ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 4 (136)
апрель
2016

Издается с января 2005 г.

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

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

Заместитель главного редактора
д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:
д.т.н., проф.
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф.
А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф.
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.
В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.
В.Е. ГРОМОВ, д.т.н., проф.
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.
Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.
Е.Д. МАКАРЕНКО
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:
И.Н. МЫМРИНА
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.: (499) 269-52-98,
268-47-19.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Министерстве связи и массовых коммуникаций РФ. Свидетельство о регистрации ПИ № 77-63956 от 09.12.2015 г.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Илюшкин М.В., Филимонов В.И. Контактные давления между формующими роликами и заготовкой с покрытием при профилировании 3

Сасарин А.М., Крючков С.А., Шевцов М.А., Митюкова Э.Н. Получение многослойных градиентных термобарьерных покрытий лопаток ГТД и исследование физико-химических процессов, протекающих в их структуре при высокотемпературном воздействии.....8

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Серга Г.В., Лебедев В.А., Белокур К.А., Яковлев Д.Я. Повышение производительности технологических систем отделочно-зачистной и упрочняющей обработки деталей на основе винтовых роторов.....16

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Васильев Д.Д., Моисеев К.М. Особенности формирования диоксида кремния реактивным высокочастотным магнетронным распылением на установке ВУП-11М 20

Гадалов В.Н., Ковалев С.В., Абакумов А.В., Тураева О.А., Романенко Е.Ф. Повышение работоспособности и надежности цилиндрической втулки локомотивного дизеля нанесением аморфизированных газотермических и электроакустических покрытий Fe—Cr—P—C 24

Смыслов А.М., Быбин А.А., Даутов С.С. Влияние методов защиты поверхности интерметаллидного сплава системы Ti—Al на его коррозионную стойкость при высоких температурах 29

Юрьев Ю.Н., Кривобоков В.П., Зайцев Д.А., Сиделёв Д.В., Никитенков Н.Н. Осаждение антифрикционных покрытий в плазме магнетронного разряда.....34

ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

Федорина Е.В., Дьяков И.Ф., Кокорин В.Н. Моделирование технологических процессов раскроя металлопроката в целях минимизации затрат 39

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Мищенко О.В. Изменение толщин зон сгиба полузакрытых профилей при различных схемах формообразования методом интенсивного деформирования 44

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

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

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2016

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 4 (136)
April
2016

Since 2005, January

Editor-in-Chief
Dr. of Eng. Sci.
Yu.V. PANFILOV

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

Editorial Assistant
Dr. of Phys.-Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

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

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.E. GROMOV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
Yu.R. KOPYLOV
N.K. KRIONI
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.A. SHULOV
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
I.N. MYMRINA
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.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by Ministry of Telecom and Mass Communications of RF. The certificate of registration ПИ № 77-63956. 09.12.2015

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Ilushkin M.V., Filimonov V.I. Contact pressures between forming rolls and coated blank in roll-forming 3

Sasarin A.M., Kryuchkov S.A., Shvetsov M.A., Mitiukova E.N. Study of multilayer gradient thermal barrier coating of gas turbine blades and structural processes and failure mechanism leading under the high temperature 8

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Serga G.V., Lebedev V.A., Belokur K.A., Yakovlev D.Ya. Increased productivity of technological systems for finishing and strengthening processing parts based on using screw rotors 16

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Vasiliev D.D., Moiseev K.M. Features of silicon dioxide forming by reactive RF magnetron sputtering by VUP-11M system 20

Gadalov V.N., Kovalyov S.V., Abakumov A.V., Turayeva O.A., Romanenko E.F. Increase of working capacity and reliability of the cylindrical plug of the locomotive diesel with using amorphizated gas-thermal and elektroacoustic Fe—Cr—P—C coverings 24

Smyslov A.M., Bybin A.A., Dautov S.S. Effect of surface protection methods on Ti—Al-based iintermetallic alloy corrosion resistance at high temperature 29

Yurjev Yu.N., Krivobokov V.P., Zaitcev D.A., Sidelev D.V., Nikitenkov N.N. Deposition of anti-friction coatings in magnetron discharge plasma 34

PERSPECTIVE EQUIPMENT AND AUTOMATION SYSTEMS

Fedorina E.V., Dyakov I.F., Kokorin V.N. Process simulation of metal cutting order to minimize costs 39

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Mischenko O.V. The thickness change in bending zones semi-closed profile at various schemes shaping when using the intensive deformation method 44

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

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

© "Innovative mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2016

УДК 621.981

М.В. Илюшкин *(АО "Ульяновский НИАТ")*,
В.И. Филимонов *(Ульяновский государственный технический университет)*
E-mail: fwiumz@mail.ru

Контактные давления между формующими роликами и заготовкой с покрытием при профилировании

Конечно-элементное моделирование формовки гнутых профилей в роликах позволило выявить особенности контактного взаимодействия "инструмент—заготовка", установить характер распределения контактных давлений и получить расчетные зависимости для определения их значений, что необходимо при разработке технологий профилирования.

Ключевые слова: *профилирование, формующий ролик, моделирование, покрытие заготовки, контактное давление, нарушение покрытия.*

The finite-element modeling in bent profile roll-forming enabled to reveal some specific points in contact interaction "blank—tool", to establish the character of contact pressure distribution and obtain the design dependencies to get their values necessary at the technology development.

Keywords: *roll-forming, forming roll, modeling, blank coating, contact pressure, coating damage.*

Гнутые тонкостенные профили проката с органическим покрытием, изготавливаемые в роликах профилировочных станков методом интенсивного деформирования (МИД), широко применяются в различных областях промышленности и строительстве [1]. Если при формообразовании профиля из заготовок толщиной менее 1 мм нарушения покрытия обычно не возникает, то с увеличением толщины материала подложки возникает риск нарушения покрытия вследствие повышения уровня контактных давлений, действующих на покрытие со стороны формующих роликов. Проблема нарушения покрытия при традиционном профилировании в открытых калибрах стоит не столь остро, как при использовании метода интенсивного деформирования (МИД) в закрытых калибрах, где режимы формовки являются более жесткими. При этом изменяются не только топология и размеры зон контактного взаимодействия, но и количество последних [2]. Одной из основных причин возникновения нарушения покрытия является превышение допустимых контактных давлений на поверхности заготовки с покрытием, поэтому исследование контактных воздействий в процессе изготовления гнутых профилей является важной и актуальной задачей.

Определение контактных давлений при реализации МИД теоретическими и экспериментальными методами является весьма сложной задачей ввиду взаимодействия заготовки с буртами формующих роликов, поэтому в этих целях была использована программа конечно-элементного моделирования LS-Dyna (модуль программы ANSYS), долгое время применяемая в АО "Ульяновский НИАТ" для моделирования процессов листовой обработки материалов.

Как показано в работе [3], профиль коробчатого типа с элементами жесткости на несущих полках может быть сведен методом "локальных жесткостей" к швеллерному профилю с эквивалентной толщиной стенок. Поэтому достаточно изучить формообразование швеллеров с различными толщиной и шириной подгибаемых полок для последующего обобщения выявленных закономерностей на более широкую номенклатуру гнутых профилей, подлежащих освоению. В связи с тем, что влияние ширины дна профиля на режимы формовки достаточно хорошо изучено, для исследования выбрали профили с одной и той же шириной дна: 60 мм, но с переменными значениями ширины полок и их толщины (профиль $60 \times B \times S$, где B — ширина полки; S — толщина заготовки).

В качестве инструмента использовали роликовую оснастку с вертикальными буртами [1] для реализации

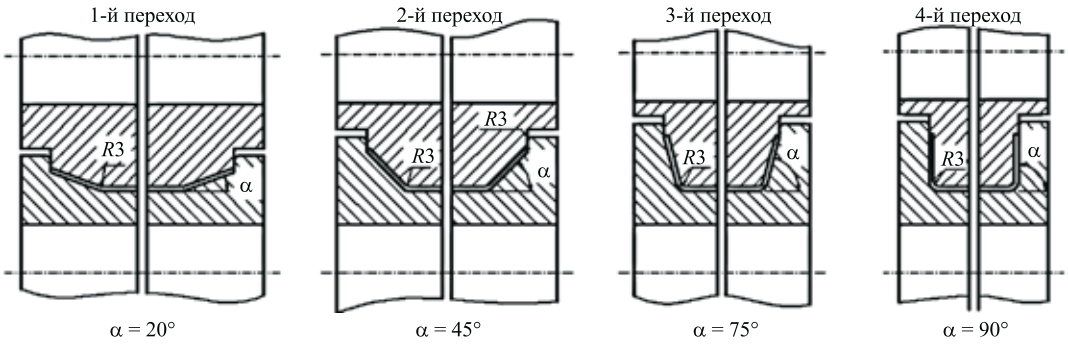


Рис. 1. Роликовые калибры для изготовления швеллерных профилей 60 × *B* × *S*

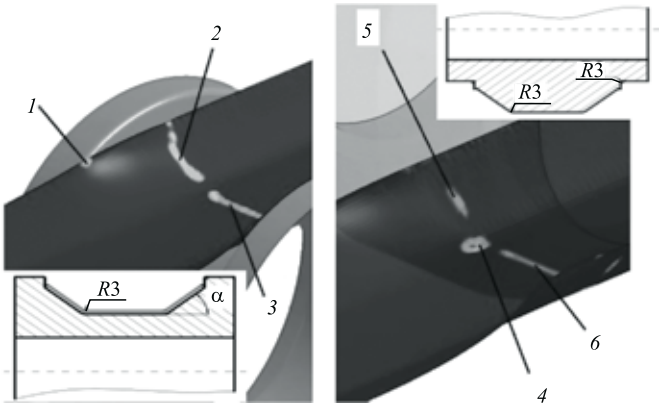


Рис. 2. Контактное взаимодействие заготовки:
1 — с буртом нижнего ролика; *2* — с конической частью нижнего ролика; *3* — с дном нижнего ролика; *4* — с формующим радиусом верхнего ролика; *5* — с конической частью верхнего ролика; *6* — с цилиндрической частью верхнего ролика

МИД со сравнительно "жесткими" режимами формовки (рис. 1). Радиусы изгиба и ширину дна для всех сочетаний размеров полки и толщины профиля принимали одинаковыми в целях минимизации трудоемкости построения моделей, а сами ролики выполняли разрезными для обеспечения зазора в толщину заготовки (рис. 2).

Материал заготовки задавали пластической кинематической моделью (MAT 3), материал роликов — твердотельной моделью (RIGID 20). Свойства заготовки в модели соответствовали материалу 08кп, а свойства роликового инструмента — материалу 9ХС. Для вывода контактных характеристик в программе LS-Dyna задавали параметр INTFOR, визуализацию контакта обеспечивали включением параметра Interface Pressure. На рис. 2 приведены характерные зоны контакта между инструментом и заготовкой.

Программа исследований с использованием конечно-элементного моделирования предусматривала изучение параметров напряженно-деформированного состояния и силовых параметров для 9 вариантов геометрии профиля. Для получения необходимого зазора применяли разрезную конструкцию роликового инструмента (см. рис. 1), что позволяло программе LS-Dyna обеспечивать смещение подгибаемых полок в вертикальной и горизонтальной плоскостях. Использование номинальной ширины заготовки (для профиля 60 × 38 × *S*) соответствовало изготовлению профиля в закрытом калибре с помощью МИД, когда происходит контакт заготовки с буртом нижнего ролика и с его конической частью. Меньшая ширина заготовки (при изготовлении профилей 60 × 26 × *S* и 60 × 14 × *S*) соответствовала традиционному профилированию (контакт заготовки на втором и третьем переходах происходил только с конической частью нижнего ролика).

На рис. 3 приведены усредненные по переходам контактные давления, возникающие при формовке МИД профиля 60 × 38 × 3 мм и показывающие уровни нагружения покрытия соответствующих зон профиля. Здесь наиболее нагруженным участком профиля оказывается внутренний контур угловой зоны (зоны *1* на рис. 3), однако следует иметь в виду, что в данной модельной задаче относительный радиус изгиба равен

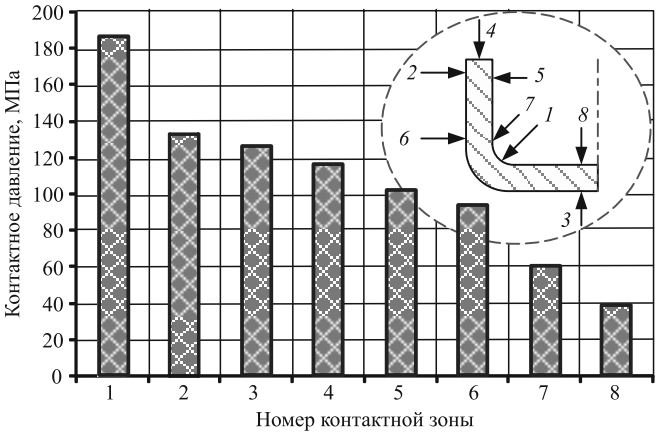
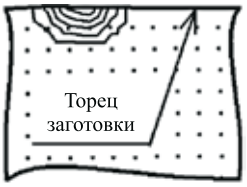
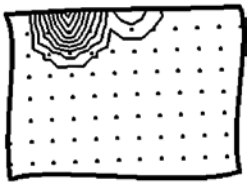
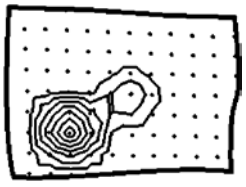
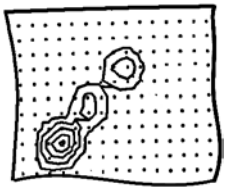


Рис. 3. Усредненные по переходам давления для профиля 60 × 38 × 3 мм в зонах контакта:
1 — с формующим радиусом верхнего ролика; *2* — с конической частью нижнего ролика (периферия); *3* — с цилиндрической частью нижнего ролика; *4* — с буртом нижнего ролика; *5* — с конической частью верхнего ролика (периферия); *6* — с конической частью нижнего ролика (предугловая зона); *7* — с конической частью верхнего ролика (предугловая зона); *8* — с цилиндрической частью верхнего ролика

Контактные давления со стороны бурта нижнего ролика и вид контакта

Ширина полки, мм	Толщина заготовки *S*, мм											
	3	2	1	3	2	1	3	2	1	3	2	1
	1-й переход			2-й переход			3-й переход			4-й переход		
	Давление со стороны бурта нижнего ролика, МПа											
38	104	40	—	137	57	13	142	61	15	94	40	11
26	—	—	—	—	—	—	142	61	16	126	54	13
14	—	—	—	—	—	—	—	—	—	153	91	22
Конфигурация и топология контактных зон												

Примечание: прочерк — нет контакта.

единице, в то время как обычно задаваемый относительный радиус изгиба по чертежу равен двум (для данного случая — это *R*6). Так что фактическое увеличение площади контакта должно снизить уровень давления со стороны скругленной части верхнего ролика почти в два раза. Кроме того, в результате моделирования установлено, что контактные давления на внутреннем контуре зоны изгиба (оставаясь на уровне 180...220 МПа для всех переходов при $S = 3{,}0$ мм) не зависят от ширины подгибаемой полки, но линейно зависят от толщины заготовки.

Таким образом, основное внимание следует уделить анализу распределения давлений при формообразовании по внешней части заготовки (особенно подгибаемых полок), контактирующей с нижним роликом. Критичными в этом смысле являются зоны *2*, *4*, *6* и *3*, показанные на рис. 3. Однако, как показывает анализ результатов расчета для зоны *3* (донная часть профиля), уровень давления практически не зависит от ширины подгибаемой полки, но растет от перехода к переходу с приращением примерно в 30 МПа начиная со второго перехода, где максимальное давление составляет 120 МПа. На первом переходе давление едва достигает 40 МПа для профиля с полкой шириной 38 мм, 20 МПа для профиля с полкой шириной 26 мм и близко к нулю для профиля с полкой шириной 14 мм. Это свидетельствует о том, что при разработке технологии под гамму профилей с одной и той же шириной дна и толщиной стенок, но с различной шириной полки влияние последней можно вовсе не учитывать. Данное обстоятельство позволяет говорить о преемственности технологии для указанной группы профилей по данному параметру (ограничению на уровень контактных напряжений в донной части профиля), если хотя бы для одного из таких профилей технология была отработана.

В то же время контактное давление в донной части профиля со стороны нижнего ролика существенно зависит от толщины заготовки. Для толщины заготовки 1,0 мм практически во всех переходах давление не превышает 30 МПа; для толщины 2,0 мм — 90 МПа; для толщины 3,0 мм — 180 МПа. Причем распределение по переходам становится ступенчатым лишь для последнего случая, а для двух предыдущих давление во 2...4-м переходах оставалось фактически на одном и том же уровне (за исключением первого перехода, где давление не превышает 45 МПа для толщин 2,0 и 3,0 мм и 20 МПа для толщины 1,0 мм).

Распределение по переходам контактных давлений от действия бурта нижнего ролика (зона *4* на рис. 2) в зависимости от параметров заготовки представлено в таблице.

Таблица показывает, что для профилей с узкими полками на первых переходах контакт заготовки с буртом отсутствует (переходы 1 и 2, профили с шириной полок 14 и 26 мм). В то же время на последнем переходе уровень контактных напряжений даже для профиля с шириной полки 14 мм достигает 153 МПа. Для профиля с шириной полки 38 мм контакт с буртом имеет место, если толщина заготовки превышает 1 мм. При этом конфигурация и топология контактных зон различны: на первом и втором переходах контактные зоны расположены у кромки заготовки, а на третьем и четвертом переходах — в середине подгибаемой полки со сдвигом к угловой зоне (см. таблицу). В ряде случаев высокий уровень контактных напряжений может приводить к нарушению даже металлических покрытий (рис. 4).

Для указанных на рис. 3 контактных зон *2* и *6* в результате моделирования получено распределение давлений по переходам в зависимости от толщины заготовки, представленное на рис. 5 и 6 для ширины полки 38 мм.

При толщине заготовки 2 мм контактное давление на участке подгибаемой полки, примыкающем к торцу

Рис. 4. Формовка швеллера (слева) и нарушение цинкового покрытия подгибаемой полки

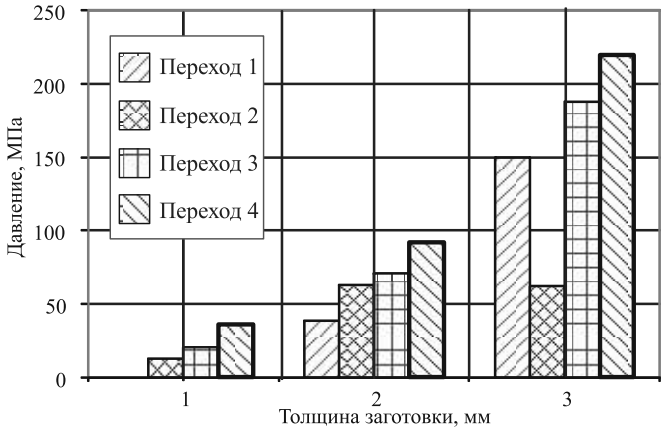


Рис. 5. Контактное давление на предторцевом участке полки (зона *2* на рис. 3)

заготовки, не превышает 100 МПа, однако для толщины заготовки 3 мм эта величина повышается более чем в два раза, хотя толщина увеличилась всего в 1,5 раза (см. рис. 5). Это означает, что по мере увеличения толщины заготовки углы подгибки следует существенно уменьшать для снижения контактных давлений, влияющих на качество профиля. Контактные давления по переходам для указанного участка профиля можно представить в аналитической форме в результате степенной аппроксимации контактных давлений:

$$p_{b1} = 36{,}15S^2 - 69{,}75S + 33{,}6; \quad (1)$$

$$p_{b2} = -25{,}55S^2 + 127{,}05S - 88{,}8; \quad (2)$$

$$p_{b3} = 33{,}6S^2 - 50{,}8S + 38; \quad (3)$$

$$p_{b4} = 35{,}6S^2 - 50{,}2S + 50{,}2, \quad (4)$$

где p_{bi} — контактное давление на участке вблизи торца на переходе i; S — толщина заготовки.

Аналогичные закономерности наблюдаются и для участка подгибаемой полки, примыкающего к угловой зоне (см. рис. 6). Однако в отличие от рис. 5 (где на четвертом переходе контактные давления больше, чем в третьем переходе), на рис. 6 контактные давления к четвертому переходу снижаются, что вполне следует логике изменения углов подгибки по переходам: 20°—25°—30°—15°. В целом для предуглового участка подгибаемой полки уровень контактных давлений несколько ниже, чем для предторцевого участка, где давления на последних переходах становятся близкими к пределу текучести материала заготовки. В последнем случае следует обращать внимание на сопоставимость действующих давлений с допустимыми давлениями для материала покрытия. Особенность состоит в том, что контактные давления в комбинации с касательными напряжениями на поверхности заготовки, возникающими вследствие вращения роликового инструмента, могут приводить к разрыву органического покрытия или возникновению наплывов [4], что является неустранимым дефектом изготавливаемого профиля.

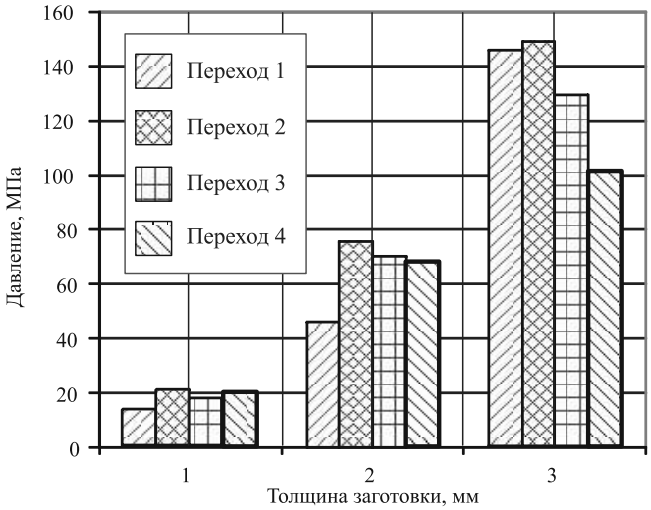


Рис. 6. Контактное давление на предугловом участке полки (зона *6* на рис. 3)

Для участка подгибаемой полки вблизи угловой зоны контактные давления также можно представить в аналитической форме:

$$p_{a1} = -11{,}35S^2 + 67{,}15S - 42{,}7; \quad (5)$$

$$p_{a2} = -14S^2 + 97{,}3S - 63; \quad (6)$$

$$p_{a3} = -10{,}4S^2 + 84S - 56{,}4; \quad (7)$$

$$p_{a4} = -1{,}25S^2 + 51{,}65S - 30{,}4, \quad (8)$$

где p_{ai} — контактное давление на участке вблизи угловой зоны на переходе i.

Если для данного материала известны допустимые контактные давления, то, используя группу формул

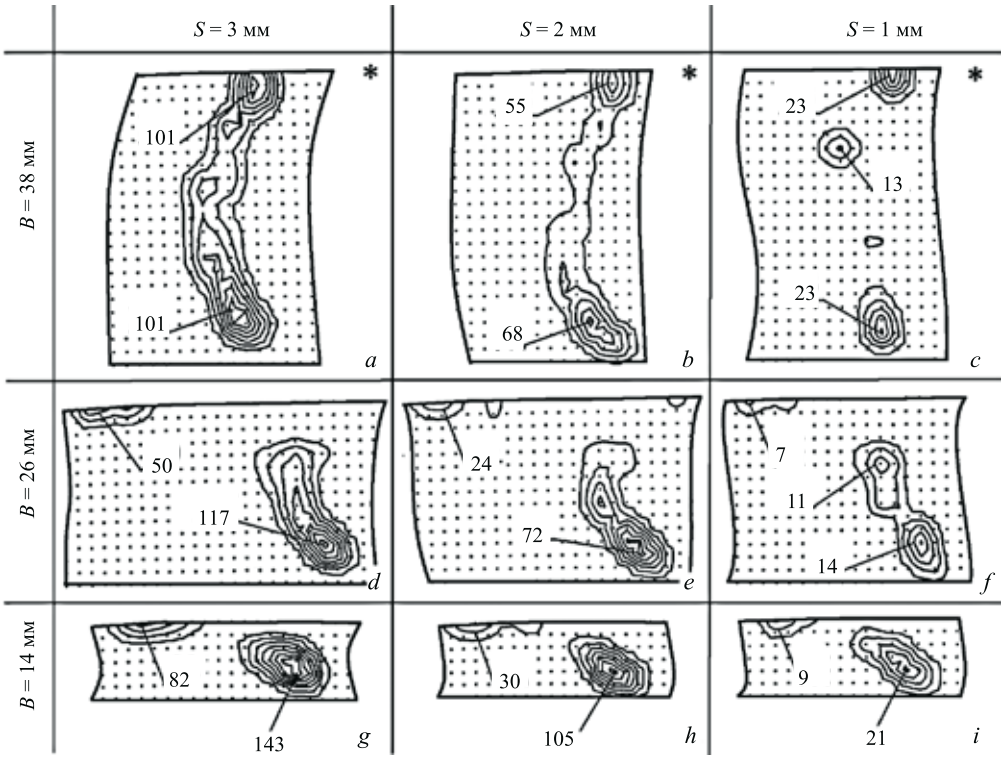


Рис. 7. Распределение контактных давлений по подгибаемой полке для девяти рассмотренных моделей на втором технологическом переходе (направление профилирования — слева направо); цифрами указаны максимальные давления; * — присутствует контакт с буртом (не показан)

(1)...(4) или (5)...(8), можно установить возможность применения данного режима деформирования. Для профилей с элементами жесткости конфигурацию сечения можно редуцировать к швеллерному или коробчатому профилю с приведенной толщиной стенок. Для такого профиля можно применить скорректированные конечно-элементные модели и определить контактные давления по отработанной методике. Это позволит ускорить процесс проектирования технологической оснастки и избежать ошибок при назначении углов подгибки.

Пример распределения контактных давлений по полке на втором переходе в девяти исследованных моделях показан на рис. 7. Если при реализации МИД (поз. *a*...*c* на рис. 7) контакт торцевого участка с нижним роликом находится на уровне межосевой плоскости роликовой пары, а сама контактная зона является сплошной для заготовок толщиной более 2 мм, то в схеме традиционного профилирования (поз. *d*...*i* на рис. 7) контактная зона является разрывной для любой толщины заготовки и ориентирована под углом к межосевой плоскости, а контакт торцевой части заготовки с буртом как бы "отстает" от зоны контакта заготовки с конической частью нижнего формующего ролика. Форма зоны контакта также различна: в первом случае она вытянута и несколько изогнута, перпендикулярна к оси профилирования, а во втором случае — это преимущественно овальная зона, с большой осью, развернутой под углом до 45° к оси профилирования. Можно также заметить, что при малых углах подгибки высокие контактные давления возникают на участке, примыкающем к торцу заготовки, а при больших углах подгибки — на участке, примыкающем к угловой зоне, что отмечалось в наших более ранних работах [5, 6].

Выводы

Моделирование формообразования в роликах заготовок с покрытием позволило выявить следующее:

1. Уменьшение толщины исходной заготовки приводит к уменьшению площади контакта и снижению уровня максимального контактного давления.

2. При использовании МИД контактная зона на подгибаемой полке представляет собой сплошной, несколько изогнутый участок, перпендикулярный к оси профилирования, а при традиционном профилировании контактная зона является разрывной, состоящей из двух или более овальных участков, развернутых на некоторый угол по отношению к оси профилирования.

3. При углах подгибки менее 45° овальные участки с пиковыми давлениями локализуются вблизи кромок заготовки, а при углах подгибки более 45° — вблизи угловых зон.

4. При использовании МИД величина торцового поджатия может достигать половины предела текучести и влиять на условия формовки угловой зоны.

5. С уменьшением относительной ширины подгибаемой полки уровень контактного давления вблизи угловой зоны повышается и может достигать предела текучести или превышать его.

6. Полученные зависимости (1)...(8) для определения контактных давлений подгибаемых полок могут использоваться для ограничения углов подгибки при разработке технологий профилирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Илюшкин М.В., Филимонов В.И.** Интенсивная технология производства гнутых профилей из материалов с покрытием в роликах. Ульяновск, УлГТУ, 2006. 200 с.

2. **Илюшкин М.В., Филимонов В.И., Марковцева В.В.** Моделирование контактных взаимодействий роликового инструмента с полкой профиля швеллерного типа при изготовлении гнутых профилей // Известия Самарского научного центра РАН. 2014. № 1 (2). Т. 16. С. 397—400.

3. **Филимонов А.В., Филимонов С.В.** Изготовление полузакрытых гнутых профилей в роликах методом интенсивного деформирования / под ред. В.И. Филимонова. Ульяновск, УлГТУ, 2010. 206 с.

4. **Илюшкин М.В., Марковцева В.В., Филимонов В.И.** Влияние обжима на качество покрытий при профилировании // Современные проблемы создания и эксплуатации радиотехнических систем: Сб. науч. тр. Ульяновск, УлГТУ. 2014. С. 170—173.

5. **Влияние** контактных напряжений на стойкость полимерных покрытий при профилировании / С.В. Филимонов, В.И. Филимонов, В.В. Марковцева, И.О. Лисин // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 10. С. 36—41.

6. **Локализация** участков формующих роликов под упрочнение на основе анализа силовых параметров и прогнозирования износа оснастки / В.И. Филимонов, С.В. Филимонов, В.В. Марковцева, И.О. Лисин // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 7. С. 31—38.

УДК 669-1

А.М. Сасарин, С.А. Крючков, М.А. Шевцов, Э.Н. Митюкова
(Научно-производственное объединение "Сатурн", г. Рыбинск)
E-mail: sergey.kryuchkov@npo-saturn.ru

Получение многослойных градиентных термобарьерных покрытий лопаток ГТД и исследование физико-химических процессов, протекающих в их структуре при высокотемпературном воздействии

Главной задачей при создании современных газотурбинных двигателей (ГТД) является повышение их КПД, что невозможно без повышения температуры рабочего газа на входе в турбину. Повышение температуры рабочего газа требует создания эффективной защиты элементов конструкции турбин от тепловых нагрузок и перегрева. Один из путей решения этой задачи — уменьшение теплоотдачи от рабочего газа к элементам конструкции применением многослойных термобарьерных покрытий. В данной работе представлены исследования градиентных многослойных покрытий и механизмов их разрушения.

Ключевые слова: *газотурбинный двигатель (ГТД), градиентные термобарьерные покрытия, микрослой, термоусталостные напряжения.*

The important task for creating gas turbine engine is increasing efficiency. That is impossible without increasing gas operation temperature in the beginning of aircraft engine. Increasing the operation temperature requires creating an effective protection for each element of turbine construction from thermal stresses and thermal fatigue. One of the way to solve this problem is decreasing heat transmission from operation gas to each detail from the construction by applying multilayer thermal barrier coating. The study of gradient multilayer thermal barrier coating and failure mechanism is presented in this paper.

Keywords: *gasturbine engine, gradient thermal barrier coating, microlayer, thermal fatigue.*

Современные условия работы продуктов машиностроения диктуют повышенные требования к элементам их конструкции. Так, одной из главных задач при разработке газотурбинных двигателей (ГТД) нового поколения является повышение КПД, что ведет к повышению температур рабочего газа на входе в турбину. Повышение рабочих температур ГТД невозможно без направленной модификации рабочих узлов, в том числе и основного рабочего элемента — лопаток [1].

В настоящее время для защиты лопаток от взаимодействия с агрессивной внешней средой и, как следствие, окисления и высокотемпературной газовой коррозии используются термобарьерные

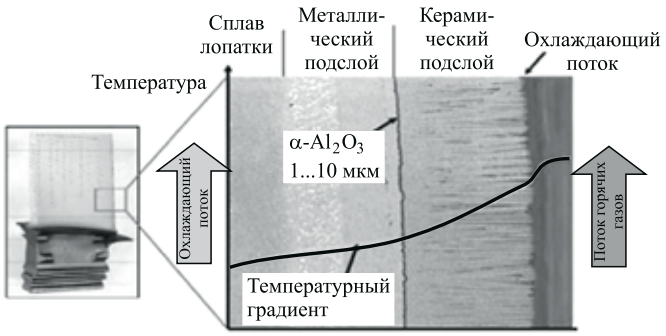


Рис. 1. Типовая структура термобарьерного покрытия и температурный градиент

покрытия (ТБП). Типовая структура термобарьерного покрытия (рис. 1) включает в себя металлический жаростойкий подслой на основе MCrAlY (где M—Ni, Co) и керамический теплозащитный слой, в качестве которого чаще всего используют диоксид циркония, стабилизированный 6...8 % оксида иттрия (ZrO_2 — 6...8 % Y_2O_3). Металлический подслой не только является связующим между суперсплавом лопатки и теплозащитным слоем, но также защищает от окисления и газовой коррозии суперсплав, так как керамическое покрытие чаще всего имеет пористую структуру, что способствует проникновению кислорода и продуктов сгорания топлива [2].

Ввиду сложного эксплуатационного характера изделия разрушение такого покрытия сложное и происходит сразу по нескольким механизмам. Основные причины разрушения, не считая внешних механических воздействий, — остаточные напряжения, возникающие в ходе термоциклической работы из-за различных коэффициентов температурного расширения (КТР) слоев, а также окисление металлического подслоя [3]. Во время рабочего цикла ГТД в процессе окисления металлического подслоя образуется оксидный слой на основе α-Al_2O_3, который является барьерным по отношению к кислороду. Образование и рост оксидной пленки вызывают перераспределение нескомпенсированных термоусталостных напряжений, которые также приводят к разрушению покрытия.

В настоящее время наиболее перспективным считается направление создания многослойной и градиентной структуры термобарьерного покрытия. Такие структуры позволяют контролировать адгезионное взаимодействие между слоями и снижать разницу в КТР путем введения функциональных слоев. Многослойные структуры также регулируют образование и рост оксидного слоя. Все это понижает возможность образования трещин, тем самым продлевая срок работы покрытия [4].

Таким образом, создание перспективных вариантов термобарьерного покрытия с градиентной структурой слоев для охлаждаемых лопаток ГТД, а также их исследование в целях изучения работоспособности при повышенной температуре (до 1200 °С) — важная задача.

Для решения данной задачи были получены различные варианты покрытий на монокристаллических образцах из сплава ЖС-32, а также отработаны различные режимы его нанесения.

Были получены и исследованы образцы со структурами, представленными на рис. 2.

Нанесение жаростойкого слоя АЖ8 осуществляли на установке МАП-1 ионно-плазменным методом. Нанесение металлического подслоя СДП-2, а также керамического термозащитного слоя КДП-1 производили на электронно-лучевой установке Л-8 методом испарения металлических слитков и керамических штапиков и последующей их конденсации в вакууме.

Полученные покрытия имеют микрослойную структуру, которую удалось получить с помощью технологии импульсной работы пушек электронно-лучевой установки. Состоящий из микрослоев слой в структуре покрытия является градиентным. Предполагалось, что эти микрослои, в отличие от полученных на электронно-лучевых пушках постоянного действия, будут снижать термоусталостные напряжения, возникающие на границе раздела фаз при эксплуатации ГТД, за счет толщины слоев, а также ре-

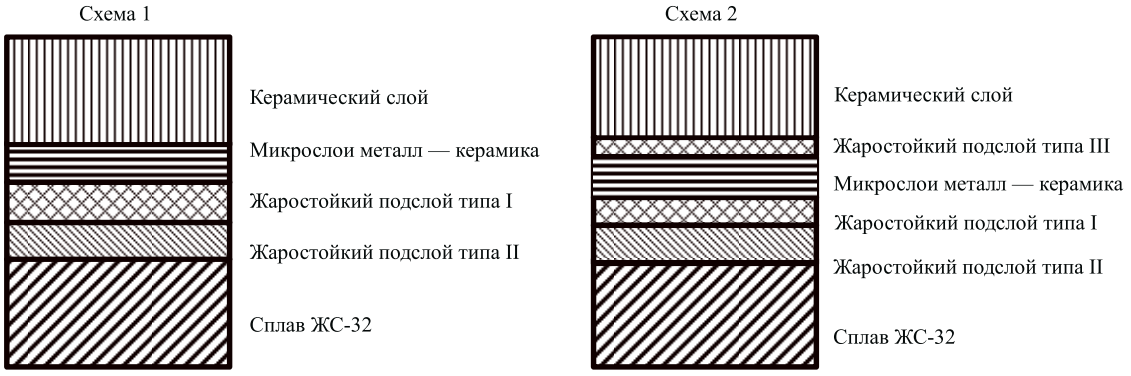


Рис. 2. Структуры образцов, полученных в ходе испытаний

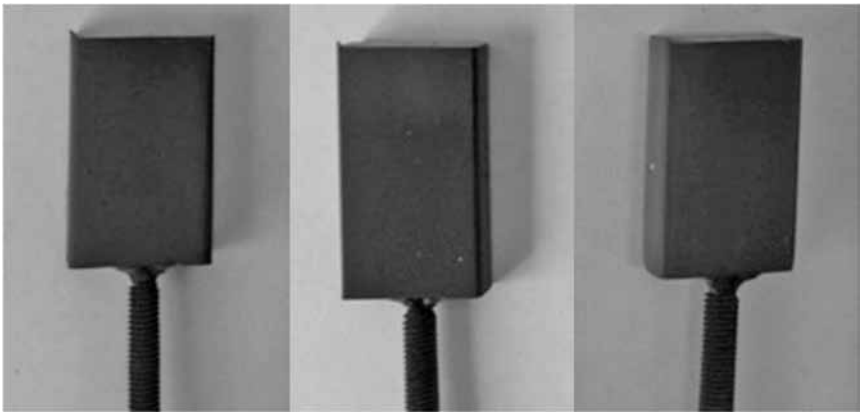
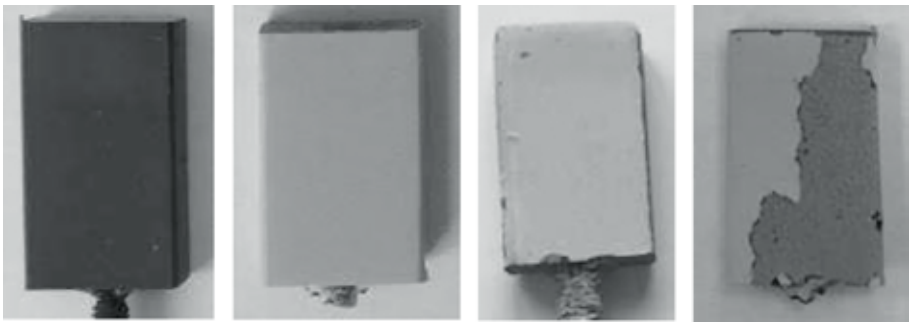
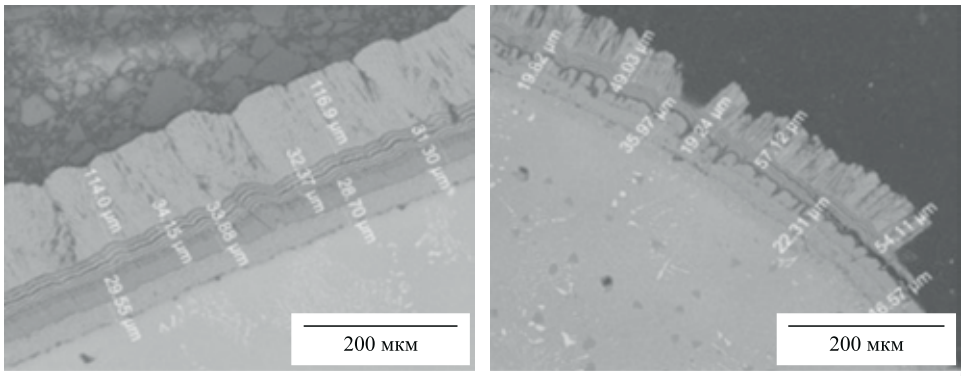


Рис. 3. Образцы с термобарьерными покрытиями

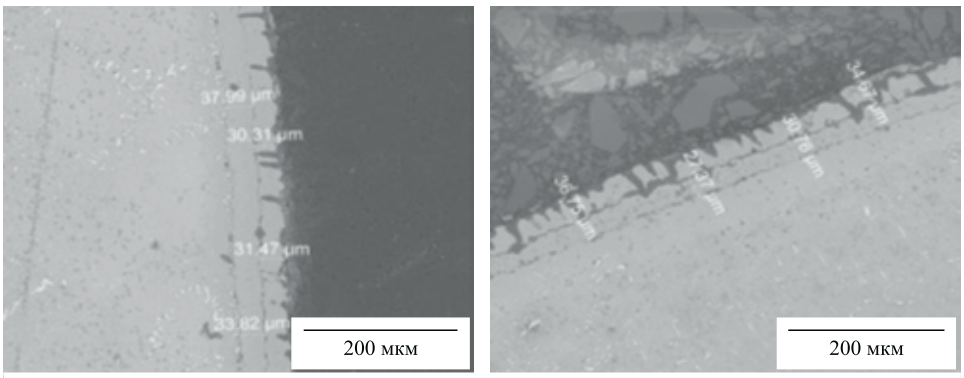


а) *б)* *в)* *г)*

Рис. 4. Образцы, полученные по схеме 1:
а — до испытаний; *б* — после одного цикла испытаний при T = 1100 °С; *в* — после одного цикла при T = 1150 °С; *г* — после одного цикла при T = 1200 °С



а) *б)*



в) *г)*

Рис. 5. Микроснимки образцов, полученных по схеме 1:
а — до испытаний; *б* — после одного цикла испытаний при T = 1100 °С; *в* — после одного цикла при T = 1150 °С; *г* — после одного цикла при T = 1200 °С

гулировать образование оксидного слоя, распределяя его по толщине покрытия, и, таким образом, играть роль градиентного слоя. Внешний вид образцов с градиентными термобарьерными покрытиями представлен на рис. 3.

Как известно, каждый этап технологического процесса является определяющим в формировании структуры и свойств термобарьерного покрытия. В целях подтверждения влияния этапов технологического процесса были получены образцы по различным технологическим режимам.

Готовые образцы с покрытиями были подвергнуты термоциклическим испытаниям по следующей методике:

нагрев до температур: 1100, 1150, 1200 °С;

один цикл: нагрев, выдержка 23 ч при постоянной температуре *T*, охлаждение в течение 1 ч до комнатной температуры.

Испытания проводили в печи с воздушной атмосферой.

Исследование структуры, фазового и химического составов защитных покрытий проводили с использованием электронного растрового микроскопа Inspect с приставкой для проведения элементного анализа EDAX Genesis.

Образцы, полученные по схеме 1 (см. рис. 2) были испытаны при температурах 1100, 1150 и 1200 °С. На рис. 4 представлен внешний вид образцов до и после испытаний.

Данная структура покрытия показала себя как наиболее термостойкая среди предложенных в рамках данного эксперимента. Покрытие выдержало термоциклические испытания при температуре 1100 °С, повышение температуры до 1150 °С и 1200 °С привело только к его частичному отслоению. После трех циклов при $T = 1200$ °С отслоение произошло только по боковым граням.

Из микроснимков, представленных на рис. 5, видно, что отслоение произошло по плоскости между микрослойным слоем и металлическим жаростойким подслоем по образовавшемуся оксиду α-Al_2O_3. Кроме того, наблюдается окисление металлического подслоя. При этом образование слоя α-Al_2O_3 происходит не только по поверхности металлического подслоя, но также и внутри микрослойной структуры. Вероятно, эти оксидные слои будут являться дополнительным барьером для проникновения атомов кислорода и тем самым не только защищать от окисления и коррозии, но и регулировать образование оксидного слоя на поверхности металлического жаростойкого подслоя.

Рост толщины слоя α-Al_2O_3 приводит к перераспределению остаточных напряжений, вызванных рабочим циклом ГТД [4]. Увеличение в объеме, а также морфологическая нестабильность оксида являются движущей силой возникновения и развития трещины, приводящей к разрушению покрытия. Разница в КТР оксидной пленки и слоя на основе MCrAlY приводит к образованию волнистой поверхности, термоусталостным напряжениям и, как следствие, возникновению трещин.

Из полученных результатов видно, что с повышением температуры увеличивается толщина образовавшегося слоя α-Al_2O_3. Так, например, толщина оксидного слоя у образца после одного цикла испытания при $T = 1100$ °С составляет 3,4 мкм, повышение температуры испытаний до 1150 и 1200 °С привело к увеличению толщины слоя до 4,5 и 6,12 мкм соответственно. Следовательно, с повышением температуры образование α-Al_2O_3 происходит быстрее и за один цикл термоциклических испытаний формируется оксидная пленка большей толщины. Соответственно, термоусталостные напряжения выше, а значит, и разрушение наступает быстрее. Так, образец, испытанный при нагреве до температуры 1100 °С, практически не разрушился, при нагреве до 1150 °С разрушился на 40 %, при нагреве до 1200 °С — на 60 %.

В ходе металлографических исследований были определены элементные составы образцов данного покрытия, представленные на рис. 6. По изменению концентрации элементов в металлическом жаростойком подслое типа I можно сделать вывод о диффузии атомов Al из подслоя типа II.

Образец покрытия, полученный по технологической схеме 2 (см. рис. 2), в которую дополнительно был включен этап вакуумного отжига после нанесения жаростойкого слоя типа II, выдержал до 16 циклов термоиспытаний при $T = 1100$ °С без нарушения целостности покрытия. Микроснимок, а также элементный анализ представлены на рис. 7.

Таким образом, исходя из результатов испытаний образцов, полученных по схеме 1, можно сделать вывод, что этап вакуумного отжига положительно влияет на работоспособность покрытия. Вероятнее всего, это связано с тем, что термостабилизация покрытия и снятие внутренних напряжений, происходящих в процессе вакуумного отжига, снижают миграцию атомов из подслоя, приводящую к формированию дефектной структуры.

Образцы, полученные по схеме 2, показали меньшую термостойкость, чем образцы, полученные по схеме 1. Это предположительно связано с полным окислением металлического жаростойкого подслоя, который в первом случае на 20 мкм тоньше. Соответственно, обеднение подслоя вследствие миграции атомов Al, а также его окисление происходят быстрее, чем в случае покрытия толщиной 50 мкм. Это приводит к его полному разрушению при температуре 1200 °С.

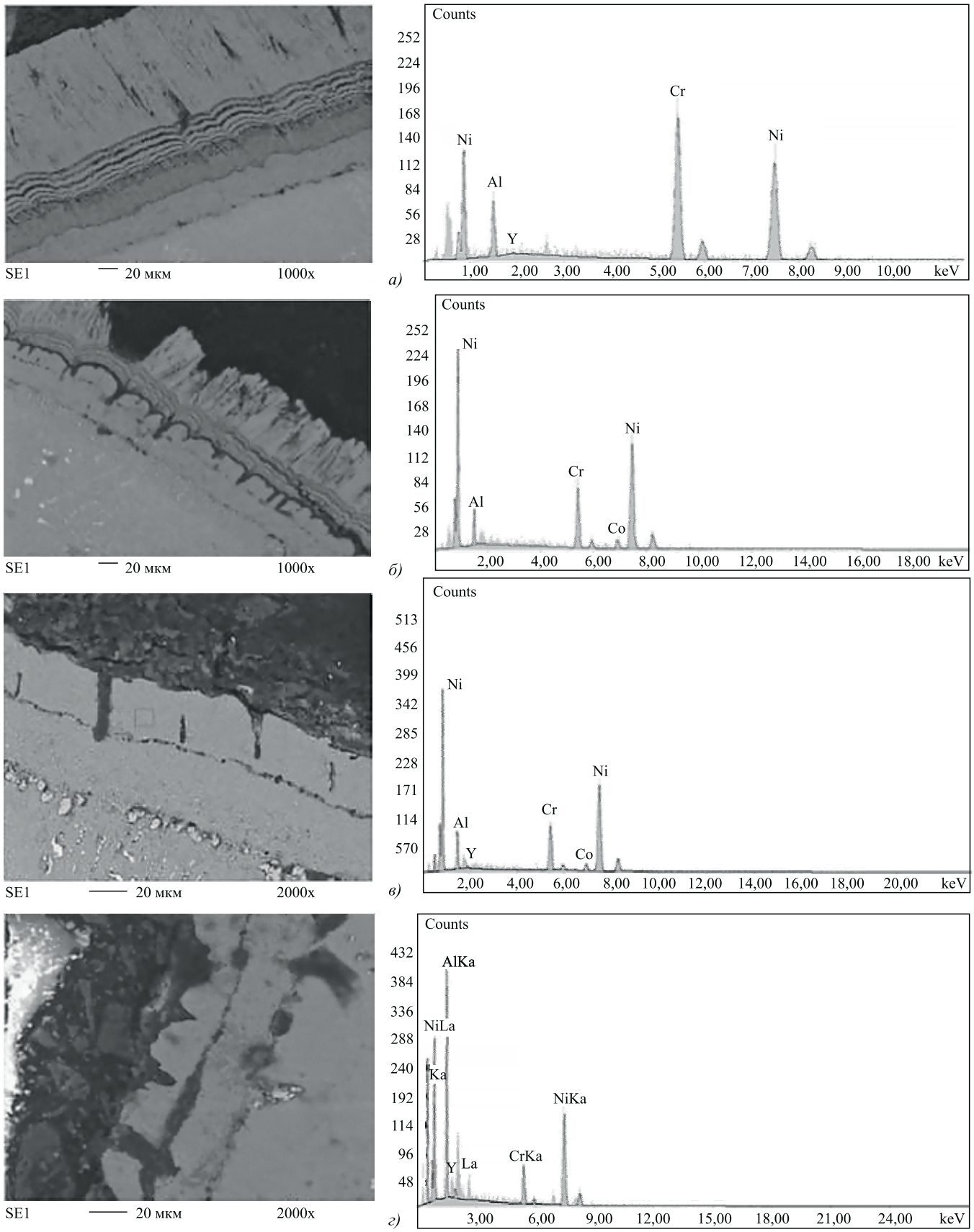


Рис. 6. Микроснимки покрытия, полученные на электронном микроскопе, и элементный анализ:

а — исходный образец; *б* — образец после выдержки 23 ч при $T = 1100$ °С; *в* — образец после выдержки 23 ч при $T = 1150$ °С; *г* — образец после выдержки 23 ч при $T = 1200$ °С

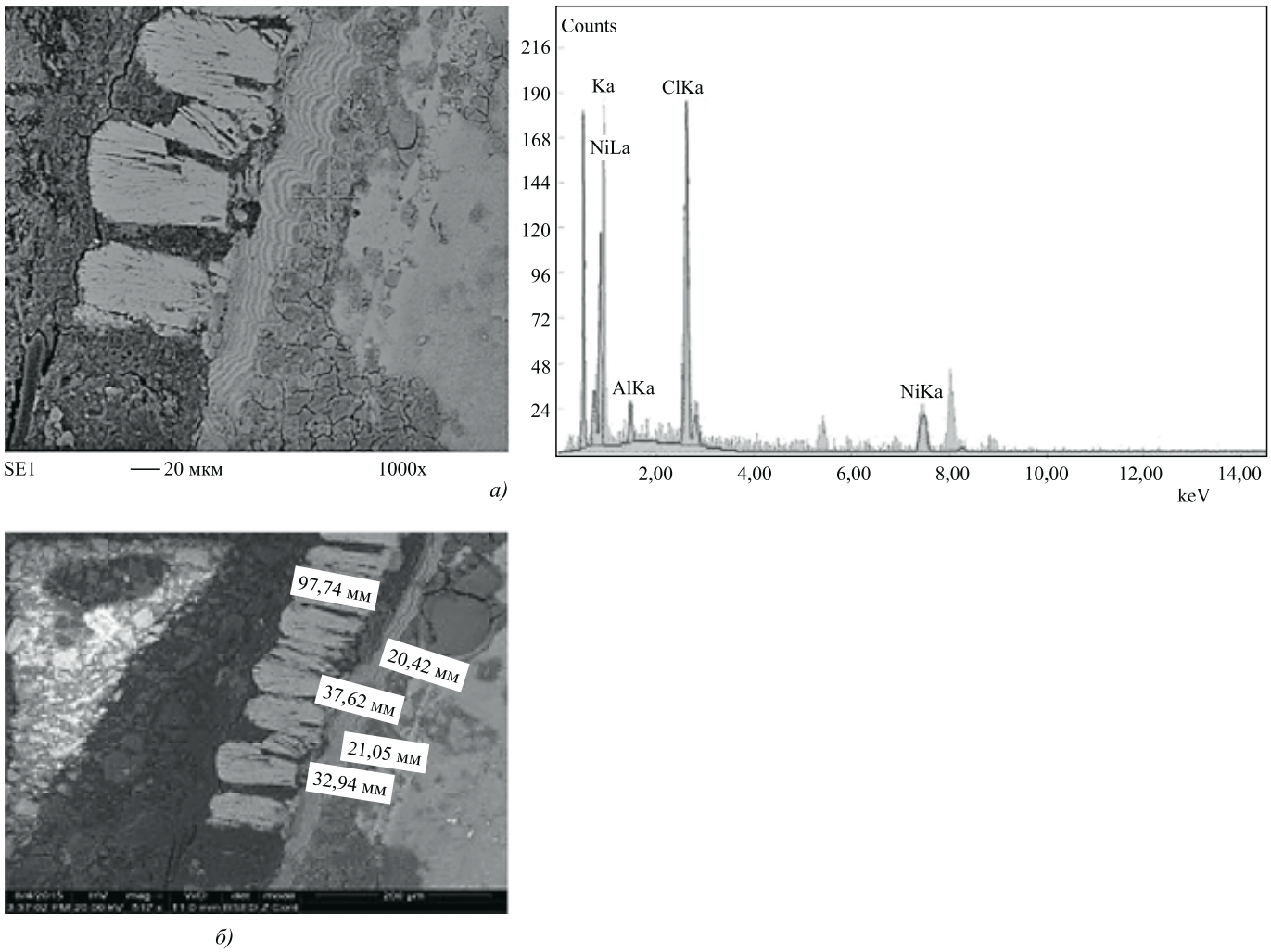


Рис. 7. Элементный анализ (*а*) и микроснимок (*б*) образца, полученного по схеме 1, после 16 циклов термоиспытаний при *T* = 1100 °С

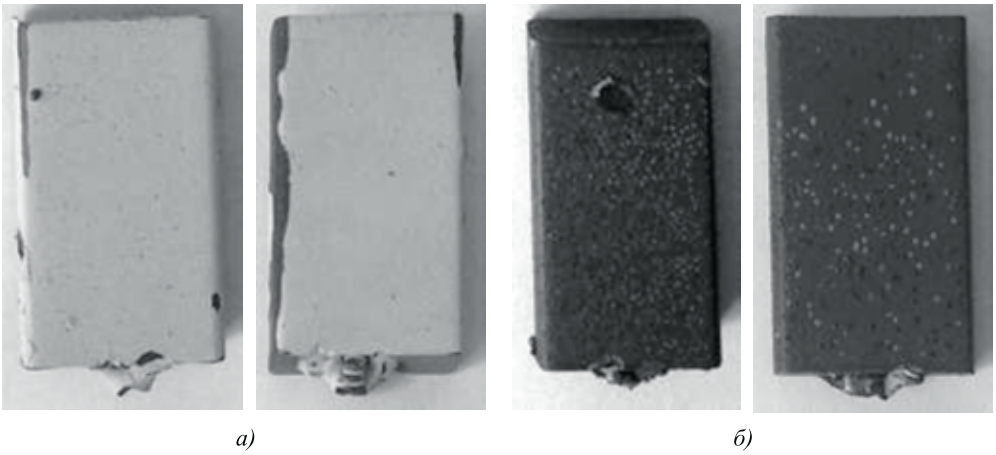


Рис. 8. Образцы, полученные по схеме 2, после одного цикла испытаний:
а — при *T* = 1100 °С; *б* — при *T* = 1200 °С

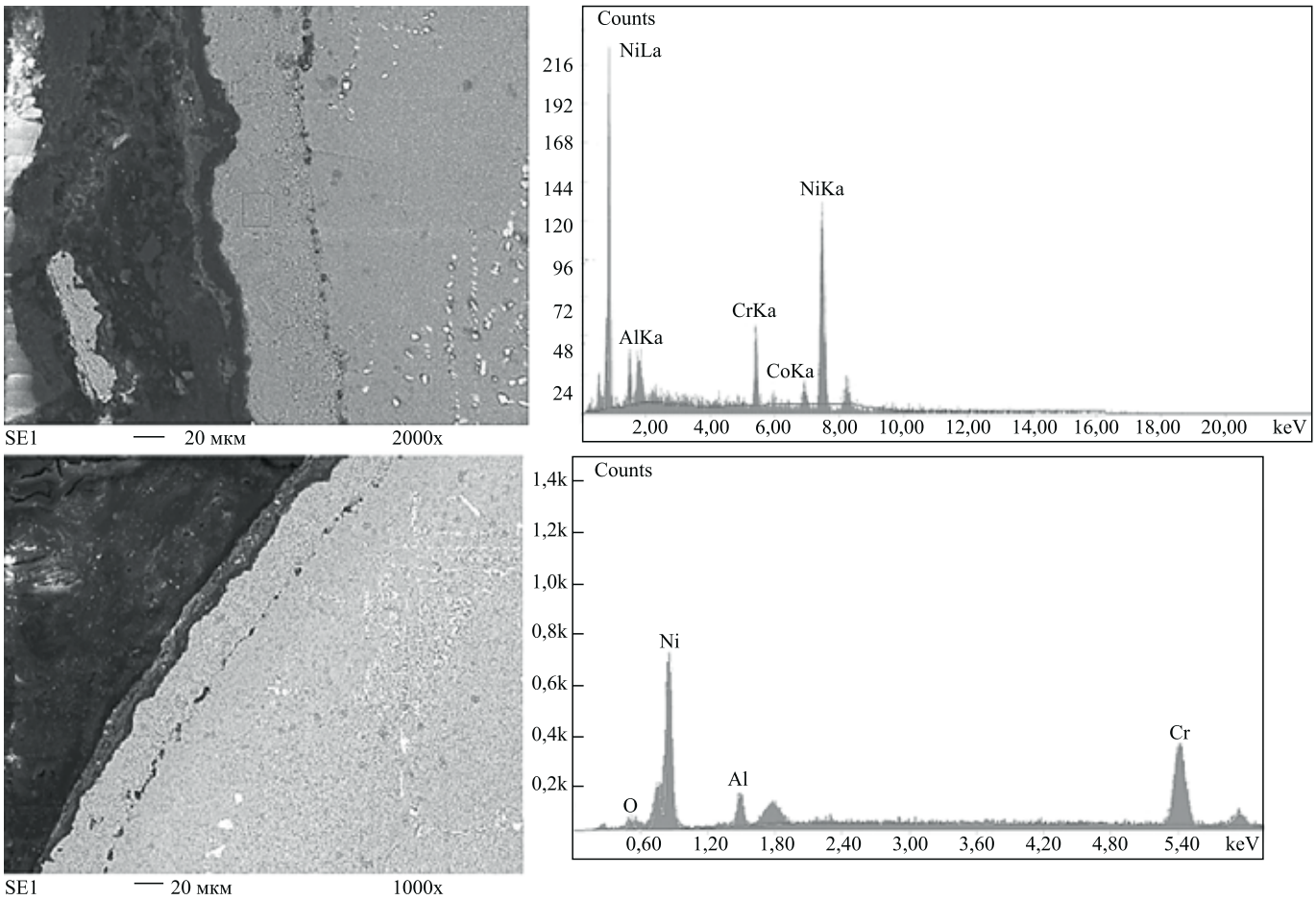
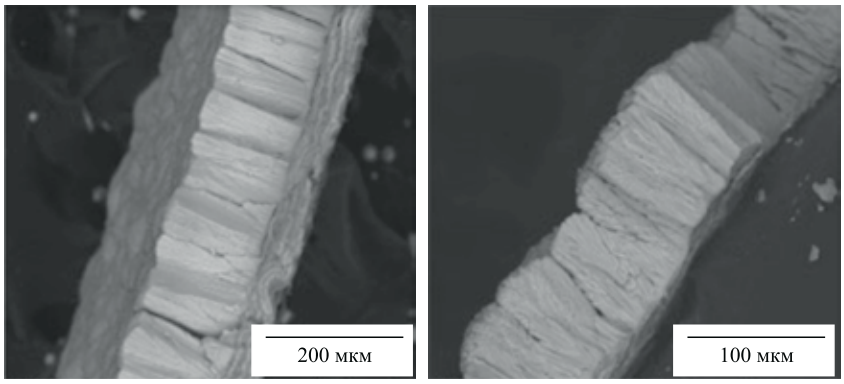


Рис. 9. Микроснимки и элементный анализ двух образцов покрытий, полученных по схеме 2, после одного цикла термоиспытаний при T = 1200 °C



а) *б)*

Рис. 10. Керамический теплозащитный слой после нескольких циклов термоциклических испытаний:
а — при T = 1100 °C; *б* — при T = 1200 °C

На рис. 8 приведен внешний вид образцов, полученных по схеме 2, после одного цикла термоциклических испытаний при T, равной 1100 и 1200 °С. Как видно, микрослойная структура распределяет термоусталостные напряжения и несмотря на процесс окисления металлического жаростойкого подслоя.

Металлографическое исследование образцов, полученных по схеме 2, после одного цикла испытаний при T = 1200 °С и результаты элементного анализа представлены на рис. 9.

Из микроснимков образцов покрытий видно, что металлический подслой практически полностью окислился в процессе термоциклических испытаний. Разрушение термобарьерного покрытия произошло по плоскости жаростойких слоев типа I и типа II. Таким образом, можно сделать вывод, что толщина металлического подслоя играет важную роль в составе термобарьерного покрытия и должна быть не менее 50 мкм, как в образцах, полученных по схеме 1, показавших более высокую термостойксть. При этом ограничением сверху являются напряжения, возникающие из-за разницы в КТР слоев. При слишком большой толщине покрытия термоусталостные напряжения, вызванные различием в КТР и циклической работой ГТД, достигают критического значения, приводящего к образованию трещин между слоями.

Из литературы известно [4], что максимально допустимая толщина оксидного слоя составляет около 6 мкм. Так, например, в образце, полученном по схеме 2, толщина оксидного слоя α-Al_2O_3 составляет около 7,5 мкм и после одного цикла при T = 1200 °С произошло полное отслоение покрытия. Это также подтверждает, что в число важных факторов, приводящих к разрушению покрытия, входят оксидный слой и его толщина.

На рис. 10 представлены микроснимки керамического слоя термобарьерного покрытия после нескольких циклов термоциклических испытаний при температуре 1100 и 1200 °С. Можно сделать вывод, что при данных температурах керамический слой не разрушается, имеет столбчатую структуру, свойственную оксиду циркония, стабилизированного оксидом иттрия, при электронно-лучевом нанесении. Фазовые и структурные изменения выявлены не были. Соответственно, керамический слой термобарьерного покрытия не подвергается разрушениям при повышенных температурах. А значит, основными причинами разрушения, как указывалось ранее, являются наличие напряжений, вызванных термоциклической работой ГТД, а также возникновение трещин и пустот из-за диффузии атомов алюминия.

Таким образом, по результатам проведенных экспериментов можно заключить, что исследованная микрослойная структура покрытия показывает свои преимущества и является работоспособной при температуре 1100 °С и кратковременно при температуре 1200 °С при толщине металлического подслоя типа I 50 мкм, жаропрочного слоя типа II 50 мкм и керамического слоя КДП-1 80...100 мкм. Вероятнее всего, это связано со снижением термоусталостных напряжений вследствие создания градиентного слоя, состоящего из металлокерамических микрослоев.

При проведении исследований были также рассмотрены механизмы разрушения термобарьерных покрытий. Одним из самых важных и требующих особого внимания механизмов разрушения термобарьерных покрытий является рост оксидного слоя α-Al_2O_3 до своей предельной толщины, при которой термические напряжения достигают значений, приводящих к разрушению. В связи с этим можно сделать вывод, что существует критическая толщина металлического подслоя. Ее превышение приводит к возникновению критических термоусталостных напряжений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **R. Darolia.** Thermal barrier coatings technology: critical review, progress update, remaining challenges and prospects // International Materials Reviews. 2013. Vol. 58 N 6. P. 27.

2. **Huibin Xu, Hongbo Guo.** Thermal barrier coatings. Woodhead Publishing Limited. 2011. P. 231.

3. **Y. Tamarin.** Protective coatings fore turbine blades // The Materials Inform Society. 2008. P. 162.

4. **Каблов Е.Н.** Литые лопатки газотурбинных двигателей. М., МИСИС, 2001. С. 531.

5. **Concept** of functionally graded materials for advanced thermal barrier coating applications / Woo Y. Lee et al. // J. Am. Cer. Society. 79 [12] 3003-12.

УДК 621.924

[1]Г.В. Серга, [2]В.А. Лебедев, [1]К.А. Белокур, [2]Д.Я. Яковлев
([1] Кубанский государственный аграрный университет, г. Краснодар,
[2] Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)
E-mail: va.lebidev@yandex.ru

Повышение производительности технологических систем отделочно-зачистной и упрочняющей обработки деталей на основе винтовых роторов

Предложено техническое решение повышения производительности технологических систем отделочно-зачистной и упрочняющей обработки деталей на основе применения винтовых роторов. Представлены принцип формообразования и классификация винтовых роторов, а также результаты оценки их эффективности исходя из конструктивных особенностей.

Ключевые слова: *технологическая система, винтовой ротор, производительность, отделочная обработка, упрочняющая обработка, масса загрузки.*

A solution to increase the performance of technological systems finishing and stripping and strengthening handling of details through the use of helical rotors. Classification and essence represented helical rotors as well as the results of evaluation based on their effectiveness of the design features.

Keywords: *technological system, screw rotor performance, finishing treatment, reinforcing treatment, weight download.*

Введение

Для отделочно-зачистной и упрочняющей обработки деталей в отечественной и зарубежной практике широко применяют технологические системы, основанные на различных установках, оснащенных виброактиватором [1]. В этих установках, как представлено на рис. 1, вращение от электродвигателя *1* передается вращающемуся виброактиватору *2*, который преобразует вращение в колебательное движение рабочего органа — контейнера *4*, установленного на неподвижном основании, с помощью упругих связей в виде пружин *3*. Стенки контейнера *4* и его дно сообщают низкочастотные колебания обрабатываемым деталям и обрабатывающей среде, состоящей из абразивных или металлических гранул. В процессе обработки детали и гранулы обрабатывающей среды перемещаются относительно друг друга. При этом совершается два вида движения: колебательное и циркуляционное (медленное вращение всей массы загрузки).

Основные технологические факторы вибрационных технологических систем — амплитуда и частота колебаний, характеристики обрабатывающей среды, материала деталей и время обработки. Их оптимизация

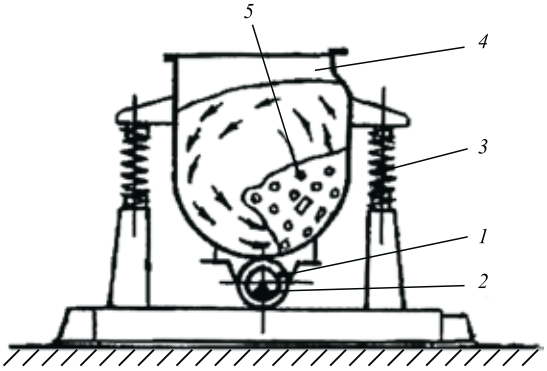


Рис. 1. Установка для отделочно-зачистной и упрочняющей обработки деталей:
1 — электродвигатель; *2* — виброактиватор; *3* — упругие связи; *4* — контейнер; *5* — обрабатываемые детали и гранулы обрабатывающей среды

позволяет осуществлять одновременную обработку большого числа деталей различных размеров без закрепления, а также обработку деталей малой жесткости. Обработка производится в основном в пределах профиля исходной шероховатости, т. е. является "безразмерной", однако при необходимости удаления дефектного слоя (после литья, штамповки и т. п.) можно снимать большой припуск за счет увеличения времени виброобработки.

Установлено, что производительность отделочно-зачистных и упрочняющих операций пропорциональна амплитуде колебаний. Опыт практического применения вибростанков показывает, что они эффективно работают тогда, когда рабочая камера вибростанка получает от инерционного вибратора колебания с частотой до 50 Гц и амплитудой от 0,5 до 6...8 мм. Превышение указанных амплитудно-частотных характеристик приводит или к значительному снижению сроков эксплуатации вибростанков, или делает их применение экономически нецелесообразным по причине большой материалоемкости вибростанка.

При использовании вибростанков для отделочно-зачистной и упрочняющей обработки деталей серьезной проблемой являются вопросы, связанные с загрузкой, выгрузкой деталей из рабочей зоны и их последующей транспортировкой. Изучение технологических процессов, выполняемых в известных вибрационных машинах в соответствии с принципами, изложенными в трудах академика Л.Н. Кошкина, показало, что в вибрационных машинах, как правило, между транспортным и технологическим движением имеется противоречие, одно движение прерывает другое [2]. В целях исключения этого противоречия, а также расширения диапазона амплитудно-частотных характеристик технологического оборудования предлагается использовать для выполнения отделочно-зачистной и упрочняющей обработки деталей технологические системы с рабочими органами в виде винтовых роторов.

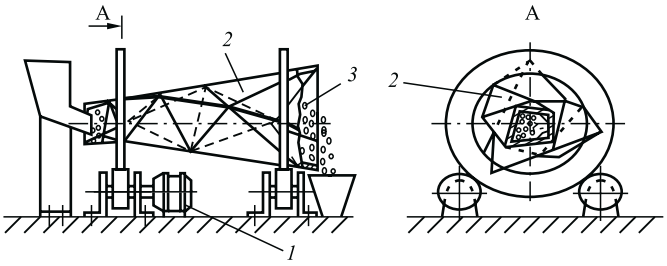


Рис. 2. Установка для отделочно-зачистной и упрочняющей обработки на базе винтового ротора:

1 — электродвигатель; *2* — винтовой ротор; *3* — масса загрузки

Принцип формообразования и классификация винтовых роторов

Винтовые роторы — это пространственные объекты с оригинальной геометрической формой периметра рабочего органа, в которых частицы массы загрузки осуществляют одновременно непрерывное вращательное движение вокруг оси рабочего органа и непрерывное поступательное движение вдоль горизонтальной оси вращения рабочего органа (рис. 2). Такие движения в винтовых роторах обеспечиваются массам загрузки благодаря наличию по периметру рабочего органа винтовых линий и винтовых поверхностей [3, 4]. Эти винтовые линии и винтовые поверхности и придают массе загрузки движение с большой амплитудой: от 10 до 500 мм и более. При такой конструкции рабочего органа, как показано на рис. 3, отпадает необходимость в виброактиваторе и системе упругих связей, так как масса загрузки движется лишь за счет внутренней геометрии поверхности по периметру рабочего органа и при одном лишь его вращательном движении.

По конструктивному исполнению можно выделить две большие группы винтовых роторов:

первая группа — винтовые роторы условно цилиндрической формы с постоянным по длине ротора шагом винтовых линий;

вторая группа — винтовые роторы условно конической формы с переменным по длине ротора шагом винтовых линий.

Все винтовые роторы можно разделить на семь классов с различными конструктивными особенностями и типами винтовых (зигзагообразных) линий. Каждый класс, в свою очередь, состоит из нескольких подклассов, оличающихся числом винтовых (зигзагообразных) линий по периметру винтового ротора.

Результаты исследования эффективности винтовых роторов

Проведенные исследования позволили установить, что независимо от конструктивно-

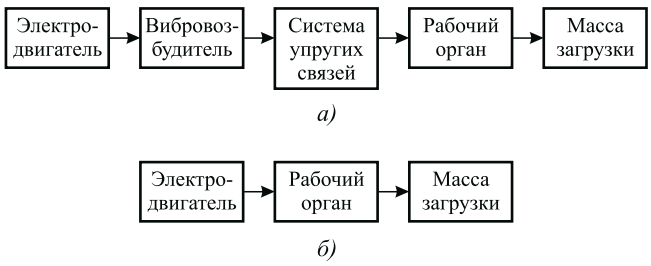
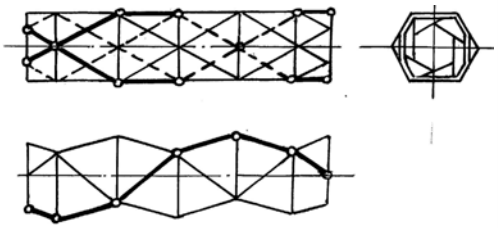
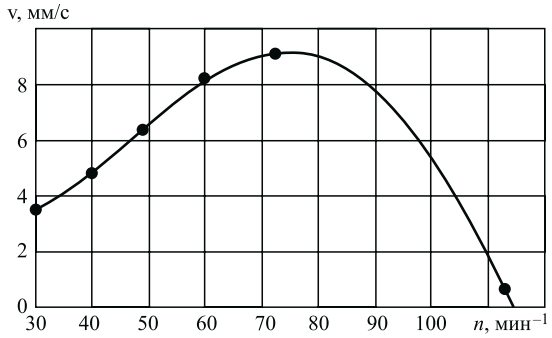
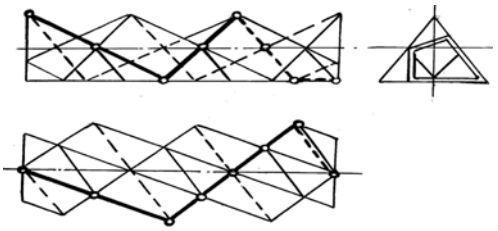
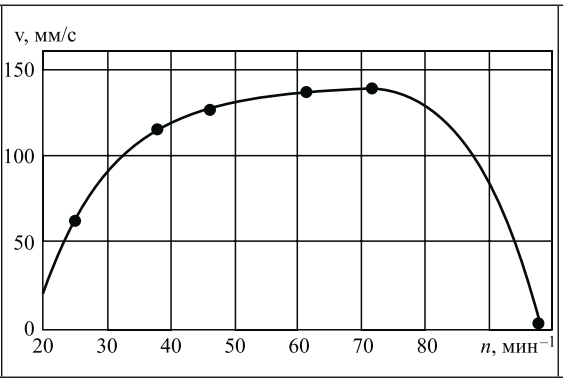
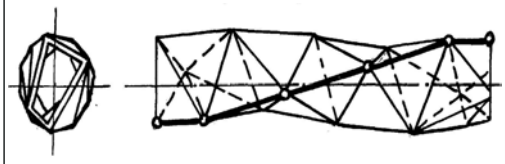
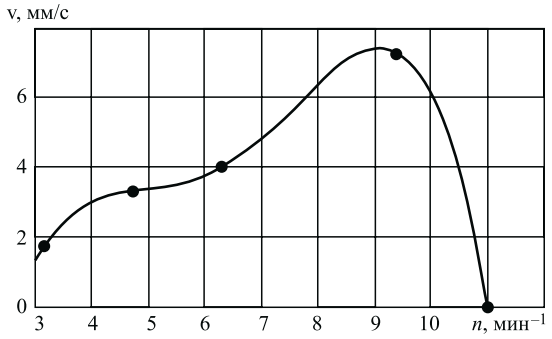
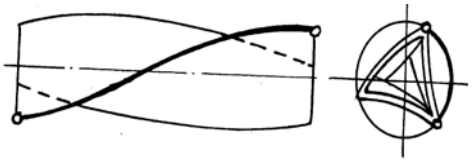
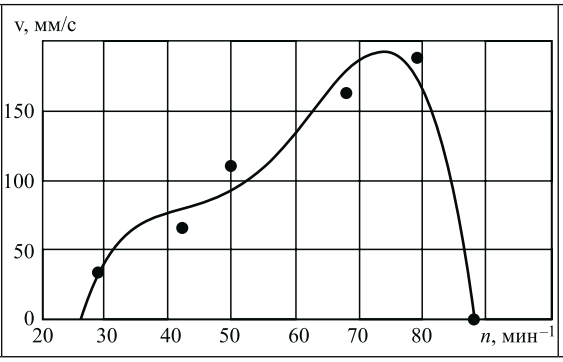


Рис. 3. Схема передачи энергии от электродвигателя к массе загрузки:

а — в известных конструкциях вибромашин; *б* — в установке предлагаемой конструкции на базе винтового ротора

Результаты исследований винтовых роторов

Схема исследуемого винтового ротора	Зависимость скорости перемещения частиц масс загрузки	Коэффициенты уравнения для оценки v
Цилиндрический винтовой ротор с тремя ломаными винтовыми линиями основного и противоположного направлений одинакового шага		
		$B_0 = 5{,}92 \cdot 10^{-7}$ $B_1 = 2{,}075 \cdot 10^{-4}$ $B_2 = 0{,}021$ $B_3 = -0{,}693$ $B_4 = 10{,}275$
Цилиндрический винтовой ротор с тремя ломаными винтовыми линиями основного направления с шагом S и двумя ломаными винтовыми линиями противоположного направления с шагом $S/2$		
		$B_0 = -4{,}77 \cdot 10^{-5}$ $B_1 = 0{,}011$ $B_2 = -0{,}916$ $B_3 = 35{,}544$ $B_4 = -403{,}119$
Цилиндрический винтовой ротор с разнонаправленными тремя ломаными винтовыми линиями, у которых шаг винтовых линий основного направления в 4 раза больше шага винтовых линий противоположного направления		
		$B_0 = -0{,}032$ $B_1 = 0{,}806$ $B_2 = -7{,}183$ $B_3 = 27{,}737$ $B_4 = -36{,}372$
Цилиндрический винтовой ротор с тремя однонаправленными плавными винтовыми линиями основного направления		
		$B_0 = -2{,}689 \cdot 10^{-4}$ $B_1 = 0{,}056$ $B_2 = -4{,}254$ $B_3 = 140{,}045$ $B_4 = -1{,}636$

го исполнения всем винтовым роторам свойствен одинаковый механизм протекания колебательного процесса порционных масс загрузки в роторе, который заключается в следующем. В процессе вращательного движения ротора его плоские элементы, разнонаклоненные друг к другу, захватывают различные по объему порции массы загрузки и затем после их подъема бросают к противоположно движущимся элементам периметра рабочих органов.

Как показали исследования, результаты которых представлены в таблице, конструктивные особенности винтовых роторов оказывают существенное влияние на производительность обработки, непосредственно зависящую от скорости движения порционных масс загрузки в роторе в поперечном и продольном его сечениях и частоты его вращения. На основе статистической обработки результатов экспериментальных данных установлено, что для оценки скорости продольного перемещения частиц массы загрузки v в роторе в функции от частоты его вращения вполне удовлетворительно может быть принята зависимость, описываемая полиномом четвертой степени и имеющая вид

$$v = B_0 n^4 + B_1 n^3 + B_2 n^2 + B_3 n + B_4.$$

Здесь n — частота вращения барабана, об/мин; B_0, ..., B_4 — коэффициенты полинома, зависящие от геометрических характеристик винтовых роторов и условий его работы, в том числе от масс обрабатываемых деталей m_1 и гранул обрабатывающей среды m_2; коэффициента заполнения винтового ротора ξ; характеристики винтового ротора G, определяемой зависимостью $G = r\mathrm{tg}j$, где r — усредненный радиус винтового ротора; j — угол наклона винтовых линий к продольной оси винтового ротора, $j = \mathrm{const}$.

Заключение

Предложенная классификация винтовых роторов, а также зависимости, полученные на основе экспериментальных исследований, позволяют путем комбинирования конструктивных элементов оптимизировать скорость перемещения частиц массы загрузки в зависимости от частоты вращения ротора и на этой основе обосновать конструкцию винтового ротора, обеспечивающего требуемую производительность технологической системы отделочно-зачистной и упрочняющей обработки деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бабичев А.П., Бабичев И.А.** Основы вибрационной технологии. Ростов-н/Д: Изд. центр ДГТУ, 2008. С. 693.

2. **Кошкин Л.Н.** Роторные и роторно-конвейерные линии. М.: Машиностроение, 1986. 319 с.

3. **Серга Г.В., Иванов А.Н.** Технология финишной обработки кромок и удаления заусенцев в винтовых роторах // Технология финишной обработки прецизионных поверхностей и удаление заусенцев: Сб. тр. 6-й Междунар. науч.-техн. конф. СПб., 2000. С. 249—256.

4. **Интенсификация** отделочно-упрочняющей обработки в винтовых роторах путем последовательного уплотнения и разрежения масс загрузки / Г.В. Серга, Н.Н. Кузнецова, А.Н. Иванов, В.А. Лебедев // Межвуз. сб. науч. ст. Ростов-н/Д: Изд. центр ДГТУ, 2013. С. 141—147.

ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

С 1 января 2016 года журнал «Наноинженерия» не издается.
В журнале «Упрочняющие технологии и покрытия» введены рубрики «Упрочняющие нанотехнологии» и «Материаловедение наноструктур».
Все материалы, касающиеся данной тематики, будут публиковаться в нашем журнале.

Телефон редакции: 8(499)268-47-19
E-mail: utp@mashin.ru

УДК 621.793

Д.Д. Васильев, К.М. Моисеев
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: mkm430@yandex.ru

Особенности формирования диоксида кремния реактивным высокочастотным магнетронным распылением на установке ВУП-11М

Проведено моделирование процесса реактивного высокочастотного (ВЧ) магнетронного распыления кремния в среде аргона и кислорода. Теоретически обоснованы взаимосвязи параметров нанесения, при которых происходит осаждение диоксида кремния с максимальной скоростью. Проведены эксперименты, подтверждающие теоретические расчеты.

Ключевые слова: *защитные тонкопленочные покрытия, реактивное магнетронное распыление, диоксид кремния, моделирование, скорость осаждения.*

Simulation of the reactive RF magnetron sputtering of silicon in oxygen are made. Interconnection application parameters under which the material is deposited at maximum speed are theoretically justified. The experiments which confirms the theoretical calculations were carried out.

Keywords: *protective thin-film coatings, reactive magnetron sputtering, silicon dioxide, modeling, deposition rate.*

Введение

Пленки диоксида кремния благодаря своим диэлектрическим и оптическим свойствам нашли широкое применение в микроэлектронике, оптике и оптоэлектронике. Диоксид кремния применяется в качестве диэлектрических покрытий в пассивных и активных элементах микроэлектроники. В качестве оптических, антибликовых и отражающих покрытий диоксид кремния используется в солнечных панелях, мониторах, светодиодах и фотодетекторах, лазерах [1—3].

Покрытия SiO_2, нанесенные на поверхность стеклянных и кремниевых пластин, обладают высокими механической прочностью и адгезией, прозрачны в области чувствительности солнечных элементов [3].

Основным требованием, предъявляемым к покрытиям SiO_2, является их стехиометрический состав, так как от него зависят свойства самих покрытий.

Диоксид кремния может быть получен как химическим осаждением из газовой фазы, так и физическим осаждением — методом магнетронного распыления мишени из диоксида кремния или распылением кремниевой мишени в среде кислорода и аргона [4—6]. Достоинствами методов физического осаждения из газовой фазы по сравнению с методами химического осаждения являются низкая температура нагрева подложки, возможность ионного ассистирования, отсутствие токсичных материалов и простота конструкции, что позволяет применять метод в лабораторных условиях. Процесс осаждения диоксида кремния методом магнетронного распыления мишени из диоксида кремния в отличие от распыления кремниевой мишени в среде реактивного газа требует наличия дорогостоящей и сложной в изготовлении мишени. Последнее обстоятельство особенно критично в связи с использованием протяженных магнетронов для обеспечения современных требований к равномерности покрытий на подложках больших размеров для изделий микроэлектроники, в частности микрокоммутационных плат нового поколения [7]. Недостатками являются низкая скорость осаждения и загрязнение пленки. Загрязнение пленки уменьшается при использовании более чистых газов и снижении предельного давления установки.

В данной работе для получения заданной стехиометрии при максимальной скорости осаждения был проанализирован процесс реактивного ВЧ магнетронного распыления и на основании этого анализа определены его технологические параметры.

Особенности процесса реактивного магнетронного распыления

Процесс реактивного магнетронного распыления из-за наличия двух состояний мишени является нестабильным. Подаваемый в камеру кислород взаимодействует не только с осаждаемой пленкой, но и с мишенью. При большом расходе кислорода мишень окисляется — "отравляется" и в дальнейшем происходит распыление диоксида [8]. При слабом расходе кислорода мишень не успевает окислиться и происходит распыление кремния. Поэтому параметры процесса распыления изменяются в зависимости от состояния мишени.

При увеличении концентрации кислорода в камере после ее некоторого критического значения происходит резкое изменение амплитуды тока и напряжения разряда, что свидетельствует об окислении мишени. При уменьшении концентрации кислорода возращение к первоначальным значениям тока и напряжения происходит при меньшей концентрации кислорода, когда окисленный слой полностью распыляется. В результате наблюдается гистерезис тока и напряжения разряда [9].

Зависимость парциального давления кислорода от его расхода также зависит от состояния мишени (рис. 1). При увеличении расхода кислорода парциальное давление в камере остается низким, поскольку образующаяся пленка на подложке и стенках рабочей камеры поглощает практически весь поступающий поток кислорода. При достижении расходом кислорода определенного значения (точка *2*) происходит резкое возрастание его парциального давления (точка *3*). Это связано с тем, что осаждаемая пленка на всех поверхностях рабочей камеры не может поглотить больше кислорода, кислород начинает интенсивнее окислять мишень, происходит распыление оксида, который уже не поглощает кислород, как пленка кремния. Точка *3* соответствует парциальному давлению кислорода, близкому к тому, которое было бы в камере при выключенном магнетроне. При дальнейшем росте расхода кислорода

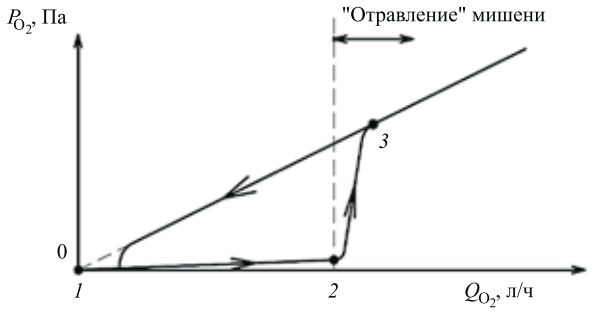


Рис. 1. Зависимость парциального давления кислорода P_{O_2} от его расхода Q_{O_2}, полученная при моделировании

его парциальное давление определяется быстротой откачки камеры вакуумным насосом. Когда же расход кислорода уменьшается от точки *3*, его парциальное давление не возвращается сразу же к первоначально низкому значению, а уменьшается до этого значения постепенно по мере распыления окисленного слоя мишени [9].

Моделирование скорости осаждения при реактивном магнетронном распылении

График для скорости осаждения позволяет определить интервал концентрации кислорода, при котором достигается максимальная скорость осаждения. Для построения графика рассмотрим процесс распыления и осаждения в каждой точке рис. 1.

Скорость осаждения связана со скоростью распыления через коэффициент осевших частиц *A* и отношения молярных масс и плотностей распыляемого и осаждаемого материалов [11]:

$$V_{\text{ос}} = \frac{S_n \cos\varphi \cos\vartheta \cdot \alpha}{4\pi r^2} \frac{\rho_{\text{рас}}\mu_{\text{ос}}}{\mu_{\text{рас}}\rho_{\text{ос}}} V_{\text{рас}} = A\frac{\rho_{\text{рас}}}{\rho_{\text{ос}}} V_{\text{рас}},$$

где A — коэффициент осевших частиц; S_n — площадь зоны эрозии; φ — угол распыления; ϑ — угол осаждения; α — коэффициент прилипания; r — расстояние от магнетрона до подложки; $\mu_{\text{рас}}$ — молярная масса распыляемого материала мишени; $\mu_{\text{ос}}$ — молярная масса осаждаемого материала пленки; $\rho_{\text{рас}}$ — плотность распыляемого материала мишени; $\rho_{\text{ос}}$ — плотность осаждаемого материала пленки. При этом используется допущение, что все атомы кремния, оказывающиеся возле подложки, образуют соединение с кислородом и осаждаются на подложке в виде диоксида кремния.

Для проведения моделирования обозначим геометрические параметры процесса (углы распыления и осаждения, расстояние до подложки и т. д.) как коэффициент осевших частиц *A*, который остается неизменным. Параметры режима нанесения покрытия (напряжение разряда, ток, рабочее давление и т. д.) обозначим как коэффициент *x*. В зависимости от материала мишень имеет коэффициент распыления, который является отношением скорости распыления материала к скорости распыления меди при одинаковых параметрах процесса. Используя данный коэффициент, можно сравнивать скорости распыления и осаждения различных материалов. Отношение молярных масс и плотностей распыляемого и осаждаемого материалов учитывает изменение объема пленки, занимаемого одинаковым количеством молекул, на подложке в случае, если на подложку осаждается соединение распыляемого материала.

В точке *1* при малом расходе кислорода мишень находится в "неотравленном" состоянии, происходит распыление кремния. Коэффициент распыления кремния относительно меди составляет 0,39 [12]. Скорость распыления составляет 0,39*x*, где *x* — коэффициент, определяющий режимы нанесения покрытия. Скорость осаждения составляет 0,39*Ax*.

В точке 3 при большом расходе кислорода мишень находится в "отравленном" состоянии, происходит распыление диоксида кремния. Коэффициент распыления диоксида кремния выше коэффициента распыления чистого кремния и составляет 0,45 относительно меди [12]. Скорость распыления составляет 0,45*x*, скорость осаждения — 0,45*Ax*.

В точке *2* при критическом расходе кислорода мишень находится в "неотравленном" состоянии, происходит распыление кремния, но расхода достаточно, чтобы формировалась пленка диоксида кремния. Скорость осаждения зависит не только от коэффициента осевших частиц *A*, но и от отношений молярных масс и плотностей кремния и его диоксида ($\frac{\rho_{Si}\mu_{SiO_2}}{\mu_{Si}\rho_{SiO_2}} = \frac{2,42 \cdot 60}{28 \cdot 2,41} = 2,15$). Это связано с тем, что распыляется кремний, а формируется диоксид кремния, количество молекул которого в 2,15 раз меньше по отношению к кремнию в одинаковом объеме, поэтому скорость роста пленки в 2,15 раз выше. Следовательно, скорость осаждения диоксида кремния составляет 0,84*Ax*.

Диоксид кремния формируется в диапазоне значений концентрации кислорода между точками *2* и *3*, при этом скорость осаждения в точке *2* в 1,86 раз выше, чем в точке *3*.

На графике зависимости скорости осаждения от концентрации кислорода (рис. 2) имеется зона экстремума, находящаяся в интервале от *a* до *b*, в которой формируется диоксид кремния, но при этом не происходит полного "отравления" мишени. Значения *a* и *b* зависят от множества параметров и индивидуальны для каждой установки.

Рис. 2. Зависимость скорости осаждения от концентрации кислорода, полученная при моделировании

В большинстве работ по реактивному магнетронному распылению [9, 10] говорится о необходимости наносить покрытие до "отравления" мишени магнетрона, так как скорость распыления оксидов меньше скорости распыления чистого материала. Однако диоксид кремния, например, распыляется быстрее самого кремния. Но отличие количества молекул в одинаковом объеме распыляемого и осаждаемого материалов позволяет получать бóльшую скорость осаждения при распылении чистого кремния, чем при распылении диоксида кремния с "отравленной" мишени. Следовательно, необходимо стремиться не допускать "отравления" мишени, подбирая соответствующее значение концентрации реактивного газа в камере.

Описание эксперимента

Эксперименты по нанесению пленок диоксида кремния проводили на установке ВУП-11М в лаборатории кафедры "Электронные технологии в машиностроении" МГТУ им. Н.Э. Баумана. Использовали магнетрон с косвенным охлаждением и диаметром мишени 100 мм, высокочастотный генератор Advanced Energy CESAR 1310 мощностью до 1 кВт с устройством автоматического согласования. Установка оснащена двухканальной системой подачи газа на базе регулятора расхода газа. Предельное давление составляло $4 \cdot 10^{-5}$ мбар. Из всех параметров варьировали только расход кислорода в смеси с аргоном относительно общего расхода, который составлял 0, 10, 12,5, 13,75, 15, 17,5, 20 и 30 %. Общий расход газов — 1,2 л/ч. Рабочее давление составляло 2,5 бар. Осаждение производили в течение 20 мин на стеклянные и ситалловые пластины. Мощность ВЧ-источника составляла 250 Вт. Образец закрепляли на расстоянии 100 мм от магнетрона. В результате 8 экспериментов было получено 16 образцов.

Результаты экспериментов

Образцы при концентрации кислорода до 12,5 % включительно имели желтый оттенок пленки, остальные образцы получились прозрачные, что свидетельствует о формировании диоксида [8].

В интервале концентрации кислорода от 15 до 17,5 % его парциальное давление в камере резко возрастало (рис. 3), что свидетельствует об "отравлении" мишени. Дальнейшее увеличение концентрации кислорода показало линейную зависимость его парциального давления от концентрации. При концентрации кислорода больше 17,5 % парциальное давление соответствовало давлению при выключенном магнетроне.

Толщины покрытий измеряли с помощью эллипсометра ELLIPS-1891 SAG. До формирования диоксида

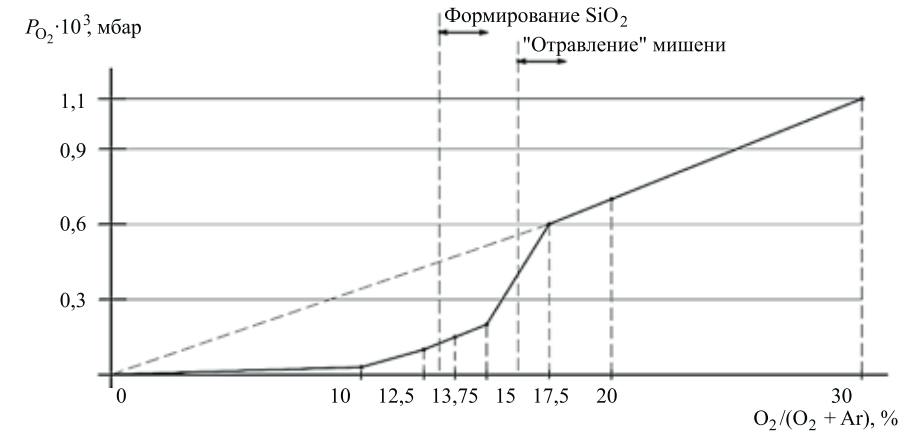


Рис. 3. Зависимость парциального давления кислорода от его концентрации, полученная в эксперименте

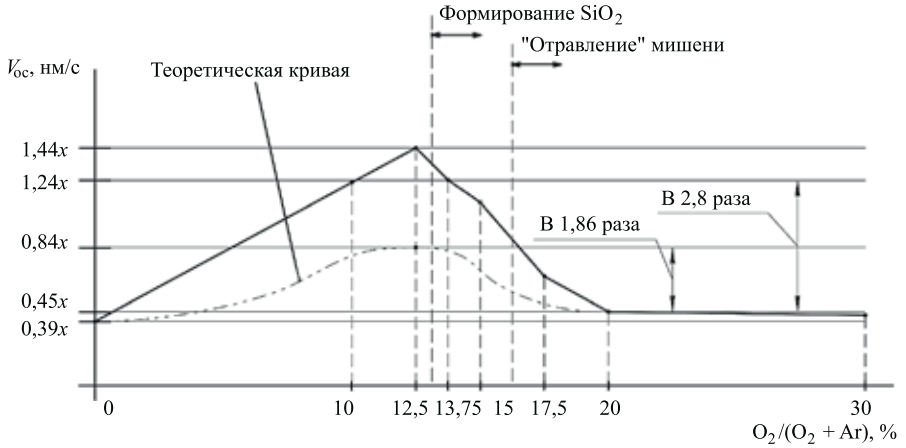


Рис. 4. Зависимость скорости осаждения покрытия от концентрации кислорода, полученная в эксперименте

кремния на подложках толщина покрытия увеличивалась, что свидетельствует об увеличении скорости осаждения (рис. 4). После "отравления" мишени скорость осаждения уменьшалась и выходила на постоянное значение. Между формированием диоксида кремния и отравлением мишени наблюдается область, в которой формируется покрытие с требуемой стехиометрией и высокой скоростью осаждения, что подтверждает результаты моделирования процесса. Однако скорость осаждения в данной области превышает скорость при "отравленной" мишени в 2,8 раза, в то время как при моделировании эта величина составила 1,86. Предположительно, это объясняется несоответствием значения реальной плотности полученного покрытия и литературных данных, использованных при моделировании.

Интервал значений концентрации кислорода для установки ВУП-11М при заданных параметрах, который позволяет получать диоксид кремния при скорости осаждения в 2,8 раза большей, чем при "отравленной" мишени, составляет от 13,75 до 15 %.

Заключение

По результатам моделирования скорости осаждения кремния в среде аргона и кислорода методом реактивного ВЧ магнетронного распыления получен график зависимости скорости осаждения от концентрации кислорода. График имеет экстремум до "отравления" мишени, обусловленный отношением количества молекул в одинаковом объеме распыляемого и осаждаемого материала. Теоретическая скорость осаждения диоксида кремния может различаться в 1,86 раз в зависимости от состояния мишени.

Экспериментально получен график зависимости парциального давления кислорода от концентрации, на котором наблюдаются резкое увеличение парциального давления и линейная зависимость парциального давления при "отравленной" мишени. Значения скорости осаждения покрытия от концентрации кислорода, полученные экспериментально, подтверждают результаты моделирования процесса. Отношение скоростей осаждения диоксида кремния до "отравления" мишени и после составило 2,8, что больше значения 1,86, полученного при моделировании, предположительно, из-за несоответствия значения реальной плотности полученного покрытия и литературных данных, использованных при моделировании.

Интервал концентраций кислорода для установки ВУП-11М при заданных параметрах, в котором формируется пленка диоксида кремния, при скорости осаждения примерно в 2,8 раза большей, чем при "отравленной" мишени, составляет от 13,75 до 15 %.

Доказанное наличие экстремума скорости осаждения до "отравления" мишени при реактивном магнетронном распылении будет наблюдаться у материалов, отношение плотности к молярной массе *A* которых больше отношения плотности к молярной массе получаемого соединения. К таким материалам относятся Al (Al_2O_3, AlN), Si (SiO_2, Si_3N_4), Ti (TiO_2, TiN), Ta (Ta_2O_5), Zr (ZrO_2), Zn (ZnO), Gd (Gd_2O_3), Sn (SnO_2). Поэтому полученные результаты могут быть с успехом использованы при отработке технологии нанесения покры-

тий материалов других оксидов, нитридов и др. методом реактивного ВЧ магнетронного распыления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Троян П.Е., Сахаров Ю.В., Усов С.П.** Исследование свойств пленок пористого диоксида кремния нанометровой толщины // Доклады ТУСУРа. 2010. № 1 (21). Ч. 2. С. 118—122.

2. **Characterisation** of reactively sputtered silicon oxide for thin-film transistor fabrication / S.-I. Jun, T.E. McKnight, A.V. Melechko et al. // Electronics letters. 7th July, 2005. Vol. 41. No. 14.

3. **Эффективное** просветляющее покрытие для солнечных элементов на основе сплава окислов TiO_2 и SiO_2 / С.Х. Сулейманов, В.Г. Дыскин, М.У. Джанклыч, Н.А. Кулагина // Письма в ЖТФ. 2013. Т. 39. Вып. 6. С. 74—78.

4. **Sanchez-Z V.M., Munguia J., Estrada M.** Very low photo-CVD deposition rate process for high quality thin SiO_2 films. Fourth IEEE International Caracas Conference on Devices. Circuits and Systems. 2002. P. D044-1—4.

5. **Deposition** of dense SiO_2 thin films for electrical insulation applications by microwave ECR plasma source enhanced RF reactive magnetron sputtering / Z. Qiyong, Z. Xiaofeng, Y. Zhonghua, C. Yunxian // Measuring Technology and Mechatronics Automation (ICMTMA). 2010 International Conference. P. 906—909.

6. **Miyazaki H., Goto T.** SiO_x films prepared using RF magnetron sputtering with a SiO target // Journal of Non-Crystalline Solids. 352. (2006). P. 329—333.

7. **Васильев Д.Д., Моисеев К.М.** Расчет сложного движения для повышения равномерности тонкопленочного покрытия // Материалы Седьмой Российской студенческой науч.-техн. конф. "Вакуумная техника и технология"; М-во образ. и науки России, Казан. нац. исслед. технол. ун-т. Казань: Изд-во КНИТУ, 2015. С. 105—106.

8. **Белостоцкая И.С.** Химия кремния: учеб. пособие. М.: ИНФРА-М, 2008. 64 с.

9. **Берлин Е.В., Сейдман Л.А.** Получение тонких пленок реактивным магнетронным распылением. М.: Техносфера, 2014. 256 с.

10. **Достанко А.П.** Технологические процессы и системы в микроэлектронике: плазменные, электронно-ионно-лучевые, ультразвуковые: Белорус. гос. ун-т информатики и радиоэлектроники. Минск: Бестпринт, 2009. 199 с.

11. **Панфилов Ю.В.** Расчет режимов процесса нанесения тонких пленок в вакууме и параметров оборудования. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1988. 20 с.

12. http://www.meivac.com/wp-content/uploads/2013/02/MAK%20MANUAL-09-11-08 %20WebSite.pdf

УДК 621.9.048

[1]В.Н. Гадалов, [2]С.В. Ковалев, [1]А.В. Абакумов, [1]О.А. Тураева, [3]Е.Ф. Романенко

([1]Юго-Западный государственный университет, г. Курск,
[2]Курская государственная сельскохозяйственная академия,
[3]Курский институт социального образования (филиал) РГСУ)
E-mail: gadalov-vn@yandex.ru

Повышение работоспособности и надежности цилиндрической втулки локомотивного дизеля нанесением аморфизированных газотермических и электроакустических покрытий Fe—Cr—P—C

Представлены результаты исследований по повышению надежности рабочих поверхностей цилиндропоршневой группы дизельных двигателей за счет нанесения плазменных защитных покрытий. На основе анализа условий работы цилиндровой втулки выделены основные зоны, к каждой из которых предъявляются различные эксплуатационные требования, а также требования к материалам и технологиям нанесения покрытий.

Ключевые слова: *работоспособность, надежность, износостойкость, плазменное защитное покрытие, деталь цилиндропоршневой группы.*

Results of researches on increase of reliability of work of working surfaces of cylinder-piston group of diesel engines due to drawing plasma sheetings are presented. On the basis of the analysis of operating conditions of the cylinder plug the main zones are allocated, to each of which various operational requirements, and also are imposed to materials and technologies of drawing coverings.

Keywords: *working capacity, reliability, wear resistance, plasma sheetings, details of cylinder-piston group.*

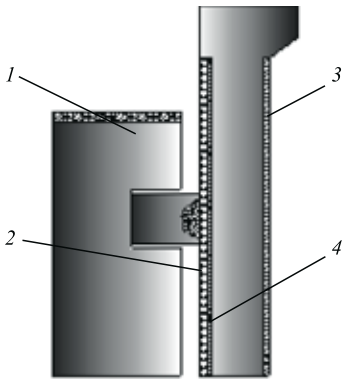
В настоящее время значительно возрос как научный, так и практический интерес к ряду деталей с повышенными требованиями к надежности и работоспособности, внутренние рабочие полости которых работают в тяжелых условиях нагружения. Несмотря на множество различий в требованиях к поверхностям они могут быть

удовлетворены с помощью напыления плазменных и других защитных покрытий. Рассмотрим это на примере втулки цилиндра двигателя с повышенной мощностью.

Разработка, производство и эксплуатация мощных дизелей постоянно сопровождаются поиском путей повышения КПД, снижения затрат, использования доступных и дешевых материалов, облегчения, ускорения и повышения гибкости ремонта. Наиболее значимым для надежной работы дизеля узлом является цилиндропоршневая группа (ЦПГ). Важную роль при этом играет правильный выбор материалов сопряжения трущейся пары "втулка—кольцо". Поскольку допустимый износ рабочих поверхностей втулки и кольца составляет всего десятые доли миллиметра, в последние годы активно развивается новый подход к их конструированию — на дешевое и массивное основание наносить дорогое и эффективное покрытие.

Опыт специалистов европейских, японских, американских компаний и авторов статьи показывает, что процесс плазменного напыления [1—14] является эффективным методом решения ряда указанных выше проблем. Например, фирма Sulzer Metro ввела в эксплуатацию линию по производству дизельного двигателя VW V10 TDI для моделей Touareg и Phaeton с плазменно-напыленным покрытием на внутренней стенке цилиндра на заводе Volkswagen (VW) в Германии. Польза от реализации высокой технологии плазменного напыления заключается в повышении ресурса работы и экономичности двигателя за счет снижения износа, коэффициента трения и защиты от коррозии. Кроме того, весь блок цилиндров становится более дешевым, компактным и легким благодаря замене стали на алюминиевые сплавы.

Плазменные защитные покрытия на деталях ЦПГ и элементах камеры сгорания (см. рисунок) позволяют



Плазменные защитные покрытия на деталях цилиндропоршневой группы:

1 — термобарьерное каталитическое покрытие поршня; *2* — износостойкое покрытие поршневого кольца; *3* — кавитационно-стойкое покрытие наружной поверхности втулки цилиндра; *4* — износостойкое, задиростойкое, термобарьерное покрытие внутренней поверхности втулки цилиндра

в 3...4 раза уменьшить износ, увеличить их долговечность — практически до выработки запаса усталостной прочности материала, улучшить технические характеристики двигателя (снизить расходы топлива и масла, количество вредных примесей, повысить мощность) и получить значительную экономию.

Плазменная технология хорошо вписывается в современные тенденции развития двигателестроения, связанные с ростом удельных мощностей дизелей за счет форсирования среднего эффективного давления в цилиндрах и направленные на повышение топливной экономичности двигателя. Как следствие, форсирование приводит к увеличению механической и тепловой напряженности деталей дизеля. При этом проблемы долговечности и надежности дизеля, определяемых в целом по отдельным его деталям и, в первую очередь, по работоспособности цилиндровой втулки, обостряются.

Цилиндровая втулка локомотивного дизеля рассматривается практически всегда как монолитная деталь и изготавливается из одного материала. Как правило, это серый высокопрочный чугун, легированный редкоземельными элементами. Следует отметить, что внутренняя и наружная поверхности цилиндровой втулки, а также ее каркас работают в совершенно разных условиях и к ним необходимо предъявлять совершенно разные требования. Если наружная поверхность втулки должна обладать, в первую очередь, высокой кавитационной и эрозионной стойкостью при сравнительно низких температурах, редко превышающих 100 °С, то для внутренней поверхности в этих свойствах нет необходимости.

Внутренняя поверхность цилиндровой втулки должна обладать износо- и задирокоррозионной стойкостью при высоких температурах. Сочетать такие свойства в одном материале достаточно сложно. Наиболее оптимальный путь — внутренняя и наружная поверхности цилиндровой втулки должны быть изготовлены из различных материалов. Часть цилиндровой втулки, служащая ее каркасом, должна обладать только необходимой механической прочностью, поэтому нет необходимости легировать эту область втулки дорогостоящими редкоземельными элементами.

Исходя из условий работы цилиндровой втулки ее можно разбить на три основных зоны, к каждой из которых предъявляются свои требования:

первая зона, внутренний поверхностный слой цилиндровой втулки, должна обладать низкой теплопроводностью, высокой износостойкостью, противозадирными свойствами, стойкостью к термическим циклам, низким коэффициентом трения в паре с поршневым кольцом. Материал этой зоны должен иметь достаточную механическую и термическую прочность;

вторая зона, каркас цилиндровой втулки, как ос-

новная несущая часть втулки должна иметь необходимую механическую прочность;

третья зона, примыкающая к наружной поверхности втулки, должна обладать высокой кавитационной и эрозионной стойкостью.

Применяемые в настоящее время материалы для изготовления цилиндровых втулок не могут оптимально удовлетворить все эти требования. Поэтому наиболее целесообразным является формирование каждой зоны детали из материалов с заранее заданными свойствами так, чтобы во взаимосвязи между собой зоны представляли единое целое. Задача облегчается тем, что внутренняя и наружная зоны втулки представляют собой поверхностные слои малой толщины.

Использование технологии плазменного напыления позволяет формировать на цилиндровой втулке поверхностные слои с необходимым набором свойств. Напыляемое покрытие на внутренней поверхности цилиндровой втулки должно обладать не только высокой износостойкостью, но и создавать так называемый "тепловой барьер" для уменьшения термических напряжений и тепловых потерь через втулку в охлаждающую дизель воду.

Покрытие внутренней поверхности втулки цилиндра может осуществляться различными способами газотермического напыления: сверхзвуковым газопламенным, электродуговым и плазменным. Наиболее рациональный способ выбирается исходя из двух принципиальных аспектов — тепловой и кинетической энергии напыляемых частиц. Наиболее высокие значения этих параметров достигаются при сверхзвуковом газопламенном и плазменном напылении. Однако для сверхзвукового газопламенного напыления необходима повышенная дистанция, ее сокращение приведет к недопустимому перегреву основы.

Наиболее приемлемым методом нанесения защитных покрытий на внутреннюю и внешнюю поверхности втулки цилиндра является плазменное напыление, при котором нагрев, плавление, диспергирование и перенос напыляемого материала осуществляются плазменной струей продуктов сгорания углеводородного газа с воздухом, полученной в электрическом дуговом разряде.

Стенка втулки цилиндра, поршневое кольцо и смазка двигателя внутреннего сгорания взаимодействуют как трибологическая система с установившимся равновесием по скорости износа ее компонентов и угару смазочного масла. Такой характер работы обусловливает следующие требования к материалу покрытия втулки:

низкие коэффициент трения и износ материала поршневого кольца в граничных условиях смазки;

более низкий износ материала покрытия по сравнению с материалом кольца;

высокое сопротивление термоударам;

совместимость свойств покрытия с требованиями к финишной обработке зеркала цилиндровой втулки.

Благодаря тому что для плазменного напыления используются порошки, выбор материала покрытия осуществляется в основном исходя из следующего:

отсутствие дефицитных и дорогих компонентов;

обеспечение требуемых износостойкости и коэффициента трения;

наличие заданной пористости и маслоемкости поверхности в процессе эксплуатации.

В качестве удовлетворяющих требованиям работы цилиндровой втулки локомотивных и судовых дизелей могут использоваться различные покрытия. К наиболее соответствующим указанным выше требованиям следует отнести покрытия с аморфной структурой.

Впервые сплавы, которые объемно аморфизируются при низких скоростях охлаждения (сто и меньше градусов за секунду), были получены в 1989 г. Это открыло перспективы использования таких материалов в качестве конструкционных. Оказалось, что для многокомпонентных сплавов, в состав которых входят металлы, образующие между собой несколько интерметаллических соединений, начинает работать принцип неопределенности. То есть конкуренция при зарождении соответствующей кристаллической фазы приводит к затратам энергии и росту времени на перестройку ближнего порядка жидкого состояния, что и позволяет достичь температуры стеклования сплава (температуры, при которой вязкость достигает значений для твердого тела) при относительно низких скоростях охлаждения. Получение изделий из таких сплавов принципиально возможно обычными литейными методами, а толщина аморфного слоя при этом может быть больше 10 мм [15—20].

Для получения аморфизированных и наноструктурированных покрытий используют различные методы: плазменное нанесение покрытий, физическое осаждение из газовой фазы, магнетронное напыление, химическое осаждение из газовой фазы, электролитическое осаждение, локальное электроискровое (ЛЭНП) и электроакустическое (ЭЛАНП) нанесение покрытий [22—28].

Получение аморфно- и наноструктурированных материалов методом электроакустического напыления обусловлено совместным синхронным импульсным воздействием концентрированных потоков энергии электрической искры и продольно-крутильных ультразвуковых колебаний (УЗК) [23—25].

В процессе ЭЛАНП осуществляется, как указано выше, синхронное импульсное воздействие мощных продольно-крутильных УЗК и низковольтного напряжения (U = 10...40 В) электрического разряда на обрабатываемый материал. Известно [16], что УЗК

могут создавать в зоне контакта локальные давления до 10 ГПа со скоростью приложения до 20 ГПа/с. В результате существенно возрастает вероятность появления двойников деформации, способствующих образованию ультрамелкодисперсной фрагментированной структуры.

При высоких скоростях охлаждения расплава (10^5...10^6 К/с и выше) образование и рост новых центров кристаллизации значительно замедляются, а при достижении некоторой критической скорости — прекращаются. При этом материал приобретает аморфную структуру. Если же скорость охлаждения достаточно высока, но не превышает критического значения, материал имеет ультрамелкодисперсную структуру. При ЭЛАНП высокие скорости охлаждения достигаются в результате высоких степеней переохлаждения, вызванного незначительностью объема материала, расплавляемого и переносимого при единичном искровом разряде, по сравнению с объемом подложки.

Таким образом, можно полагать, что высокая скорость охлаждения при практически одновременной интенсивной пластической деформации должна способствовать образованию ультрамелкодисперсной аморфно-фрагментированной, а возможно, и нанокристаллической структуры материала.

В машиностроении создание новых аморфизированных и нанокристаллических материалов, покрытий, упрочняющих слоев приводит к оптимизации конструкций, повышению их надежности, энерго- и ресурсосбережению, улучшению трибологических, противоизносных и прочностных свойств изделий. Создание таких материалов с повышенными физико-механическими свойствами может в корне изменить понятие "конструкционный материал" во всех сферах развития общества в связи с уникальностью этих свойств. Важной отличительной особенностью аморфизированных газотермических и электроакустических покрытий является обнаруженный эффект сохранения уровня твердости в процессе их нагрева от 300 до 1000 К, т. е. относительно высокий уровень HV, H_μ при температурах до 1000 К (практически на уровне значений при комнатной температуре HV ~ 4500 МПа). В то время как для кристаллических покрытий из промышленных сплавов, которые разработаны для эксплуатации в условиях изнашивания при повышенных температурах (Стеллит 31, Co—Cr—Ni—W—C, Т-800—Co—Cr—Mo—Si и др.), наблюдается резкое снижение HV: от 7500 МПа при комнатной температуре до ~ 3000 МПа при нагреве выше 850...900 К.

В целом по уровню твердости в интервале температур 300...1000 К рассматриваемые покрытия с аморфной структурой превосходят кристаллические покрытия из описанных марок промышленных сплавов. Такую особенность можно объяснить упрочняющим эффектом вследствие образования микрокристаллических фаз при кристаллизации аморфной структуры покрытий в интервале температур 600...970 К (в зависимости от состава). Электронно-микроскопические исследования показывают, что размер кристаллических фаз, образующихся при нагреве до таких температур, обычно не превышает 0,1 мкм. При металлографическом анализе структурные изменения в таких случаях обычно не обнаруживаются [26, 27].

Структура поверхностных слоев деталей, в том числе и покрытий, их напряженное состояние — один из основных факторов, который определяет сопротивление разрушению при циклических знакопеременных нагрузках. Аморфизированные газотермические покрытия повышают усталостную прочность основы в среднем на 10...40 %. Наиболее высокий уровень усталостной прочности наблюдается для покрытий, нанесенных методом сверхзвукового напыления [2], благодаря более высокому уровню остаточных напряжений сжатия [27].

Так как фазовые составы в плазменных покрытиях толщиной 200 и 400 мкм практически не различаются, то установленное позитивное влияние аморфизированного покрытия на усталостную прочность объясняется особенностью напряженного состояния композиции "основа — покрытие". Установлено, что на границе соединения "основа — покрытие", а также в слоях покрытия, прилегающих к основе (глубиной до 50 мкм), действуют напряжения сжатия, максимальная величина которых достигает ~ 3 МПа. Очевидно, что такие напряжения служат причиной повышения усталостной прочности. С увеличением толщины покрытия постепенно уменьшаются напряжения сжатия в приграничных слоях, а на поверхности покрытий наблюдается их переход в растягивающие напряжения [27].

Таким образом, проведенные испытания на усталостную прочность в условиях знакопеременных нагрузок при деформациях ниже предела упругости показали, что аморфизированные газотермические покрытия в основном приводят к повышению долговечности материала основы. Такое влияние исследуемых покрытий с аморфной структурой обусловлено особенностями напряженного состояния, а именно формированием в них сжимающих остаточных напряжений, особенно в слоях, прилегающих к границе "покрытие — основа". Изменение уровня этих напряжений в зависимости от конструктивных параметров покрытий или разных технологических факторов определяет соответствующее влияние на усталостную прочность системы "основа — аморфизированное покрытие".

В условиях граничного трения аморфизированные покрытия характеризуются в 1,2...1,5 раза более высокой стойкостью к износу и на 50...80 % более низким коэффициентом трения. Вместе с тем покрытия, имею-

щие пористость выше 4,5...6,0 %, способствуют интенсивному изнашиванию контртела. При сравнении различных составов покрытий в условиях трения скольжения установлено, что лучшие триботехнические характеристики имеют аморфизированные газотермические покрытия из сплавов Fe—B, Ni—B, Fe—B—C—Si, Fe—Si—C, которые превосходят покрытия из более сложнолегированных сплавов систем Fe—Ni—B, Fe—Cr—B, Fe—Mo—Cr—Ni—B. Изучение коррозионных свойств аморфных металлических сплавов показало их высокую коррозионную стойкость, которая связана с системой легирования. В аморфизированных газотермических и электроакустических покрытиях в ряде случаев в аморфной матрице присутствуют нанокристаллические включения, пористость и т. п., которые в разной мере влияют на физико-химические свойства. Так, плазменные покрытия из сплава Fe70Cr11P12C7, имеющие кристаллическое строение, по коррозионной стойкости сопоставимы с компактной аморфной лентой, а в ряде случаев их коррозионная стойкость выше на 20...30 %. Скорость коррозии такого композита близка к скорости коррозии аморфной ленты, полученной методом "спиннингования" расплава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Балдаев Л.Х., Калита В.И.** Современные тенденции получения газотермических покрытий // Технология металлов. 2003. № 2. С. 37—43; № 3. С. 31—35.

2. **Балдаев Л.Х.** Перспективы применения газотермического напыления при ремонте и производстве оборудования в промышленности // Компрессорная техника и пневматика. 2004. № 5. С. 33—34.

3. **Газотермическое** напыление / Л.Х. Балдаев, В.Н. Борисов, В.А. Вахалин и др. // М.: Маркет ДС, 2007. 344 с.

4. **Гордеев А.Ф., Гордеева Р.В.** Технология газотермического напыления покрытий (ГТНП) // Технология металлов. 2007. № 7. С. 48—53; № 9. С. 53—55; № 10. С. 51—55; № 11. С. 49—56.

5. **Гордеев А.Ф., Гордеева Р.В.** Материалы для газотермического напыления покрытий // Технология металлов. 2005. № 4. С. 51—55; № 5. С. 51—56; 2006. № 9. С. 43—56; № 10. С. 47—55; 2007. № 3. С. 48—54.

6. **Мчедлов С.Г.** Газотермическое покрытие и технологии упрочнения и восстановления деталей машин (обзор) // Технология машиностроения. 2008. № 6. С. 35—46.

7. **Гадалов В.Н., Емельянов С.Г., Григорьев С.Б.** Изучение плазменных покрытий из порошковых многокомпонентных композиций на никелевой основе // Материалы и упрочняющие технологии. Курск, КГТУ, 2009. Ч. 1. С. 12—27.

8. **Нанесение** защитных покрытий методом плазменного напыления / С.Б. Григорьев, А.Н. Гончаров, В.Н. Гадалов и др. // Материалы и упрочняющие технологии. Курск, КГТУ, 2009. Ч. 1. С. 59—66.

9. **Участок** по упрочнению и восстановлению деталей методом плазменного напыления / С.Б. Григорьев, В.Н. Гадалов, А.Н. Гончаров и др. // Материалы и упрочняющие технологии. Курск, КГТУ, 2009. Ч. 1. С. 66—69.

10. **Нанесение** покрытий методом плазменно-дугового напыления / В.Н. Гадалов, С.Б. Григорьев, Ю.Г. Алехин и др. // Материалы и упрочняющие технологии. Курск, КГТУ, 2009. Ч. 1. С. 173—179.

11. **Повышение** долговечности деталей газотермическим напылением / В.Н. Гадалов, Д.Н. Романенко, Л.Г. Рагулина и др. // Химия твердого тела: наноматериалы, нанотехнологии. Ставрополь, Северо-Кавказский гос. техн. ун-т. 2010. С. 283—285.

12. **Нанесение** износостойкого слоя плазменным напылением / В.Н. Гадалов, Д.Н. Романенко, Т.Н. Розина и др. // Проектирование механизмов и машин. Воронеж, ВГТУ, 2011. С. 65—82.

13. **Изучение** свойств плазменных покрытий из порошков на никель-алюминевой основе / В.Н. Гадалов, С.Г. Емельянов, Н.М. Игнатенко и др. // Изв. ЮЗГУ. 2012. № 5 (44). Ч. 2. С. 107—112.

14. **Петров С.В., Коржик В.Н., Никитин Ю.А.** Универсальные полуавтоматы для плазменного напыления композиционных защитных покрытий // Материалы и упрочняющие технологии. Курск, ЮЗГУ. 2014. Ч. 1. С. 264—278.

15. **Аморфные** сплавы / А.И. Манохин, Б.С. Митин, В.А. Васильев и др. М.: Металлургия, 1984. 106 с.

16. **Новые** материалы и технологии. Конструирование новых материалов и упрочняющих технологий / В.Е. Панин, Г.А. Клеменов, С.Г. Псахье и др. Новосибирск: ВО "Наука", 1993. 151 с.

17. **Ковнеристый Ю.К.** Объемно-аморфизирующие металлические сплавы. М.: Наука, 1999. 80 с.

18. **Ковнеристый Ю.К.** Объемно-аморфизирующие металлические сплавы и наноструктурные материалы на их основе // МИТОМ. 2005. № 7 (601). С. 14—16.

19. **Гадалов В.Н., Захаров И.С.** Метастабильные металлические наносистемы // Материалы и упрочняющие технологии — 2006: Сб. матер. XIII Росс. НТК с междунар. участием. Курск. 2006. Ч. 1. С. 8—11.

20. **Гадалов В.Н., Емельянов С.Г.** Некоторые аспекты разработки наноматериалов и нанотехнологий // Материалы и упрочняющие технологии. Курск, КГТУ. 2007. С. 4—7.

21. **Применение** аморфной матрицы в качестве основы композиционного материала (вопросы образования и его характеристики) / В.Н. Гадалов, С.В. Сафонов, Т.Н. Розина и др. // Техника и технологии: пути инновационного развития. Курск, ЮЗГУ. 2014. С. 70—73.

22. **Упрочнение** и восстановление деталей электроакустическим напылением самофлюсующимися сплавами на никелевой и железной основах / В.Н. Гадалов, В.Н. Бурмистров, О.А. Бредихина и др. // Материалы VIII Междунар. практ. конф.-выставки "Технология ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов,

оборудования, инструмента и технологической оснастки". СПб.: Изд-во С.-Петерб. гос. техн. ун-та. 2006. Ч. 2. С. 188—199.

23. **Электроакустическое** нанесение покрытий — прогрессивная технология для упрочнения и восстановления деталей машин и инструмента / В.Н. Гадалов, Р.Е. Абашкин, Е.Ф. Балабаева и др. // Материалы и упрочняющие технологии. Курск, КГТУ. 2008. С. 48—61.

24. **Применение** электроакустического напыления для упрочнения и восстановления деталей машин и инструмента / В.Н. Гадалов, С.Г. Емельянов, Д.Н. Романенко и др. // Сварщик. 2008. 1 (59). С. 26—29.

25. **Гадалов В.Н., Романенко Д.Н., Во Тхань Бак.** Упрочнение и восстановление деталей электроакустическим напылением самофлюсующимися сплавами на никелевой и железной основе // Материалы и упрочняющие технологии. Курск, ЮЗГУ. 2011. С. 28—41.

26. **Металлография** металлов, порошковых материалов и покрытий, полученных электроискровыми способами / В.Н. Гадалов, В.Г. Сальников, Е.В. Агеев и др. М.: ИНФРА-М. 2011. 468 с.

27. **Структурно-фазовое** состояние, свойства электроакустического покрытия после выглаживания минералокерамикой / В.Н. Гадалов, В.Г. Сальников, Д.Н. Романенко и др. // Изв. ЮЗГУ. Курск. 2012. № 1 (40). Ч. 1. С. 107—113.

28. **Гадалов В.Н., Самойлов В.В., Шеставина О.В.** Повышение эффективности режущего инструмента из стали Р6М5Ф3 посредством нанесения электроакустических покрытий электродом Т15К6 // Изв. ЮЗГУ. Курск. 2012 (2). Ч. 3. С. 57—59.

УДК 621.793

А.М. Смыслов, А.А. Быбин, С.С. Даутов
(Уфимский государственный авиационный технический университет (УГАТУ))
E-mail: ssdautov@gmail.com

Влияние методов защиты поверхности интерметаллидного сплава системы Ti—Al на его коррозионную стойкость при высоких температурах

Исследовано влияние различных методов защиты поверхности на стойкость интерметаллидного сплава на основе алюминидов титана к высокотемпературной газовой коррозии. Получены и проанализированы математические зависимости кинетики процесса коррозии в различных условиях. Исследованы структура и состав поверхностного слоя до и после испытаний.

Ключевые слова: *высокотемпературная газовая коррозия, интерметаллидный сплав, алюминид титана, газотермическое покрытие, вакуумно-плазменное покрытие, химико-термическая обработка.*

Effect of different protection methods on titanium aluminide based intermetallic alloy high temperature corrosion resistance were explored. The mathematical exposure time dependencies of corrosion kinetics were obtained and analyzed. The corrosion products layer composition and structure formed before and after long exposure were investigated.

Keywords: *high temperature corrosion, intermetallic alloy, titanium aluminide, plasma spraying, vacuum plasma spraying, thermochemical treatment.*

Введение

Интерметаллидные сплавы на основе алюминидов титана представляют собой перспективные сверхлегкие материалы с удельной массой до 4 г/см^3 и призваны заменить титановые и некоторые никелевые сплавы при изготовлении деталей газотурбинных двигателей, работающих при температурах до 850 °С, в особенности лопаток компрессора высокого давления и турбины низкого давления. В работе [1] показано, что вследствие низкой сопротивляемости данных материалов высокотемпературной газовой коррозии необходима разработка методов повышения их стойкости к воздействию окружающей среды.

Среди всех методов защиты поверхности интерметаллидных сплавов на основе алюминидов титана от высокотемпературной газовой коррозии можно выделить два основных направления. Первое — создание на поверхности материала коррозионно-стойких оксидов алюминия, кремния и хрома [2]. Эта задача решается различными методами: диффузионным насыщением поверхности материала названными компонентами, нанесением газотермических покрытий на их основе, формированием оксидного слоя шликерным методом из суспензий с последующим спеканием, микродуговым оксидированием поверхности и др. Вторым направлением является формирование жаростойких покрытий на никелевой и никель-кобальтовой основе, которые обеспечивают работоспособность изделий в условиях высоких температур

эксплуатации [3]. Дополнительное легирование алюминием и хромом таких систем способствует повышению их стойкости к высокотемпературной коррозии [4].

Цель данной работы — изучение влияния методов защиты поверхности интерметаллидного сплава TNM-B1 на его стойкость к оксидной и сульфидно-оксидной коррозии.

Методика проведения экспериментов

Исследования проводили на плоских образцах размером 8×8×4 мм из литейного интерметаллидного сплава TNM-B1 без покрытия и с защитными покрытиями, нанесенными различными способами. Предварительно образцы подвергали шлифованию с целью обеспечить шероховатость поверхности не ниже $Ra = 0{,}8$ мкм.

Высокотемпературное окисление (ВТО) образцов на спокойном воздухе осуществляли в печи Naberhterm N60E (Германия) при температуре 800 °С в течение 500 ч. Испытание на высокотемпературную коррозию (ВТК) проводили по методике [5] путем нанесения слоя синтетической золы и последующей выдержки при тех же условиях. Через каждые 50...100 ч образцы взвешивали на аналитических весах Mettler Toledo (Швейцария) с точностью 0,01 мг, предварительно удалив слой синтетической золы и продуктов коррозии. Перед каждым 100-часовым циклом слой золы наносился заново, а образцы еще раз взвешивали для контроля количества золы.

Микроструктуру образцов изучали на растровом электронном микроскопе JSM-6490LV (Япония). Изменение элементного состава по глубине коррозионного слоя оценивали на основании результатов микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) с использованием энергодисперсионного спектрометра INCA X-act (США).

Результаты экспериментов и их обсуждение

Основные методы защиты интерметаллидных сплавов от ВТК были выбраны на основе данных, имеющихся в литературе: химико-термическая обработка (ХТО) [4], нанесение газотермических покрытий (ГТП) [4], вакуумная ионно-плазменная (ВИП) и электролитно-плазменная обработка (ЭПО) поверхности [3, 6]. Виды наносимых покрытий или формируемых поверхностных слоев представлены в табл. 1.

Для оценки эффективности методов защиты, указанных в табл. 1, необходимы критерии, по которым можно провести сравнение. Для разработки критериев сравнения были использованы результаты исследований, представленных в работе [7]. Ее авторами при изучении закономерностей высокотемпературной коррозии интерметаллидного сплава было показано, что в механизме коррозионного процесса можно выделить две основные стадии: этап ускоренного роста коррозионного слоя (стадия 1) и этап роста коррозионного слоя со скоростью в 2...3 раза меньшей, чем на первой стадии (стадия 2). На первой стадии материал окисляется с высокой, но постепенно снижающейся скоростью, а на второй наблюдается постепенный линейный рост слоя продуктов коррозии. По результатам исследований было установлено, что переход первой стадии во вторую при испытаниях незащищенного сплава происходит при времени ~ 100 ч. На основании данной информации для оценки эффективности методик защиты сплава целесообразно выбрать следующие параметры: привес образцов на момент окончания первой стадии q_{100}, г/м²; среднюю скорость коррозии на второй стадии v, г/(м²·ч), которая определяется по формуле

$$v = \frac{q_{t1} - q_{t2}}{t},$$

где q_{t1} — привес образца на момент окончания первой стадии, г/м²; q_{t2} — привес образца после окончания испытаний, г/м²; t — длительность второй стадии коррозионного процесса, ч. В данной работе длительность второй стадии составила 400 ч. Результаты экспериментальных исследований представлены в табл. 2. Для сравнения в таблице приведены также значения анали-

Таблица 1

Номер п/п	Метод защиты	Система покрытия	Краткое описание метода
1	ХТО	Cr—Al	Диффузионное твердофазное насыщение смесью хрома, алюминия и их оксидов в вакууме при температуре 950 °С и времени выдержки 6 ч
2	ГТП	Ni—Al	Плазменное напыление в открытой атмосфере покрытия толщиной 80...100 мкм
3	ГТП	Ni—Cr—Al—Y	Плазменное напыление в открытой атмосфере покрытия толщиной 80...100 мкм
4	ВИП	Ni—Co—Cr—Al—Y + Al—Co—Si—Y	Ионно-плазменное осаждение в вакууме слоев различных материалов общей толщиной 7...10 мкм
5	ЭПО	Смесь оксидов кремния, алюминия и титана	Микродуговое оксидирование поверхности в импульсном режиме в течение 40 мин в растворе жидкого стекла и фосфата натрия

Таблица 2

Номер метода защиты	Высокотемпературное окисление на спокойном воздухе		Высокотемпературная коррозия в присутствии синтетической золы	
	q_{100}, г/м^2	v, г/(м^2·ч)	q_{100}, г/м^2	v, г/(м^2·ч)
1	1,6	7,0	–18,4	–476,2
2	35,7	169,4	44,4	153,9
3	6,2	12,2	29,7	68,0
4	2,75	6,7	–17,7	–517,6
5	9,8	18,1	23,2	38,7
ИС	7,1	21,4	–98,5	–603,2
Примечание. Отрицательные значения связаны с убылью массы образцов при гравиметрических измерениях.				

зируемых параметров для сплава без защиты, в исходном состоянии (ИС).

Анализ данных, приведенных в табл. 2, показывает, что интерметаллидный сплав без какой-либо защиты характеризуется высокой скоростью коррозии как на воздухе, так и в присутствии синтетической золы.

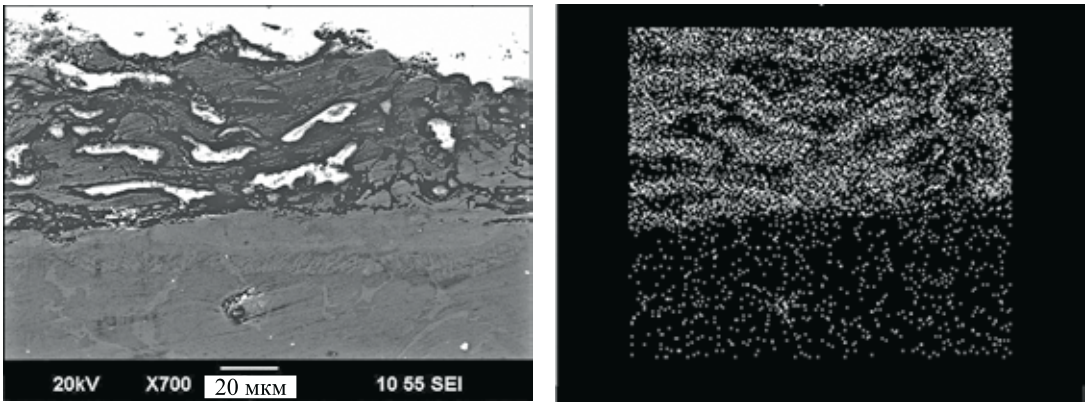
Рассматриваемые методы защиты сплава от коррозии обладают различной эффективностью в зависимости от среды, в которой проводится испытание. Так, в условиях высокотемпературного окисления наибольшую защиту обеспечивают хромоалитирование и комбинированная ионно-плазменная обработка поверхности. Для указанных методов скорость коррозии сплава TNM-B1 снижается более чем в 3 раза. Газотермическое покрытие системы Ni—Al, наоборот, практически не обеспечивает защиты, а приводит к ускорению коррозионных процессов почти в 8 раз. В то же время нанесение легированного хромом и иттрием газотермического покрытия системы Ni—Cr—Al—Y обеспечивает некоторое повышение сопротивляемости коррозии: величина v в данном случае понижается в 1,7 раза в сравнении с исходным состоянием. Практически нулевой результат показывает метод ЭПО, при котором рассматриваемые параметры коррозии оказываются очень близкими к значениям аналогичных параметров для интерметаллидного сплава без защиты.

Всокотемпературные коррозионные испытания в присутствии синтетической золы показывают несколько иной характер защитной способности методов. В данном случае интерметаллидный сплав без какой-либо защиты обладает очень низкой коррозионной стойкостью и характеризуется катастрофическим разрушением поверхности в условиях ВТК, о чем свидетельствуют отрицательные значения параметра v. Аналогичный характер коррозионных повреждений обнаруживается и при использовании в качестве защиты хромоалитирования и ионно-плазменной обработки в вакууме. В этом случае указанные методы, обеспечивая хорошую сопротивляемость в условиях ВТО, практически не оказывают никакого влияния на скорость коррозии в присутствии золы: параметр v для указанных методов защиты поверхности также принимает отрицательные значения, которые сопоставимы с данными для сплава без защиты.

Газотермическое покрытие системы Ni—Al в условиях ВТК также слабо защищает сплав от повреждения. Несмотря на то, что катастрофического разрушения поверхности не наблюдается, указанному покрытию присуща высокая скорость коррозии на второй стадии. Наименьшие значения скорости коррозии показывают методы нанесения газотермического покрытия системы Ni—Cr—Al—Y и электролитно-плазменной обработки. В данном случае скорость коррозии на второй стадии составляет ~ 70 и ~ 40 г/(м^2·ч) соответственно.

Для объяснения полученных результатов коррозионных испытаний были использованы данные электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа в условиях картирования. Установлено, что значительная скорость окисления газотермического покрытия системы Ni—Al вызвана его повышенной пористостью, обусловленной особенностями технологии нанесения покрытия, и значительным содержанием алюминия, который, обладая высокой химической активностью, даже при малом парциальном давлении кислорода вызывает формирование оксида Al_2O_3 [8]. Высокая пористость покрытия обеспечивает проникновение кислорода в более глубокие слои, что способствует повышению скорости окисления как на первой, так и на второй стадии коррозионных испытаний. Металлографические исследования покрытия после испытаний показали, что окисление покрытия происходит практически на всю его глубину. В то же время при испытаниях не обнаружено скалывания окисленных слоев покрытия, что свидетельствует о достаточной адгезии оксидных частиц с материалом покрытия и подложки. Аналогичное структурно-фазовое состояние наблюдается и после проведения испытаний в присутствии синтетической золы: покрытие корродирует на всю свою толщину без разрушения (рис. 1).

В четырехкомпонентном газотермическом покрытии системы Ni—Cr—Al—Y, характеризующимся меньшим содержанием алюминия и практически аналогичной пористостью, наряду с образованием оксидов Al_2O_3 наблюдается формирование оксидов хрома и иттрия, ко-

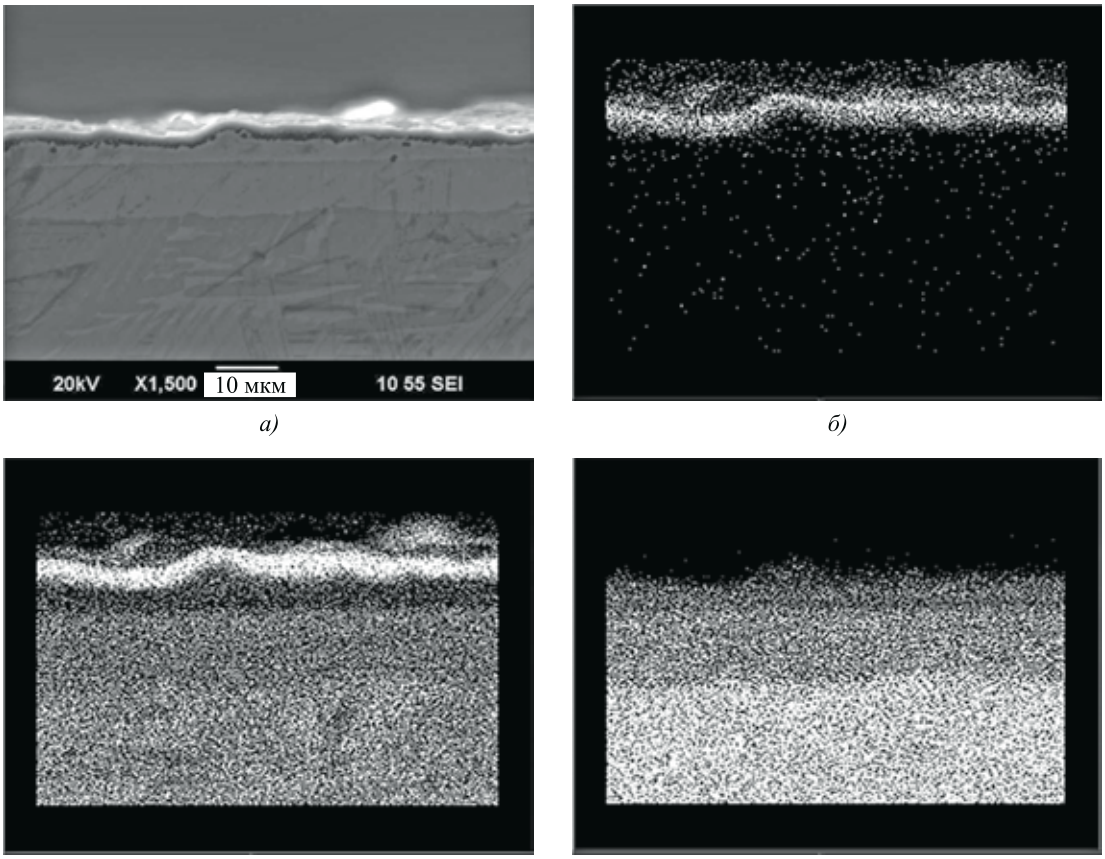


а) *б)*

Рис. 1. Микроструктура поверхностного слоя образца с покрытием системы Ni—Al после испытаний в условиях ВТК (*а*) и распределение кислорода по толщине покрытия (*б*)

торые снижают активность кислорода, сдерживают его диффузию в глубь покрытия и препятствуют образованию оксида Al_2O_3 по реакциям внутреннего окисления [4]. В данном покрытии также не обнаружено скалывания коррозионного слоя в условиях ВТО и ВТК.

Легирование защитных слоев на поверхности интерметаллидного сплава хромом в случае хромоалитирования и хромом, кремнием и иттрием в двухслойном покрытии системы NiCoCrAl + AlCoSiY способствует формированию поверхностного слоя, состоящего не только из оксидов алюминия, но и оксидов указанных легирующих элементов, благодаря которым только



а) *б)*

в) *г)*

Рис. 2. Распределение элементов в поверхностном слое образцов с двухслойным покрытием (метод 4) после испытаний на ВТО при 800 °С:

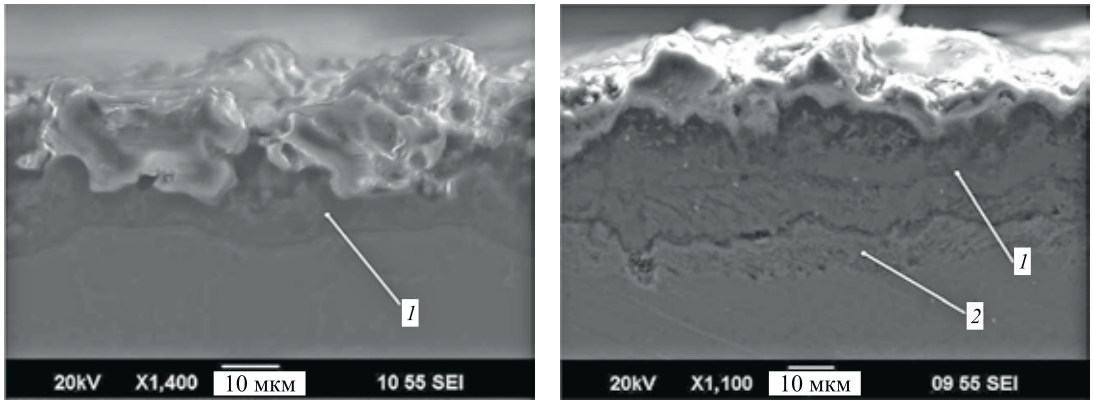
а — электронное изображение поперечного шлифа образца с покрытием; *б...г* — распределения кислорода, алюминия и титана соответственно

усиливается эффект торможения диффузии кислорода в глубь материала. Использование диффузионного и ионно-плазменного методов, реализуемых в вакуумной среде, обеспечивает создание защитных покрытий с практически нулевой пористостью, что обусловливает отсутствие свободного доступа кислорода в глубинные слои материала. Об указанной роли пористости защитного слоя свидетельствуют результаты металлографического исследования: после завершения испытаний в условиях ВТО оба рассматриваемых покрытия образуют поверхностный оксидный слой, который преимущественно состоит из оксидов алюминия, прочно сцепленных с материалом покрытия (рис. 2).

Несмотря на значительное усиление сопротивляемости поверхности высокотемпературному окислению при использовании указанных защитных покрытий, оба они в ходе длительных выдержек при высокой температуре обнаруживают образование слоистой структуры, которое вызвано значительными диффузионными процессами между интерметаллидным сплавом и покрытием. Такая структура слабо сказывается на стойкости в условиях ВТО, однако оказывает заметное влияние на сопротивляемость поверхности окислению при ВТК. Установлено, что хромоалитирование и покрытие системы NiCoCrAl + AlCoSiY не обеспечивают какой-либо защиты в присутствии слоя синтетической золы по причине образования оксидных прослоек, характеризующихся низкой когезионной прочностью. В случае хромоалитирования в ходе испытаний происходит формирование пленки со слоистой структурой, основными компонентами которой являются чередующиеся прослойки оксидов алюминия Al_2O_3 и титана TiO_2. Данные оксиды характеризуются различными коэффициентами линейного термического расширения [9] и при воздействии агрессивных компонентов легко разрушаются, вызывая увеличение скорости коррозионных процессов. В случае двухслойного покрытия слоистая оксидная пленка, состоящая из оксидов алюминия, хрома, кремния, титана и никеля, также характеризуется высокой напряженностью и в условиях ВТК скалывается уже после 100 ч выдержки.

Защитный слой, сформированный при ЭПО, состоит в основном из оксида кремния в аморфном состоянии и фосфата натрия, которые являются основными компонентами электролита, используемого при формировании покрытия [6]. При ВТО указанный слой не блокирует доступ кислорода к поверхности, что приводит к формированию оксидного слоя, по структуре аналогичного слою на поверхности интерметаллидного сплава без какой-либо защиты (рис. 3, *а*). Некоторые отличия наблюдаются в присутствии в оксидном слое после ВТО оксидов кремния, сформировавшихся в результате перехода диоксида кремния из аморфной фазы в кристаллическое состояние при нагреве до высоких температур [10]. Однако незначительная доля таких оксидных частиц не способствует повышению стойкости сплава TNM-B1 в условиях высокотемпературного окисления. Кроме того, на увеличении скорости окисления сказывается и повышенная пористость слоя, сформированного при ЭПО, появление которой вызвано воздействием импульсных электрических разрядов при обработке.

Аналогичное действие оказывает слой, сформированный при ЭПО, и в условиях испытаний на ВТК. Металлографическим анализом поперечных шлифов установлено, что под защитным слоем происходит формирование не только оксидных слоев титана и алюминия, но и их сульфидов (рис. 3, *б*). Микрорентгеноспектральный анализ показал, что на глубине ~ 30 мкм наблюдается образование слоя, обогащенного сульфидами Al_2S_3, TiS, NbS_2, которые способны спровоцировать начало катастрофической коррозии [7]. С учетом данного факта, низкие значения скорости коррозии, полученные за анализируемое время испытаний, не позволяют говорить о преимуществе метода ЭПО по сравнению с другими способами защиты интерметаллидного сплава в условиях ВТК.



а) *б)*

Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя образцов, обработанных методом ЭПО, после испытаний в условиях ВТО (*а*) и ВТК (*б*): *1* — слой оксидов TiO_2 и Al_2O_3; *2* — зона, обогащенная сульфидами Al_2S_3, TiS и NbS_2

Выводы

1. Интерметаллидный сплав TNM-B1 характеризуется низкой коррозионной стойкостью в условиях высокотемпературного окисления и коррозии под слоем синтетической золы.

2. Наибольшую защиту сплава при высокотемпературном окислении обеспечивают покрытия, характеризующиеся наименьшей пористостью и формирующие сложные оксиды алюминия, хрома, а также кремния и иттрия. Такие покрытия обеспечивают повышение стойкости сплава к окислению при высоких температурах в 3 раза.

3. Наибольшую защиту сплава при высокотемпературной коррозии под слоем синтетической золы обеспечивают легированные газотермические покрытия, блокирующие доступ агрессивных компонентов среды к поверхности интерметаллидного сплава. Такие покрытия позволяют снизить скорость высокотемпературной коррозии до 9 раз по сравнению с исходным материалом без защиты.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Appe F., Oehring M.** Gamma Titanium Aluminide Alloys. Science and Technology // NJ: Wiley-VCH. 2011. 745 p.

2. **Malecka J., Krzak-Ros J.** Preparation of SiO_2 Coating by Sol-gel method to improve high temperature corrosion resistance of a γ-TiAl // Advances in Material Science. Vol. 12. No 4 (34). 2012. P. 5—12.

3. **Мубояджян С.А., Лесников В.П., Кузнецов В.П.** Комплексные защитные покрытия турбинных лопаток авиационных ГТД. Екатеринбург: Квист, 2008. 208 с.

4. **Симс Ч.Т.** Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. Т. 2. М.: Металлург, 1995. 369 с.

5. **Никитин В.И.** Коррозия и защита лопаток газовых турбин. Л.: Машиностроение, 1987. 272 с.

6. **Суминов И.В., Эпельфельд А.В., Людин В.Б.** Плазменное электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов. В 2 т. Т. 2. М.: Техносфера, 2011. 512 с.

7. **Смыслов А.М., Быбин А.А., Даутов С.С.** Исследование высокотемпературной газовой коррозии интерметаллидного сплава TNM-B1 // Вестник машиностроения. 2015. № 7. С. 68—71.

8. **Никифоров Г.В.** Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 1972. 264 с.

9. **Шелудяк Ю.Е., Кашпоров Л.Я.** Теплофизические свойства компонентов горючих систем: Справочник. М.: ИнформТЭИ, 1992. 185 с.

10. **Пат. № 2061656** РФ, МПК C 01 B 033/12. Способ получения аморфного диоксида кремния из рисовой шелухи // Земнухова Л.А., Сергиенко В.И. Заявл. 08.29.1994; Опубл. 10.06.1996. 6 с.

УДК 621.793.182

Ю.Н. Юрьев, В.П. Кривобоков, Д.А. Зайцев, Д.В. Сиделёв, Н.Н. Никитенков
(*Национальный исследовательский Томский политехнический университет)*
E-mail: yurjev@tpu.ru

Осаждение антифрикционных покрытий в плазме магнетронного разряда

Получены a-C-пленки (1 мкм) в плазме несбалансированного дуального магнетрона путем распыления графитовых мишеней в среде аргона, которые обладают хорошими антифрикционными свойствами. Твердость и модуль упругости образцов составляют 5,8...19,6 и 64,3...185,8 ГПа соответственно, коэффициент трения не превышает 0,2. Достигнута высокая адгезионная прочность покрытий относительно подложки.

Ключевые слова: *магнетронное распыление, a-C-пленки, твердость, коэффициент трения.*

a-C-thin films (1 μm) were obtained in plasma of unbalanced dual magnetron by means of graphite targets sputtering in Ar environment. Hardness and elastic modulus of samples are 5.8...19.6 and 64.3...185.8 GPa. The friction coefficient is lower 0.2. The high adhesion of a-C films to substrate is obtained.

Keywords: *magnetron sputtering, a-C films, hardness, friction coefficient.*

Введение

В последнее время заметно вырос интерес к магнетронным технологиям модифицирования поверхности деталей машин и узлов трения в целях улучшениях их антифрикционных свойств. Перспективным направлением считается осаждение пленок углерода, которые обладают значительной твердостью (до 30 ГПа) и крайне низким значением коэффициента трения (~ 0,1...0,15) [1]. В ряде работ утверждается, что для осаждения углеродных покрытий с таким набором функциональных характеристик необходимо использовать диодные устройства с повышенной плотностью плазмы ($10^{11}...10^{13}$ см$^{-3}$) [1, 2]. В частности, этот результат может быть достигнут

путем применения несбалансированных магнетронных распылительных систем (МРС). Энергетический спектр распыленных атомов мишени у такого магнетрона существенно отличается от спектра сбалансированного (классического) катодного узла. Кроме того, несбалансированные системы обеспечивают значительные плотности тока заряженных частиц, направленных на подложку (более 5 мА/см^2), что позволяет использовать их в качестве эффективного инструмента воздействия на структуру растущей пленки [1—3].

Наша практика показала, что для получения покрытий на основе углерода целесообразно использовать несбалансированный магнетрон дуального типа. Он представляет собой два параллельно соединенных планарных катодных узла с питанием от одного биполярного среднечастотного (20...100 кГц) источника. Дуальные МРС обладают значительно бóльшими возможностями для осаждения углеродных покрытий по сравнению с планарными на постоянном токе [4]. Это связано с тем, что данной системе свойственна более высокая энергия распыленных частиц материала мишени (E_i ~ 10...50 эВ) и ионов, экстрагируемых из плазмы и падающих на подложку в процессе осаждения. Воздействие заряженных частиц на растущую пленку приводит к снижению внутренних напряжений и повышению адгезионной прочности. Последний фактор особенно важен для процессов осаждения покрытий высокой твердости.

К сожалению, антифрикционные свойства углеродных пленок, полученных с помощью несбалансированных и, в частности, дуальных МРС, изучены недостаточно.

Цель данной работы заключается в исследовании функциональных характеристик углеродных покрытий, осажденных в плазме несбалансированного магнетрона.

Методика проведения эксперимента

Осаждение углеродных покрытий проводили на базе разработанной нами ранее ионно-плазменной установки серии "Яшма" [5]. Размещение основных устройств в ее рабочей камере схематично показано на рис. 1. В ней имеются МРС дуального типа *1*, протяженный ионный источник с холловским дрейфом электронов *2* и револьверная головка *3*, состоящая из трех планарных магнетронов, которая позволяет по мере необходимости менять катодный узел без вскрытия рабочей камеры. Вакуумная система обеспечивает остаточное давление в камере на уровне $5 \cdot 10^{-3}$ Па. В качестве подложек использовали полированную коррозионно-стойкую сталь 12Х18Н10Т (20 × 20 × 0,5 мм^3) и монокристаллический кремний (111). Расстояние от плоскости катода до подложки — 100 мм. Рабочий газ — аргон (99,9 %).

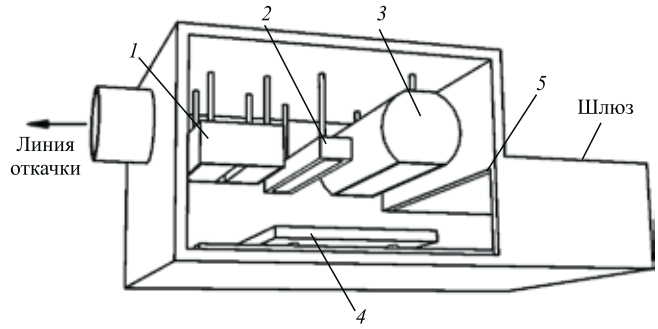


Рис. 1. Схема экспериментальной установки:
1 — дуальная МРС; *2* — ионный источник; *3* — револьверная головка с магнетронами; *4* — предметный стол для образцов; *5* — высоковакуумный затвор

Подготовку поверхности образцов проводили поэтапно: обезжиривание с помощью технического спирта, ионную очистку, осаждение подслоя титана с помощью планарной МРС (~ 100 нм), который позволяет существенно повысить адгезию покрытия к подложке и устранить влияние микродефектов поверхности подложки (пор, трещин и т. д.).

Осаждение углеродных покрытий толщиной около 1 мкм производили при помощи дуальной МРС, которая имела две конфигурации магнитного поля: "замкнутую", где используются магнитные системы противоположной полярности, "зеркальную", в которой магнитные системы одинаковой полярности [6].

В "замкнутой" системе образуется дополнительная ловушка для электронов и происходит образование плазмы в зоне между катодными узлами. Это приводит к повышению тока разряда. Во втором случае плазменные потоки слабо взаимодействуют друг с другом.

Для подачи электрического питания использовали импульсный источник переменного тока с частотой следования импульсов 66 кГц. Измерение скорости осаждения покрытий выполняли при помощи кварцевого датчика толщины "Микрон-5".

Для изучения структуры углеродных покрытий применяли метод рамановской спектроскопии (комплекс Centaur U-HR) в спектральном диапазоне 100...2000 см$^{-1}$. Резонансное возбуждение атомов осуществляли с помощью лазерного излучения в видимом свете (532 нм).

Микроиндентирование углеродных покрытий было выполнено методом Виккерса при максимальной нагрузке 10 мН (Nano Hardness Tester, CSEM). Трибологические испытания осуществляли на автоматическом высокотемпературном трибометре с парой трения "шар—диск" при атмосферном давлении (CSEM, Швейцария). Для определения адгезионной прочности покрытий применяли метод царапания поверхности алмазным индентором (Micro-Scratch Tester, CSEM).

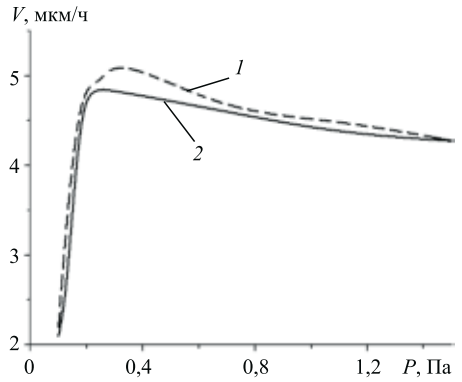


Рис. 2. Зависимость скорости осаждения пленок углерода *V* от давления в рабочей камере *P* для различных конфигураций магнитного поля дуальной МРС:
1 — "зеркальная" конфигурация; *2* — "замкнутая" конфигурация

Результаты исследований и их обсуждение

Дуальные МРС обеспечивают высокую скорость осаждения углеродных покрытий. На рис. 2 показана ее зависимость от давления в рабочей камере *P*.

В начальной области давлений мощность магнетронного разряда невелика (~ 2...3 кВт), поэтому интенсивность распыления относительно низка, а скорость осаждения покрытий углерода минимальна. С ростом рабочего давления мощность магнетронного разряда достигала максимума (5 кВт). Благодаря этому произошло повышение производительности процесса осаждения углеродных покрытий на участке 0,1...0,4 Па. Ее падение, наблюдаемое в области давлений выше 0,4 Па, связано с уменьшением длины свободного пробега распыленных частиц в межпролетном промежутке "катод—подложка" и увеличением интенсивности процессов обратного рассеяния и обратной диффузии распыленного материала в область катода. Для МРС с

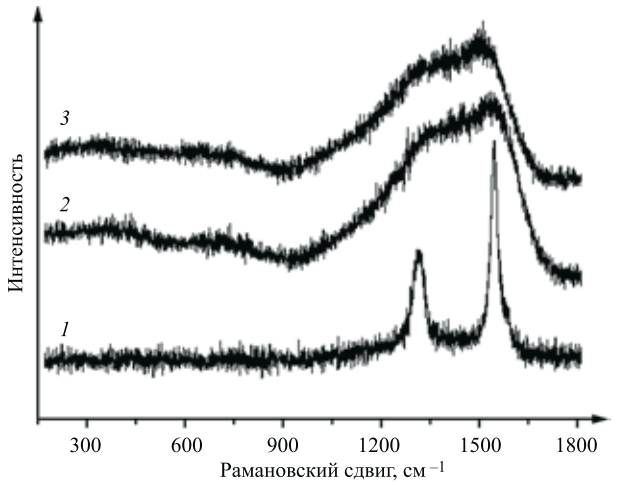


Рис. 3. Спектры комбинационного рассеяния исходной мишени (*1*) и углеродных покрытий при "замкнутом" (*2*) и "зеркальном" (*3*) поле

"замкнутым" полем обнаружено незначительное снижение скорости осаждения пленок углерода.

На рис. 3 представлены спектры комбинационного рассеяния материала катода и полученных образцов. Для идентификации структуры полученных пленок использовали разложение исходных спектров на две гауссовы компоненты (*D*- и *G*-пики). Наличие характерных *D* (1310...1420 см$^{-1}$) и *G* (1500...1580 см$^{-1}$) полос свидетельствует о наличии графитоподобных связей (углерод в состоянии sp^2-гибридизации) в структуре исследуемых покрытий [7]. *D*-пик характеризует дефектность структуры. Изменение его максимума интенсивности относительно *G*-рефлекса обусловлено формированием пленок с разным уровнем структурного совершенства. В свою очередь, высокая интенсивность *G*-рефлекса обусловливает присутствие в пленках высокоориентированного графита (графена).

Результаты исследования структуры пленок по

Таблица 1

Характеристика структуры пленок углерода

Конфигурация магнитного поля	*P*, Па	*G*		*D*		I_D/I_G
		ν, см$^{-1}$	$\Delta\nu_{1/2}$, см$^{-1}$	ν, см$^{-1}$	$\Delta\nu_{1/2}$, см$^{-1}$	
"Замкнутая"	0,1	1535	176	1347	390	0,88
	0,13	1551	232	1379	350	0,89
	0,18	1569	140	1372	369	0,87
	1,1	1578	101	1356	250	0,86
"Зеркальная"	0,1	1511	179	1357	365	0,9
	0,13	1501	206	1328	418	0,89
	0,18	1506	194	1324	431	0,88
	1,1	1517	183	1338	405	0,88
Катод	—	1544	29	1315	47	0,85

Обозначения: ν — частота линий рамановского спектра; $\Delta\nu_{1/2}$ — полуширина пика; I_D — интенсивность *D*-линии; I_G — интенсивность G-линии.

спектрам рамановского излучения представлены в табл. 1. Из данных по классификации углеродных материалов по рамановским спектрам, приведенных в литературе [8], видно, что материал катода относится к категории коммерческого графита марки МПГ-6.

Спектры комбинационного рассеяния покрытий, полученные в эксперименте, характерны для пленок аморфного углерода (а-С-покрытия). О степени разупорядоченности структуры образцов можно судить по значительному уширению $\Delta\nu_{1/2}$ для *G*- и *D*-линий спектров исследуемых покрытий относительно материала катода (29 и 47 см$^{-1}$).

Сдвиг *G*-рефлекса в область частот 1581 см$^{-1}$ и выше свидетельствует о дроблении кристаллов углерода (~ 2,5 нм). Тенденция изменения максимума интенсивности *D*-линии в сторону низких частот указывает на рост размеров графитоподобных кластеров. Согласно данным табл. 1 наблюдаемое смещение *G*- и *D*-полос в низкочастотную область при использовании "зеркальной" конфигурации магнитного поля обусловливает формирование пленок с бóльшим размером кристаллитов, чем в случае "замкнутого" поля. Такой эффект сопряжен с разбалансировкой магнитного поля дуальной МРС [6, 9]. В системе с "замкнутой" конфигурацией поля растущая пленка подвергается дополнительному воздействию заряженных частиц плазмы, что приводит к ее низкоинтенсивному распылению, стимулирует прекращение роста размеров кристаллитов. В силу последнего обстоятельства становится понятной причина снижения производительности дуальной МРС с данной конфигурацией магнитного поля, что было описано ранее (см. рис. 2).

Структура образцов не зависит в явном виде от общего давления в рабочей камере.

Отношение интенсивностей *G*- и *D*-полос I_D/I_G для исследуемых материалов:

для системы с "замкнутым" полем 0,875±0,015;

для системы с "зеркальным" полем 0,89±0,01;

для материала катода в исходном состоянии 0,85.

Полученные расчетные данные (см. табл. 1) свидетельствуют о преимущественной sp^2-гибридизации исследуемых пленок углерода и материала катода.

Результаты измерения адгезионной прочности углеродных покрытий представлены на рис. 4. При нагрузке на алмазный индентор, равной 10 Н, пленки устойчиво держатся на подложке. На некоторых участках покрытие вдавливается в подложку. Эти области видны на рис. 4 в виде белых пятен.

Преимущественное содержание sp^2-фазы углерода в образцах обусловливает высокую адгезию покрытия к подложке. В противном случае пленки углерода обладают большими внутренними напряжениями. Это может снизить стабильность покрытия и ослабить его адгезию к подложке. Повышение адгезионной прочности а-С-покрытий может быть достигнуто за счет осаждения подслоя Ti, Cr и др. [10]. Он приводит к снижению напряжений в растущей пленке.

Результаты механических испытаний образцов приведены в табл. 2. По показателям твердости и упругости магнетронные пленки углерода значительно уступают покрытиям, полученным другими методами (осаждением из газовой фазы, вакуумно-дуговым осаждением) [2]. Это обусловлено низким содержанием доли углерода с sp^3-гибридизацией в их структуре. Установлено, что механические свойства пленок углерода, полученных в системе "зеркального" типа, немного выше, чем у

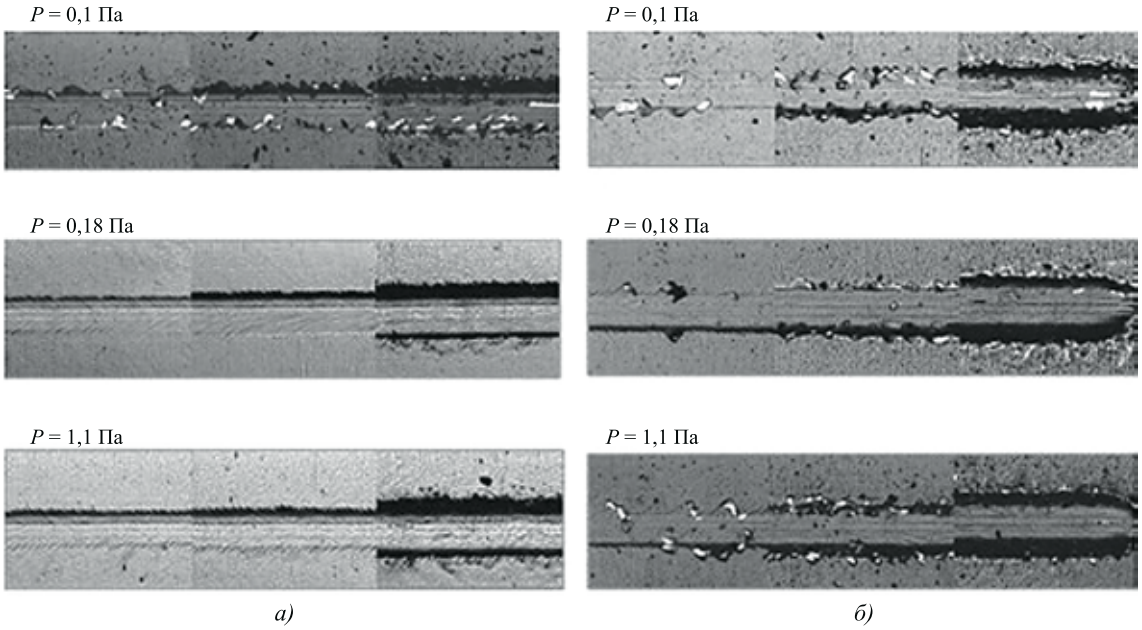


Рис. 4. Фотографии результатов скретч-теста а-С-покрытий:
а — система с "замкнутым" полем; *б* — система с "зеркальным" полем

образцов, полученных при "замкнутой" конфигурации магнитного поля.

Таблица 2

Механические свойства пленок углерода

Конфигурация магнитного поля	*P*, Па	*H*, ГПа	*E*, ГПа	μ
"Замкнутая"	0,1	13,8	151,9	0,189
	0,13	18,9	185,8	0,063
	0,18	15,9	142,9	0,061
	1,1	5,8	64,3	0,052
"Зеркальная"	0,1	19,6	165,7	0,119
	0,13	14,1	158,6	0,109
	0,18	17,4	143,8	0,091
	1,1	8,4	110,9	0,108

Обозначения: *H* — микротвердость; *E* — модуль Юнга; μ — коэффициент трения.

Главная особенность механизма формирования пленок углерода (при магнетронном распылении) состоит в следующем: в процессе роста покрытия ионы и атомы углерода встраиваются в междоузлия, тем самым формируются ограниченные (локальные) области повышенной плотности, что сопряжено с повышением внутренних напряжений в покрытии, т. е. с увеличением количества структурных дефектов в пленке. Результаты расчетов отношения интенсивностей I_D/I_G спектров коррелируют с данными, полученными при измерении микротвердости покрытий для различных конфигураций магнитного поля МРС.

Принято считать, что модифицирование деталей рабочих машин и узлов трения углеродными покрытиями позволяет существенно улучшить антифрикционные свойства поверхности (для а-С-пленок μ ~ 0,1...0,15). В нашем эксперименте плоские подложки из стали 12Х18Н10Т в исходном состоянии имели коэффициент трения 0,55. Модифицирование стальных подложек углеродом в плазме магнетронного разряда позволило понизить коэффициент трения поверхности до 0,052...0,189. Причем значение μ менее 0,1 характерно для случаев использования МРС дуального типа с "замкнутой" конфигурацией магнитного поля. Высокие антифрикционные свойства поверхности подложек, модифицированных углеродом, обусловливают существенное улучшение смазочных свойств поверхности детали, что повышает степень ее износоустойчивости. Таким образом, показано, что эти а-С-покрытия, полученные в плазме несбалансированного магнетрона, обладают хорошими антифрикционными характеристиками.

Выводы

Получены углеродные пленки толщиной 1 мкм из плазмы магнетронного разряда, обладающие микротвердостью 5,8...19,6 ГПа, модулем упругости 64,3...185,8 ГПа и коэффициентом трения менее 0,2. Рамановские спектры свидетельствуют об аморфности структуры образцов и высоком содержании sp^2-фазы углерода.

Применяемый метод модифицирования подложек из стали в плазме магнетронного разряда характеризуется высокой производительностью (осаждение а-С-пленок происходило со скоростью до 5,1 мкм/ч). Испытания на адгезионную прочность продемонстрировали высокую степень сцепления покрытия с подложкой. Полученные результаты показывают возможность модифицирования поверхности материалов в плазме несбалансированного магнетрона с целью улучшить их антифрикционные характеристики.

В настоящее время разработано и успешно внедрено в промышленное производство несколько комплектов оборудования для осаждения а-С-покрытий по описанной выше технологии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Оскомов К.В., Соловьев А.А., Работкин С.В.** Твердые углеродные покрытия, наносимые методом импульсного сильноточного магнетронного распыления // Журнал технической физики. 2014. Т. 84. № 12. С. 73—76.

2. **Fujimaki S., Kashiwase H., Kokaku Y.** New DLC Coating Method Using Magnetron Plasma in an Unbalanced Magnetic Field // Vacuum. 2000. Vol. 59. P. 657—664.

3. **Wear** Resistant Composite Coatings Deposited by Electron Enhanced Closed Field Unbalanced Magnetron Sputtering / A.A. Voevodin et all. // Surface and Coatings Technology. 1995. Vol. 73. P. 185—197.

4. **Берлин Е.В., Сейдман Л.А.** Ионно-плазменные процессы в тонкопленочной технологии. М.: Техносфера, 2010.

5. **Плазменная** установка для нанесения покрытий на поверхность твердых тел "Яшма-2" / П.С. Ананьин и др. // Приборы и техника эксперимента. 2004. № 4. С. 138—141.

6. **Musil J., Baroch P.** Discharge in Dual Magnetron Sputtering System // IEEE Transactions on Plasma Science. 2005. Vol. 33. No 2. P. 338—339.

7. **Исследование** строения графитов и некоторых других sp^2 углеродных материалов методами микроспектроскопии КР и рентгеновской дифрактометрии / С.С. Букалов и др. // Рос. хим. ж. 2006. Т. 1. С. 83—91.

8. **Chu P.K., Li L.** Characterization of Amorphous and Nanocrystalline Carbon Films // Materials Chemistry and Physics. 2006. Vol. 96. P. 253—277.

9. **Исследование** характеристик плазмы в несбалансированной магнетронной распылительной системе / А.А. Соловьев, Н.С. Сочугов, К.В. Оскомов, С.В. Работкин // Физика плазмы. 2009. Т. 35. Вып. 5. С. 443—452.

10. **Верещака А.С., Верещака А.А.** Функциональные покрытия для режущего инструмента // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 6. С. 28—37.

УДК 621.77

Е.В. Федорина, И.Ф. Дьяков, В.Н. Кокорин
(Ульяновский государственный технический университет)
E-mail: vnkokorin@mail.ru

Моделирование технологических процессов раскроя металлопроката в целях минимизации затрат

Представлен новый комплексный критерий для оценки эффективности раскроя металлопроката — ресурсо-стоимостной показатель.
Ключевые слова: *раскрой, норма расхода, коэффициент использования металла.*

The paper presents a new comprehensive criteria for evaluating the effectiveness of metal cutting — Resource-cost index.
Keywords: *metal cutting, application rate, utilization rate of the metal.*

Маршруты переработки листового проката отличаются многообразием и зависят от масштаба производства, имеющегося на предприятии технологического оборудования, условий поставки исходного материала, размеров штампуемых деталей и других факторов. Предприятие может использовать исходный материал в виде широкого рулона, ленты и листа. При больших объемах перерабатываемого листового металла даже в условиях серийного и мелкосерийного производства предприятию может быть экономически выгодно самому осуществлять раскрой рулонов на ленты, листы, полосы, карты, поэтому этапов раскроя может быть несколько. На рис. 1 [1] показана возможная последовательность переработки листового металла по нескольким маршрутам.

Раскрой листового и рулонного металлопроката на полосы и штучные заготовки для штамповки деталей является основой ресурсосбережения заготовительного производства. Показатели эффективности раскроя — норма расхода, коэффициент использования металла (КИМ), коэффициент раскроя металла (КРМ) — относятся к важным натуральным характеристикам экономичности реализуемых процессов на предприятии. Как правило, заказ листового и рулонного материала ведется с учетом определения потребности металла, исходя из имеющегося на заводах сортамента, и формирования заявки на металл, в первую очередь, под наиболее металлоемкие детали, т. е. больших габаритов.

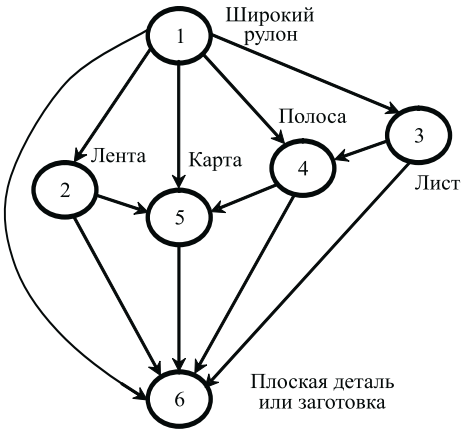


Рис. 1. Возможные маршруты раскроя в виде графа

Традиционная схема проектирования технологических процессов листовой штамповки, включающая этап раскроя исходных материалов, не позволяет произвести оптимальный раскрой всей номенклатуры штампуемых деталей, так как расчет базируется на определении наиболее рационального использования металла, соответствующего максимальному КИМ и минимальному потреблению материала [2, 3] по каждой детали в отдельности. Кроме того, монополизация в поставке металла при отсутствии альтернативных поставщиков металлопроката, субъективное предпочтение какого-либо одного производителя и бесконтрольный рост цен практически сводят к нулю стремление уменьшить норму расхода штампуемых деталей и получить экономию.

В связи со сложившимися производственными условиями металлургических комбинатов и предприятий, перерабатывающих листовой металлопрокат, при разработке раскроя предлагается учитывать динамику изменения ценовой политики, что сказывается на увеличении себестоимости изделий, в которой затраты на металл могут составлять до 90 % [1]. Поэтому на передний план выходят стоимостные показатели, выражен-

ные с помощью цен. Кроме того, увеличить перечень сортамента металла, подлежащего раскрою, позволяет расширение списка альтернативных поставщиков металлопроката. При этом может сложиться такая ситуация, когда при выборе рационального раскроя будет отдано предпочтение варианту не с наименьшей нормой расхода, а с минимальной ценой металла.

В качестве примера в таблице представлены четыре возможных варианта раскроя при штамповке условной детали массой 1 кг с размерами заготовки 240×600 мм при наличии четырех условных поставщиков четырех типоразмеров листового металла с разной ценой. Анализируя результаты, приходим к выводу, что наименьшая норма расхода 1,234 кг и наибольшее значение КИМ 0,81 соответствуют раскрою по варианту № 4. В то же время минимальные затраты по металлу на 1 деталь составляют 24,775 руб. по варианту № 3 при норме расхода 1,251 кг (не наименьшее значение) и КИМ 0,799 (не наибольшее значение). В рассмотренном примере разница (по вариантам № 3, 4) в затратах на одну деталь составляет 0,185 руб. Нетрудно подсчитать, что при программе 100 тыс. деталей затраты изменятся на 18,5 тыс. руб., а для годового выпуска в 1000 наименований деталей разница составит 18,5 млн руб.

Естественно, возникает вопрос: так ли важно снижать норму расхода и соответственно увеличивать КИМ? Стремиться к высоким показателям раскроя необходимо, но это должно быть экономически целесообразно. Поэтому для оценки эффективности работы холодноштамповочных производств (ХШП) и, в частности, заготовительных участков, занимающихся раскроем металлопроката, предлагается использовать сочетание нескольких показателей с определением комплексного показателя затрат или ресурсно-стоимостного показателя (РСП).

Из многообразия предлагаемых альтернативных решений по возможному варианту раскроя металла выбор будет осуществляться с помощью нового показателя в пользу максимально выгодного с точки зрения минимальных финансовых затрат. Применение комплексного показателя в качестве основного при определении оптимального раскроя с помощью математических методов позволит получать ежегодную экономию 5...7 % от затрат на металлопрокат.

В целях снижения потерь и экономии металла предлагаются современные подходы к решению задач заготовительного производства. Для номенклатуры листоштампованных деталей заказ технологически и экономически обоснованного (оптимизированного) сортамента следует осуществлять на базе анализа сортамента металлургических комбинатов с учетом их уровня цен на необходимый металлопрокат, что позволит минимизировать финансовые затраты. С другой стороны, необходимо введение "плавающих" норм расхода металла, что потребует систематических перерасчетов в зависимости от изменяющейся номенклатуры заказываемого металлопроката и использования отходов раскроя крупногабаритных деталей для штамповки изделий меньших размеров. В этом случае нормы расхода станут более "прозрачными", активными, динамично изменяющимися в условиях современного производства.

Новая схема проектирования раскроя (рис. 2) основана на использовании предложенного комплексного показателя эффективности РСП, и в нее введена обратная связь по сортаменту, выпускаемому металлургическими комбинатами, с указанием цены на металл. При обновлении базы данных по металлу и изменении производственных условий оптимизационный расчет по раскрою повторяется по циклу до достижения наилучшего РСП.

На заготовительных участках ХШП с крупносерийным типом производства перерабатывается металлопрокат с годовым объемом более 50 тыс. т от 4—5 производителей на заготовки более 3 тыс. наименований. Для выбора оптимального варианта нужно просчитать более 10 тыс. схем раскроя в координации со всеми деталями одной группы (одной марки стали и толщины). В случае изменения производственных условий, договоров поставки металла необходимо проводить быстрый и качественный анализ, в том числе финансовый, раскроя в целом. Выполнение ручным способом этой задачи очень трудоемкий процесс, зависящий от квалификации технолога, и не лишенный ошибок. Поэтому ввиду масштабности проблемы, сжатых сроков, изменяющихся производственных условий решение этих задач возможно только автоматизированным способом с помощью специальных расчетных систем САПР.

В настоящее время на рынке программных продуктов имеется большое число пакетов по раскрою различного листового и рулонного материала. Программы хорошо себя зарекомендовали при проектировании раскроя для условий единичного и многономенклатурного мелкосерийного производства, где целесообразно применять групповой метод при проектировании раскроя [3]. В условиях крупносерийного и массового производства при индивидуальном раскрое эти программы име-

Рис. 2. Предлагаемая схема проектирования раскроя

Варианты раскроя детали из предлагаемого металлургическими комбинатами сортамента

Номер варианта	Наименование поставщика	Габаритные размеры листового металлопроката, мм	Схема раскроя	Масса листа с учетом половины допуска на размеры, кг	Число деталей, получаемых из листа	Масса детали, кг	Норма расхода, кг	КИМ	Цена 1 кг металла, руб.	Затраты по металлу на одну деталь, руб.
1	Металлургический комбинат № 1	Лист 1,0 × 1000 × 2000	1000 + 10; 240; 4 раза; 60; 600; 3 раза; 2000 + 20; 200	15,818	12	1,000	1,318	0,759	20,1	26,495
2	Металлургический комбинат № 2	Лист 1,0 × 1250 × 2500	1250 + 10; 240; 5 раз; 50; 600; 4 раза; 2500 + 20; 100	24,728	20	1,000	1,236	0,809	20,1	24,852
3	Металлургический комбинат № 3	Лист 1,0 × 1300 × 1700	1300 + 10; 600; 2 раза; 100; 240; 7 раз; 1700 + 20; 20	17,518	14	1,000	1,251	0,799	19,8	24,775
4	Металлургический комбинат № 4	Лист 1,0 × 1200 × 2600	1200 + 10; 240; 5 раз; 600; 4 раза; 2400 + 20; 200	24,689	20	1,000	1,234	0,810	20,22	24,960

Form1

Ном.детали	Марка	Толщина	Масса	Ширина	Макс.ширина	Шаг	Рядность	Припуск	Наим.дет.
3163-8404434/435	3-II-ВГ 08пс х/к	1	0	306,1	0	219,2	2	0	кронштейн
3460-1108043	3-II-ВГ 08пс х/к	1,5	0	136	0	73	1	30	кронштейн
3160-1109139	3-II-ВГ 08пс х/к	1,5	0	170	0	269	1	57	основани
3160-1109139	3-II-ВГ 08пс х/к	1,5	0	271	0	103	1	4	основани
3160-8404440	3-II-ВГ 08пс х/к	1,5	0	108,1	0	89	1	5	надставка
3160-8404440	3-II-ВГ 08пс х/к	1,5	0	106,1	0	88	1	4	надставка
8404441	3-II-ВГ 08пс х/к	1,5	0	109,6	0	86,3	1	24	надставка
3163-6817052/053	3-II-ВГ 08пс х/к	2	0	197,3	0	153,4	1	32	усилитель
1602591	3-II-ВГ 08пс х/к	2,5	0,0634	143	143	32	1	4	кронштейн

Добавить

Марка	Толщина	Ширина	Длина	Масса	Кол-во	Цена на 1 заводе	Цена на 2 заводе
08кп-ОСВ-Г-О-II-I-НГ	0,8	710	1420	6,573	100	18100	18000
08кп-ОСВ-Г-О-II-I-НГ	0,8	980	1400	8,808	100	18200	18000
08кп-ОСВ-Г-О-II-I-НГ	0,8	910	1240	7,281	100	18100	18000
08кп-ОСВ-Г-О-II-I-НГ	0,9	600	1250	5,433	100	19300	19000
08кп-ОСВ-Г-О-II-I-НГ	0,9	830	1500	9,019	100	19300	19000
08кп.оц-ХШ-ВГ-НР-МТ-2	0,9	1000	2000	14,272	100	19300	19000
08кп.оц-ХШ-ВГ-НР-МТ-2	1,2	1250	2500	29,673	100	19600	19200
08пс	1,5	330	1250	29	100	19500	19800

Добавить

Рис. 3. Пример банков данных по деталям и сортаменту листового металлопроката

4

Выберите толщину листа

1

L_ID	L_MARKA	L_TOLSHINA	L_SHIRINA	L_DLINA	L_MASSA	L_CENA_ZAVOD1	L_KOLICH	L_CENA_ZAVOD
90	3-II-ВГ 08кп х/к	1	1000	2000	15.875	32700	100	3250
91	3-II-ВГ 08кп х/к	1	1250	2500	24.728	32700	100	3250

Материал

D_ID	D_NOMDET	D_MARKA	D_TOLSHINA	D_MASSA	D_SHIRINA	D_MAKS_SHIR	D_SHAG	D_RYA
19	3724096	3-II-ВГ 08кп х/к	1	0.01	83	0	45.5	
20	5303226	3-II-ВГ 08кп х/к	1	0.014	20	0	120	
21	5303228	3-II-ВГ 08кп х/к	1	0.014	20	0	130	
22	5713168	3-II-ВГ 08кп х/к	1	0.015	66	0	46.5	

Рассчитать

Рис. 4. Пример выбранных деталей и сортамента листового металлопроката заданной толщины

Form9

Марка материала: 3-II-ВГ 08кп х/к

Далее | Еще раз | Выход

№ п/п	Габариты	Вес листа	Кол-во дет. про	Кол-во дет. по	КИМ продольн	КИМ поперечн
1	1x1000x2000	15.875	800	800	96	96
2	1x1250x2500	24.728	1240	1250	95.23	96

Рис. 5. Результаты расчета КИМ

ют ограниченное применение. Поэтому для решения задач оптимизации затрат по металлу с применением автоматизированного раскроя в условиях крупносерийного и массового производства необходимо создание новой системы или адаптация применяемых систем.

Предложена новая программа ПРОМ-2013 [4] для оценки эффективности раскроя металлопроката холодноштампованных деталей. Разработанный программный продукт, предназначенный для российских предприятий, позволяет быстро оценить затраты, связанные с раскроем листового материала, и выбрать оптимальный вариант.

Описание программы выполнено на языке программирования Delphi, который используется в одноименной среде разработки и является комбинацией нескольких важнейших технологий.

ПРОМ-2013 включает в себя две интегрированные системы:

1. Базы штампуемых деталей и исходных материалов, сформированные на основе классификаторов по деталям, металлу и имеющемуся технологическому оборудованию. Базы данных отображаются в табличном виде (рис. 3):

банк данных по деталям (номер детали, наименование детали, марка материала, толщина, масса детали, ширина полосы, шаг подачи, рядность, припуск для изготовления последней детали в полосе);

банк данных по сортаменту металлургических комбинатов (марка, толщина листа, размеры листа, масса, число листов, цена листов от двух поставщиков).

2. Модуль расчета оптимального раскроя листового металлопроката с определением комплексного показателя эффективности РСП.

При необходимости осуществляется переход из одной системы в другую. При выборе функции "Расчет" появляется окно, в котором пользователю нужно выбрать толщину листа из имеющихся в базе данных, например 1,0 мм. Программа выдает все имеющиеся в базе размеры листов заданной толщины. После выбора марки материала, например выбираем марку материала 3-II-ВГ 08кп, и нажатия на кнопку "Материал", появляется вторая (основная) таблица со всеми деталями, изготавливаемыми из материала данной марки и заданной толщины. Выбираем номер детали и запускаем расчет с помощью кнопки "Рассчитать" (рис. 4).

В окне "Form9" (рис. 5) представляются результаты расчета числа деталей, которое можно получить из исходного металла, и КИМ при продольном и поперечном раскрое металлопроката для всех заданных листов данных марки и толщины.

Итоговый результат с оптимальным раскроем листа — наибольшим КИМ и наименьшими финансовыми затратами на одну деталь — представляется в следующем окне (рис. 6).

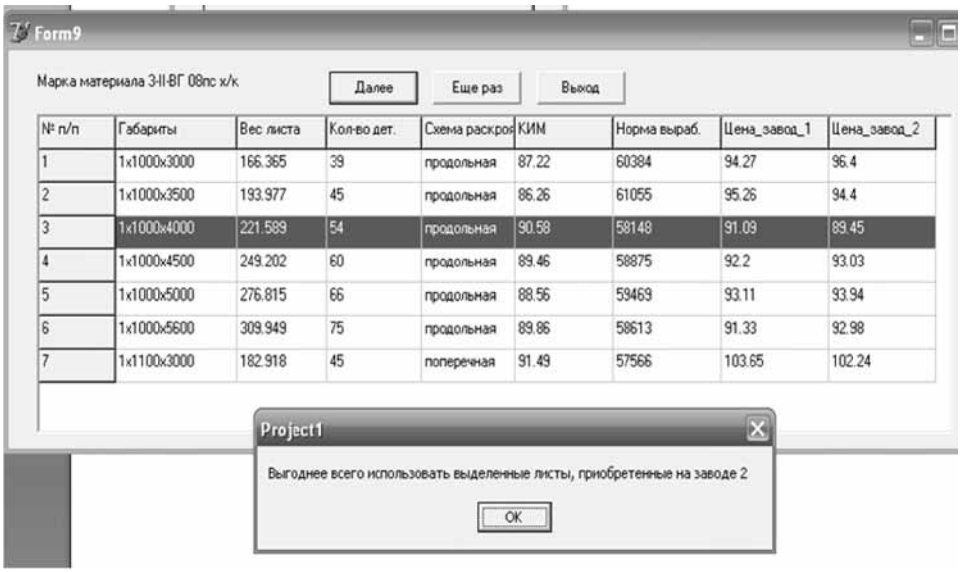
Разработанный программный продукт:

определяет КИМ, норму расхода, число деталей, ресурсно-стоимостной показатель;

позволяет экономить время при расчете показателей раскроя за счет быстродействия;

имеет минимальные системные требования. Операционная система: Windows 2000, Windows XP, Windows 7, DirectX версии 9.0c или выше; процессор: Intel Pentium® III 1,5 GHz или AMD Athlon® 1,5 GHz; оперативная память: 512 MB; видеокарта: не менее 32 Мб видеопамяти, GeForce2 и выше.

Для обеспечения широкого использования и взаимодействия с другими программами (обмена информацией — импорт входной информации по оптимальной укладке деталей в полосе для расчета оптимизированного проката и стоимостного анализа, экспорт выходной информации в другие программы) необходимо функциональное расширение программы ПРОМ-2013.



№ п/п	Габариты	Вес листа	Кол-во дет.	Схема раскроя	КИМ	Норма выраб.	Цена_завод_1	Цена_завод_2
1	1x1000x3000	166.365	39	продольная	87.22	60384	94.27	96.4
2	1x1000x3500	193.977	45	продольная	86.26	61055	95.26	94.4
3	1x1000x4000	221.589	54	продольная	90.58	58148	91.09	89.45
4	1x1000x4500	249.202	60	продольная	89.46	58875	92.2	93.03
5	1x1000x5000	276.815	66	продольная	88.56	59469	93.11	93.94
6	1x1000x5600	309.949	75	продольная	89.86	58613	91.33	92.98
7	1x1100x3000	182.918	45	поперечная	91.49	57566	103.65	102.24

Рис. 6. Итоговый результат с определением КИМ и финансовых затрат

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ильин Л.Н., Семенов И.Е.** Технология листовой штамповки: Учебник для вузов. М.: Дрофа, 2009. 475 с.

2. **Экономия** сырья и материалов / Э. Амбос, А. Нойбауер, Ю.И. Освальд и др. М.: Металлургия, 1989.

3. **Бабаев Ф.В.** Оптимальный раскрой материалов с помощью ЭВМ. М.: Машиностроение, 1982.

4. **Применение** программы ПРОМ-2013 для оценки раскроя металла / В.Н. Кокорин, Е.В. Федорина, Р.Ф. Шакирзянов // Сб. материалов 48-й НТК "Вузовская наука в современных условиях". Ульяновск, УлГТУ, 2014. С. 74—78.

УДК 621.981

О.В. Мищенко
(Ульяновский государственный технический университет)
E-mail: ovm.omd@mail.ru

Изменение толщин зон сгиба полузакрытых профилей при различных схемах формообразования методом интенсивного деформирования

Представлены теоретический расчет и экспериментальные данные по изменению толщины зон сгиба профиля, вызванному особенностями интенсивного деформирования.
Ключевые слова: *изменение толщины, зона сгиба, интенсивное деформирование.*

There are given some theoretical calculations and experimental data relating to the roll-formed sections bending zones thickness change due to their flower diagrams features when using the intensive deformation method.
Keywords: *thickness change, bending zones, intensive deformation.*

Метод интенсивного деформирования (МИД) [1] в настоящее время широко применяется для изготовления гнутых профилей в роликах профилировочных станков. Основной особенностью этого метода формообразования является одновременная формовка всех элементов профиля, что позволяет существенно уменьшить число переходов, использовать компактное оборудование и тем самым снизить затраты на изготовление профилей, особенно в условиях мелкосерийного производства. Другой отличительной чертой указанного метода является значительное "ужесточение" режимов подгибки элементов профиля.

При формовке угловых зон схема внешних воздействий на первых переходах в открытых калибрах близка к схеме гибки с растяжением, а на последних переходах, где осуществляется обжим заготовки по наружному контуру, — к схеме гибки с торцевым сжатием (рис. 1). В первом случае заготовка, как правило, получает утонение, а во втором — утолщение. При интенсивном деформировании формовку заготовки (даже на первых переходах) осуществляют в закрытых калибрах.

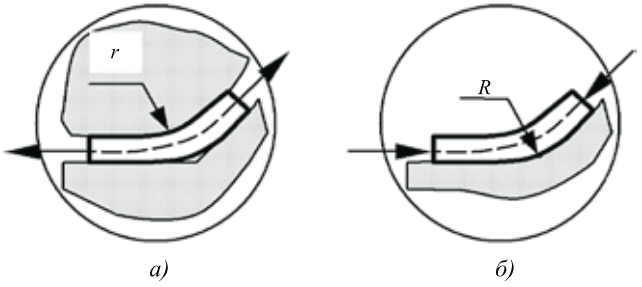


Рис. 1. Формовка угловых зон:
а — на первых переходах; *б* — на последних переходах

Для определения изменения толщины зоны сгиба рассмотрим скорости и деформации, сопровождающие процесс формообразования заготовки. Согласно работе [2] скорости перемещения материала u и ν в радиальном и окружном направлениях могут быть представлены зависимостями

$$u = -\frac{1}{2\alpha}\left(\rho + \frac{\rho_н^2}{\rho}\right), \quad (1)$$

$$\nu = \rho\frac{\theta}{\alpha}, \quad (2)$$

где α — суммарный угол подгибки; ρ, θ — текущие координаты, определяющие положение рассматриваемой точки.

Из формул (1) и (2) легко получить скорости деформаций:

$$\dot{\varepsilon}_\rho = -\frac{1}{2\alpha}\left(1 - \frac{\rho_н^2}{\rho^2}\right), \quad (3)$$

$$\dot{\varepsilon}_\theta = \frac{1}{2\alpha}\left(1 - \frac{\rho_н^2}{\rho^2}\right), \quad (4)$$

$$\dot{\varepsilon}_{\rho\theta} = 0. \quad (5)$$

Из формул (3)...(5) видно, что $\dot{\varepsilon}_\rho$, $\dot{\varepsilon}_\theta$ являются главными скоростями деформации и, кроме того, выполняется условие несжимаемости материала заготовки. Следовательно, значения скоростей, определяемые по формулам (1), (2), являются допустимыми для описания процесса деформирования. Радиальная скорость представляет собой приращение радиуса ρ за единицу времени, однако в случае деформирования заготовки в роликах в качестве параметра нагружения целесообразнее вместо времени взять приращение угла подгибки Δα. Поэтому приращение произвольного радиуса можно представить в виде

$$\Delta\rho = -\frac{1}{2\alpha}\left(\rho + \frac{\rho_н^2}{\rho}\right)\Delta\alpha. \quad (6)$$

Взяв разность ΔS виртуальных приращений наружного и внутреннего радиусов на основании формул (4) и (6) и отнеся ее к толщине заготовки s_0, получим

$$\frac{\Delta s}{s_0} = \pm\frac{\Delta\alpha}{2\alpha}\left(1 - \exp\left(\frac{\eta}{\sigma_т^*}\right)\right), \quad (7)$$

где η принимает значение p в случае растяжения и q в случае сжатия; $\sigma_т^*$ — модифицированный предел текучести материала заготовки.

Знак «–» в формуле (7) относится к утонению, а знак «+» — к утолщению заготовки. Значения p и q (тангенциальные силы) определяются на основе инженерного метода в приложении к гибке с тангенциальным растяжением и сжатием соответственно, дающего следующие результаты:

$$p = \frac{\sigma_т^* s_0^2}{2r\left(r_c + s_0/2\right)}, \quad (8)$$

$$q = \frac{\sigma_т^* s_0^2}{4rR}. \quad (9)$$

Формулу (7) можно переписать для указанных двух случаев с учетом зависимостей (8) и (9) в следующей форме:

$$\frac{\Delta s}{s_0} = -\frac{\Delta\alpha}{2\alpha}\left(1 - \exp\left(\frac{s_0^2}{4r\left(r_c + s_0/2\right)}\right)\right), \quad (10)$$

$$\frac{\Delta s}{s_0} = \frac{\Delta\alpha}{2\alpha}\left(1 - \exp\left(\frac{s_0^2}{4rR}\right)\right). \quad (11)$$

В формуле (10) радиус r_c соответствует скруглению ролика в зоне сгиба. При гибке с растяжением он всегда равен внутреннему радиусу зоны сгиба r.

Для расчета утонения или утолщения, например, для k-го перехода согласно формулам (10) и (11) следует вводить обозначения

$$\alpha = \alpha_k;\ \Delta\alpha = \alpha_k - \alpha_{k-1}, \quad (12)$$

где α_{k-1}, α_k — углы подгибки на предшествующем и текущем переходах соответственно.

При использовании данной модели следует учитывать схему формообразования, поскольку суммарный эффект в виде утонения или утолщения заготовки в зоне сгиба существенно зависит от ее реализации на практике. Для проверки зависимостей (10) и (11) и в целях иллюстрации применения представленной модели проведено исследование несимметричных профилей полузакрытого типа (табл. 1), формуемых по различным схемам (рис. 2).

Из образцов готовых профилей для повышения точности измерений изготавливали шлифы. Для удобства работы со шлифами образцы профилей были разделены на зоны, помещены в обоймы и залиты быстротвердеющим сплавом протакриловой группы, отшлифованы в три прохода с последующей полировкой. На рис. 3 показано разделение образцов на элементы, здесь же показаны шлифы, на которых проводились измерения. Наибольший интерес для изучения представляют

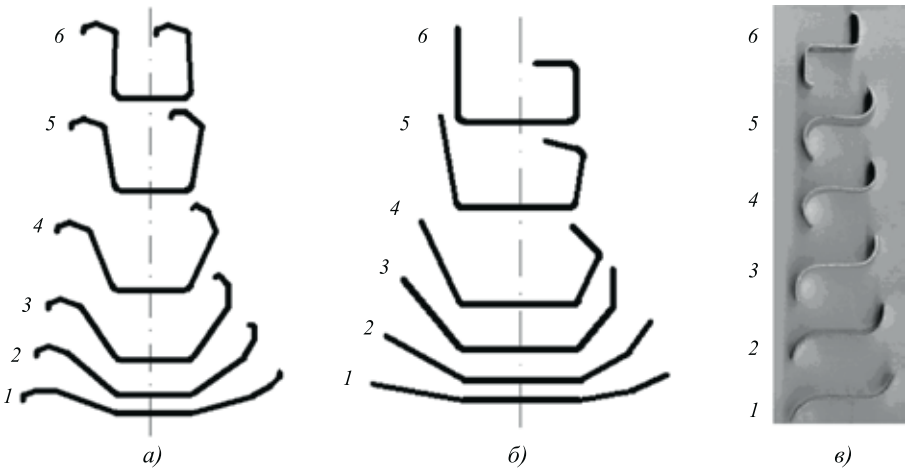


Рис. 2. Схемы формообразования профилей:
а...в соответствуют профилям № 1—3 в табл. 1

Таблица 1

Профили, используемые при исследовании

Номер профиля	Сечение профиля	Размеры, мм	Материал	Применение
1		42×28,5×1,0	08пс	Мебельный профиль
2		35×27×1,5	08пс	Мебельный профиль
3		38×35×0,7	Д16	Стрингер

Таблица 2

Результаты измерения толщины элементов готовых профилей

Профиль № 1			Профиль № 2			Профиль № 3		
Зона	Точка	Толщина, мм	Зона	Точка	Толщина, мм	Зона	Точка	Толщина, мм
I	5	1,04	I	4	1,52	I	1	0,88
	6	1,03	II	3	1,53		2	0,93
	7	1,02	III	1	1,49	—	—	—
II	8	1,05		2	1,44	—	—	—
III	9	0,97	IV	5	1,49	—	—	—
IV	1	1,00	—	—	—	—	—	—
	2	1,08	—	—	—	—	—	—
	3	0,98	—	—	—	—	—	—
	4	0,95	—	—	—	—	—	—

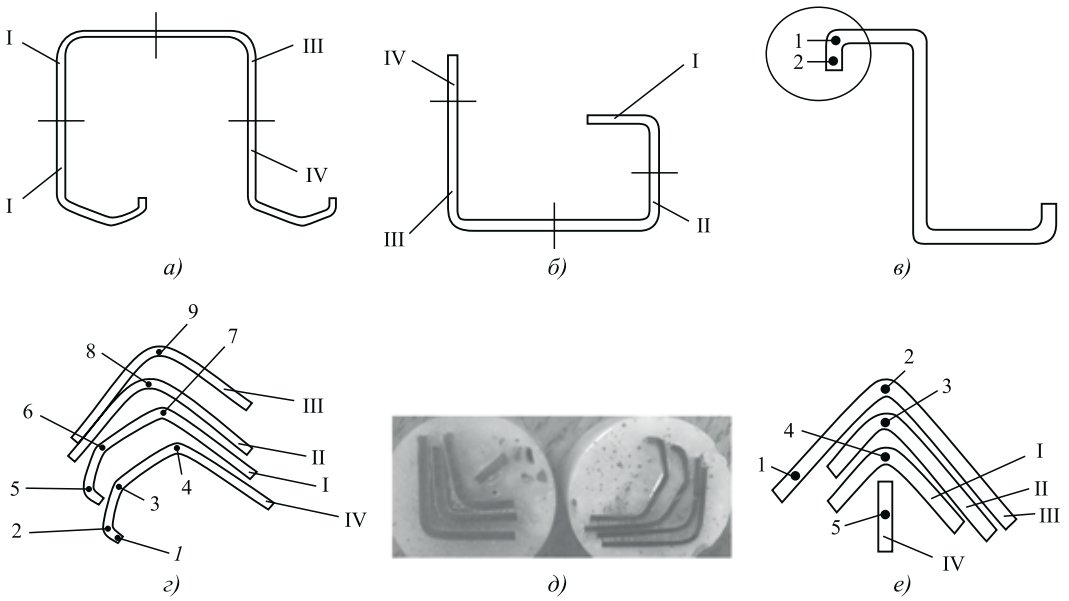


Рис. 3. Зоны (I...IV) и точки (1...9) замеров толщины:
а...в — расположение зон на профилях № 1...3 соответственно; *г* — разделение профиля № 1 на зоны; *д* — шлифы элементов профилей № 1 и 2; *е* — разделение профиля № 2 на зоны

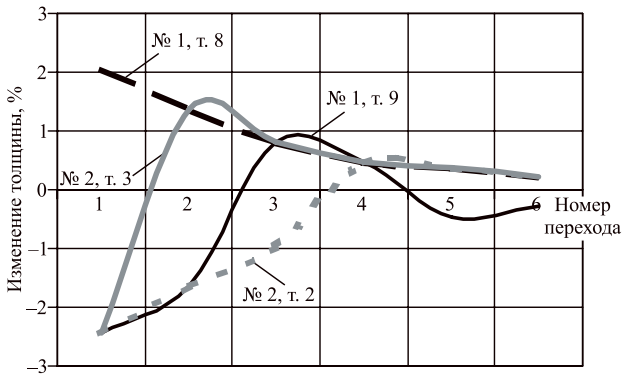


Рис. 4. Расчетные значения изменения толщины зон сгиба профилей № 1 (точки 8 и 9) и № 2 (точки 2 и 3) по переходам

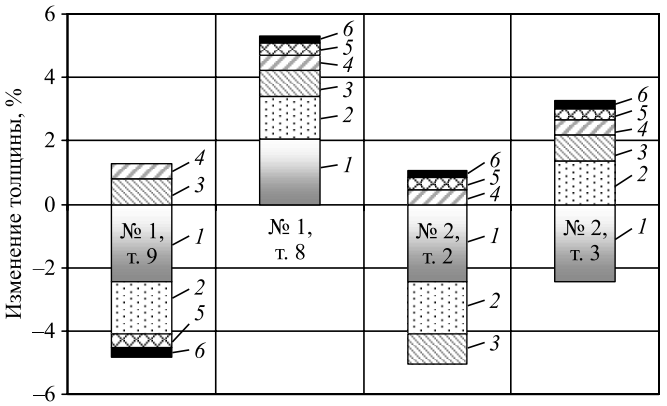


Рис. 5. Столбчатая диаграмма суммарного изменения толщины зон сгиба профилей № 1 (точки 8 и 9) и № 2 (точки 2 и 3):
1...6 — соответствуют номерам переходов

точки 8 и 9 профиля № 1 и точки 2 и 3 профиля № 2, для которых возможно как утолщение, так и утонение в процессе формообразования ввиду особенностей их схем формообразования.

Замеры толщины элементов профиля производили на приборе ПМТ-3М. Результаты измерений с точностью до 0,01 мм приведены в табл. 2.

Результаты расчета по зависимостям (10)...(12) для указанных характерных точек, прилегающих к базовому элементу, профилей № 1 и 2 представлены на рис. 4 и 5. На рис. 4 показано изменение толщины заготовки в процентном отношении в каждом из переходов, а на рис. 5 — суммарное значение изменения толщины заготовки с указанием влияния каждого перехода на его формирование. Верх черного участка *6* столбчатой диаграммы показывает суммарную величину изменения толщины. Этот же рисунок позволяет понять, на каких переходах происходит утяжка (утонение), а на каких — подсадка (утолщение) заготовки. Данные результаты хорошо коррелируют со схемами формообразования (см. рис. 2, *а*, *б*). Хорошо видно, что левая часть профиля формуется по открытой схеме, а правая — по закрытой, а следовательно, сопровождается подсадкой заготовки. Значения изменения толщины, приведенные на рис. 5, хорошо согласуются с опытными данными: для точек 8 и 9 (профиль № 1) экспериментальные значения составляют +5 и –3 % (см. табл. 2), а расчетные значения равны +5,31 и –5,52 % соответственно; для точек 2 и 3 (профиль № 2) экспериментальные значения: –4 и +2 %, а расчетные значения: –3,98 и +0,81 % соответственно.

Элементы жесткости представляют меньший интерес, поскольку, как видно на рис. 2, их формообразование осуществляется в основном монотонно на первых переходах. Особо следует отметить схему формообразования профиля № 3 (см. рис. 2, *в*), которая приведена для иллюстрации различия между интенсивным деформированием и стесненным изгибом. В последнем случае волноообразную заготовку осаживают в окончательном переходе, в результате чего зоны сгиба приобретают утолщение. Следует также отметить, что при стесненном изгибе заготовка имеет вполне определенный припуск по ширине (избыток ширины), в то время как при МИД ширина заготовки практически совпадает с шириной развертки сечения профиля.

Выводы

1. Разработанная модель позволяет прогнозировать изменение толщины заготовки по переходам в зависимости от выбранной схемы формообразования и производить уточненный расчет ширины заготовки.

2. Полученные результаты могут использоваться для оценки альтернативных схем формообразования и прогнозирования параметров точности для сечения профиля.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Филимонов С.В., Филимонов В.И.** Метод, расчеты и технология интенсивного деформирования в роликах гнутых профилей типовой номенклатуры. Ульяновск: Изд-во УлГТУ "Венец", 2004. 246 с.

2. **Хилл Р.** Математическая теория пластичности. М.: ГИТТЛ, 1956. 407 с.

К сведению авторов журнала «Упрочняющие технологии и покрытия»

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

Все страницы в статье должны быть пронумерованы.

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

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

Требования к оформлению статьи

1. Обязательно должны быть представлены сведения об авторах:

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

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

2. Обязательно представлять на русском и английском языках:

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

3. Начало статьи должно быть оформлено по следующему образцу:

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

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

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

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

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

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

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

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

Данные таблиц и рисунков не должны дублировать текст!

Все статьи, поступающие в редакцию, проходят рецензирование.

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

Материалы, присланные в редакцию, обратно не высылаются

Плата за публикацию статей не взимается

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.
Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 02.02.2016 г. Подписано в печать 22.03.16 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49
Оригинал-макет: ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1
Сайт: **www.aov.ru**