ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 12 (144)
декабрь
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.
Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Балдаев Л.Х., Хамицев Б.Г., Балдаев С.Л., Прокофьев М.В. Зависимость полиморфных превращений Al_2O_3 при детонационном напылении от технологических параметров процесса 3

Галкин В.В. Исследование структуры и повреждаемости листового титанового сплава ОТ4-1 в условиях вязкого разрушения и жестких схем напряженного состояния....12

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Белоцерковский М.А., Курилёнок А.А., Сосновский И.А. Центробежная наплавка антифрикционных покрытий с наноразмерными наполнителями 19

Лебедев В.А., Драган С.В., Козырко О.А., Новиков С.В. Выбор параметров управляемых колебаний изделия для структуризации наплавленного металла при механизированных дуговых процессах....24

Макиенко В.М., Соколов П.В., Романов И.О., Перваков Д.Г., Панкин В.Н. Разработка наплавочных порошковых проволок на основе концентратов и отходов горно-рудного производства Дальневосточного региона....30

Фоменко Л.А., Соколова Т.Н., Сурменко Е.Л., Родионов И.В. Лазерно-электрохимическая реставрация защитных покрытий тонкопленочных гибридных интегральных схем 36

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Ковенский И.М., Малыш С.В. Восстановление изношенных поверхностей с неоднородной структурой электрохимическим хромированием 39

ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

Илюшкин М.В., Табаков В.П., Марковцева В.В., Кокорин В.Н., Морозов О.И., Гаврилина Ю.Н. Моделирование процесса интенсивной деформации в роликах с использованием программного пакета Ansys LS-Dyna....43

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

№ 12 (144)
Desember
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.
Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Baldaev L.Kh., Khamitsev B.G., Baldaev S.L., Prokofev M.V. Polymorphic transformations Al_2O_3 when detonation spraying dependance on process parameters.....3

Galkin V.V. Investigation of the structure and damage of a sheet titanium alloy OT4-1 in a ductile fracture and rigid schemes stress state 12

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Belotserkovskiy M.A., Kurilyonok A.A., Sosnovskiy I.A. Centrifugal deposition of antifriction coatings with nanosize fillers.....19

Lebedev V.A., Dragan S.V., Kozyrko O.A., Novikov S.V. Choice of parameters of the controlled vibrations of good for structurization weld of metal at mechanized arc processes 24

Makienko V.M., Sokolov P.V., Romanov I.O., Pervakov D.G., Pankin V.N. Development of surfacing cored wires based on concentrates and waste of mining industry from the Far-East region.....30

Fomenko L.A., Sokolova T.N., Surmenko E.L., Rodionov I.V. Laser-electrochemical restoration of protective coatings of thin-film discrete-component integrated circuits 36

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Kovenskii I.M., Malysh S.V. Restoration of worn surfaces with heterogeneous structure by electrochemical chromium plating 39

PERSPECTIVE EQUIPMENT AND AUTOMATION SYSTEMS

Ilyushkin M.V., Tabakov V.P., Markovtseva V.V., Kokorin V.N., Morozov O.I., Gavrilina Yu.N. Simulation of severe strain in clips using the software package Ansys LS-Dyna 43

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 621.793

Л.Х. Балдаев, Б.Г. Хамицев, С.Л. Балдаев *(ООО "Технологические системы защитных покрытий", г. Москва)*,
М.В. Прокофьев *(Московский авиационный институт — МАИ (НИУ))*
E-mail: v.neuimin@tspc.ru

Зависимость полиморфных превращений Al_2O_3 при детонационном напылении от технологических параметров процесса

Проведены исследования процесса полиморфных превращений при формировании детонационных покрытий из оксида алюминия. Установлена зависимость количественного соотношения фаз α-Al_2O_3 и γ-Al_2O_3, а также аморфной фазы от условий теплоотвода из зоны формирования покрытия. Исследовано влияние некоторых параметров процесса напыления на ход полиморфных превращений в оксиде алюминия и на механические свойства покрытий.

Ключевые слова: *детонационное покрытие, полиморфное превращение, модификационный состав, корунд, стеклофаза, скорострельность.*

The investigation of polymorphic transformations which are involved during the formation of detonation srpaying of aluminum oxide was realized. The dependence of the quantitative ratio between phases α-Al_2O_3 and γ-Al_2O_3, as well as the ratio of the amorphous phase from the conditions of heat removal from the zone of coating formation was determined. The influence of some parameters of the coating process on the course of polymorphic transitions in aluminum oxide and mechanical properties of the coatings was investigated.

Keywords: *detonation coating, polymorphic transformation, modified composition, alumina, glass phase, productivity of detonation spraying.*

Введение

Покрытия из оксида алюминия входят в число наиболее распространенных среди керамических покрытий, наносимых газотермическими методами напыления. Благодаря высокой теплостойкости, низкой теплопроводности, неподверженности коррозии, значительной твердости, а также диэлектрическим свойствам они широко используются в авиационной промышленности, судостроении, теплоэнергетике и других отраслях машиностроения.

Механизм полиморфных превращений при формировании газотермических покрытий из оксида алюминия является весьма сложным и несмотря на значительное количество проведенных исследований в данной области еще недостаточно изучен. Импульсный характер процесса детонационного напыления, весьма высокие скорости охлаждения напыляемого материала и ряд других технологических факторов оказывают определенное влияние на ход полиморфных превращений и фазовый состав формирующегося слоя.

В работах, посвященных изучению фазового состава газотермических покрытий из оксида алюминия [1—3], исследовали зависимость модификационного состава от степени нагрева частиц порошка и условий охлаждения напыляемого материала.

Авторами работы [4] было также установлено влияние ряда параметров процесса детонационного напыления, определяющих степень нагрева частиц, на ход полиморфных превращений и содержание фаз α- и γ-Al_2O_3.

Очевидно, что на фазовый состав покрытий оказывают влияние не только степень разогрева частиц исходного порошка, но и ряд других факторов, в частности интенсивность охлаждения напыляемого материала после попадания его на подложку. В данной работе исследовали влияние различных параметров процесса детонационного нанесения оксида алюминия, определяющих условия теплоотвода из зоны формирования покрытия, на ход полиморфных изменений в нем.

Используемое оборудование и материалы

Для нанесения покрытий из оксида алюминия использовали автоматическую детонационную установку "Обь". Конструкция установки позволяет в широких

пределах изменять режимы процесса напыления, в частности регулировать ее скорострельность от одного до шести выстрелов в секунду. Установка оснащена двумя дозаторами порошка с регулируемой дозой его подачи в ствол. Манипулятор установки имеет систему регулирования частоты вращения и скорости возвратно-поступательного перемещения напыляемой детали.

В качестве исходного порошкового материала использовали микрошлифпорошок марки 25А (ТУ 3980-075-00224450—99) с зернистостью F400, представляющий собой чистый корунд (α-Al_2O_3), оксид алюминия марки M105 SFP фирмы Metco, состоящий только из γ-Al_2O_3, а также глинозем (Al_2O_3) марки "ч" (ТУ 6-09-426—75). Гранулометрический состав порошков исследовали методом лазерной дифракции в водных дисперсиях на приборе Analysette 22 (фирма Fritsh, Германия). Результаты гранулометрического анализа приведены в табл. 1.

Таблица 1

Гранулометрический состав использовавшихся для напыления порошков

Материалы, использовавшиеся для изготовления покрытий	Средний размер частиц Mode, мкм	Разброс размеров частиц Span (d90 – d10)/ d50	Средний размер частиц D [4, 5], мкм
Гамма-оксид алюминия (γ-Al_2O_3) марки M105 SFP фирмы Metco	15,72	1,22	15,30
Микрошлифпорошок марки 25А (ТУ 3980-075-00224450—99) с зернистостью F400	16,24	0,79	14,97
Глинозем марки "ч" (ТУ 6-09-426—75)	3,24	0,90	3,97

Гистограммы распределения объемной доли частиц по размерам представлены на рис. 1.

Механические свойства напыляемых покрытий оценивали по прочности сцепления с подложкой $\sigma_{сц}$, которую определяли по штифтовой методике на партии образцов из 5...7 штук измерением твердости по Виккерсу (HV5), а также измерением микротвердости по толщине слоя при проведении металлографического анализа.

Рентгеновский фазовый анализ (РФА) выполняли на рентгеновском аппарате ALR X'TRA (фирма Thermo-Fisher Scientific, Швейцария) с медным анодом (CuK_α). Применяли "Θ—Θ"-способ сканирования с горизонтальным расположением столика образца на главной оси гониометра и полупроводниковый детектор Si(Li), настроенный на дублет $CuK_{\alpha_{1,2}}$. Для оценки количественного содержания фаз использовали программу количественного рентгеноструктурного анализа SIROQUANT V3. Электронно-микроскопические исследования проводили на электронном микроскопе Helios 660, FEI (США).

Результаты исследований

В работах [1, 2] наличие в покрытии из Al_2O_3 α-модификации связывается с недостаточной степенью проплавления частиц корунда, представляющего собой исходный порошок. Для получения α-Al_2O_3 непосредственно в процессе напыления авторы [1] подогревали подложку до температуры 800 °С и более. Однако результаты многократных исследований структуры напыляемых покрытий и расчета энергетических параметров частиц порошка с помощью методов численного моделирования

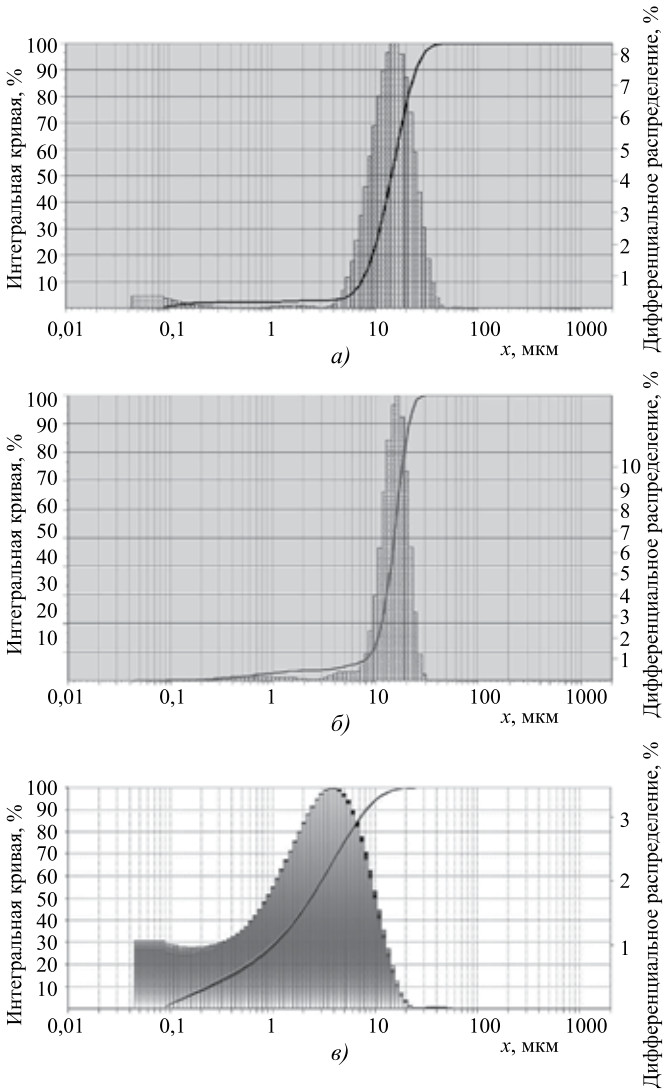


Рис. 1. Распределение объемной доли частиц напыляемых порошков по размерам:

а — гистограмма гамма-оксида алюминия (γ-Al_2O_3 марки M105 SFP фирмы Metco); *б* — гистограмма порошка α-Al_2O_3 с зернистостью F400; *в* — гистограмма порошка глинозема (Al_2O_3) марки "ч" по ТУ 6-09-426—75; *x* — размер частиц

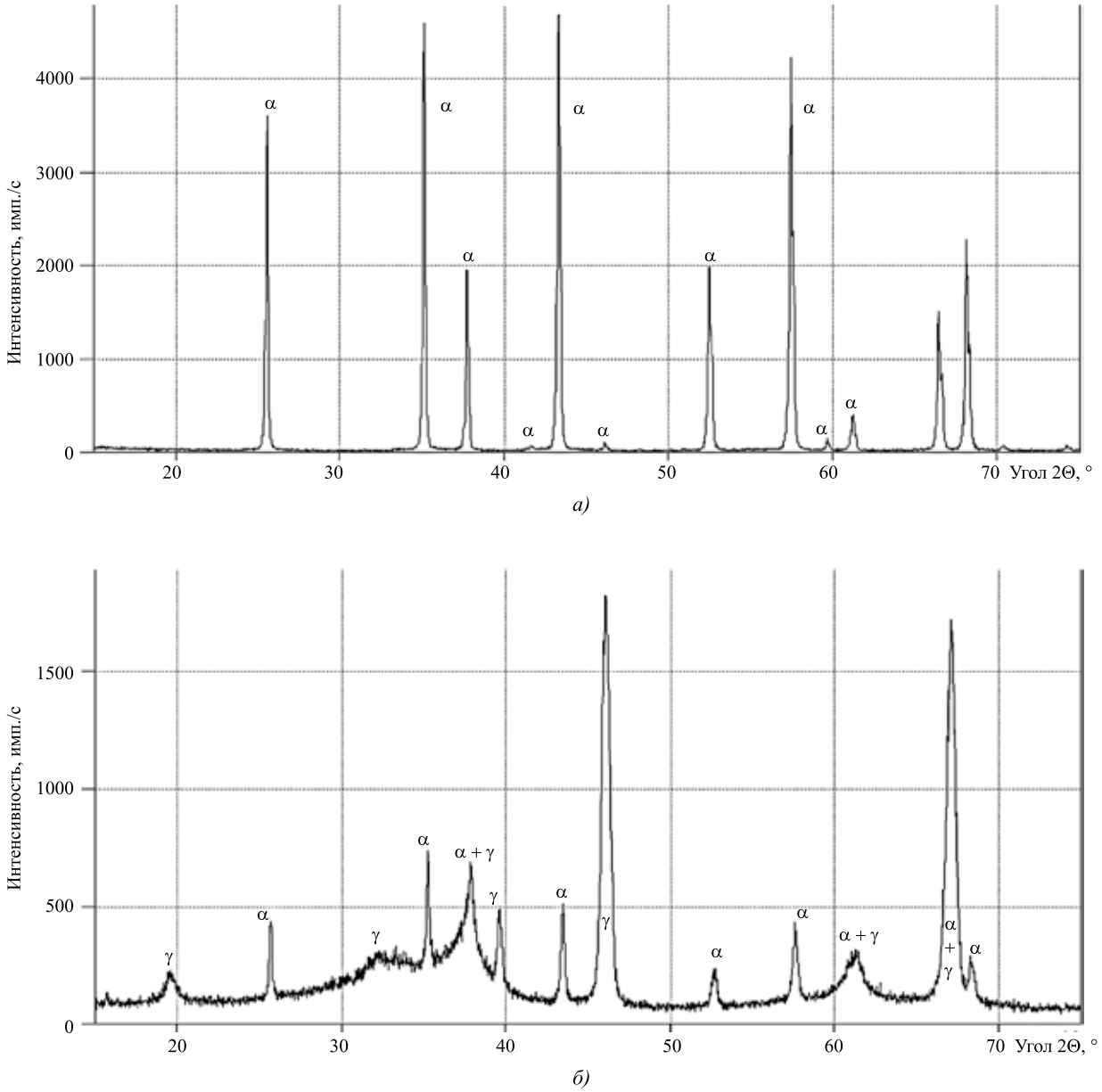


Рис. 2. Рентгенограммы исходного порошка корунда с зернистостью F400 (*а*) и покрытия из него (*б*)

динамики двухфазного потока [4] вызывают сомнения по поводу выводов авторов работы [1]. Так, например, при напылении корунда с зернистостью F400 объемное содержание α-Al_2O_3 в покрытии может составить 18 % и более. Рентгенограммы исходного порошка и покрытия представлены на рис. 2.

При этом расчеты энергетических параметров частиц порошка в процессе разгона и разогрева в стволе детонационной установки показывают, что даже наиболее крупные из них должны полностью расплавиться. Для установления происхождения α-модификации оксида алюминия в покрытии исследовали фазовый состав покрытия из порошка марки M105 SFP фирмы Metco, который целиком состоит из γ-Al_2O_3. Рентгенограммы порошка и покрытия представлены на рис. 3.

Таким образом, наличие в покрытии первичного непроплавившегося корунда исключается. С помощью РФА в покрытиях из данного порошка было обнаружено значительное количество α-Al_2O_3, что указывает на то, что эта модификация образовалась заново при охлаждении оксида алюминия. При определенных условиях напыления объемное содержание корунда достигало 42 %. Исходя из полученных результатов и учитывая скорости охлаждения при детонационном напылении, можно предположить, что образование α-модификации происходит уже в первые моменты формирования слоя. Следует отметить, что при напылении данного порошка плазменным методом в покрытиях также было выявлено наличие α-Al_2O_3. При этом какого-либо предварительного подогрева или выдержки нанесенного покрытия в нагретом состоянии в те-

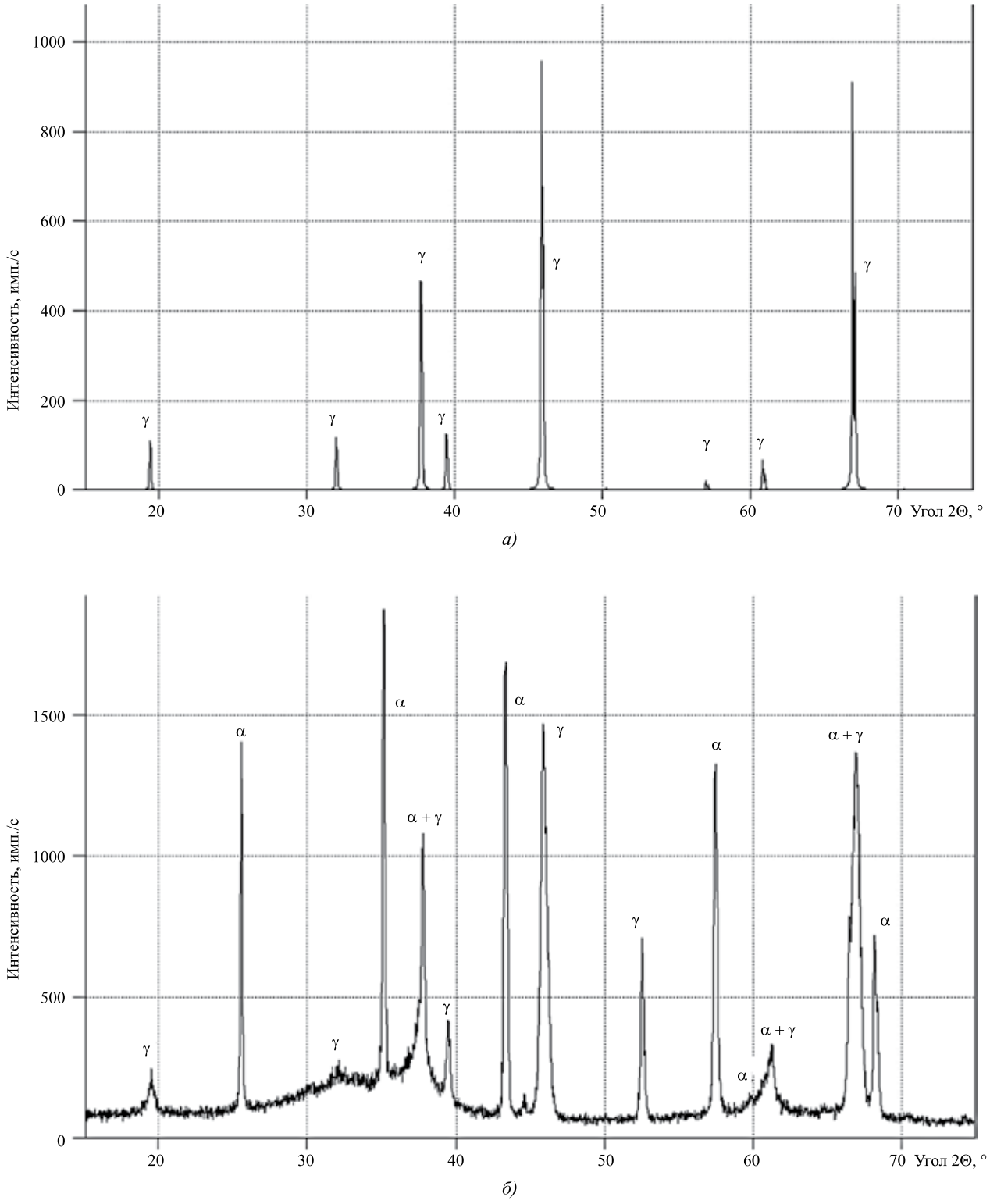


Рис. 3. Рентгенограммы порошка γ-Al_2O_3 марки M105 SFR фирмы Metco (*а*) и покрытия из него (*б*)

чение определенного времени, как описано в [1], не проводилось. При проведении РФА покрытий, полученных как из порошков чистого корунда, так и из порошков, целиком состоящих из γ-Al_2O_3, кроме отчетливых линий α и γ-модификаций было также зафиксировано наличие широких диффузных максимумов, которые могут свидетельствовать о присутствии в покрытии рентгенографически аморфной фазы или наноразмерных кристаллов. Однако при исследовании структуры данных покрытий на электронном микроскопе фазы, по внешнему виду характер-

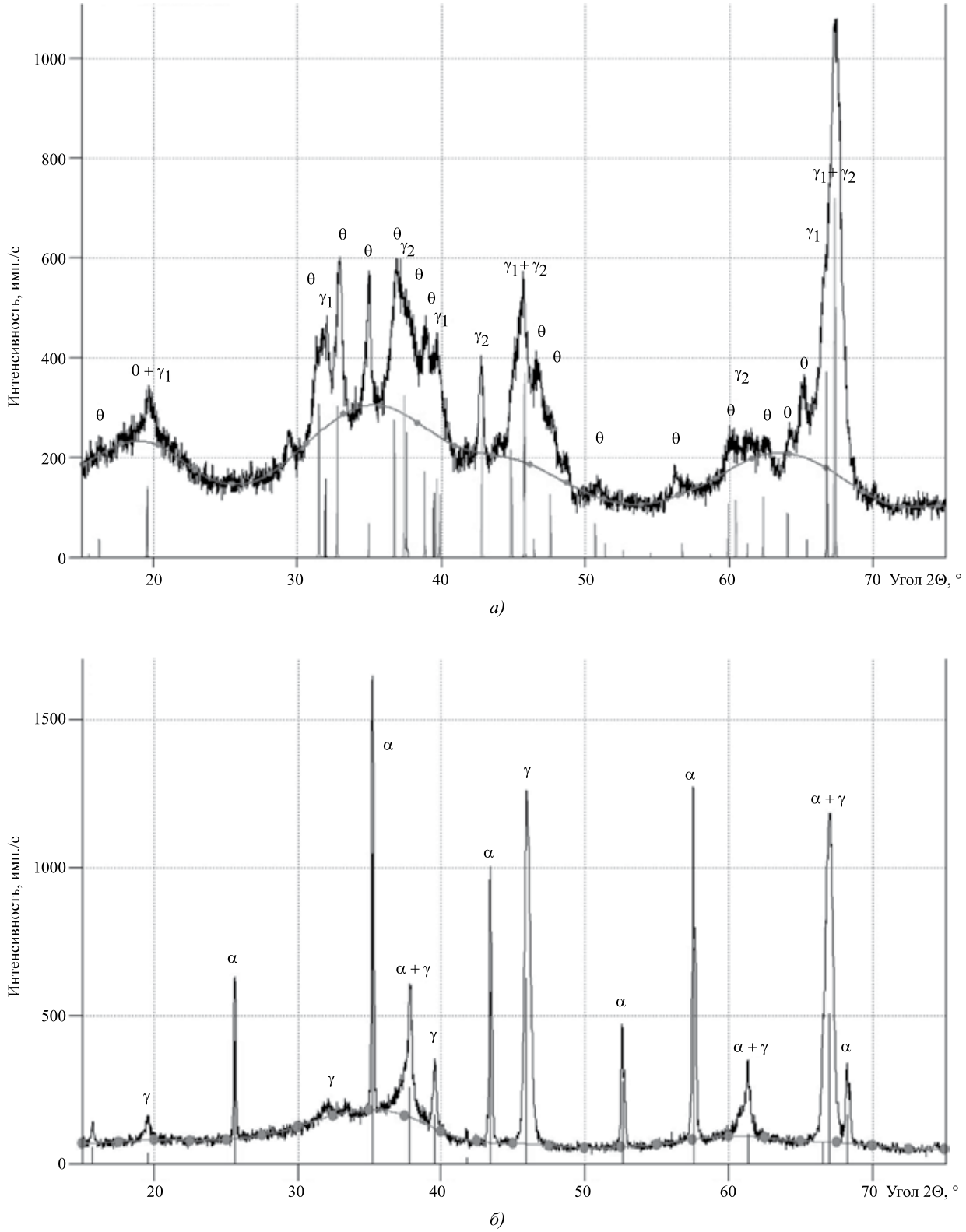


Рис. 4. Рентгенограммы порошка прокаленного глинозема (*а*) и покрытия из него (*б*):

ной для стекла, обнаружить не удалось. Возможно, фаза, определяемая с помощью РФА как стекло, из-за весьма высоких скоростей охлаждения представляет собой совокупность центров начала кристаллизации.

На рис. 4 представлены рентгенограммы порошка глинозема марки "ч" по ТУ 6-09-426—75, который преимущественно состоит из γ- и θ-модификации оксида алюминия, и покрытия из него.

Анализируя представленные рентгенограммы, можно определенно утверждать, что независимо от вида модификации оксида алюминия, которая используется для нанесения покрытия, модификационный состав покрытия в основном зависит от условий проведения процесса. Причем, α-, γ- и θ-модификации преобразуются в смесь α-модификации и γ-модификации в разных количественных соотношениях.

При нанесении детонационных покрытий на неподвижную плоскую поверхность подложки обычно формируется характерное пятно напыления кратерообразной формы. Его поперечное сечение (рис. 5) можно условно разделить на три зоны — центральную I, среднюю II с наибольшей толщиной слоя покрытия

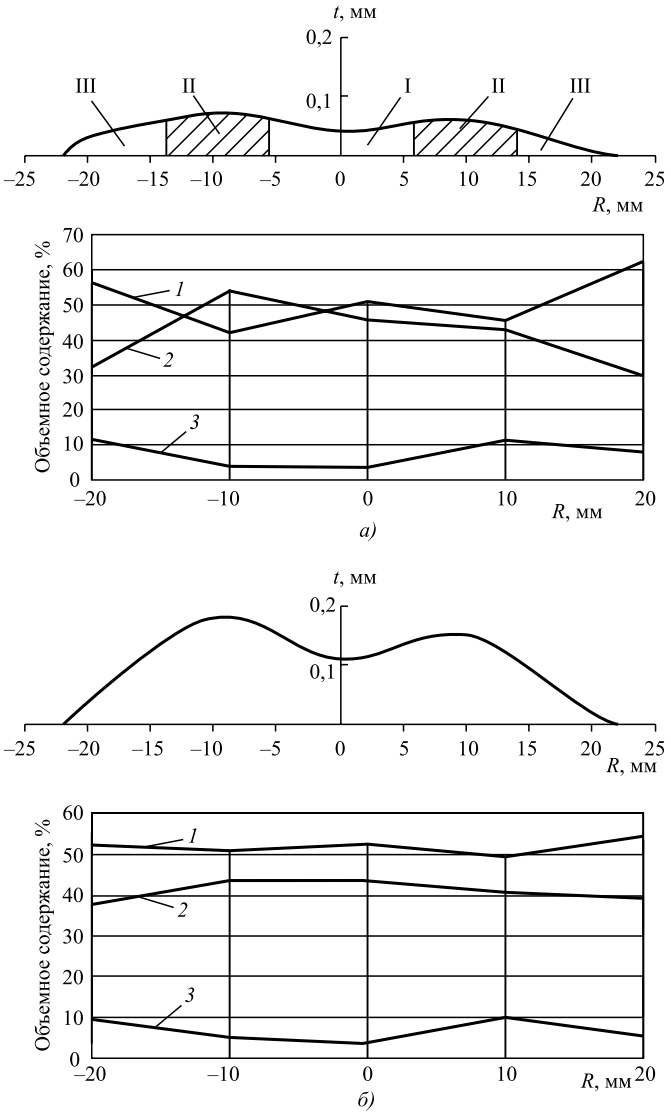


Рис. 5. Профиль пятна напыления и модификационный состав покрытия из Al_2O_3 в различных его зонах (I...II):
а — толщина слоя *t* в центре пятна 0,05 мм; *б* — толщина слоя в центре пятна 0,12 мм; *1* — стеклофаза; *2* — γ-Al_2O_3; *3* — α-Al_2O_3; *R* — радиус пятна напыления

t и периферийную III. Такой своеобразный профиль обусловлен гранулометрическим составом частиц используемого порошка и изменением их траектории движения перед встречей с подложкой. Более легкие частицы сносятся потоком газа в стороны. В используемой детонационной установке подача порошка в ствол осуществляется радиальным способом. Поэтому профиль пятна не является симметричным и неравномерность толщины слоя имеет место как по диаметру, так и по окружности. В связи с особенностями пятна напыления вызывает интерес модификационная картина в его различных местах.

Очевидно, что условия теплоотвода в различных зонах пятна неодинаковы. При напылении пятен небольшой толщины скорости охлаждения расплавленных частиц порошка в одной и той же точке при первых выстрелах детонационной установки незначительно отличаются от скоростей охлаждения частиц при последних выстрелах. Исследования фазового состава пятен напыления толщиной 0,05...0,1 мм показали различие в объемном содержании α-, γ-Al_2O_3 и аморфной составляющей при удалении от центра пятна к периферии (рис. 5).

С ростом толщины слоя (рис. 5, *б*) разница в модификационном составе выражена не столь ярко, как в покрытии малой толщины, полученном всего за 50 выстрелов, когда теплоотвод при формировании покрытия осуществляется в основном через напыляемую пластину. При напылении пятна большей толщины (за 100 выстрелов) теплоотвод происходит уже в более значительной степени через окружающий воздух. При этом за счет увеличения числа выстрелов в два раза напыляемой поверхности сообщается и большее количество теплоты. Таким образом, скорость охлаждения в целом снижается, что сказывается на фазовом составе пятна. При сопоставлении профиля пятен и объемного содержания различных модификаций Al_2O_3 необходимо также учитывать, что наиболее крупные и тяжелые частицы порошка попадают в центр пятна и охлаждаются медленнее, а мелкие частицы, попадающие на периферию пятна, охлаждаются быстрее. Судя по форме пятна напыления, можно предположить, что на участки с наибольшей толщиной слоя (зона II) попадают частицы порошка средних размеров, наиболее многочисленные по гранулометрическому составу.

При анализе модификационного состава Al_2O_3 на различных расстояниях от центра пятна следует иметь в виду и особенности динамики разгона и разогрева частиц внутри ствола [5].

При оптимальных режимах процесса напыления наиболее мелкие частицы уже на выходе из ствола имеют значительно меньшую температуру, чем частицы средних размеров. Это обстоятельство также

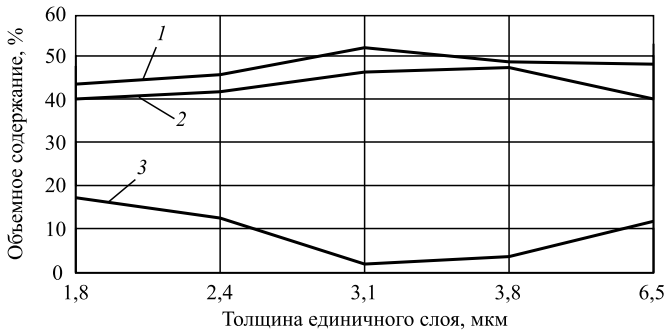


Рис. 6. Зависимость фазового состава покрытия из Al_2O_3 от толщины единичного слоя:

1 — стеклофаза; *2* — γ-Al_2O_3; *3* — α-Al_2O_3

способствует более быстрому охлаждению и формированию покрытия на периферии пятна напыления (зона III).

При нанесении покрытия основным источником теплоты, передаваемой на поверхность подложки, являются расплавленные частицы порошка. При этом существенное влияние на условия теплоотвода при охлаждении частиц может оказывать интенсивность роста толщины слоя, которая, в свою очередь, зависит от толщины слоя, напыляемого за один выстрел (толщины единичного слоя). Для изучения данной зависимости исследовали фазовый состав покрытий, получаемых за 100 выстрелов детонационной установки при различной толщине единичного слоя.

Толщину единичного слоя изменяли путем регулировки дозы порошка, подаваемого в ствол детонационной установки при каждом выстреле. Напыление проводили на стальные пластины размером 115 × 20 × 2 мм. На рис. 6 представлена зависимость фазового состава поверхности покрытий из Al_2O_3, напыляемых за 100 выстрелов, от толщины единичного слоя. По-видимому, первоначальное снижение содержания α-Al_2O_3 и увеличение количества γ-Al_2O_3, а также аморфной фазы носит неслучайный характер. Данная тенденция была проверена при нанесении покрытий на пластины толщиной 3 мм при тех же длине и ширине. В этом случае объем и масса напыляемой пластины увеличивались на 50 %, что способствовало улучшению теплоотвода и увеличению скорости охлаждения частиц, попадающих на подложку. В табл. 2 представлены результаты РФА покрытий, полученных на двух- и трехмиллиметровых стальных пластинах при различной толщине единичного слоя.

Из табл. 2 следует, что с увеличением толщины слоя за один выстрел до 2,5...3,0 мкм содержание корунда в покрытии падает на пластинах как толщиной 2 мм, так и толщиной 3 мм. Следует также отметить общее снижение содержания α-модификации и одновременное увеличение количества стеклофазы в покрытиях, напыляемых на пластины с увеличенной массой.

Таблица 2

Объемное содержание α- и γ-модификации Al_2O_3, а также аморфной составляющей в покрытиях, нанесенных на пластины толщиной 2 и 3 мм при различной толщине единичного слоя

Толщина пластины, мм	Толщина единичного слоя, мкм	Объемное содержание, %		
		α-Al_2O_3	γ-Al_2O_3	стеклофазы
2	1,7	16,9	40,1	42,9
	3,1	1,4	46,4	52,2
3	1,1	7,7	45,7	46,6
	2,6	1,3	47,0	51,7

Определенный интерес вызывает зависимость полиморфных превращений от площади напыляемой поверхности. В табл. 3 представлено объемное содержание модификаций Al_2O_3 в покрытиях, нанесенных на стальные пластины одинаковых толщины и ширины, но различной длины. Увеличение площади напыляемой пластины на 50 % способствует росту интенсивности теплоотвода из зоны формирования покрытия, что, в свою очередь, вызывает заметное изменение содержания α-Al_2O_3 и стеклофазы в покрытии. С увеличением числа выстрелов, т. е. толщины напыляемого слоя, в два раза изменения в содержании α-Al_2O_3 и стеклофазы в покрытии уже не столь значительны.

Таблица 3

Объемное содержание α- и γ-модификации Al_2O_3, а также аморфной составляющей в покрытиях, нанесенных на пластины с различной площадью

Размер напыляемой пластины, мм	Число выстрелов	Объемное содержание, %		
		Al_2O_3	γ-Al_2O_3	стеклофазы
100 × 35 × 2	100	17,7	42,3	40,0
150 × 35 × 2	100	23,0	40,6	36,4
	200	19,3	41,1	39,6

В процессе нанесения покрытия на неподвижную подложку с ростом толщины пятна напыления температура его нарастает. Поэтому скорость охлаждения частиц порошка, попадающих на напыляемую поверхность, снижается. В связи с этим вызывает интерес возможность отражения данного обстоятельства на ходе полиморфных превращений при формировании слоя. Для определения влияния толщины нанесенного слоя на модификационный состав его поверхности напыление проводили на стальные пластины с одинаковыми размерами, с одной и той же толщиной слоя, напыляемого за один выстрел. Изменяли только число выстрелов детонационной установки при получении пятна. Результаты исследования представлены на рис. 7.

Из графиков, приведенных на рис. 7, следует, что изменения в фазовом составе по мере роста общей толщи-

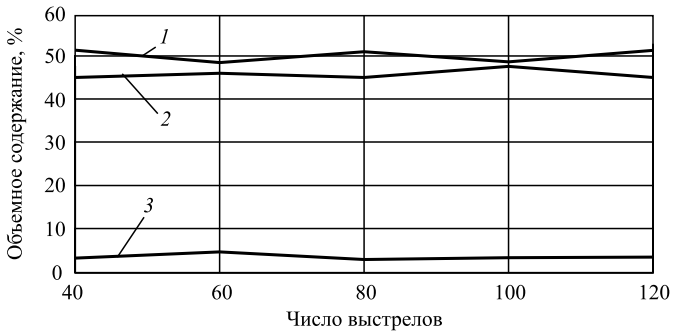


Рис. 7. Зависимость объемного содержания α- и γ-Al_2O_3, а также аморфной составляющей на поверхности покрытия от числа выстрелов детонационной установки:
1 — стеклофаза; *2* — γ-Al_2O_3; *3* — α-Al_2O_3

ны слоя незначительны. Следует отметить, что получение данных пятен осуществлялось при частоте работы установки (скорострельности), равной 4 выстрела в секунду. Таким образом, каждая очередная порция расплавленных частиц порошка попадала на поверхность подложки через 250 мс. По-видимому, полиморфные превращения при охлаждении напыляемого материала происходят быстрее и достигаемый уровень температуры подложки в зоне напыления при данной скорострельности не оказывает существенного влияния на их протекание.

Детонационное напыление является импульсным процессом. Поэтому степень разогрева напыляемой поверхности помимо других факторов зависит от скорострельности детонационной установки. Скорострельность является одним из основных параметров процесса напыления и во многом определяет его производительность. Можно предположить, что изменение промежутка времени между выстрелами влияет на ход полиморфных превращений при формировании покрытия и, следовательно, на его механические свойства. В связи этим исследовали влияние скорострельности установки на основные механические характеристики покрытия — прочность сцепления с подложкой и твердость. Покрытия из корундового порошка F500 наносили на неподвижные стальные штифтовые образцы за 200 выстрелов. При этом циклограммы работы установки были составлены таким образом, что при всех уровнях скорострельности состав рабочей взрывчатой смеси газов и степень заполнения ею ствола были одинаковыми. Поэтому при любой скорострельности энергетические характеристики частиц порошка (температура, скорость) при их выходе из ствола не изменялись и общее количество теплоты, передаваемой на подложку каждой частицей, было постоянным.

В используемой детонационной установке работа порошкового дозатора основана на принципе заполнения мерной лунки дозирующего золотника порошком, просыпающимся из бункера под действием собственного веса. В связи с этим при повышении скорострельности время заполнения порошком мерной лунки со-

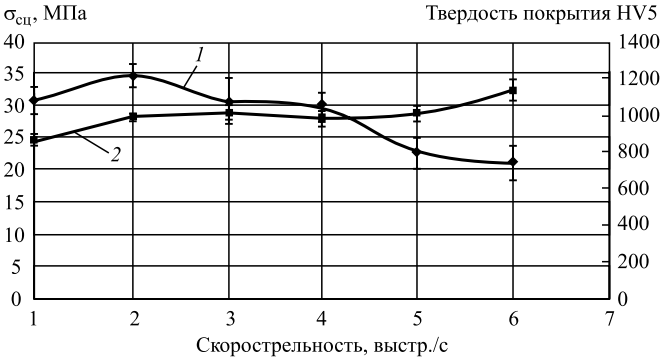


Рис. 8. Изменение прочности сцепления покрытия из Al_2O_3 с подложкой и его твердости в зависимости от скорострельности детонационной установки:
1 — прочность сцепления; *2* — твердость покрытия

кращалось и уменьшалась доза порошка, подаваемого в ствол, что приводило к уменьшению общей толщины слоя с 1,2 до 0,5 мм. Таким образом, при увеличении скорострельности с 1 до 6 выстрелов в секунду изменялись лишь промежуток времени между выстрелами и толщина единичного слоя. Зависимости прочности сцепления с подложкой и твердости покрытия от скорострельности представлены на рис. 8.

Как видно из графиков, приведенных на рис. 8, с увеличением скорострельности, т. е. при приближении к непрерывному процессу напыления, заметна тенденция к падению прочности сцепления и увеличению твердости. Следует учесть, что на прочность сцепления основное влияние оказывают условия теплоотвода в начальный период процесса напыления, а на твердость, измеряемую на поверхности покрытия, — в конце процесса.

Для определения зависимости фазового состава покрытий от условий теплоотвода из зоны формирования слоя при различной скорострельности провели их количественный РФА. Во всех покрытиях, полученных при скорострельности от 1 до 6 выстрелов в секунду, кроме α- и γ-модификации Al_2O_3 было также обнаружено наличие стеклофазы в различных количествах (рис. 9).

При сопоставлении зависимостей, приведенных на

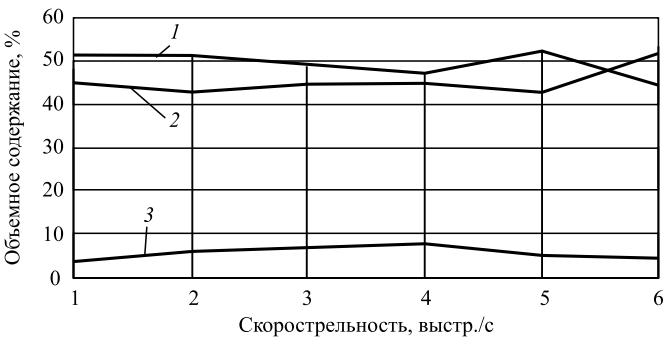


Рис. 9. Изменение содержания α и γ-Al_2O_3, а также стеклофазы в зависимости от скорострельности детонационной установки:
1 — γ-Al_2O_3; *2* — стеклофаза; *3* — α-Al_2O_3

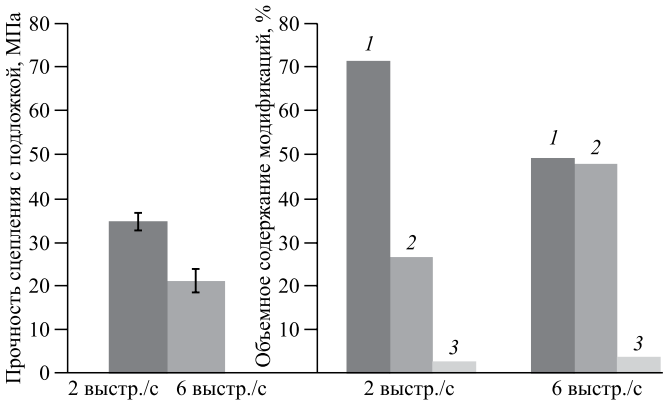


Рис. 10. Средняя прочность сцепления с подложкой и модификационный состав покрытий из Al_2O_3 со стороны подложки при различной скорострельности:

1 — γ-Al_2O_3; *2* — стеклофаза; *3* — α-Al_2O_3

рис. 7 и 8, можно заметить схожесть характера кривых изменения твердости и содержания стеклофазы. Как известно, корунд (α-Al_2O_3) является наиболее твердой модификацией оксида алюминия. Увеличение его объемного содержания в покрытии должно способствовать росту интегральной твердости. Однако, как видно на рис. 8, с увеличением скорострельности изменение содержания корунда происходит в незначительных пределах. При этом уровень твердости покрытия с увеличением скорострельности с 4 до 6 выстрелов в секунду заметно растет. Это позволяет предположить, что фаза, определяемая рентгенофазовым анализом как стекло, по твердости не уступает корунду.

Для выяснения причины снижения прочности сцепления покрытия с подложкой при увеличении скорострельности проводили РФА фрагментов покрытий, отделенных от торцевой поверхности штифтовых образцов. При этом исследовали модификационный состав покрытия со стороны, прилегающей к напыляемой поверхности образца. Результаты исследования представлены на рис. 10.

При сопоставлении объемного содержания α-, γ-Al_2O_3 и аморфной составляющей с прочностью сцепления при 2 и 6 выстрелах в секунду хорошо прослеживаются снижение количества γ-Al_2O_3 и увеличение количества стеклофазы при высокой скорострельности и соответствующем уровне прочности сцепления.

На основании полученных результатов можно заключить, что при напылении оксида алюминия без перемещения подложки по мере роста толщины слоя целесообразно изменять скорострельность детонационной установки. Для получения более высокой прочности сцепления с подложкой процесс напыления следует начинать при низкой скорострельности. Затем, по мере роста толщины слоя, скорострельность надо увеличивать, повышая тем самым твердость покрытия в верхней части слоя и производительность процесса напыления.

Выводы

1. Процесс полиморфных превращений при формировании детонационных покрытий из оксида алюминия в связи с его цикличностью и быстротечностью является весьма сложным. Покрытия из Al_2O_3 состоят из α- и γ-модификации, а также аморфной составляющей.

2. Наличие в покрытиях α-Al_2O_3 не связано с присутствием недостаточно проплавленных частиц исходного порошка корунда, а является следствием образования заново фазы. Причем процесс ее образования начинается уже в первые моменты затвердевания напыляемого материала.

3. Количественное соотношение α- и γ-Al_2O_3, а также стеклофазы зависит от интенсивности теплоотвода из зоны формирования покрытия. Оно может изменяться как по диаметру пятна напыления, так и по толщине напыляемого слоя.

4. Среди параметров процесса напыления наиболее существенное влияние на соотношение объемного содержания модификаций Al_2O_3 оказывают толщина слоя, напыляемого за один выстрел, скорострельность детонационной установки, а также площадь напыляемой поверхности.

5. Механические свойства покрытий из Al_2O_3 зависят от суммарного содержания в них корундовой и аморфной составляющих.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Козлова И.Р.** Структурные превращения в напыленной окиси алюминия // Материалы VII Междунар. конф. "Физико-химические процессы в неорганических материалах". Сер. Неорганические материалы. Кемерово, 1971. Т. 7. № 8. С. 1372—1376.

2. **Бартенев С.С., Федько Ю.П., Григоров А.И.** Детонационные покрытия в машиностроении. Л.: Машиностроение, 1982. С. 58—60.

3. **Косенко Н.Ф.** Полиморфизм оксида алюминия // Изв. вузов. Химия и химическая технология. 2011. Т. 54. Вып. 5. С. 3—16.

4. **Ждан С.А.** Численное моделирование динамики двухфазного потока в стволе детонационной установки при учете дробления частиц // Вопросы использования детонации в технологических процессах. Новосибирск, ИГСО АН СССР, 1986. С. 63—70.

5. **Особенности** полиморфных превращений детонационных покрытий из оксида алюминия / Л.Х. Балдаев, Б.Г. Хамицев, М.В. Прокофьев и др. // Трубопроводная арматура и оборудование. 2015. № 1 (76). С. 46—52.

УДК 620.17:621.98

В.В. Галкин
(Нижегородский государственный университет им. Р.Е. Алексеева)
E-mail: lumi1950@mail.ru

Исследование структуры и повреждаемости листового титанового сплава ОТ4-1 в условиях вязкого разрушения и жестких схем напряженного состояния

Приведена количественно-описательная оценка развития повреждаемости листового титанового сплава ОТ4-1 в условиях одноосного и двухосного растяжения методом выпучивания для интервала температур 20...800 °С и скоростей деформации $10^{-1}...10^{-3}$ $с^{-1}$. На основании фрактографического анализа определены механизмы вязкого разрушения и дана их привязка к характерным участкам температурно-скоростных зависимостей предельной деформации. Построены зависимости изменения плотности микротрещин от степени деформациипри одноосном и двухосном растяжении. Дано объяснение преждевременного разрушения материала при ужесточении схемы напряженного состояния на основании оценки кинетики развития повреждаемости. Для области вязкого разрушения выведено уравнение, связывающее поврежденность (число микротрещин) с основными параметрами деформации. Приведена информация о практическом применении результатов исследований при штамповке гофрированных панелей и цилиндрических баллонов со сферическим дном.

Ключевые слова: *повреждаемость структуры, титановые сплавы, большие деформации, предельная деформация, жесткие схемы напряженного состояния, вязкое разрушение.*

The quantitative-descriptive assessment of damage of a sheet titanium alloy OT4-1 under uniaxial and biaxial tension by buckling in the temperature range 20...800 °C and strain rates $10^{-1}...10^{-3}$ $с^{-1}$. Based on the analysis the fractographic failure mechanisms in terms of ductile fracture and given their binding to the characteristic section of the dependence of limit deformation. The dependences of the change in density of microcracks on the degree of deformation under uniaxial and biaxial tension. An explanation for the premature destruction of the material in the tightening scheme stressed state based on the evaluation of the kinetics of damage. For the area of ductile fracture derive an equation relating the damage (the number of microcracks) and the basic parameters of the deformation. The information about the practical application of research results in stamping corrugated panels and cylindrical tanks with a spherical bottom presented.

Keywords: *structure defect, titanium alloys, large strain, ultimate strain, rigid circuit state of stress, ductile fracture.*

Введение

Листовые титановые сплавы широко применяют в ответственных изделиях оборонного назначения, в том числе в летательных аппаратах. Во многих случаях их изготовление связано с термомеханической обработкой, характеризующейся большими степенями деформации и жесткими схемами напряженного состояния материала.

В качестве основной феноменологической характеристики макроразрушения образца используют значение предельной деформации, определяемой температурно-скоростными параметрами и показателем напряженного состояния материала. В предыдущих исследованиях [1] для листового титанового сплава ОТ4-1 были построены зависимости предельной деформации в интервалах температур 20...800 °С и скоростей деформации $10^{-1}...10^{-3}$ $с^{-1}$ при одноосном (ГОСТ 9651—84) и двухосном растяжении (рис. 1) [4].

Двухосное растяжение проводили методом выпучивания мембран в разработанном оригинальном устройстве применительно к установке МТЛ-10Г-1 [2]. В приспособлении для выпучивания листового образца (мембраны) вместо жидкости применяли сыпучую среду. Его конструкция (рис. 2) состоит из втулки *5* и матрицы *4*, между которыми зажимается испытываемый образец — мембрана *3*. Пуансон 6 при ходе вверх деформирует диафрагму *1* с находящейся в ней рабочей средой *2*, при этом смещение сыпучего материала внутри диафрагмы выпучивает мембрану в отверстии матрицы.

В металловедении титановых сплавов определение оптимальных режимов термомеханической обработки неразрывно связано с изучением их повреждаемости и кинетикой разрушения. Вопросы, связанные с величиной предельной деформации, ее связью с природой материала, температурой, скоростью деформации и структурными параметрами, исследовались многими учеными. По ним накоплен большой теоретический и практический материал. Из научных работ в этой области надо отметить исследования Л.Д. Соколова, В.А. Скуднова, Ф.А. Богашова и других ученых, в которых дана оценка связи повреждаемости с основными технологическими факторами [3].

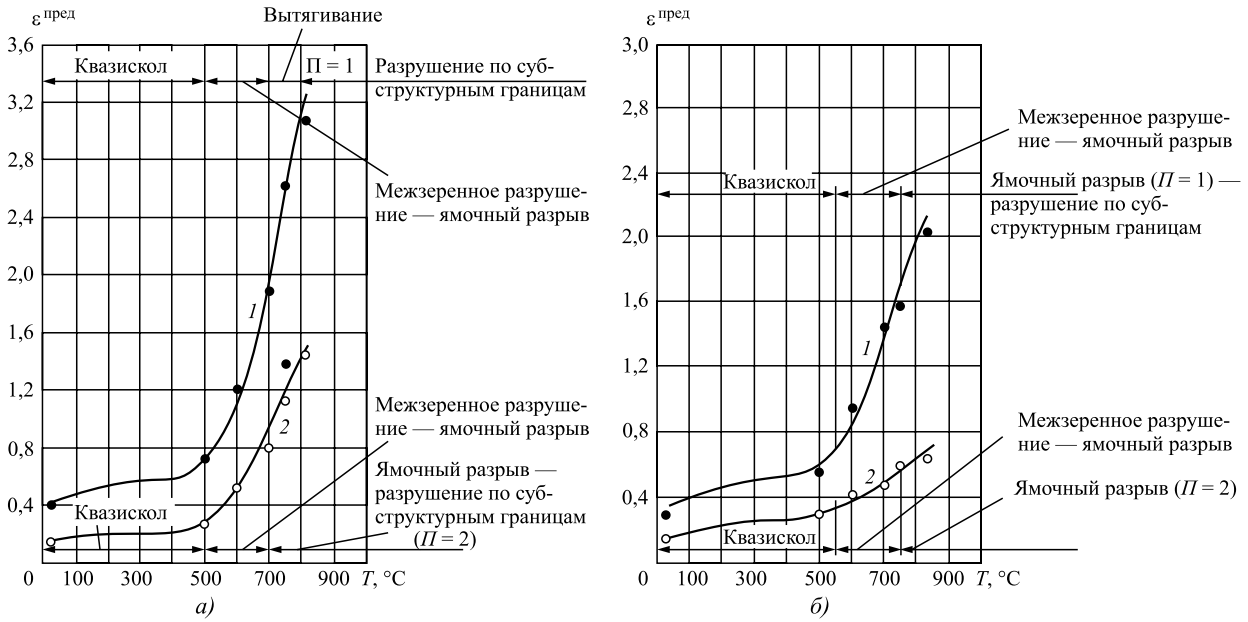


Рис. 1. Температурные зависимости предельной степени деформации $\varepsilon^{пред}$ титанового сплава ОТ4-1, л. 0,3 при различных скоростях деформации $\dot{\varepsilon}$:

а — $\dot{\varepsilon} = 3{,}4\cdot10^{-3}$ с$^{-1}$; *б* — $\dot{\varepsilon} = 4{,}5\cdot10^{-2}$ с$^{-1}$; *1* — одноосное растяжение; *2* — двухосное растяжение [2, 5]; *T* — температура

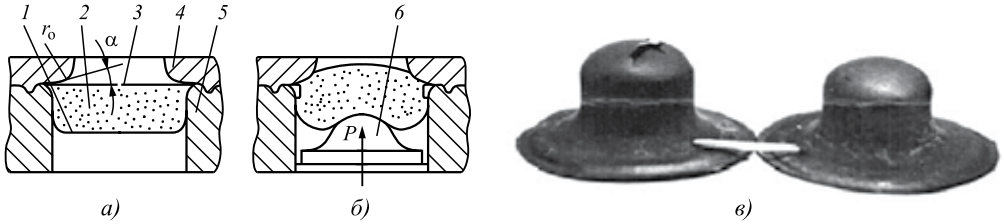


Рис. 2. Схема приспособления для выпучивания листового материала сыпучей средой:

а — исходное положение; *б* — выпучивание мембраны (образца); *в* — фотография мембран; *1* — диафрагма; *2* — рабочая среда; *3* — мембрана; *4* — матрица; *5* — втулка; *6* — пуансон

К наиболее обоснованной методологии исследования титановых сплавов можно отнести структурно-кинетическую концепцию прочности В.В. Рыбина [4]. Она учитывает структуру, созданную в процессе пластической деформации, кинетику зарождения и последующего развития микротрещин. При этом исследуется взаимосвязь механизмов деформации и разрушения на макро-, микро- и субструктурных уровнях. Характер деформируемой структуры сопоставляется с качественной и количественной характеристиками повреждаемости и видом картин изломов. В качестве основной феноменологической характеристики макроразрушения образца используется значение предельной деформации. Это позволяет на основании фрактурной привязки характерных участков температурно-скоростных зависимостей предельной деформации определять области хрупкого и вязкого разрушения.

Среди научных работ, в которых дана количественная оценка повреждаемости структуры, надо отметить исследования В.А. Скуднова. В них приведено общее выражение для связи повреждаемости (числа микротрещин *N*) с основными технологическими факторами [5]

$$N = N_0 \exp\left[a_1'\varphi(M)\left(\varepsilon_i - \varepsilon_0\right)^2 \big/ 2 - a''\left(\varepsilon_i - \varepsilon_0\right)/\dot{\varepsilon}\right], \quad (1)$$

где N_0 — исходное число дефектов; a'_1 — коэффициент разрыхления, зависящий от значения текущей деформации ε_i по закону $a'_1 = a'\varepsilon_i$; ε_0 — упругая деформация; ε_i — текущая деформация; $\varphi(M)$ — функция, учитывающая влияние параметров механической схемы деформации M, $\varphi(M) = \exp\varphi(\nu_s, \nu_\sigma)\Pi$, ν_s, ν_σ — показатели вида деформаций и напряжений Лоде, Π — показатель напряженного состояния; a'' — коэффициент релаксации, определяемый выражением $a'' = \dot{\varepsilon}_0 \exp(-1/m)$, $\dot{\varepsilon}$ — скорость деформации; m — показатель скоростной зависимости.

Выражение (1) носит общий характер и справедливо в интервале от упругой деформации до разрушения.

Для обработки листовых титановых сплавов показатель напряженного состояния является одним из основных факторов, определяющим значение предельной деформации. Однако до настоящего времени физическое обоснование влияния второй растягивающей компоненты напряжения на кинетику их разрушения и деформации отсутствует. Комплексное исследование структуры, повреждаемости, кинетики развитой пластической деформации и разрушения листовых титановых сплавов в интервалах температур 20...800 °С, скоростей деформации $10^{-1}...10^{-3}$ $с^{-1}$ при двухосном растяжении методом выпучивания мембран не проводилось. Поэтому исследование влияния показателя напряженного состояния на повреждаемость и, как следствие, на предельную пластичность листовых титановых сплавов является актуальным.

Методика проведения эксперимента

Для решения поставленной задачи были выполнены структурные исследования образцов титанового сплава ОТ4-1 (в дальнейшем по тексту — сплав) толщиной 0,3 мм после механических испытаний на одноосное и двухосное растяжение в интервалах температур 20...800 °С и скоростей деформации $10^{-1}...10^{-3}$ $с^{-1}$.

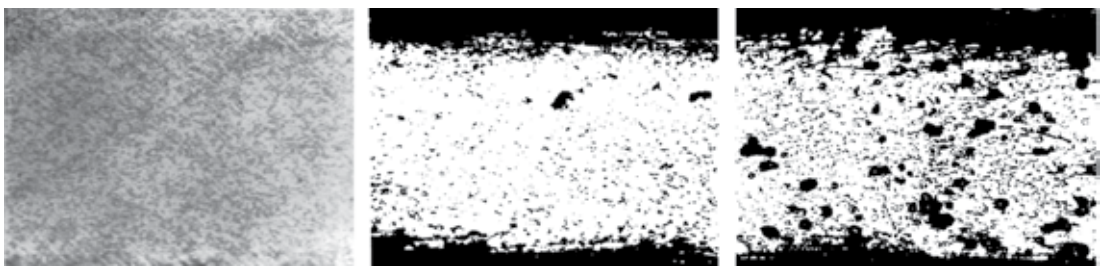
Структурный анализ проводили методами металлографии и растровой электронной микроскопии (РЭМ 2000). Качественный анализ микроструктуры включал в себя оценку характера формирующегося деформационного рельефа. На его основе делали заключение о кинетике развития микронесплошностей. Механизмы разрушения определяли анализом картин изломов с использованием методов макро- (× 5) и микрофрактографии (до × 2500). Достоверность качественной оценки развития повреждаемости подтверждали количественной оценкой, которая включила в себя статистику микротрещин на вязких чашечных изломах и построение зависимостей плотности микротрещин (чашечек) от предельной деформации. По их результатам выполняли фрактурную привязку характерных участков температурно-скоростных зависимостей предельной деформации к виду механизма разрушения и определяли условия хрупкого и вязкого разрушения.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Анализ одноосно деформированной микроструктуры (× 340) при скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 3{,}4 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$ не выявил явных отличий от недеформированной микроструктуры во всем интервале исследуемых температур (рис. 3, *а*). По данным исследований В.В. Рыбина [4], до температур 450...500 °С (~ 0,45 $T/T_{пл}$), что соответствует первому участку зависимости предельной пластичности, пластическая деформация осуществляется внутризеренным дислокационным скольжением и двойникованием. При повышении температур до 700...750 °С (~ 0,7 $T/T_{пл}$) в металле дополнительно начинают реализовываться зернограничное проскальзывание и диффузионная ползучесть, характерные для мелкозернистых титановых сплавов. При температурах 750...800 °С указанные механизмы становятся основными и в микроструктуре четко просматриваются межзеренные границы. Микроструктура сплава, деформированного со скоростью $\dot{\varepsilon} = 4{,}5 \cdot 10^{-2}$ $с^{-1}$, в тех же температурных интервалах имеет аналогичный рельеф, и отличия от недеформированной структуры практически не прослеживаются.

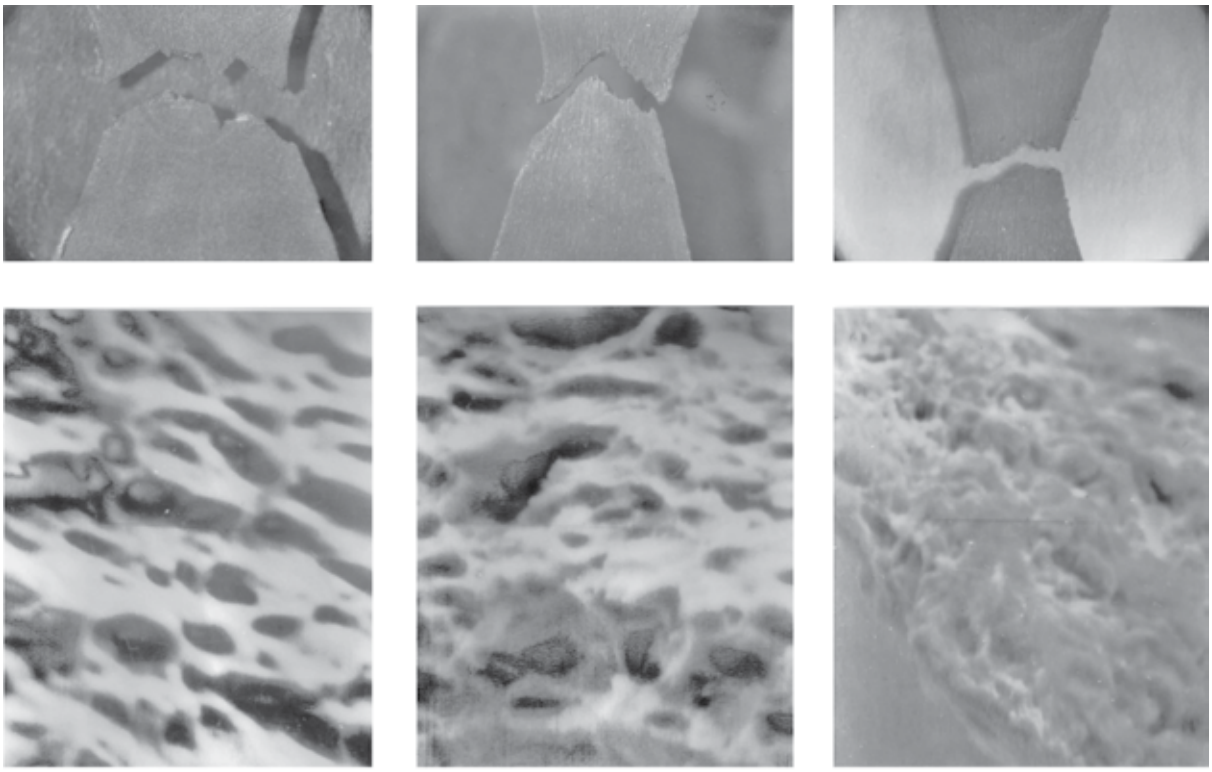
Характер формирующегося микроструктурного состояния сплава значительно зависит от схемы напряженного состояния. Для двухосного растяжения при температурах начиная с ~ 500 °С для микроструктуры характерно порообразование, зависящее от скорости деформации. Это хорошо видно на примере деформации сплава при 750 °С: при скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 3{,}4 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$ оно проявляется более интенсивно, чем при $\dot{\varepsilon} = 4{,}5 \cdot 10^{-2}$ $с^{-1}$ (рис. 3, *б*, *в*). Причинами порообразования являются зернограничное проскальзывание и недостаточно высокая температура для прохождения диффузионных процессов.

Фрактура изломов (× 5) при одноосном растяжении приведена на рис. 4. До температуры 600 °С поверх-



а) *б)* *в)*

Рис. 3. Микроструктура титанового сплава ОТ4-1, л. 0,3 при температуре 750 °С и различных скоростях деформации $\dot{\varepsilon}$ (×340):
а — одноосное растяжение, $\dot{\varepsilon} = 4{,}5 \cdot 10^{-2}$ $с^{-1}$; *б* — двухосное растяжение, $\dot{\varepsilon} = 4{,}5 \cdot 10^{-2}$ $с^{-1}$; *в* — двухосное растяжение, $\dot{\varepsilon} = 3{,}4 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$



а) *б)* *в)*

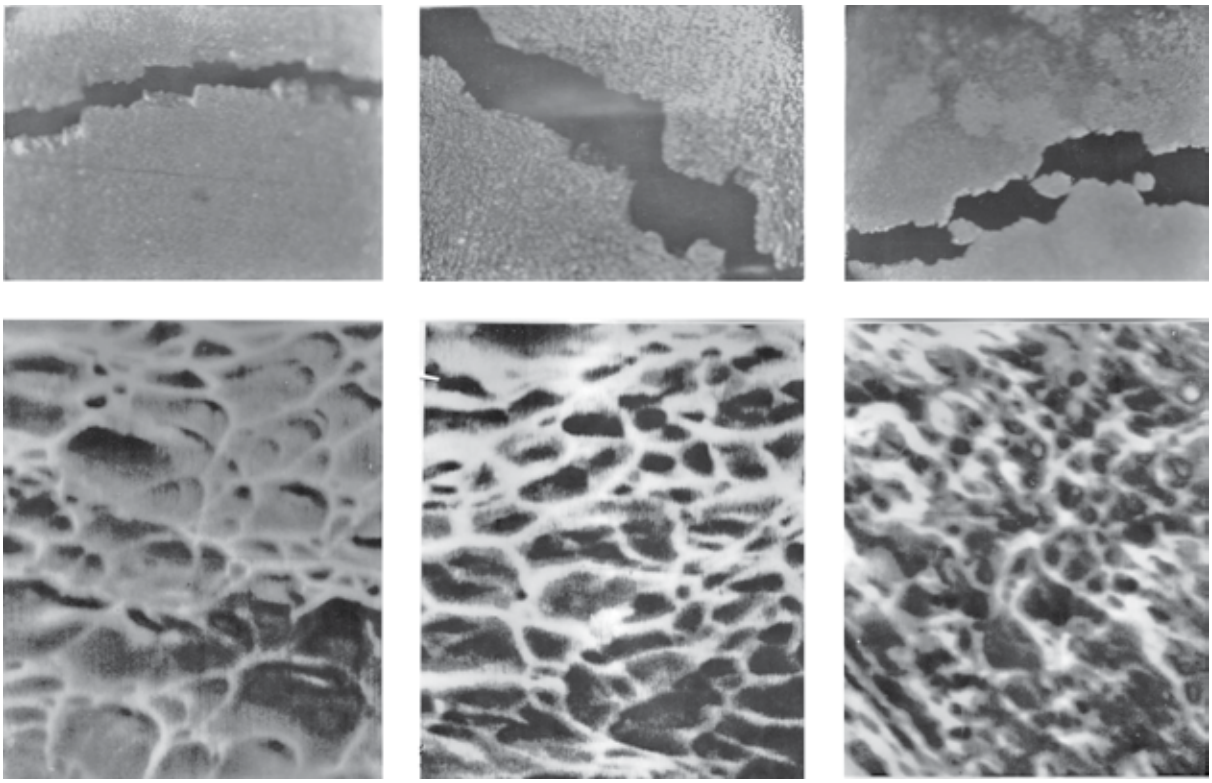
Рис. 4. Фрактографии изломов титанового сплава ОТ4-1, л. 0,3 при одноосном растяжении, скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 3{,}4 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$ и различных температурах:

а — 600 °С; *б* — 700 °С; *в* — 750 °С; сверху — ×5; снизу — ×1400

ность изломов имеет характер вязкохрупкого разрушения, о чем свидетельствует угол между направлениями поверхности разрушения и главного напряжения (рис. 4, *а*). При температурах свыше 600 °С поверхность излома начинает приобретать характер вязко-вязкого разрушения. В макромасштабе это характеризуется образованием шейки на образцах (рис. 4, *б*, *в*).

При двухосном растяжении изменение картины излома сплава подобно ее изменению при одноосном растяжении. До 600 °С разрушение происходит квазисколом ("розеточный" излом). В макромасштабе форма поверхности разрушения (рис. 5, *а*) имеет конфигурацию, приближающуюся к прямой линии с небольшой зубчатостью по кромке. При повышении температуры разрушение приобретает вязко-вязкий характер, и механизм разрушения меняется на ямочный разрыв. При температуре 750 °С квазискол меняется на ямочный разрыв, геометрия излома имеет разветвленную поверхность с мелкими зубчиками и впадинами.

Параллельно с макрофрактологическим выполнен микрофрактологический анализ изломов. При одноосном растяжении у сплава до температуры 600 °С при скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 3{,}4 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$ поверхность разрушения в микромасштабе сложная. Она характеризуется участками ячеистой структуры, на границах которых прослеживаются "дорожки" изломов. В целом это свидетельствует об ограниченности пластических зон, определяемых участками ячеистой структуры. Это позволяет сделать заключение, что распространение микротрещин происходит по механизму квазискола. При температурах свыше 600 °С поверхность излома начинает приобретать характер вязко-вязкого разрушения. На микрофрактограммах наблюдается образование раковин ("чашек") в виде пор, микропор, которые увеличиваются, их стенки удлиняются до нарушения сплошности материала. Исходные точки ячеек проявляются в местах взаимодействия или торможения дислокаций. На изломе наблюдаются вытянутые ямки и мельчайшие впадинки, что свидетельствует о слиянии пустот по способу сдвигового разрыва. При 750 °С характер разрушения полностью меняется на ямочный разрыв (см. рис. 4, *б*). При увеличении температуры до 800 °С и выше поверхность характеризуется мелкими ямками, которые являются результатом образования ячеистой субструктуры. Как следствие, при указанных температурах и небольших скоростях деформации (~ 10^{-3} с$^{-1}$) кроме ямочного разрыва на поверхности излома наблюдаются элементы разрушения по субструктурным границам. Разрушение наступает не вследствие накопления и развития поврежденности, а вследствие изме-



а) *б)* *в)*

Рис. 5. Фрактографии изломов титанового сплава ОТ4-1, л. 0,3 при двухосном растяжении, скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 4{,}5\cdot10^{-2}$ с$^{-1}$ и различных температурах:
а — 600 °С; *б* — 700 °С; *в* — 750 °С; сверху — ×5; снизу — ×1400

нения геометрии образца в очаге деформации (см. рис. 4, *в*). С уменьшением скорости деформации, в частности при $\dot{\varepsilon} = 4{,}5\cdot10^{-2}$ с$^{-1}$, последовательность механизмов разрушения сохраняется, при этом их смена с вязкохрупкого на вязко-вязкое смещается в сторону меньших температур. При двухосном растяжении картина фрактуры изломов сплава несколько иная (см. рис. 5). Как и для одноосного растяжения, в интервале до 700 °С разрушение имеет вязкохрупкий характер и происходит квазисколом. На микрофрактограммах наблюдаются участки ячеистой структуры с ямками округлой формы в виде розеток. На границах этих пластических зон просматриваются локальные участки распространения трещин, похожие на излом. По мере увеличения температуры и развития зернограничного проскальзывания число ямок растет. При температуре ~ 750 °С разрушение приобретает вязко-вязкий характер. Основным механизмом разрушения становиться ямочный разрыв. В микромасштабе поверхность излома состоит из "чашечек" различных размеров, возникших в результате слияния микропор.

В целом выполненный анализ позволяет сделать заключение, что независимо от схемы напряженного состояния у сплава происходит строго закономерная смена механизмов разрушения. При повышении температуры от 20 до 800 °С она выглядит следующим образом: квазискол — межзеренное разрушение — ямочный разрыв — разрушение по субструктурным границам. Для исследуемого сплава во всех интервалах температур и скоростей деформации выполнена фрактурная привязка определенных механизмов разрушения к различным участкам температурно-скоростных зависимостей предельной деформации (см. рис. 1).

Накопление повреждений в виде количества и размера пор определяли на фрактурах изломов с помощью растровой микроскопии. На основании полученных результатов построены зависимости плотности микротрещин ρ от предельной степени деформации $\varepsilon^{пред}$ (рис. 6) при одноосном ($\Pi = 1$) и двухосном ($\Pi = 2$) растяжении. Зависимости имеют сложный характер. Их анализ показывает, что части кривой, где зависимость возрастает, характеризуют хрупковязкое, а где уменьшается — вязко-вязкое разрушение. Их переход соответствует температурам перегиба на зависимостях $\varepsilon^{пред}(T)$ (см. рис. 1).

Результаты фрактологического анализа изломов с помощью растровой электронной микроскопии свидетельствуют о более интенсивном развитии повреж-

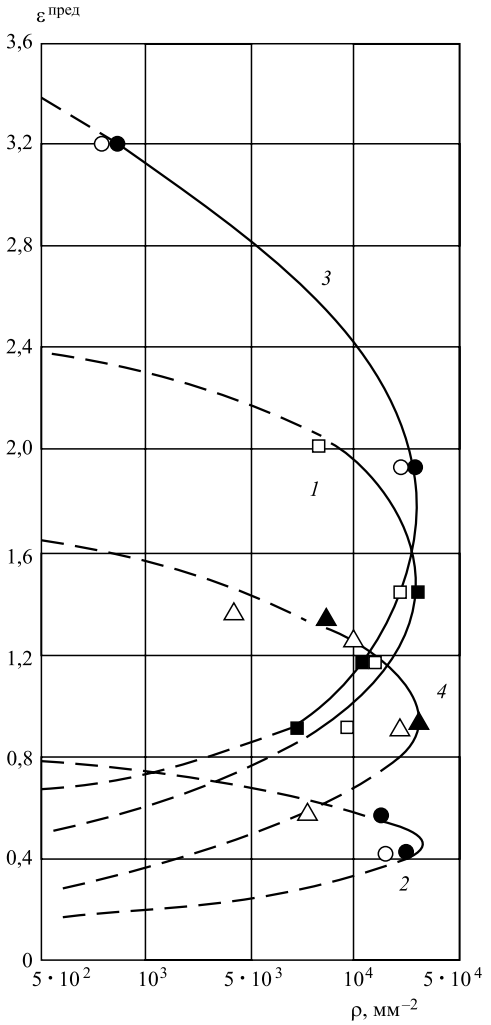


Рис. 6. Зависимости предельной степени деформации $\varepsilon^{пред}$ от плотности микротрещин ρ при различных скоростях деформации $\dot{\varepsilon}$ и схемах напряженного состояния:
1, *2* — $\dot{\varepsilon} = 4{,}5 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$; *3*, *4* — $\dot{\varepsilon} = 3{,}4 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$; *1*, *3* — одноосное растяжение; *2*, *4* — двухосное растяжение

даемости при ужесточении схемы напряженного состояния. Преждевременное разрушение при двухосном растяжении по сравнению с одноосным объясняется более быстрым формированием микротрещин от возникающих микродефектов (пор). Об этом свидетельствует достижение при меньших степенях деформации максимального числа пор $N = 10^4...10^5$ мм$^{-2}$ при меньших степенях деформации на диаграммах $\rho = \varphi(\varepsilon^{пред})$, при этом величина стабильной микротрещины также уменьшается.

На основании полученных зависимостей плотности микротрещин ρ от термомеханических параметров деформации для области вязкого разрушения в интервале $\varepsilon_{пор} < \varepsilon_i < \varepsilon^{пред}$ ($\varepsilon_{пор}$ — пороговая деформация, соответствующая началу образования микротрещин) предложено уравнение, связывающее поврежденность (число микротрещин *N*) с основными факторами деформации для области вязкого разрушения. Оно следует из выражения (1), в котором упругая деформация ε_0 заменяется пороговой деформацией $\varepsilon_{пор}$, число дефектов при пороговой деформации $N_0 = 1$. Зависимость числа микротрещин *N* для стадии вязкого разрушения описывается уравнением

$$N = \exp[a_1'\varphi(M) - a''(\varepsilon_i - \varepsilon_{пор})/\dot{\varepsilon}](\varepsilon_i - \varepsilon_{пор}). \qquad (2)$$

Для исследуемого сплава в заданных температурно-скоростных условиях испытаний рассчитаны показатели схемы механического деформирования $\varphi(M)$ и коэффициенты релаксации a''. Для одноосного растяжения ($П = 1$) показатель механической схемы деформации $\varphi(M) = 2{,}7$, для двухосного растяжения ($П = 2$) величина $\varphi(M) = 7{,}8$. Значения a'_1, рассчитанные с помощью выражения (2) для скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 3{,}4 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$, в зависимости от температуры следующие: при 600 °С коэффициент $a'_1 = 40$; при 700 °С $a'_1 = 25$; при 800 °С $a'_1 = 20$.

Полученные зависимости для предельной деформации позволили оптимизировать изготовление гофрированных листовых панелей и цилиндрических изделий со сферическим дном [6—8].

Выводы

1. Получены новые микроструктурные данные, определяющие взаимосвязь процессов деформации и разрушения в условиях развитой пластической деформации, закономерности смены механизмов разрушения и количественных изменений значений повреждаемости при одноосном и двухосном растяжении титанового сплава ОТ4-1 в интервалах температур от 20 до 800 °С и скоростей деформации $10^{-1}...10^{-3}$ с$^{-1}$. Независимо от показателя напряженного состояния у сплава происходит строго закономерная смена механизмов разрушения. При повышении температуры она выглядит следующим образом: квазискол — межзеренное разрушение — ямочный разрыв — разрушение по субструктурным границам.

2. Проведена количественно-описательная оценка тенденции развития повреждаемости в зависимости от температурно-скоростных условий деформации в условиях вязкого разрушения и жестких схем напряженного состояния. Преждевременное разрушение при двухосном растяжении по сравнению с одноосным объясняется более быстрым зарождением субмикротрещин и ростом микротрещин. Это подтверждается достижением максимальной повреждаемости $N \cong 10^4...10^5$ мм$^{-2}$ при меньших степенях деформации в соответствии с зависимостями $\rho = f(\varepsilon^{пред})$.

3. Для области вязкого разрушения для титаново-

го сплава ОТ4-1 предложено уравнение, связывающее поврежденность (число микротрещин) с основными параметрами деформации: температурой, скоростью деформации и схемой механического деформирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Галкин В.В., Белкин А.С., Карташев А.А.** К вопросу оценки ресурса пластичности тонколистового титанового сплава ОТ4-1 в технологии горячей формовки // КШП ОМД. 2001. № 12. С. 3—7.

2. **Галкин В.В., Золотов М.А., Скуднов В.А.** Способ и устройство для испытания листовых образцов на двухосное растяжение // Научно-технические достижения. № 6. 1989. С. 56—57.

3. **Соколов Л.Д., Скуднов В.А.** Закономерности пластичности металлов: аналитич. обзор. М., ВИЛС, 1980. 130 с.

4. **Рыбин В.В.** Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

5. **Скуднов В.А.** Предельные пластические деформации металлов. М.: Металлургия, 1989. 176 с.

6. **Циклическая** долговечность листовых деталей из титановых сплавов ВТ20 и ОТ4-1 / В.В. Галкин, Г.В. Пачурин, О.С. Кошелев, А.С. Белкин // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 3. С. 26—29.

7. **Предельная** степень вытяжки листовых изделий со сферическим дном в условиях горячей деформации / В.В. Галкин, Г.В. Пачурин, А.Б. Калинин, Д.Ю. Ермаков // Фундаментальные исследования. 2014. № 5. Ч. 5. С. 939—944.

8. **Усталостное** разрушение при разных температурах и долговечность штампованных металлоизделий / Г.В. Пачурин, В.В. Галкин, В.А. Власов, Н.А. Меженин; под общей ред. Г.В. Пачурина; Н. Новгород, НГТУ, 2010. 169 с.

ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

С 1 января 2016 года журнал
"Наноинженерия" не издается.
В журнале "Упрочняющие технологии и покрытия" введены ркбрики
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 621.791.92

М.А. Белоцерковский, А.А. Курилёнок, И.А. Сосновский
(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск)
E-mail: mbelotser@gmail.com

Центробежная наплавка антифрикционных покрытий с наноразмерными наполнителями

Представлены результаты экспериментальных исследований процесса центробежной индукционной наплавки антифрикционных покрытий, содержащих наноразмерные наполнители. Показано, что частицы наполнителей можно не только вводить в состав покрытия при приготовлении наплавляемой шихты, но и синтезировать их в процессе наплавки.

Ключевые слова: *центробежная индукционная наплавка, наноразмерный наполнитель, структура, износостойкость.*

The results of experimental studies of the process of induction centrifugal deposition of antifriction coatings containing nanosize fillers are given. It is shown that the filler particles may be incorporated into coating not only in the preparation of the deposited charge, and to synthesize them during surfacing process too.

Keywords: *induction centrifugal deposition, nanosize filler, structure, wear resistance.*

Введение

Одним из наиболее экономичных и простых в реализации методов формирования покрытий на внутренних поверхностях полых цилиндрических деталей является индукционная центробежная наплавка, применяемая, как правило, для изготовления деталей триботехнического назначения [1, 2]. Процесс включает в себя формование шихты центробежными силами вдоль внутренних стенок стальной основы, ее нагрев, осуществляемый путем передачи тепла наплавляемой шихте от разогретой индукционными токами основы, и изотермическую выдержку при температуре плавления.

Метод центробежной индукционной наплавки достаточно широко используется при производстве подшипников скольжения для нанесения порошков или стружки из бронзы на внутренние поверхности стальных втулок [3, 4]. В работах [5, 6] показано, что введение в расплав шихты определенного количества (как правило, от 1 до 2 %) наноразмерных модификаторов (НРМ) может способствовать повышению твердости, микротвердости, износостойкости наплавляемых покрытий. Такое повышение обеспечивается либо за счет увеличения центров кристаллизации, благодаря которым структура покрытий имеет относительно мелкозернистую структуру, либо за счет создания по границам зерен определенных стопоров, препятствующих распространению краевых и винтовых дислокаций, связанных с действием динамических нагрузок, либо за счет того и другого одновременно. В качестве НРМ используются наноразмерные твердые частицы, включая оксид алюминия. Однако высокая удельная поверхность таких частиц затрудняет их равномерное распределение в шихте, а относительно малое время индукционной наплавки также не способствует их равномерному распределению в расплаве. После кристаллизации это приводит к тому, что в отдельных областях наплавленного покрытия содержание НРМ превышает 6 % об., что обусловливает развитие процессов разупрочнения [5, 6].

Цель исследований, результаты которых представлены в данной статье, — разработка технологических приемов центробежной наплавки покрытий с повышенными триботехническими свойствами на основе бронзовых сплавов с наноразмерными наполнителями.

Оборудование, материалы и методики исследования

Индукционную центробежную наплавку осуществляли на оборудовании, в состав которого входят генератор токов высокой частоты (ТВЧ) типа ЛПЗ-2-67М мощностью 60 кВт с частотой 66 кГц, рамочный индуктор, программный регулятор ТРМ 151 (ООО "Овен"), оптический пирометр ProTem-2200 и установка центробежной ин-

дукционной наплавки (конструкции ОИМ НАН Беларуси) с регулируемой частотой вращения до 3000 мин$^{-1}$. Температуру нагрева контролировали оптическим пирометром ProTem-2200, время нагрева — электронным секундомером ИВПР-203М ТУ 4282-001-33865949—2009, толщину слоя покрытия определяли толщиномером Elcometer 345. При наплавке шихту размещали в полости стальной втулки с внутренним диаметром 68 мм, изготовленной из стали 20 (ГОСТ 1050—2013). После наплавки и чистовой механической обработки втулки с покрытиями имели внутренний диаметр 65 мм.

Основной материал шихты — порошок бронзы БрО10Ф1 (ГОСТ 613—79) со сферической формой частиц средней дисперсности (63...125 мкм). В качестве вводимой в шихту добавки использовали тонкодисперсный (с размером частиц до 5 мкм) гидроксид алюминия (ТУ 6-47-107—88), а также наноразмерные корунд и карбид титана. В качестве флюса применяли техническую буру ($Na_2B_4O_7 \cdot 10H_2O$) марки "А" (ГОСТ 8429—77), которую добавляли из расчета 0,5 г на каждые 10 г сплава.

Подготовку шихты осуществляли с использованием смесителя типа МР-6 (Италия). Для оценки дюрометрических характеристик использовали твердомеры ТР 3000 и ТП-7Р-1. Структуру исследовали на оптическом микроскопе MeF 3 (Австрия).

Триботехнические испытания проводили с помощью трибометра типа МТВП-2 на призматических образцах размером 10×6×6 мм в условиях ограниченной подачи смазки (синтетическое масло 10W-40) по схеме возвратно-поступательного скольжения контртела относительно неподвижного образца. Скорость скольжения составляла 0,1 м/с, номинальное давление p в процессе испытаний пошагово возрастало в диапазоне 30 → 50 → 70 МПа. Протяженность пути трения на каждой из ступеней L = 930...1380 м. Массовый износ Δm определяли по потере массы взвешиванием на аналитических весах ВЛР-200.

Для достижения поставленной цели было предложено использовать два технологических варианта:

непосредственное введение наноразмерных наполнителей в состав наплавляемой шихты;

реализация процесса по принципу "селф-синтез" [7], когда наномодификаторы образуются в ходе нагрева и наплавки шихты.

Введение наномодификаторов в состав наплавляемой шихты

Разработанная авторами технология формирования антифрикционного покрытия с непосредственным введением наночастиц в состав наплавляемой шихты включает в себя предварительный нагрев шихты до температуры максимального линейного расширения частиц бронзы с последующим резким охлаждением, что позволяет получить микротрещины на их поверхности. Последующее перемешивание порошка бронзы с наноразмерными частицами карбидокорундового наполнителя (НКК) механохимическим методом [8] обеспечивает попадание последних в микротрещины частиц бронзы, что способствует более равномерному распределению наполнителя в наплавляемом объеме. Далее следуют центробежное формование, индукционный нагрев детали до температуры, обеспечивающей наплавку шихты, и изотермическая выдержка.

В состав карбидокорундового нанонаполнителя (НКК) входили наноразмерные карбид титана TiC и оксид алюминия α-Al_2O_3 (корунд), синтезированные методом газофазного осаждения в восстановительной атмосфере аммиака и водорода [9]. Использовали два состава с наноразмерными наполнителями (табл. 1). Состав модифицирующей добавки № 1: TiC — 18...20 %; α-Al_2O_3 — 35...37 %; BN — 10 %; непрореагировавшие исходные вещества (TiO_2, C) — 3...5 %. Состав модифицирующей добавки № 2: TiC — 26...28 %; α-Al_2O_3 — 42...44 %; непрореагировавшие исходные вещества (TiO_2, C) — 3...5 %. Исходя из этого можно было рассчитать доли компонентов наноразмерной добавки в засыпке № 1: TiC — 0,71...0,78 %; α-Al_2O_3 — 1,37...1,45 %; BN — 0,39 %. Доли компонентов добавки в засыпке № 2: TiC — 1,02...1,1 %; α-Al_2O_3 — 1,65...1,73 %.

Таблица 1

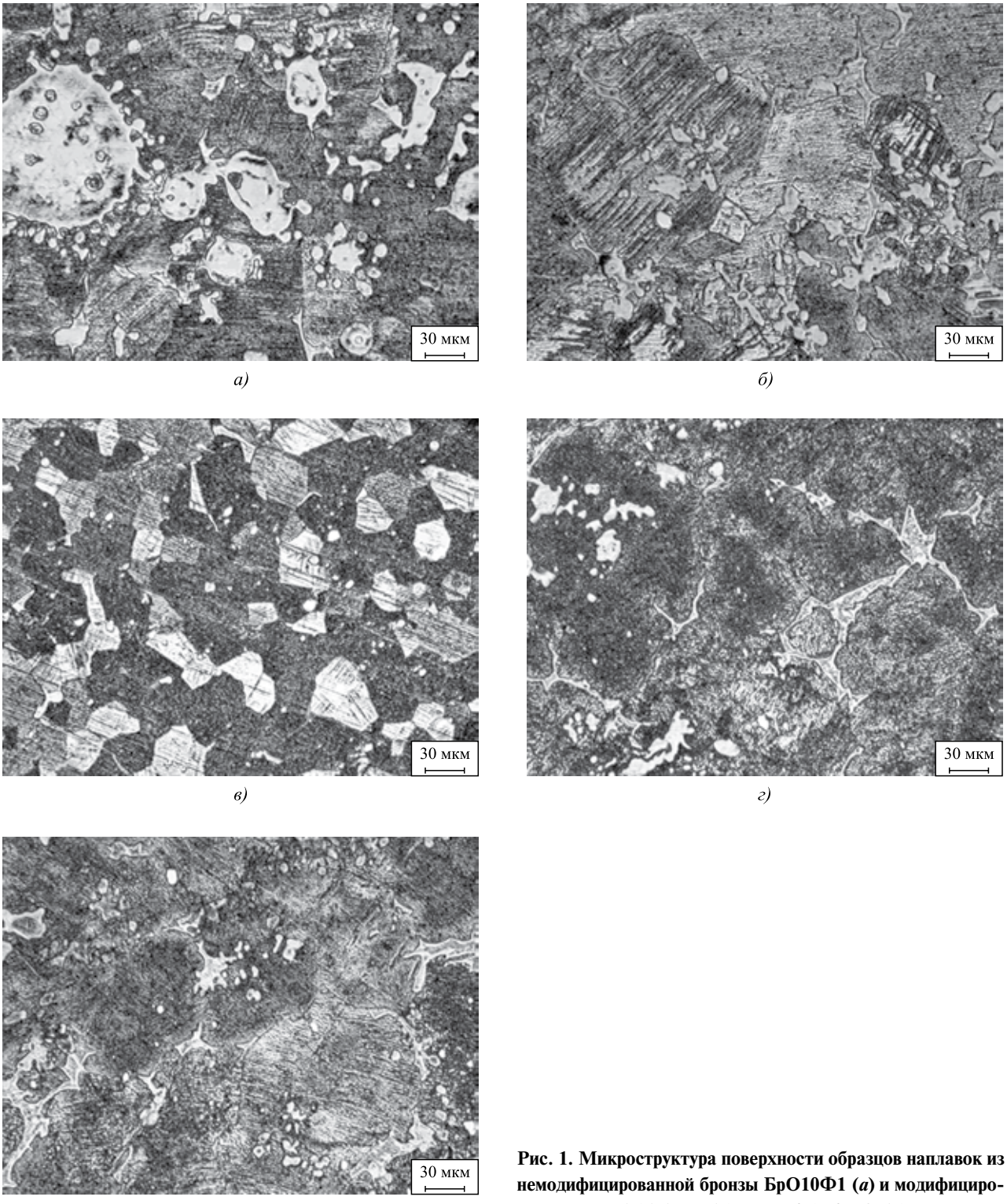
Состав карбидокорундового нанонаполнителя, объемная доля Q TiC, Al_2O_3 в шихте

НКК	Образец*	Состав нанонаполнителя	Q, %	
			TiC	Al_2O_3
1	1к	26 % TiC — 35 % Al_2O_3 — 16 % BN	1,00	1,2
	1с			
2	2к	30 % TiC — 45 % Al_2O_3	1,25	1,75
	2с			
*к — край втулки; с — середина втулки.				

Концентрация комплексного модификатора TiC—Al_2O_3 в шихте составляла 4 % при отношении массы карбида титана к массе α-Al_2O_3, равном 0,87 (НКК1) и 0,70 (НКК2, табл. 1).

Изучение структуры поверхности покрытия, наплавленного бронзой без добавок, показало (рис. 1, *а*), что она характеризуется значительным разбросом размера упрочняющих фаз (диапазон 2...40 мкм), обусловленным ликвацией олова в твердом растворе. Микротвердость этой фазы составляет 2115 МПа.

Модифицирование бронзы сопровождается изменением микроструктуры образцов покрытия. Введение модификатора НКК1 сопровождается диспергированием фаз эвтектоида (рис. 1, *б*, *в*). При этом в образце, вырезанном из крайнего кольца втулки, намечается тенденция расположения частиц фаз вдоль границ



а) *б)* *в)* *г)* *д)*

Рис. 1. Микроструктура поверхности образцов наплавок из немодифицированной бронзы БрО10Ф1 (*а*) и модифицированной НКК1 (*б*, 1к; *в*, 1с) и НКК2 (*г*, 2к; *д*, 1с)

зерен α-фазы (рис. 1, *б*). Резкое изменение структуры наблюдается в покрытии, расположенном в середине втулки. В этом случае бронза имеет полиэдрическое строение. Наблюдается измельчение зерен α-фазы, микротвердость $H_μ$ которой возрастает до 2957 МПа, что превышает $H_μ$ базовой бронзы в ~ 1,4 раза.

Особенностью воздействия наночастиц TiC и α-Al_2O_3 в большей их объемной доле (НКК2, табл. 1) на структуру бронзы является распределение фаз эвтектоида по границам зерен твердого раствора (рис. 1, *г*, *д*). Модификатор НКК2 (рис. 1, *г*, *д*) обеспечивает получение равномерной структуры по всей высоте сталь-

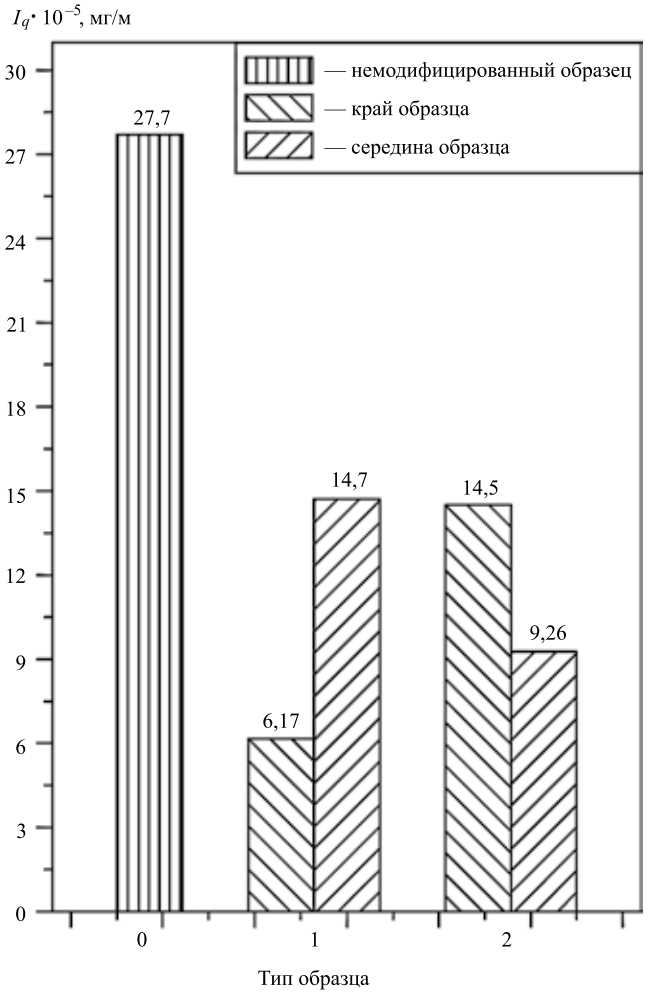


Рис. 2. Гистограмма интенсивности изнашивания I_q образцов: 0 — немодифицированные; 1 — модифицированные составом № 1; 2 — модифицированные составом № 2

ной втулки. Это следует из практически идентичных структур образцов покрытия 1, 2, изготовленных из крайнего и среднего участков втулки. Микротвердость α-фазы образцов 1 и 2, изготовленных из БрО10Ф1, модифицированной наночастицами НКК2, составляет 2941 и 2574 МПа соответственно.

Триботехническими испытаниями установлено (рис. 2), что введение в шихту наноразмерной композиции TiC—Al_2O_3 состава НКК1 приводит к повышению износостойкости покрытий (край втулки в 4,5 раз, середина — в 1,9 раз). При замене нанонаполнителя на НКК2 наблюдается противоположная ситуация — более высокой износостойкостью характеризуются покрытия средней зоны втулки.

Синтез наномодификатора в процессе формирования покрытия

Авторами предложено вводить в состав наплавляемой шихты раствор или суспензию, содержащие в полярном растворителе или полярной жидкости промежуточный продукт, обеспечивающий в результате химических превращений при температурах не выше температур наплавки получение твердых, тугоплавких наночастиц. Наличие полярного растворителя в составе раствора или полярной жидкости в суспензии промежуточного продукта способствует его относительно равномерному распределению в шихте при механическом смешивании. Всем этим требованиям удовлетворяет гидроксид алюминия γ-$Al(OH)_3$, который при температурах ниже температуры наплавки разлагается до наноразмерного тугоплавкого оксида алюминия. Кроме того, данный продукт имеет относительно низкую цену и легкодоступен [10—12].

Разработанная технология нанесения антифрикционного покрытия включает предварительный нагрев детали до температуры 300...500 °С с изотермической выдержкой. При этой температуре протекает термическое разложение гидроксида алюминия γ-$Al(OH)_3$ с образованием наноразмерного (рентгеноаморфного) оксида алюминия Al_2O_3 согласно реакции $2[Al(OH)_3] \rightarrow Al_2O_3 + 3H_2O$. После выдержки происходят дальнейший нагрев до температуры наплавки шихты и изотермическая выдержка при этой температуре.

При нагреве до температуры ниже 300 °С из-за существования двух направлений фазовых превращений в ходе термического разложения на воздухе не образуется оксид алюминия Al_2O_3. При температуре выше 500 °С уже не происходит процесс разложения, а начинается кристаллизация оксида алюминия с образованием мелкокристаллической структуры.

Исследования проводили исходя из предположения, что точкой бифуркации для наноразмерных модификаторов (НРМ), состоящих из наночастиц оксида алюминия, может являться 1 % его содержания в расплаве исследуемого порошкового материала, а 5%-ное превышение заведомо ухудшает триботехнические свойства наплавляемого порошкового слоя. В шихту путем перемешивания в аттриторе вводили ультратонкий гидроксид алюминия следующим образом: а) в прокаленном виде с 2- и 3%-ным содержанием, а затем — буру; б) с 3%-ным содержанием с использованием протекторной связки в виде водного раствора, а затем — буру.

Кроме этого, часть экспериментальных образцов с

Таблица 2

Состав антифрикционных покрытий на экспериментальных образцах

Основа покрытия	БрОФ10-0,3				
Модификатор	Нет	γ-$Al(OH)_3$ — 2 %	γ-$Al(OH)_3$ — 3 %	γ-$Al(OH)_3$ — 3 % и вода	Оксид циркония — 2 %

антифрикционными покрытиями, полученными индукционной центробежной наплавкой, содержали 2 % НРМ в виде оксида циркония (табл. 2).

Металлографические исследования показали, что макроструктура поверхности покрытия из порошка БрОФ10-0,3 после центробежной индукционной наплавки хотя и содержит эвтектоиды ($Cu_{31}Sn_8$) α + β-фазы (светлые участки), однако в целом она состоит из однородного α-твердого (темные участки) раствора, имеющего дендритное строение, характерное для литой оловянистой бронзы. Используемый температурный режим охлаждения наплавленных покрытий, в порошковой шихте которых содержался гидроксид алюминия, в том числе и совместно с протекторной связкой, а также содержащих 2 % НРМ в виде оксида циркония, мог способствовать появлению эвтектоидов δ- и ε-фазы.

Таким образом, температурный режим индукционной наплавки мог способствовать растворению в α-фазе до 2,5 % железа и до 1,5 % углерода. Эти элементы из-за температурного режима охлаждения могли образовывать соответствующие эвтектоиды. Учитывая, что температурный режим индукционного нагрева содержал две точки фазового перехода (одна — для гидроксида алюминия, другая — для корунда), можно предположить, что на момент кристаллизации в расплаве БрО10Ф0,3 содержались наночастицы НРМ в виде оксида алюминия, размер которых не превышал 10 нм.

Таблица 3

Свойства наплавленных покрытий

Состав шихты	Микротвердость, МПа	Интенсивность изнашивания, мг/км
БрО10Ф0,3	2180	0,27
БрО10Ф0,3 (98 %) + γ-$Al(OH)_3$ (2 %)	2488	0,21
БрО10Ф0,3 (97 %) + γ-$Al(OH)_3$ (3 %)	3097	0,18
БрО10Ф0,3 (97 %) + γ-$Al(OH)_3$ (3 %) + вода	2668	0,16
БрО10Ф0,3 (98 %) + оксид циркония (2 %)	2364	0,20

Результаты исследования микротвердости и износостойкости покрытий представлены в табл. 3. Они свидетельствуют о том, что введение ультратонкого гидроксида алюминия при индукционном нагреве приводит к появлению наноразмерного оксида алюминия α-фазы, что способствует повышению в 1,5...1,7 раза износостойкости и в 1,2...1,5 раза твердости покрытий на основе оловянистой бронзы.

Заключение

Предложены технологические приемы введения наноразмерных добавок в структуру бронзового покрытия, формируемого методом центробежной наплавки. Разработаны приемы как непосредственного введения модификаторов в шихту, так и их синтез путем термического разложения промежуточного продукта в процессе наплавки, которые можно использовать при формировании антифрикционных покрытий на контактных поверхностях высоконагруженных сопряжений. Показано, что наибольшее повышение износостойкости бронзовых покрытий (в 1,9...4,5 раза) обеспечивает введение карбидокорундового нанонаполнителя непосредственно в наплавляемую шихту.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Индукционная** наплавка твердых сплавов / В.Н. Ткачев, Б.М. Фиштейн, Н.В. Казинцев и др. М.: Металлургия, 1970. 183 с.

2. **Белявин К.Е., Сосновский И.А., Худолей А.Л.** Индукционный нагрев в процессах центробежного нанесения покрытий // Вестник фонда фундаментальных исследований. 2013. № 3 (36). С. 70—87.

3. **Центробежное** припекание порошковых покрытий при переменных силовых воздействиях / Н.Н. Дорожкин и др. Минск.: Навука і тэхніка, 1993. 159 с.

4. **Sosnovskij I.A., Gafo Yu.N.** Thermal parameters for centrifugal induction sintering of powder coatings // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. Vol. 48, No. 1—2, Springer NewYork, New York. 2009. P. 105—111.

5. **Иванова В.С.** Введение в междисциплинарное наноматериаловедение. М.: САЙНС-ПРЕСС, 2005. 206 с.

6. **Пенкин Н.С., Пенкин А.Н., Сербин В.М.** Основы трибологии и триботехники. М.: Машиностроение, 2008. 206 с.

7. **The Study** of Nano-Sized Carbide Particles Formed in Fe—Cr—W—V Alloy / A.J. Novinrooz, S. Moniri, M.A. Asadabad, A. Hojabri // Journal of Materials Engineering and Performance. Vol. 21. Iss. 7. 2012. P. 1440—1446.

8. **Толбанова Л.О.** Методы получения наноматериалов: курс лекций. Томск, Национальный исследовательский томский политехнический университет, 2010. 79 с.

9. **Комаров А.И.** Синтез наноструктурированных тугоплавких наполнителей, их влияние на структуру и свойства силуминов // Перспективные технологии; под ред. В.В. Клубовича. Витебск, УО "ВГТУ", 2015. Т. 2. С. 202—223.

10. **Получение** нанокристаллов оксида алюминия в гидротермальных условиях / О.В. Альмяшева и др. // Неорганические материалы. № 5. 2005. С. 1—8.

11. **Иванова А.С.** Оксид алюминия: применение, способы получения, структура и кислотно-основные свойства // Промышленный катализ в лекциях. № 8. 2008. С. 7—61.

12. **Очинский В.Н., Насекан Ю.П.** Получение металлургического глинозема под давлением пара при температурах ниже 1000 °С // Металлургия. № 7. 2012. С. 26—33.

УДК 621.791

[1]В.А. Лебедев, [2]С.В. Драган, [3]О.А. Козырко, [1]С.В. Новиков
([1]ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины,
[2]Национальный университет кораблестроения, г. Николаев, Украина,
[3]DMT RUSSION MARINE TECHNOLOGY, г. Санкт-Петербург)
E-mail: lebedevvladimir@ukr.net

Выбор параметров управляемых колебаний изделия для структуризации наплавленного металла при механизированных дуговых процессах

Рассмотрен способ управления структуризацией металла, наплавленного механизированными способами с использованием колебаний изделия с регулируемыми параметрами (частотой, амплитудой). Разработана и предложена для практического применения в технологической практике методика определения параметров колебаний, основанная на периодическом изменении тепловложений в металл ванны. Адекватность методики расчета параметров колебаний подтверждена полученными результатами. Рассмотрена конструкция установки с алгоритмом функционирования, соответствующим рассмотренной методике, позволяющая реализовать предложенный способ наплавки.

Ключевые слова: *механизированная дуговая сварка, наплавка, структуризация металла, механические колебания, парамеры, выбор, управление.*

The paper considers the method of metal structuring management, weld mechanized methods using vibrations products with adjustable parameters (frequency, amplitude). Designed and offered for practical application in the technology practice method of determining the parameters of the oscillation based on a periodic change in the heat input into the metal bath. The adequacy of the methodology for calculating the parameters of the oscillation is confirmed with the results. We consider the installation of construction with the algorithm of functioning appropriately considered technique that enables to implement the proposed method for surfacing.

Keywords: *mechanized arc welding, surfacing, metal structuring, mechanical vibrations, parameres, selection, management.*

Обеспечение качества наплавленного металла и сварного шва, полученных при дуговых механизированных или автоматических процесах с использованием плавящегося электрода, является приоритетной задачей во всех областях применения этого процесса.

Существует достаточно большое число методов и способов, которые обычно применяют для получения наплавленного слоя или сварного шва с требуемыми прочностными и другими эксплуатационными характеристиками. Среди фактов влияния следует отметить выбор свариваемых и электродных материалов, защитных сред, применение специальных активаторов, добавок и др. Однако, как показывает анализ большого числа результатов, полученных рядом исследователей, например [1, 2], действенными способами воздействия на структуру наплавленного металла или сварного шва являются внешние силовые воздействия при помощи электромагнитных полей, ультразвуковых излучений и механических колебаний. Весьма существенные результаты достигаются при применении модулированных процессов на основе регулярных изменений параметров сварочного процесса (тока, напряжения) и защитного газа.

Любые виды колебаний или импульсных воздействий могут быть эффективными, если определены их параметры, способные существенно повлиять на структуру металла шва.

Цель работы — анализ подходов для выбора параметров механических колебаний, вводимых в системы сварочного оборудования для улучшения структуры наплавленного металла или металла сварного шва, а также определение наиболее эффективных диапазонов частот и амплитуд относительных колебаний места нагрева.

Для достижения поставленной цели следует определить, каким образом механические колебания влияют на структуры металла после расплавления электрической дугой и с какими параметрами необходимо выбрать колебания для эффективного управления процессом кристаллизации металла шва.

Следует отметить, что в соответствии с выводами работы [3] прочностные характеристики металла шва во многом определяет наличие столбчатых кристаллов, рост которых обусловливается перегревом расплавленной ванны, низкой скоростью сварки и хорошим теплоотводом изделия со значительной массой. Очевидно, что для решения задачи управления ростом столбчатых кристаллов необходима организация цикла сварки с влиянием на указанные выше характеристики. Со скоростью сварки все ясно: если имеются техниче-

ская возможность и технологическая обусловленность, то скорости ведения процесса необходимо повышать.

Рассмотрим другие возможности ограничения роста столбчатых кристаллов в наплавленном металле. Среди них отметим введение в ванну специальных порошков, снижающих температуру перегрева жидкого металла [3], а также периодическое изменение режима сварки (модуляцию [4]) и относительное перемещение источника нагрева — дуги (колебания [5]), позволяющее рассредоточить места нагрева. Последнее достаточно хорошо изучено как способ сварки-наплавки с внеосевыми колебаниями электродной проволоки. Однако имеющиеся в литературе сведения, насколько нам известно, не дают однозначных рекомендаций по выбору для технологического процесса амплитуд и частот колебаний, которые были бы эффективны для ограничения скорости роста кристаллитов в наплавленном металле. Обычно этот выбор связан с экспериментальными работами.

Известно [3], что условием подавления роста столбчатых кристаллов является снижение перегрева сварочной ванны, т. е. снижение теплосодержания ванны жидкого металла. Исходя из этого можно записать выражения для теплосодержания ванны:

при температуре плавления

$$S_{\text{пл}} = \frac{Q_{\text{пл}}}{P_{\text{пл}}}, \qquad (1)$$

где $S_{\text{пл}}$ — теплосодержание ванны при температуре плавления; $Q_{\text{пл}}$ — теплота ванны при температуре плавления; $P_{\text{пл}}$ — вес расплавленного металла;

при температуре перегрева

$$S_{\text{п}} = \frac{Q_{\text{п}}}{P_{\text{п}}}, \qquad (2)$$

где $S_{\text{п}}$ — теплосодержание ванны при температуре перегрева; $Q_{\text{п}}$ — теплота ванны при температуре перегрева; $P_{\text{п}}$ — вес расплавленного металла.

Очевидно, что для подавления роста столбчатых кристаллов необходимо выполнение условия

$$S_{\text{п}} \to S_{\text{пл}} \qquad (3)$$

или

$$\frac{Q_{\text{п}}}{P_{\text{п}}} \to \frac{Q_{\text{пл}}}{P_{\text{пл}}}. \qquad (4)$$

Заметим, что в выражениях (1) и (2) принято, что вес металла жидкой ванны при температурах плавления и перегрева различается незначительно, поэтому можно принять

$$P_{\text{пл}} \approx P_{\text{п}}. \qquad (5)$$

Принимая во внимание (5), выражение (4) можно переписать следующим образом:

$$\frac{Q_{\text{п}}}{P_{\text{п}}} \to \frac{Q_{\text{пл}}}{P_{\text{п}}}. \qquad (6)$$

Для выполнения условия подавления роста столбчатых кристаллов (3) необходимо снизить теплосодержание ванны жидкого металла при температуре перегрева. Это возможно, в том числе при периодическом отводе источника нагрева — дуги от точки перегрева, что обеспечивается при относительном колебательном движении дуги.

Выражение (6) при условии (5) принимает вид

$$Q_{\text{п}} \to Q_{\text{пл}}. \qquad (7)$$

При колебаниях дуги периодически изменяется температурное поле нагреваемого объекта. Известно [6], что тепловое поле движущейся сварочной дуги при наплавке на массивное тело может быть описано выражением

$$T(h) = \frac{q_u}{2\pi\lambda h} \mathrm{e}^{-\frac{\mathrm{v}_{\text{п}} h}{a}}, \qquad (8)$$

где T — температура ванны; h — координаты точки, в которой определяется температура; q_u — эффективный удельный тепловой поток; λ — теплопроводность; α — температуропроводность; $\mathrm{v}_{\text{п}}$ — скорость перемещения источника нагрева.

Для упрощения дальнейших выводов преобразуем выражение (8), используя разложение в степенной ряд (ряд Фурье), взяв первые три члена разложения и полагая, что для первоначальных исследований такой точности будет достаточно. Получим

$$T(h) = \frac{q_u}{2\pi\lambda h}\left(1 - \frac{\mathrm{v}_{\text{п}} h}{a} + \frac{\left(\mathrm{v}_{\text{п}} h/a\right)^2}{2}\right). \qquad (9)$$

Учтем энергетические параметры дуги при определении q_u:

$$q_u = 0{,}24 UI\eta_{\text{и}}, \qquad (10)$$

где U, I — напряжение и ток дуги соответственно; $\eta_{\text{и}}$ — эффективный коэффициент процесса нагрева изделия дугой.

Учитывая (10), получим выражение (9) в виде

$$T(h) = \frac{0{,}24 UI\eta_{\text{и}}}{2\pi\lambda h}\left(1 - \frac{\mathrm{v}_{\text{п}} h}{a} + \frac{\left(\mathrm{v}_{\text{п}} h/a\right)^2}{2}\right). \qquad (11)$$

Можно положить, что затраты энергии, выражающиеся в количестве теплоты, идущей на плавление металла ванны ($Q_{э.пл}$) и перегрев ванны ($Q_{э.п}$), в случае решения задачи ограничения роста столбчатых кристаллов также будут находиться в соотношении

$$Q_{э.п} \to Q_{э.пл}. \quad (12)$$

Если сварка-наплавка проводится на одном режиме (ток $I_д$ и напряжение $U_д$ дуги неизменны), то различные другие параметры процесса должны обеспечивать как расплавление, так и перегрев металла.

Расплавлению и перегреву основного металла будут соответствовать разные температуры, что можно отразить в уравнениях в соответствии с (11) и учетом того, что

$$Q_{э.п} = UIt;\ q_u = \frac{Q}{m}, \quad (13)$$

где m — масса расплавленного металла ванны.

Для определения температуры плавления $T_{пл}$ можно использовать уравнение (11) в виде

$$T_{пл}(h) = \frac{0,24UI\eta_и}{2\pi\lambda h}\left(1 - \frac{v_п h}{a} + \frac{(v_п h/a)^2}{2}\right). \quad (14)$$

При интенсивном перегреве, т. е. практически в точке концентрации тепла (непосредственно под дугой), можно принять

$$T_п(h) = \frac{0,24UI\eta_и}{2\pi\lambda h}. \quad (15)$$

Далее будем рассуждать следующим образом. Решая задачу снижения температуры перегрева, необходимо обеспечить (как возможный способ) условие

$$T_п \to T_{пл}. \quad (16)$$

Превышение температурой перегрева жидкой ванны температуры плавления

$$\Delta T = T_п - T_{пл}. \quad (17)$$

Отметим, что исходя из справочных материалов [7] и экспериментальных исследований авторов с использованием пирометрических систем при наплавке металла электродной проволокой типа Св08Г2с в защитных газах с измерением средней температуры ванны $T_в$ определено, что $T_в$ и $T_{пл}$ (справочные данные) могут иметь значения, приведенные в таблице.

Тепловые характеристики сталей

Материал	$T_в$, °С		$T_{пл}$, °С
	Данные [7]	Данные авторов (усредненные)	Данные [7]
Сталь Ст3	1800	1780	1530
Инструментальная сталь Х12Ф1	1550	1610	1320

Исходя из выражений (14), (15) с учетом того, что согласно [6] температура ванны не зависит от режима сварки-наплавки, проведя некоторые преобразования, найдем значение температуры, которую нужно компенсировать для подавления (снижения) роста столбчатых кристаллов:

$$\Delta T = \frac{0,24UI\eta_и}{2\pi\lambda}\left(\frac{v_п}{a} + \frac{h(v_п/a)^2}{2}\right). \quad (18)$$

Выражение (18) позволяет достаточно просто определить основные параметры относительных колебаний источника нагрева — движущейся дуги для решения задачи эффективного снижения роста столбчатых кристаллов как источника снижения механических свойств сварочных швов или наплавленных валиков.

Рассмотрим наплавку валов, где наиболее эффективно может быть применен способ наплавки с импульсными колебаниями изделия. При выборе параметров колебаний следует также учесть скорость сварки как составляющую скорости сварочного перемещения и скорости постоянного осевого смещения сварочной дуги для получения наплавки по винтовой линии.

Исходя из рис. 1, где представлена кинематическая картина относительного перемещения источника тепла, можно прийти к соотношению

$$v_п = \sqrt{v_o^2 + v_{св}^2}, \quad (19)$$

где v_o — скорость осевого движения; $v_{св}$ — линейная скорость вращательного движения при сварке или наплавке.

При окончательном выборе параметров колебательного движения в обязательном порядке следует учесть сплошность наплавки или выполнение широкого шва. Здесь решающую роль играет шаг винтовой наплавки

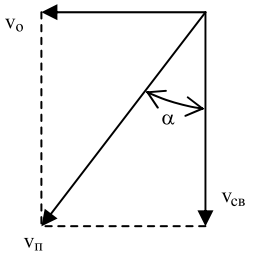


Рис. 1. Определение реальной скорости сварочного процесса

s, который, в свою очередь, определяется шириной наплавленного валика или сварного шва *b*. Как известно, ширина наплавленного валика напрямую зависит от параметров сварочного процесса [8]. При этом существует достаточно большое число разработок, среди которых превалируют методы с использованием моделей, выполненных на основе анализа большого количества экспериментальных данных, например [9]. Понятно, что эти методы не являются универсальными, но могут быть использованы для большинства инженерных расчетов.

В настоящей работе за основу принят способ определения ширины слоя наплавленного металла в среде углекислого газа, представленный в работе [10] и позволяющий минимизировать количество требуемых экспериментальных данных. Метод основан на использовании комплексного параметра *P*, характеризующего давление дуги и удельную ширину шва B_0,

$$B_0 = \frac{B}{UI} \cdot 10^4, \qquad (20)$$

$$P = \frac{I^2}{d_п} \mathrm{v}_п \cdot 10^{-4}, \qquad (21)$$

где *B* — искомая ширина шва; $d_п$ — диаметр электродной проволоки.

Зависимость $B_0 = f(P)$ для широкого спектра режимов может быть получена экспериментально.

Проверку и дальнейшее развитие рассмотренного метода проводили в рамках настоящей работы с выполнением наплавки электродной проволокой диаметром 1,2 мм в среде углекислого газа плоских поверхностей на ряде режимов.

Так как в работе мы не будем определять глубину проплавления, то можно не учитывать характер переноса электродного металла.

Полученный экспериментально ряд точек для определения зависимости $B_0 = f(P)$ представлен на рис. 2. Для упрощения дальнейших расчетов аппроксимируем зависимость, приведенную на рис. 2, прямой линией, используя метод выбранных точек. При этом зависимость $B_0 = f(P)$ в реальной области наиболее эффективных режимов дугового процесса может быть описана достаточно простым выражением

$$B_0 = b - \frac{b}{p} P, \qquad (22)$$

где *b* и *p* — максимальное и минимальное (в рамках используемых режимов) значения функции $B_0 = f(P)$.

Используя соотношения (20)...(22), после достаточно простых преобразований получаем выражение для определения ширины наплавленного валика в следующем виде:

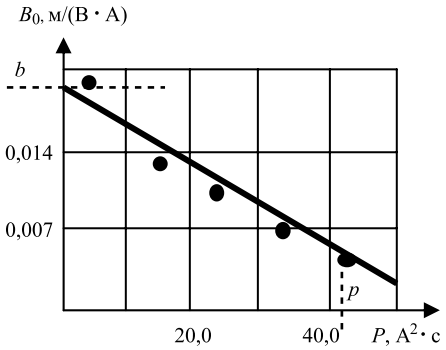


Рис. 2. Зависимость $B_0 = f(P)$, полученная экспериментально

$$B = UIb \cdot 10^{-4} \left(1 - \frac{I^2 \mathrm{v}_п}{p d_п} \cdot 10^{-4} \right). \qquad (23)$$

Полученное аналитическое выражение проверяли также с проведением процесса наплавки электродной проволокой типа Св08Г2с диаметром 1,2 мм в среде углекислого газа на различных обусловленных технологией режимах. На примере покажем эффективность применения рассмотренного способа определения ширины наплавленного валика. Наплавку проводили со скоростью $\mathrm{v}_п$ = 20 м/ч, на режиме: *U* = 26 В, *I* = 200 А. В соответствии с выражением (23) и графиком, приведенным на рис. 2, получили *B* = 0,0062 м. Из опытных наплавок изготовили несколько микрошлифов с последующим травлением. Обмер шлифов проводили с использованием специальных программ с высокой точностью. Результаты измерения усредняли. Так, для описанного выше режима измеренная ширина шва составила 0,0066 м. Некоторые (с достаточно небольшими отклонениями, приемлемыми для инженерных расчетов) результаты можно объяснить колебаниями режима наплавки, а также точностью аппроксимаций экспериментальных зависимостей $B_0 = f(P)$.

Итак, имеем практически все необходимые данные и можно приступить к анализу кинематики движений наплавочного оборудования и определению реального значения скорости перемещения источника тепла — дуги. Прежде всего определим шаг перемещения дуги при наплавке. Очевидно, что шаг перемещения $h_п$ при автоматической наплавке может быть определен как

$$h_п = k(B + h), \qquad (24)$$

где *k* — коэффициент перекрытия соседних наплавленных валиков; *h* определяется с помощью выражения (18).

В соответствии с рис. 1 угол подъема винтовой линии наплавленных валиков α определяется из соотношения

$$\alpha = \mathrm{arctg} \frac{h}{\pi D}, \qquad (25)$$

где *D* — диаметр наплавляемого изделия.

Исходя из изложенного можно определить линейные скорости вращения и осевого перемещения изделия в виде следующих выражений:

$$v_о = v_п \sin \operatorname{arctg} \frac{h}{\pi D}, \quad (26)$$

$$v_{св} = v_п \cos \operatorname{arctg} \frac{h}{\pi D}. \quad (27)$$

Для получения полного набора данных, необходимых для разработки установки, которая могла бы реализовать технологию сварки и наплавки с вибрациями изделия, требуется оценить возможную частоту осевых колебаний изделия. Следует отметить, что вибрация изделия предопределяет введение в ванну жидкого металла дополнительной энергии упругих колебаний. В соответствии с работой [11] дополнительная энергия $W_к$ может быть определена в следующем виде:

$$dW_к = \frac{\omega^2 B^2 \rho dV}{2}, \quad (28)$$

где ω, B — круговая частота и амплитуда упругих колебаний соответственно; ρ — плотность среды; V — объем колеблющейся массы жидкого металла.

Выражение (28) подчеркивает факт, что энергия упругих колебаний в значительной мере зависит от частоты и амплитуды колебательного движения. Для нашего случая можно записать

$$B = \frac{h}{2}. \quad (29)$$

Оценить частоту колебаний для решения задач технического обеспечения движения изделия можно, используя результаты работы [12], в которой предложено определять скорость роста граней кристалла следующим образом:

$$v_{кр} = \frac{\lambda}{Q_{пл}\rho_{кр}} \frac{dT}{dx} \cos\varphi, \quad (30)$$

где $\rho_{кр}$ — плотность кристалла; dT/dx — градиент температуры; φ — угол между направлением максимального температурного градиента и нормалью к грани кристалла.

Следует уточнить, что направление максимального значения скорости роста кристалла и направление максимального температурного градиента совпадают.

Если изделие колеблется с шагом h, то частота колебаний $f_к$ вычисляется следующим образом:

$$f_к = \frac{h}{v_к}, \quad (31)$$

где $v_к$ — скорость колебательного движения.

Очевидно, что для предотвращения роста кристаллов столбчатого типа необходимо выполнение условия

$$v_{кр} \leqslant v_к. \quad (32)$$

Исходя из (32) выражение (31) можно записать в виде

$$\frac{h}{v_к} \leqslant f_к. \quad (33)$$

Полученные результаты использовали для аналитических оценок частот колебаний изделий, что необходимо для улучшения качества наплавленного слоя. Оценочное значение диапазона частот составило 1...12 Гц.

С учетом полученных результатов была разработана установка для наплавки цилиндрических деталей (в основном валов различного назначения) с осевой управляемой вибрацией изделия. Схематически установка представлена на рис. 3 [13].

Используя макетный образец установки, проводили пробные наплавки для восстановления шеек (посадочных мест) приводных валов механизмов сельскохозяйственного назначения диаметром $3 \cdot 10^{-2}$ м на режиме $U = 26$ В, $I = 200$ А. В результате исследований пробных наплавок выявлено:

увеличение ширины наплавленного слоя на 16...23 % по сравнению с наплавкой без колебаний изделия;

повышение износостойкости слоя в 1,3...1,7 раза;

отсутствие трещин в наплавленном слое.

По нашему мнению, полученное улучшение механических характеристик наплавленного слоя обусловлено главным образом измельчением структуры наплавленного слоя, что подтверждают приведенные на рис. 4 микроструктуры металла при наплавке с управляемыми колебаниями изделия и без них. Очевидно, что при наплавке с колебаниями наплавляемого изделия практически отсутствуют столбчатые структуры, которые в достаточно большом количестве видны на микроструктуре, полученной при наплавке без колебаний изделия.

Следует отметить, что дополнительным преимуществом применения рассмотренного способа наплавки является снижение выгорания легирующих элементов.

Дополнительный и весьма значимый эффект от введения относительных вибраций изделия — увели-

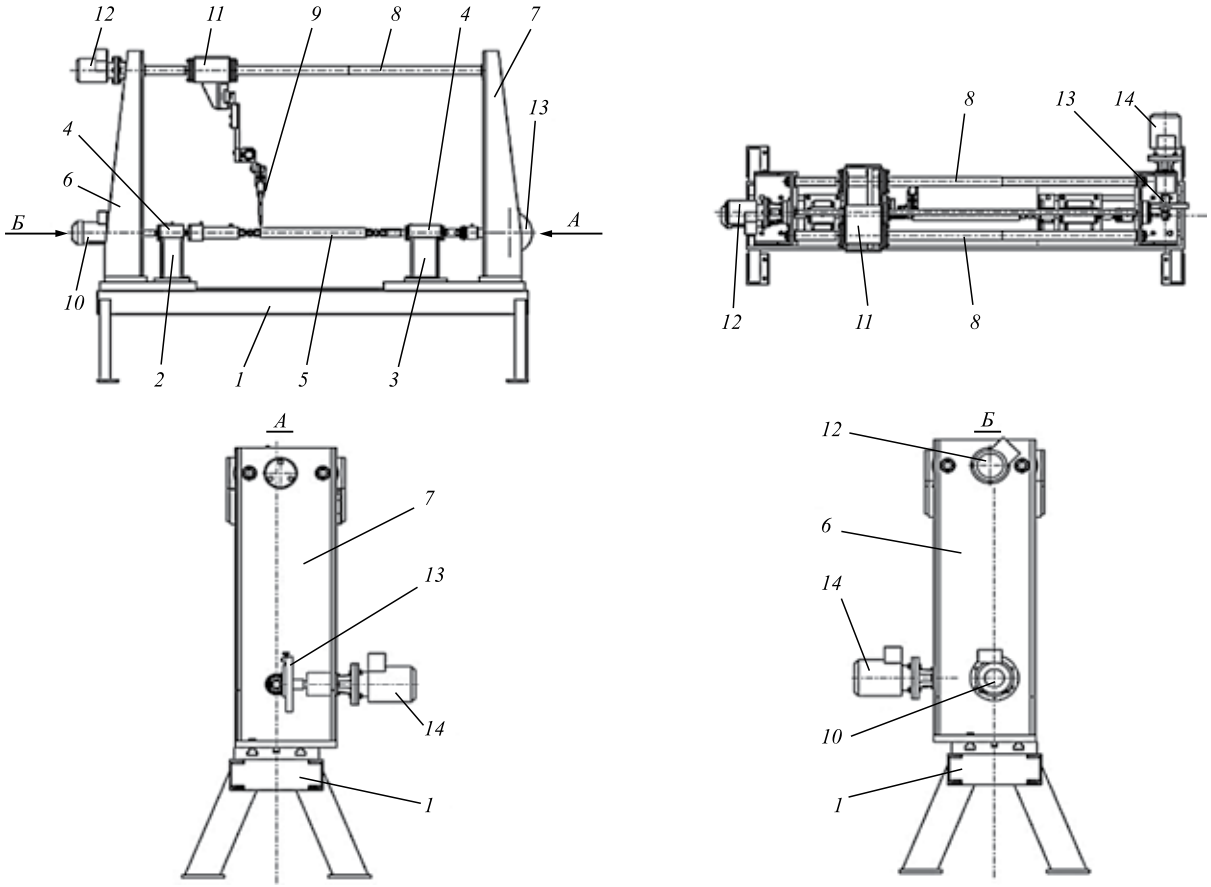


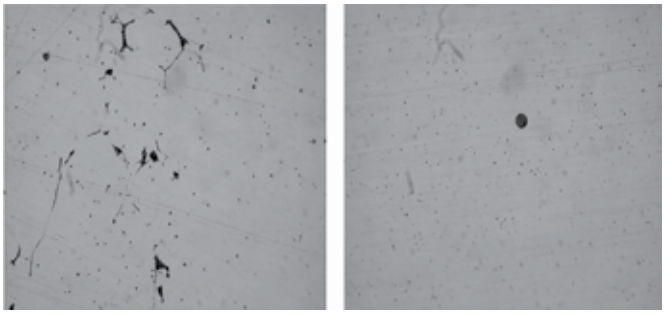
Рис. 3. Установка автоматической дуговой наплавки тел вращения с управляемыми импульсными механическими колебаниями изделия:

1 — платформа; *2* — левая опора; *3* — правая опора; *4* — устройство фиксации; *5* — изделие; *6* — левая стойка; *7* — правая стойка; *8* — направляющая; *9* — сварочная головка; *10* — привод вращения; *11* — механизм с передачей; *12* — привод горизонтально-продольного перемещения; *13* — кривошипно-шатунный механизм; *14* — привод продольных возвратно-поступательных колебаний изделия

чение ширины наплавляемого валика, что предопределяет:

повышение производительности технологического процесса;

снижение припуска на последующую обработку изделия и в итоге снижение общих затрат на процесс.



а) *б)*

Рис. 4. Микроструктуры наплавленного металла:

а — при наплавке обычным способом; *б* — при наплавке с управляемыми колебаниями наплавляемого изделия

Выводы

1. Результатами применения механических колебаний с выбранными управляемыми параметрами являются:

механическая ломка кристаллов с последующей переплавкой в ванне обломков (осколков);

управление температурой перегрева сварочной ванны за счет периодического смещения дуги от центра ведения сварочного процесса.

2. Усовершенствованный в данной работе метод определения ширины сварного шва или наплавленного валика достаточно прост и позволяет получить приемлемый результат с минимизацией объема экспериментов в обусловленной области технологических режимов. Полученные при использовании этого метода результаты могут быть использованы и для расчета других параметров сварного шва.

3. Примененный в настоящей работе способ колебания свариваемого или наплавляемого изделия (ванны жидкого металла) с управляемыми по рассчитанным

алгоритмам параметрами обеспечивает значительное улучшение прочностных характеристик наплавленного слоя или шва и повышение производительности работ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рыжов Р.Н.** Влияние импульсных электромагнитных воздействий на формирование и кристаллизацию швов // Автоматическая сварка. 2007. № 2. С. 56—58.

2. **Болдырев А.М.** О механизме формирования структуры металла шва при введении низкочастотных колебаний в сварочную ванну // Сварочное производство. 1976. № 2. С. 1—3.

3. **Ивочкин И.И.** Подавление роста столбчатых кристаллов методом "замораживания " сварочной ванны // Сварочное производство. 1965. № 12. С. 52—55.

4. **Мирлин Г.А., Агеев В.И., Барашев В.В.** Дуговая сварка модулированным током // Сварочное производство. 1980. № 8. С. 16—17.

5. **Макара А.М., Кушнеренко Б.Н.** Поперечные перемещения дуги как фактор улучшения структуры и свойств сварных соединений // Автоматическая сварка. 1967. № 1. С. 31—35.

6. **Петров Г.Л., Тумарев А.С.** Теория сварочных процессов. М.: Высш. шк., 1977. 392 с.

7. **Марочник** сталей и сплавов / под ред. А.С. Зубченко. М.: Машиностроение, 2003. 784 с.

8. **Технология** электрической сварки металлов и сплавов плавлением / С.А. Островская, Г.И. Лесков, Г.З. Волошкевич и др.; под ред. Б.Е. Патона. М.: Машиностроение, 1974. 768 с.

9. **Коринец И.Ф., Охай Ю.И.** Номограммы для определения режимов дуговой сварки в углекислом газе // Автоматическая сварка. 1995. № 10. С. 46—48.

10. **Луценко В.Т.** Методика приближенного расчета параметров шва при сварке (наплавке) в CO_2 // Сварочное производство. 1972. № 1. С. 20—22.

11. **Ефимов В.А., Эльдарханов А.С.** Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. М.: Металлургия, 1995. 272 с.

12. **Кузнецов В.Д.** Кристаллы и кристаллизация. М.: ГПТЛ, 1954. 411 с.

13. **Спосіб** дугового зварювання або наплавлення. Лебедєв В.О., Козирко О.А., Драган С.В.,Галь А.Ф. Пат. на корисну модель № 101999. Публ. відомостей. 12.10.2015. Бюл. № 19.

УДК 621.791.92

В.М. Макиенко, П.В. Соколов, И.О. Романов, Д.Г. Перваков, В.Н. Панкин
(Дальневосточный государственный университет путей сообщения, г. Хабаровск)
E-mail: mvm_tm@festu.khv.ru

Разработка наплавочных порошковых проволок на основе концентратов и отходов горно-рудного производства Дальневосточного региона

Приведены результаты экспериментальных исследований по созданию наплавочных порошковых проволок ильменито-карбонатно-флюоритного типа на основе минерального сырья Дальневосточного региона. Получены диаграммы, позволяющие выбирать состав шихты в зависимости от требуемых свойств наплавленного металла. Созданы наплавочные порошковые проволоки для наплавки деталей подвижного состава, обеспечивающие твердость наплавленного металла 350 и 500 НВ.

Ключевые слова: *порошковая проволока, шлаковая система, шихта, восстановление изношенных поверхностей, минеральное сырье, подвижной состав.*

The results of experimental research on the cored wire ilmenite-carbonate-fluorite-type on the basis of minerals of the Far-East region. Obtained a diagram, allows to choose the composition of the charge depending on the desired properties of the weld metal. Development of the cored wire for restoration of worn surfaces of railway transport ensuring the hardness of weld metal 350 and 500 HB.

Keywords: *cored wire, slag system, charge material, restoration of worn surfaces, minerals raw materials, railway transport.*

Введение

Создание новых сварочно-наплавочных материалов, обладающих высокими механическими и технологическими свойствами, является важной народнохозяйственной задачей, так как сварочное производство — одно из ключевых в промышленности. Разработка таких материалов связана с большими затратами в связи с использованием дорогостоящих компонентов. В то же время в Дальневосточном регионе имеются большие запасы дешевого минерального сырья, в том числе отходов горно-рудного производства, использо-

вание которых позволит значительно уменьшить затраты на получение данных материалов [1].

За время работы предприятий горно-рудного комплекса образовалось много отходов, содержащих достаточное количество элементов (вольфрам, бор, титан, цирконий и др.), необходимых для получения сварочно-наплавочных материалов. Следует отметить неоднородность состава дальневосточного минерального сырья, что требует поиска новых методов и технологий создания сварочно-наплавочных материалов.

Цель работы — создание порошковой проволоки ильменито-карбонатно-флюоритного типа на основе концентратов и отходов горно-рудного производства Дальневосточного региона для наплавки деталей подвижного состава, обеспечивающей высокую твердость формируемых покрытий [2—4].

Методика исследований

Исследования проводили на основе методологии [5], заключающейся в последовательном прохождении этапов от выбора компонентов до получения готовых материалов. При этом использовали методику планирования экспериментов для многокомпонентных систем, по результатам которых строили математические зависимости и диаграммы влияния минерального сырья на механические и эксплуатационные свойства формируемых покрытий [6]. Данная методика позволяет учитывать многофакторность системы и сократить объем экспериментальных исследований.

Результаты исследований и их обсуждение

На первом этапе провели анализ минерального сырья Дальневосточного региона, по результатам которого выбрали компоненты шлаковой системы ильменито-карбонатно-флюоритного типа. За основу приняли шлаковую систему карбонатно-флюоритного типа, в состав которой входят флюорит, гранодиорит, мрамор, бадделеит [7]. Для получения шлаковой системы ильменито-карбонатно-флюоритного типа дополнительно ввели датолитовый концентрат и титаномагнетитовый шлих (Приморский край). В целях определения их составов провели исследования с использованием энергодисперсионного рентгенофлуоресцентного спектрометра EDX-800HS и рентгеновского дифрактометра MiniFlex II Rigaku. Исследованиями установлено наличие ильменита ($FeTiO_3$ — 22,57 %) в титаномагнетитовом шлихе и фазы $CaBSiO_4(OH)$ в датолитовом концентрате, что подтверждается сертификатом объединения "БОР МСС" (18,9 % — B_2O_3; 2,3 % — Fe_2O_3; 4,0 % — $CaCO_3$).

Дополнительно были проведены поисковые исследования по обогащению титаномагнетита. В результате обогащения из титаномагнетита были выделены четыре фракции, основными компонентами которых являются ильменит ($FeTiO_3$); лейкоксен ($Fe_2Ti_3O_9$); магнетит (Fe_3O_4); циркон ($ZrSiO_4$). Анализом химического состава установлено, что содержание титана в ильмените составляет 32 % (табл. 1); в остальных фракциях его содержание находится в пределах от 2 до 15 %.

Кроме основных фракций в титаномагнетите содержатся и другие элементы (кремний, марганец, алюминий, кальций, магний), пригодные для создания сварочных материалов.

На следующем этапе выполнили термодинамический анализ возможных реакций в исследуемой шлаковой системе. Результаты термодинамических расчетов позволили судить о возможных химических реакциях, а также провести предварительную оценку воздействия окислительной среды на элементы анализируемой системы. По результатам анализа реакций можно сделать следующие выводы:

химическое сродство к кислороду (без учета мольных долей элементов) располагается в порядке уменьшения в следующей последовательности: Zr >Al > C > Ti > > Si > B > Mn > W > Fe > Ni;

расчет энергии Гиббса показал, что если не рассматривать химическое взаимодействие между оксидами, то процесс разложения большинства оксидов будет происходить при температуре от 2500 до 7000 K. Однако при взаимодействии оксидов (бора, титана, циркония) с углеродом и алюминием процесс восстановления идет при более низких температурах.

Результаты термодинамических расчетов показали, что данная шлаковая система способствует восстановлению циркония, титана, бора и других легирующих элементов.

Далее провели исследования по восстановлению элементов титаномагнетитового шлиха и датолитового концентрата с использованием электродугового и электрошлакового процессов. Результаты исследований показали, что титан и бор восстанавливаются электродуговым и электрошлаковым процессами. Однако степень их восстановления незначительна (0,01...0,41 % — титана; 0,001...0,022 % — бора).

На основе анализа состава минерального сырья, результатов термодинамических расчетов и исследований с использованием электродугового и электро-

Таблица 1

Химический состав ильменита, %

Fe	Ti	Na	Si	Mg	Mn	Al	Ca	Cr	S	Zr
47,5	32	8,1	3,5	2,1	1,9	1,9	1,2	0,6	0,3	0,09

Таблица 2

Состав шлаковой системы

Функциональное назначение	Минеральное сырье	Основные компоненты (химическая формула или марка)
Шлакообразующие	Гранодиорит, флюорит	SiO_2, Al_2O_3, CaF_2
Газообразующие	Мрамор	$CaCO_3$
Стабилизирующие	Титаномагнетит, мрамор	$FeTiO_3$, $CaCO_3$
Раскисляющие	Ферромарганец	ФМн-0,5
	Ферросилиций	ФС-45
Легирующие	Датолит, бадделеит	B_2O_3, ZrO_2

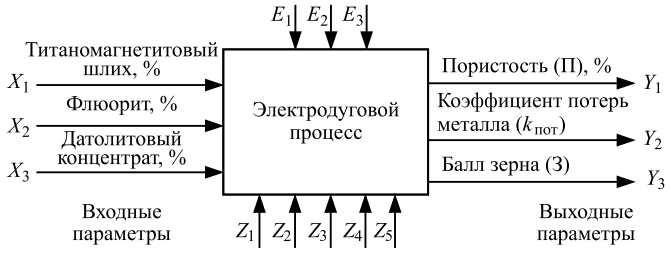


Рис. 1. Расчетная модель работоспособности шлаковой системы

шлакового процессов был определен состав шлаковой системы (табл. 2). Основными компонентами данной шлаковой системы являются концентраты и отходы горно-рудного производства Дальнего Востока.

На следующем этапе провели эксперименты по определению оптимального состава шихты, обеспечивающего требуемые качества наплавленного металла и сварочно-технологические свойства порошковой проволоки. В этих целях была разработана структурная схема взаимосвязи входных (X_1, X_2, X_3) и выходных (Y_1, Y_2, Y_3), а также сопутствующих управляемых (Z_1, ..., Z_5) и неуправляемых (E_1, E_2, E_3) параметров электродугового процесса (рис. 1).

В качестве входных параметров модели использовали компоненты, оказывающие наибольшее влияние на работоспособность шлаковой системы. Титаномагнетит обеспечивает качественную защиту наплавленного металла от окружающей среды, а также способствует стабилизации горения дуги. Датолит измельчает зерно и повышает механические свойства формируемых покрытий. Флюорит придает расплавленному шлаку требуемую вязкость и уменьшает содержание водорода в сварном шве. Кроме того, в состав шлаковой системы входят мрамор, гранодиорит, бадделеит, ферромарганец и ферросилиций. Данные компоненты являются неизменной основой шихты и обеспечивают защиту расплавленного металла от окружающей среды, рафинирование и раскисление.

В результате проведенных экспериментов получены математические зависимости, на основе которых строили диаграмму влияния переменных факторов на критерии работоспособности шлаковой системы (рис. 2, см. с. 3 обложки). Из диаграммы следует, что максимальная работоспособность шлаковой системы порошковой проволоки находится при следующем соотношении массовых долей компонентов: гранодиорит — 8 %; флюорит — 5 %; мрамор — 37 %; бадделеит — 1 %; ферромарганец — 10 %; ферросилиций — 7 %; титаномагнетит 27,5 %; датолитовый концентрат — 4,5 %.

После расчета соотношения массовых долей компонентов шлаковой системы выполнили опытную наплавку порошковой проволокой с заданным составом и провели исследования для определения химического состава (табл. 3) и структуры наплавленного металла (рис. 3).

В результате анализа установлено наличие титана и бора в наплавленном металле, что свидетельствует об их восстановлении из оксидов при электродуговом процессе. При этом структура наплавленного металла феррито-перлитная (балл зерна 10...11, пористость 2...3 %).

Анализ элементного и фазового составов шлаковой системы показал наличие легирующих элементов (Ti, Mn, Zr, Cr), способствующих получению формируемых покрытий с высокими механическими и эксплуатационными свойствами. Кроме того, в данной системе содержатся элементы, обеспечивающие высокие сварочно-технологические свойства (Ca, Mg, K).

Разработанная шлаковая система обеспечивает высокое качество наплавленного металла и стабильное горение дуги, однако для получения требуемых свойств формируемых покрытий (твердости, износостойкости и ударной вязкости) в шихту необходимо вводить легирующие элементы.

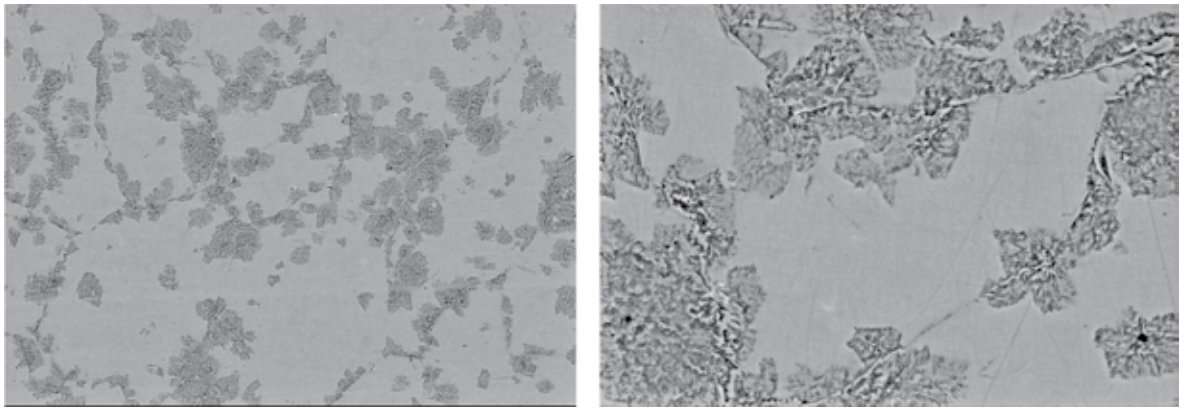
На заключительном этапе выполняли экспериментальные исследования по созданию наплавочных порошковых проволок на основе разработанной шлаковой системы. Основными критериями для изготовления проволоки являются условия работы деталей подвижного состава, которые подвержены контактно-усталостным и коррозионно-механическим видам износа, при этом твердость наплавляемого металла ударно-тяговых поверхностей для грузовых вагонов и локомотивов должна быть не менее 250 НВ, для рефрижераторных и пассажирских вагонов, а также вагонов электропоездов — не менее 450 НВ.

Для проведения исследований была разработана схема оценки влияния входных параметров (графит, ферромарганец, феррохром) на критерии работоспособности состава шихты порошковой проволоки

Таблица 3

Химический состав наплавленного металла, %

Fe	Si	P	S	Cr	Mn	Zr	B	Ti	Al	C
99,24	0,18	0,014	0,025	0,02	0,29	0,142	0,0014	0,013	0,012	0,062



а) *б)*

Рис. 3. Структура наплавленного металла:
а — × 500; *б* — × 2000

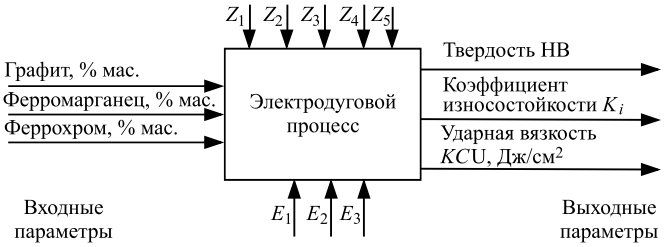


Рис. 4. Схема оценки влияния входных параметров на критерии работоспособности состава шихты порошковой проволоки при электродуговом процессе

(твердость, коэффициент износостойкости, ударную вязкость) при электродуговом процессе (рис. 4).

По результатам эксперимента на основании откликов системы рассчитывали коэффициенты полинома для каждого выходного параметра и устанавливали зависимости входных и выходных параметров исследуемой системы "состав — свойства":

для определения твердости:

$$Y_{тв} = 512X_1 + 294X_2 + 335X_3 - 64X_1X_2 - 2X_1X_3 - 14X_2X_3 + 106{,}6667X_1X_2(X_1 - X_2) + 130{,}6667X_1X_3(X_1 - X_3) - 8X_2X_3(X_2 - X_3) + 352X_1X_2(X_1 - X_2)^2 + 29{,}3X_1X_3(X_1 - X_3)^2 + 24X_2X_3(X_2 - X_3)^2 - 1368X_1^2X_2X_3 + 589{,}3X_1X_2^2X_3 + 544X_1X_2X_3^2;$$

для определения коэффициента износостойкости:

$$Y_{K_i} = 4{,}7X_1 + 2{,}5X_2 + 3{,}1X_3 + 2{,}8X_1X_2 + 4X_1X_3 + 0{,}4X_2X_3 + 5{,}8X_1X_2(X_1 - X_2) + 5{,}8X_1X_3(X_1 - X_3) + 1{,}182334X_2X_3(X_2 - X_3) + 3{,}7X_1X_2(X_1 - X_2)^2 + 2{,}1X_1X_3(X_1 - X_3)^2 - 0{,}5X_2X_3(X_2 - X_3)^2 - 32{,}53X_1^2X_2X_3 - 1{,}06X_1X_2^2X_3 - 2{,}6X_1X_2X_3^2;$$

для определения ударной вязкости:

$$Y_{уд.в} = 11X_1 + 61X_2 + 45X_3 - 16X_1X_2 - 4X_1X_3 - 8X_2X_3 + 96X_1X_2(X_1 - X_2) + 53{,}3X_1X_3(X_1 - X_3) + 16X_2X_3(X_2 - X_3) + 32X_1X_2(X_1 - X_2)^2 - 16X_1X_3(X_1 - X_3)^2 + 21{,}3X_2X_3(X_2 - X_3)^2 - 170{,}667X_1^2X_2X_3 - 90{,}6667X_1X_2^2X_3 - 53{,}3X_1X_2X_3^2.$$

По полученным зависимостям построили совмещенную диаграмму, позволяющую определять массовые соотношения компонентов в зависимости от требуемых свойств наплавленного металла (рис. 5, см. с. 3 обложки). По этой диаграмме решается задача оптимизации свойств наплавленного металла для конкретных условий на основе определения областей в зависимости от требуемых свойств наплавленного металла.

Установлено, что максимальные твердость, коэффициент износостойкости и ударная вязкость имеют место, если соотношение массовых долей находится в следующих пределах: графит — 11,76...12,5 %; ферромарганец — 29,3...30 %; феррохром — от 28...29,12 %.

На следующем этапе по совмещенной диаграмме выбрали составы шихты, обеспечивающие твердость формируемых покрытий 350 и 500 HB, изготовили опытные образцы порошковых проволок, выполнили наплавку и провели исследования состава, структуры и свойств наплавленного металла (табл. 4).

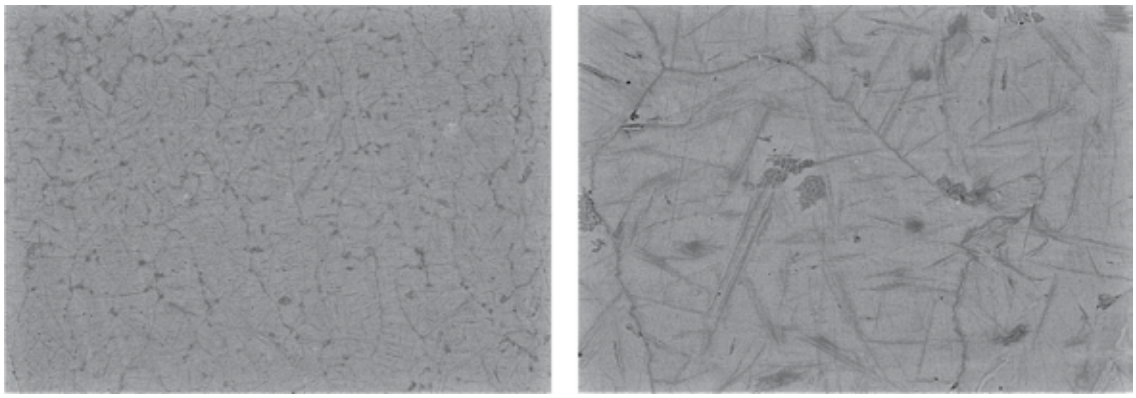
На рис. 6 приведены микроструктура металла, наплавленного опытными образцами порошковых проволок, с увеличениями 200 и 1000. Микроструктура игольчатая, троостомартенситная с карбидными включениями. Трещины, поры и другие дефекты отсутствуют.

На рис. 7 (см. с. 3 обложки) приведены распределения хрома и марганца в наплавленном металле и зоне

Таблица 4

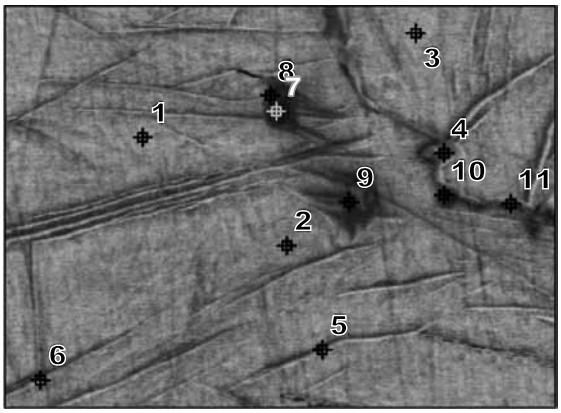
Механические свойства металла, наплавленного опытными образцами порошковых проволок

Характеристика	Твердость проволоки HB	
	500	350
Ударная вязкость (при температуре 20 °С), Дж/см^2	30	47
Коэффициент износостойкости K_i относительно стали 20ФЛ	5	3,5



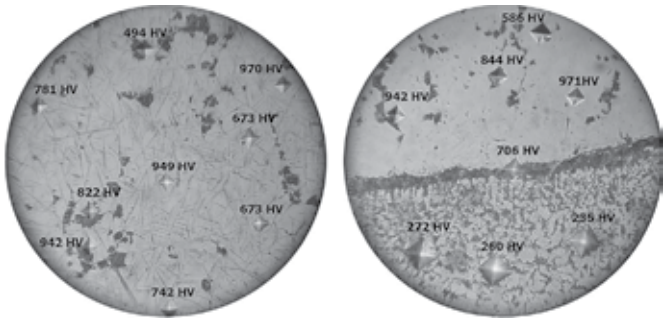
а) *б)*

Рис. 6. Микроструктура наплавленного металла с твердостью 500 HB:
а — ×200; *б* — ×1000



Точка	C	Si	Cr	Mn	Fe
1	5,16	—	2,12	2,82	89,89
2	5,02	0,30	2,38	2,67	89,63
3	3,84	0,26	1,65	2,05	92,20
4	15,89	0,24	1,53	2,14	80,21
5	13,15	0,26	1,40	2,01	83,18
6	9,77	0,23	1,57	2,08	86,35
7	13,53	0,17	11,57	4,91	64,34
8	17,42	0,23	4,78	3,68	73,51
9	14,75	0,23	4,90	3,67	76,17
10	15,54	0,14	2,72	2,72	78,88
11	12,38	0,24	1,93	2,24	83,21

Рис. 8. Распределение элементов в областях микроструктуры наплавленного металла (×4000), % ат.



а) *б)*

Рис. 9. Микроструктуры наплавленного металла (*а*) и зоны сплавления (*б*)

Рис. 10. Восстановленные разработанными порошковыми проволоками замки автосцепок

термического влияния, из которых видно, что максимальное содержание хрома и марганца достигается в области наплавленного металла.

На рис. 8 показано изменение химического состава в различных областях микроструктуры. Также видно содержание таких элементов, как хром и марганец. В некоторых областях (точки 7...11) наблюдаются увеличение содержания углерода и хрома и уменьшение содержания железа, что свидетельствует о возможности образования карбидов хрома и марганца в данных областях.

Микротвердость металла представлена на рис. 9. Наплавленный металл имеет микротвердость 494...970 HV, микротвердость в зоне термического влияния равна 706 HV. Основной металл (сталь Ст3) имеет в зоне сплавления микротвердость 235...272 HV.

Опытно-сравнительные испытания показали, что твердость и износостойкость замыкающих поверхностей замков автосцепок (рис. 10), наплавленных опытными образцами порошковых проволок, соответствуют документации по сварке и наплавке при ремонте грузовых вагонов.

Расчет экономической эффективности показал, что стоимость разработанных порошковых проволок ниже типовых на 25...30 % и составляет до 43 тыс. руб. за тонну.

Выводы

1. В результате экспериментальных исследований разработана шлаковая система, обеспечивающая высокие сварочно-технологические свойства дугового процесса, а также качество металла формируемых покрытий.

2. На основе полученной шлаковой системы созданы порошковые проволоки ильменито-карбонатно-флюоритного типа из концентратов и отходов горнорудного производства Дальневосточного региона для восстановления деталей подвижного состава следующих марок:

для грузовых вагонов и локомотивов — ПП-Нп-40ХГ-Т-С-2,8, обеспечивающая твердость наплавленного металла 350 НВ. Состав шихты порошковой проволоки: гранодиорит — 2,4 %; флюорит — 1,5 %; мрамор — 11,1 %; бадделеит — 0,3 %; ферромарганец — 38 %; ферросилиций — 2,1 %; титаномагнетит — 8,25 %; датолит — 1,35 %; графит — 3 %; феррохром — 32 %;

для рефрижераторных и пассажирских вагонов — ПП-Нп-130ХГ-Т-С-2,8 — обеспечивающая твердость наплавленного металла 500 НВ. Состав шихты порошковой проволоки: гранодиорит — 2,4 %; флюорит — 1,5 %; мрамор — 11,1 %; бадделеит — 0,3 %; ферромарганец — 32 %; ферросилиций — 2,1 %; титаномагнетит — 8,25 %; датолитовый концентрат — 1,35 %; графит — 13 %; феррохром — 28 %.

3. Опытно-сравнительные испытания показали, что твердость и износостойкость замыкающих поверхностей замков автосцепок, наплавленных опытными образцами порошковой проволоки, соответствуют документации по сварке и наплавке при ремонте локомотивов и вагонов.

4. Расчет экономической эффективности показал, что стоимость разработанных порошковых проволок ниже типовых на 25...30 % и составляет до 43 тыс. руб. за тонну.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Макиенко В.М., Соколов П.В., Перваков Д.Г.** Исследование возможности использования минерального сырья и отходов горно-рудного производства Дальневосточного региона России для создания сварочно-наплавочных материалов, используемых в строительстве и ремонте объектов железнодорожного транспорта // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного университета. 2013. № 3. С. 100—110.

2. **Инструкция** по сварке и наплавке узлов и деталей при ремонте пассажирских вагонов: ЦЛ-201-0. М., ВНИИЖТ, 2004. 208 с.

3. **Инструкция** по сварке и наплавке при ремонте грузовых вагонов. М.: ТРАНСИНФО, 2009. 176 с.

4. **Инструкция** по сварочным и наплавочным работам при ремонте тепловозов, электропоездов и дизель-поездов. ЦТ-336. М., 1996.

5. **Методология** создания сварочных материалов / В.М. Макиенко, А.Д. Верхотуров, Д.В. Строителев, И.О. Романов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2010. № 5. С. 36—39.

6. **Зедгинидзе И.Г.** Планирование эксперимента для исследования многокомпонентных систем. М.: Наука, 1976. 390 с.

7. **Получение** шлаковой системы порошковой проволоки из минерального сырья Дальневосточного региона / А.Д. Верхотуров, В.М. Макиенко, Д.В. Строителев, И.О. Романов // Химическая технология. 2007. № 10. С. 433—442.

УДК 621.793.14

Л.А. Фоменко *(Саратовский государственный аграрный университет им. Н.И. Вавилова)*,
Т.Н. Соколова, Е.Л. Сурменко, И.В. Родионов
(Саратовский государственный технический университет им. Гагарина Ю.А.)
E-mail: iv.rodionov@mail.ru

Лазерно-электрохимическая реставрация защитных покрытий тонкопленочных гибридных интегральных схем*

Рассмотрен метод электрохимического осаждения для реставрации дефектов защитных покрытий с помощью твердотельного лазера. Описана реставрация покрытий элементов топологии тонкопленочных гибридных интегральных схем (ГИС) путем локального осаждения золота и сплава олово — висмут на медь в режимах лазерного электролиза.

Ключевые слова: *гибридная интегральная схема (ГИС), лазер, осаждение металлов, топология, электролиз, реставрация.*

Paper considers the application of electrochemical deposition for restoration of defects in the protective coatings via solid-state laser. The restoration of coating is described for elements of the topology of thin-film discrete-component IC via local deposition of gold and tin — bismuth alloy onto copper using laser electrolysis.

Keywords: *discrete-component integrated circuits, laser, deposition of metals, topology, electrolysis, restoration.*

При производстве тонкопленочных гибридных интегральных схем (ГИС) микрополосковые элементы топологии защищают специальными покрытиями из золота или сплава олово—висмут. Покрытие наносится либо в "окнах" фотолитографической маски, либо с помощью технологических перемычек. Из-за несовершенства технологии возникают дефекты защитного покрытия в виде непокрытых мест или протравов. Такие дефекты имеют до половины от общего числа бракованных ГИС.

Если толщина защитных покрытий равна 2...6 мкм, то дефекты не могут быть устранены традиционными методами химической металлизации из растворов, поскольку небольшая вначале селективность осаждения металла быстро исчезает уже при нанесении первых слоев защитного покрытия на месте локализации дефекта [1]. Поэтому регенерация бракованных плат ГИС химическими методами сводится, как правило, к химическому растворению металлизированных слоев плат и повторным технологическим операциям напыления, химической и электрохимической металлизации и фотолитографии. При средней стоимости платы ГИС от 500 до 5000 руб. требуются более эффективные способы реставрации — такие как лазерное осаждение с применением волоконного [2] или твердотельного лазера.

При локальном лазерном нагреве [3] границы металл—электролит селективность осаждения металла значительно повышается, при этом важная роль принадлежит паровой кавитационной модуляции скорости реакции лазерного электроосаждения (ЛЭО) металлов [4]. Иногда это приводит к пиролитическому режиму осаждения металла, что было обнаружено впервые при ЛЭО Au из термически неустойчивого раствора $KAu(CN)_2$ вблизи потенциала коррозии Cu-катода. При этом в образующемся коррозионном слое Cu_2O, сильно поглощающем лазерное излучение, возникает яркая вспышка, обусловленная паровым кавитационным коллапсом при протекании пиролитической реакции осаждения золота, которая поддерживается далее в автокаталитическом режиме за счет выделения тепла при сгорании летучих продуктов пиролиза (HCN и H_2).

Такой подход позволяет обеспечить быстрое устранение дефектов защитных покрытий и увеличить выход годных ГИС.

Метод реставрации и материалы

Разработана технология реставрации защитных покрытий ГИС, в основе которой лежит процесс локального ЛЭО золота и сплава олово—висмут на медь. Используемая для реставрации технологическая установка создана на базе твердотельного лазера на кристалле АИГ: Nd^{3+} типа ЛТН-102В с оптической системой СОК-1, с системой телемониторинга, устройством двухкоординатного перемещения с компьютерным управлением, специальной электрохимической ячейкой с двухкоординатным игольчатым микроконтактом. Параметры лазерного излучения: максимальная мощность P_{max} = = 120 Вт, длина волны $\lambda = 1064$ нм, поляризация — случайная, качество пучка $M^2 = 1{,}05$. Ячейка снабжена си-

* Работа выполнена на оборудовании ЦКП "Лазерные и оптические технологии" (Поволжский филиал), ФЦП "Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007—2013 годы", ГК № 02.552.11.7021 (08.05.2007).

стемой периодического охлаждения дна, включаемой после обработки серии бракованных плат ГИС для предотвращения паразитарного разогрева электролита.

Катодами служили платы ГИС СВЧ; в качестве анодов использовали золотую фольгу (для ЛЭО золота) и фольгу из олова марки М.01 (для ЛЭО сплава олово—висмут).

Рабочие электролиты приготавливали на основе деионизированной воды с удельной электропроводностью $9{,}03\cdot10^{-7}$ См/см и реактивов: $SnSO_4$ — 50 г/л; $Bi(NO_3)_3\cdot5H_2O$ — 1 г/л; H_2SO_4 — 100 г/л; NaCl — 0,5 г/л; "ОС-20" — 5 г/л (для ЛЭО сплава олово—висмут); $KAu(CN)_2$ — 12 г/л; лимонная кислота — 30 г/л; цитрат калия — 40 г/л при pH-5 (для ЛЭО золота). Значение pH рабочих растворов контролировали с помощью pH-милливольтметра pH-201 с точностью ± 0,005 и в случае необходимости корректировали добавками растворов KOH или NaOH.

Результаты проведенной реставрации и их обсуждение

Селективность осаждения металлов количественно оценивали по коэффициенту лазерного ускорения $K_у$, представляющему собой отношение плотности тока i лазерно-стимулированного процесса к "темновой плотности тока" $i_т$. Оптимизацию процесса проводили посредством подбора катодного потенциала E и интенсивности облучения W, обеспечивающих максимальное значение коэффициента ускорения $K_у$.

Время заращивания τ_0 "точечного" дефекта определяли как отношение характерной толщины L_0 защитного покрытия к скорости осаждения j_0 металла внутри сфокусированного лазерного пятна радиусом r_0. Величина j_0 связана со среднерадиальной плотностью тока i_0 внутри сфокусированного лазерного пятна законом Фарадея. Величину i_0 определяли в отдельных экспериментах, выполненных по методике локального фотолитографического катода [5].

Технологическая схема реставрации включает идентификацию дефектов; обезжиривание, промывку и монтаж плат ГИС на оснастке; локальное ЛЭО металла защитного покрытия по месту дефекта; демонтаж оснастки; промывку и сушку.

Время обработки τ дефектной платы ГИС рассчитывали с помощью эмпирического соотношения [6]

$$\tau = \frac{S_\Sigma}{\pi r_0^2}\tau_0 + \tau_1 + \tau_2,$$

где S_Σ — суммарная площадь дефектов; τ_1 — время, затрачиваемое на монтаж платы на оснастке, $\tau_1 \approx 3$ мин; τ_2 — длительность технологической паузы периодического охлаждения электролита в расчете на одну плату ГИС, $\tau_2 \approx 0{,}5$ мин.

Расход металла М может быть оценен с помощью уравнения [6]

$$M=\rho L_0 S_\Sigma\left(1+\frac{\alpha\left(S-S_\Sigma\right)}{\pi r_0^2 K_у}\right),$$

где ρ — плотность металла; L_0 — толщина покрытия; S — общая площадь топологии ГИС; α — коэффициент, характеризующий электрическую несвязность топологии ГИС, $0 < \alpha < 1$.

Для определения коэффициента α можно использовать данные статистического анализа чертежей конструкторской документации на платы ГИС [5]:

$$\alpha = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{n}\left\{\frac{1}{N}\sum_{j=1}^{n}\sum_{k=1}^{m}\frac{S_{ijk}^2}{S_i^2}\frac{1}{\sqrt{2P_i\delta_j}}\exp\left[\frac{\left(S_{ij}^{-\alpha_i}\right)^2}{2\sigma_i^2}\right]\right\},$$

где N — число плат; n — число участков топологии; i — номер платы; j — номер участка топологии платы; k — номер дефекта; S_i — площадь топологии i-й платы; S_{ij} — площадь j-го участка топологии i-й платы; S_{ijk} — площадь j-го участка топологии i-й платы, на которую попадает k-й дефект; σ_i, α_i — параметры нормального распределения Гаусса, рассчитываемые с помощью соотношений

$$\sigma_i^2 = \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n}\left(S_{ij}-S_i\right)^2;\quad \alpha_i = \sum_{j=1}^{n}S_{ij}P_j,$$

где P_j — вероятность появления j-го участка топологии в конструкции платы ГИС.

Периодичность смены электролита в электрохимической ячейке определяли исходя из предельного числа плат П, обрабатываемых в одной порции раствора,

$$П = \frac{C\left(C_0 - C_k\right)}{m}V_я,$$

где C_0 и C_k — исходная и предельно допустимая концентрации соли металла в растворе электролита; C — содержание металла соли по массе; $V_я$ — рабочий объем электрохимической ячейки; m — средний расход драгоценного металла на плату, мг.

Параметры процесса реставрации ГИС представлены в табл. 1. Видно, что применение технологии лазерно-электрохимической реставрации может обеспечить годовую программу работ в объеме 8...10 тыс. плат в расчете на одну установку. Средний расход электролита при этом составит всего 3 л. Расход драгоценного металла не превысит 20 г, что сопоставимо с потерями при регенерации золота из электролита после стравливания защитного покрытия бракованных плат ГИС.

Таблица 1

Основные технические характеристики процесса лазерной электрохимической реставрации защитных покрытий ГИС

Параметр	Металл покрытия	
	Золото	Олово—висмут
Оптимальный катодный потенциал E, В (н. в. э.)	–0,89	–0,76
Оптимальная интенсивность лазерного облучения W, кВт/см^2	21	21
Оптимальная скорость осаждения металла j_0, мкм/мин	12,12	10,9
Оптимальный коэффициент лазерного ускорения $K_у$	150	250
Разрешающая способность r_0, мкм	30...35	28...32
Максимальный размер платы ГИС, мм	48 × 60	48 × 60
Погрешность нанесения осаждаемого металла, %	6...9	7
Предельный размер дефектов, мм	2...3	2...3
Характерная толщина покрытия L_0, мкм	2	6
Средняя производительность труда, плата/ч	8	4
Средний расход драгоценного металла m, мг/плата	1,533	—
Рабочий объем ячейки $V_я$, см^3	60	60
Предельное число плат П, обрабатываемых в порции раствора	386	115

Таблица 2

Экономический эффект от применения технологии лазерно-электрохимической реставрации защитных покрытий ГИС

Число дефектных плат ГИС, подлежащих лазерно-электрохимической реставрации, тыс. шт./год	1	2,4	5	10	20	30
Средняя стоимость плат ГИС, тыс. руб.	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
Суммарные потери, устраняемые благодаря лазерно-электрохимической реставрации, тыс. руб./год	500	1200	2500	5000	10 000	15 000
Стоимость разработки и изготовления лазерного оборудования, тыс. руб.	1000	1000	1000	1350	1350	1700
Сумма амортизационных отчислений, тыс. руб./год	70	70	70	140	140	210
Затраты на выполнение работ и обслуживание оборудования, тыс. руб./год	70	120	120	200	240	35
Экономический эффект, тыс. руб./год	210	910	2160	4455	9420	14 200
Срок окупаемости оборудования для лазерно-электрохимической реставрации дефектных плат ГИС, годы	5	1,1	0,5	0,3	0,14	0,12

Натурные испытания показали удовлетворительные микроструктуру и адгезию локальных лазерно-электрохимических осадков золота и сплава олово—висмут, свариваемость (золото) и паяемость (олово—висмут) этих осадков, а также устойчивость функциональных свойств локальных покрытий в условиях жестких термоциклов и сохранность номиналов тонкопленочных резисторов плат ГИС при оптимальных режимах лазерного электролиза.

Данные по расчету экономического эффекта представленной технологии приведены в табл. 2.

Выводы

Технология лазерно-электрохимического осаждения металлов излучением волоконных лазеров может быть использована не только для реставрации защитных покрытий планарных ГИС. Она перспективна и при изготовлении топологии непланарных специальных интегральных схем (СИС) электронных устройств предварительного усиления, размещаемых на корпусах антенн, датчиков, гироскопов для достижения максимального отношения сигнал/шум. Такие СИС имеют высокую стоимость, что оправдывает применение лазерно-электрохимической технологии для их реставрации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Никандрова Л.Н.** Химические способы получения металлических покрытий. Л.: Машиностроение, 1971. 104 с.

2. **Фоменко Л.А., Соколова Т.Н., Сурменко Е.Л.** Применение волоконных лазеров для лазерно-электрохимической реставрации защитных покрытий тонкопленочных гибридных интегральных схем // Прикладная фотоника. 2015. Т. 2. № 3. С. 256—263.

3. **Серянов Ю.В., Аравина Л.В.** Лазерно-химические реакции для получения элементов ИЭТ // Обзоры по электронной технике. Сер.7. Технология, организация производства и оборудование. М., ЦНИИ "Электроника". 1990. Вып. 11 (1554). 42 с.

4. **Серянов Ю.В., Фоменко Л.А.** Роль паровой кавитационной модуляции скорости реакций лазерного осаждения металлов // Электрохимия. 1998. Т. 73. № 5. С. 1066—1071.

5. **Puippe J.Cl., Acosta R.E., von Gutfeld R.J.** Investigation of Laser-Enhanced Electroplating Mechanisms // J. Electrochemical Soc. 1981. Vol. 128. No. 12. P. 2539—2545.

6. **Электрохимическая** обработка металлов / Ю.В. Серянов, Л.А. Фоменко, Т.Н. Соколова, Ю.В. Чеботаревский. Саратов: Изд-во СГТУ, 1998. 124 с.

УДК 621.35

И.М. Ковенский, С.В. Малыш
(Тюменский индустриальный университет)
E-mail: imkoven@tsogu.ru

Восстановление изношенных поверхностей с неоднородной структурой электрохимическим хромированием

Рассмотрен процесс электрохимического хромирования поверхности с неоднородной структурой. Изучено влияние структуры поверхности на качество хромового покрытия. Установлено, что качество покрытия зависит от разности значений термо-эдс на поверхности. Предложена методика оценки качества подготовки поверхности перед электроосаждением путем измерения термо-эдс.

Ключевые слова: *хромовые покрытия, неоднородная структура, качество поверхности, термо-эдс.*

Examine the process of electrochemical chromium plating surface with heterogeneous structure. The influence of the surface structure on the quality of chrome plating was studied. It was found that quality of electrolytic plating depended on a difference in the thermal-e.m.f. value on the surface of the recovered part. A method was proposed for assessing the quality of the surface preparation prior to electroplating by measuring the thermal electromotive force.

Keywords: *chrome plating, heterogeneous structure, surface quality, thermal-e.m.f.*

Введение

В процессе эксплуатации газотурбинных установок, используемых для перекачки газа, происходит износ посадочных поверхностей подшипников, роторов и валов. Восстановление таких деталей связано с рядом особенностей. В частности, ротор турбины, изготовленный из стали ЭИ961-Ш и подвергнутый в местах посадки подшипника азотированию на глубину 0,3 мм, вследствие неравномерного износа по поверхности контакта с обоймой подшипника может содержать области с азотированным слоем, без азотированного слоя, с высокоупрочненным слоем и т. д.

Области с высоким упрочнением образуются в результате пластической деформации, в процессе которой повышается плотность дефектов на поверхности за счет выхода дислокаций по плоскостям легкого скольжения [1]. Это приводит к изменению поверхностного электростатического барьера, уменьшению работы выхода электрона и, соответственно, увеличению уровня Ферми по сравнению с равновесным состоянием [2, 3]. Что касается областей детали с остатками азотирования, то вызываемые ими сжимающие остаточные напряжения в поверхностном слое обусловливают упругую деформацию и приводят к повышению работы выхода электрона на поверхности, снижая тем самым уровень Ферми.

Чаще всего наличие на поверхности деталей областей с различными структурой и составом приводит к отслоению хромовых покрытий от основы [4, 5]. Известно также, что азотированные стальные поверхности малопригодны для хромирования, которое тем не менее предусмотрено в технологиях ремонта для обеспечения максимальной износостойкости поверхности. Поэтому вопрос подготовки поверхности для электролитического хромирования деталей, ранее подвергнутых азотированию, весьма актуален. В то же время эффективных методов контроля поверхности, учитывающих данное обстоятельство, практически не разработано. В настоящей статье изучено влияние структуры поверхности на качество хромового покрытия и предложена методика оценки степени подготовки поверхности перед электроосаждением.

Модель процесса электрохимического хромирования поверхности с неоднородной структурой

Рассмотрим электроосаждение хрома на поверхность с неоднородной структурой как катодный процесс, протекающий на границе раздела металл—полу-

проводник, поскольку граница раздела металл—электролит имеет ряд аналогий с гетеропереходами, возникающими при контакте металл—полупроводник (барьерами Шоттки). Конечно, из-за наличия ионной проводимости и различных агрегатных состояний твердого тела и электролита граница раздела металл—электролит является более сложной системой по сравнению с контактом металл—полупроводник. Тем не менее к настоящему времени исследований, связанных с изучением структуры жидкого состояния вещества, становится все больше. В частности, в обзорной статье [6] указывается на то, что в воде существует трехмерная сетка, образованная молекулами, соединенными водородными связями.

С учетом этого, применяя зонные диаграммы контакта металл—полупроводник, можно описать процессы, происходящие в водных растворах электролитов. Но тогда электролит хромирования должен представлять собой некую структуру, в которой ионы хрома играют роль дырок. Однако в равновесном состоянии, в отсутствие потенциала на катоде, в водном растворе хромового ангидрида процесс диссоциации происходит с образованием ионов водорода, т. е. в электролите имеются дырки только в виде ионов водорода. Очевидно, что в этом случае для восстановления хрома нет оснований. Другая ситуация возникает при наличии в электролите ионов катализаторов, таких как SO_4^{2-}, SiF_6^{2-}, F. В промышленности наибольшее распространение получили стандартные электролиты хромирования, содержащие ионы SO_4^{2-} в виде серной кислоты. Согласно [5] можно предположить, что наличие ионов катализаторов способствует образованию в прикатодной области эпитаксиальной пленки со сложной структурой, соответствующей дырочному полупроводнику, в которой роль дырок выполняют как ионы водорода, так и ионы шестивалентного хрома, необходимые для реализации процесса осаждения.

Представление электролитического хромирования как процесса, протекающего на границе металл — полупроводник, а также анализ материалов [2, 3] по определению работы выхода электрона в зависимости от состояния поверхности позволяют объяснить отслоение хромового покрытия на поверхностях с неоднородной структурой.

Известно [2, 3], что в состоянии упругой деформации в металле происходит увеличение работы выхода электрона и, следовательно, уменьшение уровня Ферми, а в условиях пластической деформации работа выхода электрона уменьшается, соответственно, уровень Ферми увеличивается. Изменение уровня Ферми, в свою очередь, вызывает изменение термо-эдс на поверхности детали.

Как отмечалось выше, износ детали может происходить неравномерно, вследствие чего на ее поверхности могут образовываться области с различной структурой, имеющие общую границу друг с другом. В случае когда общую границу имеют области с азотированным слоем и высокоупрочненные области, разность работы выхода электрона между этими областями будет иметь максимальное значение.

Так как при наличии контакта между любыми областями их уровни Ферми (электрохимический потенциал) будут одинаковыми, то при нахождении детали в электролите хромирования уровни Ферми электролита, областей с высоким упрочнением и азотированных будут равны. Однако за счет большей работы выхода электрона потенциал поверхности в области азотирования будет ниже, чем в области с высоким упрочнением. Следовательно, в случае неоднородной структуры поверхности хромируемой детали на границе металл—электролит (дырочный полупроводник) образуются параллельные структуры Шоттки с различной величиной барьера, а значит, с различными плотностями тока. Это может негативно сказаться на качестве покрытия, поскольку внешний вид осадков хрома, а вместе с ним и основные свойства (твердость, пластичность, пористость, адгезия) зависят от катодной плотности тока. Так, при плотностях тока меньше 25 А/дм^2 хром вообще не осаждается [5].

В свою очередь, из прямой зависимости между уровнем Ферми и термо-эдс следует, что величина разброса значений термо-эдс по поверхности может служить критерием оценки качества поверхности перед электролитическим хромированием. Чем меньше разброс значений термо-эдс по поверхности детали, тем выше вероятность равномерного осаждения хрома. И наоборот, чем больше разность значений термо-эдс в различных областях поверхности, тем выше вероятность того, что хром не будет осаждаться на поверхность с более высоким значением термо-эдс.

Для экспериментального подтверждения данного положения были подготовлены образцы с различным состоянием поверхности.

Методика подготовки образцов и результаты эксперимента

Образцы для исследований изготавливали из стали 11Х11Н2В2МФ и нумеровали от 1 до 10 (таблица):

Технология изготовления образцов:

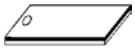
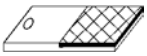
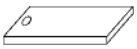
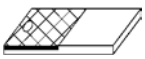
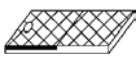
вырезка заготовок образцов размером 10 × 20 × 100 мм;

термообработка, включающая закалку с 1010 °С в масло с последующим отпуском при 650 °С и охлаждением на воздухе;

шлифование;

никелирование шести образцов (№ 2, 9, 4, 7, 6, 10)

Значения замеренной термо-эдс и результаты хромирования

Номер образца	Схема подготовки поверхностей образца	Образец после подготовки	Термо-эдс, мВ		Толщина хрома, мм	
			Азотированная поверхность	Неазотированная поверхность	Азотированная поверхность	Неазотированная поверхность
1		Азотированный, шлифованный	6	—	0,05...0,07	—
2		Азотированный наполовину, шлифованный	8	86	0,05...0,07	0,05...0,07
3		Азотированный, нешлифованный, обработанный микрошариками	23	—	0,1	—
4		Азотированный наполовину, обработанный микрошариками, неазотированная часть обработана микрошариками через слой никеля	22	86	0,1...0,13	0,1...0,13
5		Неазотированный (основной металл), шлифованный	—	86...87	—	0,05...0,06
6		Азотированный наполовину, шлифованный, обработанный микрошариками	10	98	0,1	—
7		Азотированный наполовину, обработанный микрошариками, шлифованный, неазотированная часть обработана микрошариками через слой никеля	19	86	0,05...0,07	0,05...0,07
8		Неазотированный (основной металл), обработанный микрошариками	—	90	—	0,05...0,07
9		Азотированный наполовину, шлифованный	8	86	0,1	0,1
10		Азотированный наполовину, шлифованный, обработанный микрошариками	9	100	0,22	—

Обозначения: белая область — обработка образца шлифованием; клетчатая область — обработка микрошариками; черная область на боковой поверхности — наличие азотированного слоя.

на половину длины (в качестве защиты при азотировании) для изготовления попарно образцов с одинаковой поверхностью, но с электрическим контактом в одном случае со стороны азотированной поверхности, а в другом — чистого металла;

азотирование шести образцов (№ 2, 9, 4, 7, 6, 10) на половину длины и двух образцов (№ 1, 3) полностью;

шлифование образцов № 1, 2, 5, 9, 6, 10 на глубину 0,1 мм;

упрочнение микрошариками образцов № 3, 4, 7, 6, 10 в течение 25 мин;

снятие никеля с образцов № 4 и 7 шлифованием.

Все образцы подвергали хромированию в стандартном электролите при температуре 54 °С и плотности тока 55 А/дм^2. Толщину покрытия оценивали с помощью микроскопа Neofot-32. Состояние поверхности образцов контролировали путем измерения термо-эдс прибором металлиста ПМ-642.

Результаты замеров термо-эдс исследуемых образцов приведены в таблице. Видно, что при азотировании происходит изменение термо-эдс по сравнению с основным шлифованным металлом (образец № 5).

На образцах № 3, 4, 7, 6, 8, 10 после обработки микрошариками изменения термо-эдс в местах азотирования не произошло, на поверхности же без азотированного слоя наблюдалось увеличение термо-эдс на 5...10 мВ.

В таблице приведены также измеренные значения толщины хромового покрытия на исследуемых образцах. Осаждение хрома происходило на всех образцах, кроме № 6, 10. Результаты измерения толщины покрытия показали, что хром осаждался равномерно по всей поверхности. Очевидно, на начальных стадиях электрокристаллизации при осаждении нескольких моноатомных слоев хрома происходит выравнивание значений работы выхода электрона по поверхности, обусловливая равномерное осаждение хрома.

На образцах № 6, 10 на неазотированной поверхности, прошедшей обработку микрошариками, хром не осаждался. На этих образцах разность значений термо-эдс между соседними областями (на поверхности азотированного слоя и поверхности упрочненного основного металла) максимальна и составляет порядка 90 мВ, подтверждая предположение о возможности контроля качества подготовки поверхности для хромирования по величине разности термо-эдс.

Вывод

Установлено, что качество электролитического хромирования зависит от разности значений термо-эдс на поверхности восстанавливаемой детали. Определив максимально допустимое значение разброса значений термо-эдс на поверхности материала, подлежащего хромированию, можно использовать метод термо-эдс для оценки качества подготовки деталей перед электроосаждением.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Яковлева Т.Ю.** Локальная пластическая деформация и усталость металлов. Киев: Наук. думка, 2003. 236 с.

2. **Погосов В.В., Бабич А.В.** О влиянии деформации и диэлектрического покрытия на работу выхода электронов из металла // ЖТФ. 2008. Т. 78. Вып. 8. С. 116—121.

3. **Лоскутов С.В.** Изменение работы выхода электронов при упругопластическом деформировании металлов // ФИП. 2009. Т. 1. № 3—4. С. 304—309.

4. **Ковенский И.М., Поветкин В.В.** Электролитические сплавы. М.: Интермет Инжиниринг, 2003. 288 с.

5. **Солодкова Л.Н., Кудрявцев В.Н.** Электролитическое хромирование. М.: Глобус, 2007. 191 с.

6. **Маленков Г.Г.** Структура и динамика жидкой воды // Журнал структурной химии. 2006. Т. 47. Приложение. С. 5—35.

Продолжается подписка на журнал "Упрочняющие технологии и покрытия"

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

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

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2
Тел.: (495) 785-60-69
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.981

М.В. Илюшкин *(АО "Ульяновский НИАТ")*,
В.П. Табаков, В.В. Марковцева, В.Н. Кокорин, О.И. Морозов, Ю.Н. Гаврилина
(Ульяновский государственный технический университет)
E-mail: vnkokorin@mail.ru

Моделирование процесса интенсивной деформации в роликах с использованием программного пакета Ansys LS-Dyna

Рассмотрены вопросы моделирования процессов интенсивного деформирования профилей с покрытием в роликах при помощи программных пакетов КОМПАС-3D и Ansys LS-Dyna.
Ключевые слова: *интенсивное деформирование, профилирование, покрытия, Ansys, LS-Dyna.*

Questions of modeling process of intense deformation of coated profiles in rollers with use of the software packages KOMPAS-3D and Ansys LS-Dyna are considered.
Keywords: *intense deformation, forming, coatings, Ansys, LS-Dyna.*

Развитие промышленности обусловливает поиск новых технологических решений и применение новых материалов, обеспечивающих высокое качество получаемых изделий при минимальных издержках их производства.

Сегодня получение гнутых тонкостенных профилей с покрытиями — перспективная сфера развития промышленности. Актуальным является создание высокоэффективных методов изготовления гнутых профилей и используемого в этих целях оборудования [1].

В настоящее время продолжается разработка моделей процессов формообразования, приемлемых технических решений, промышленного оборудования и нормативно-технической документации. Развитие этих направлений в технологии — актуальная научно-техническая задача, решение которой позволяет повысить ресурс изделий, снизить их массу, трудоемкость изготовления, что в целом направлено на повышение качества продукции.

Цель работы — исследование процесса формообразования гнутых профилей с покрытиями методом интенсивного деформирования, выявление особенностей получения гнутых профилей из плакированного материала с применением моделирования процесса формообразования в программе Ansys LS-Dyna.

Традиционное изготовление профилей в штампах или кромкогибочных устройствах отличается низкой производительностью, ограниченностью применения указанного оборудования, небольшой длиной изготавливаемых деталей и простыми конфигурациями поперечных сечений профилей. Классическая технология изготовления профильной продукции основывается на традиционной схеме свободной гибки (И.С. Тришевский, В.В. Клепанда, В.В. Ланько, Г.Р. Хейфец и др.). Сущность ее заключается в постепенной подгибке краев относительно дна заготовки с постоянными радиусами зон сгиба.

В 1950-х гг. Г.В. Проскуряковым был разработан метод стесненного изгиба для изготовления гнутых профилей [2]. Он заключается в пластическом деформировании листовой заготовки при условиях, приближающихся к объемному сжатонапряженному состоянию. Недостатком данного метода является его непригодность для изготовления профилей с покрытиями, так как высокие контактные напряжения и деформации, возникающие в зоне сгиба, не позволяют сохранить нанесенные покрытия.

Совершенствование технологий привело к появлению в 1980-х гг. метода интенсивного деформирования (МИД) [3]. Этот метод позволил применять новые материалы, в том числе с различными покрытиями. Интенсивные схемы формообразования позволяют уменьшить число технологических переходов, удешевить оборудование, повысить его мобильность, компактность, экономичность, уменьшить занимаемые площади, сократить время переналадки и др.

Процессы МИД обладают преимуществами методов стесненного изгиба и традиционного профилирования. Они применяются в АО "Ульяновский НИАТ" для изготовления большой номенклатуры профилей и позволяют максимально использовать упругопластические свойства металлов.

Принципиальными особенностями технологий, реализующих идею МИД, являются:

уменьшенное по сравнению с традиционным профилированием число переходов (от 4 до 6);

проведение процесса формообразования по особым схемам с использованием дополнительных средств настройки и воздействия на заготовку;

применение роликового инструмента с замкнутым рабочим контуром;

совмещение процесса окончательного формообразования с правкой [3, 4].

По сравнению с другими методами производства таких профилей (гибкой в штампах, прессованием, традиционным профилированием) МИД обладает рядом преимуществ. В их числе:

возможность изготовления профилей минимальной толщины разнообразной номенклатуры;

возможность изготовления профилей из заготовок с покрытием;

незначительные отходы металла, не превышающие 1...2 %;

высокое качество поверхности профиля, с шероховатостью, не превышающей 0,63 мкм;

высокая точность размеров профилей, не ниже 8...10-го квалитета;

возможность использования оборудования, имеющего малые габариты и невысокую стоимость при относительно небольшом энергопотреблении;

использование малого количества средств технологического оснащения, что позволяет сократить затраты на технологическую подготовку производства и уменьшить время и трудоемкость переналадок оборудования;

сравнительно высокая производительность труда.

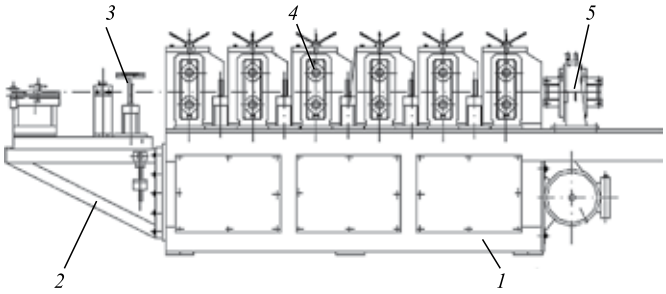


Рис. 1. Гибочно-прокатный станок ГПС-500М6:
1 — станина; *2* — направляющее устройство; *3* — клеть предварительного формообразования; *4* — клеть с формующими роликами; *5* — правильное устройство

Процесс профилирования методом интенсивного деформирования дает возможность получать профили любой конфигурации, различных размеров по ширине и длине. Оборудованием для изготовления гнутых профилей с покрытиями методом интенсивного деформирования является гибочно-прокатный станок. На рис. 1 представлен общий вид гибочно-прокатного станка модели ГПС-500М6.

Неотъемлемой частью современного производства является использование методов математического моделирования технологических процессов, заключающегося в применении математических понятий и методов для анализа исследуемых явлений.

Моделирование технологических процессов облегчает работу инженеров-конструкторов, технологов, а также значительно снижает временны́е и финансовые затраты. Применение компьютерных программ, основанных на методе конечных элементов, позволяет с высокой точностью воспроизводить реальный технологический процесс. Одной из таких программ является программа LS-Dyna пакета Ansys, которая позволяет смоделировать практически любой процесс обработки металлов давлением, а также учесть при моделировании все особенности этого процесса [5].

Препроцессор Ansys — первый и единственный среди множества конечно-элементных программных комплексов, разработанный и сертифицированный согласно международным стандартам ISO 9000 и ISO 9001, позволяет не только создавать геометрические модели собственными средствами, но импортировать уже готовые, созданные средствами CAD-систем. Надо отметить, что геометрическая модель в дальнейшем может быть модифицирована любым образом, поскольку при импорте осуществляется перетрансляция данных в геометрический формат Ansys и деталь не подменяется "неприкасаемой" конечно-элементной сеткой. Пользователь может удалять несущественные мелкие подробности, достраивать определенные детали, проводить сгущение/разрежение сетки и другие важнейшие операции, без которых дальнейшее решение может быть некорректно или вообще окажется недостижимым. Построение поверхностей, твердотельной и каркасной геометрии и внесение изменений осуществляются средствами собственного геометрического моделера.

LS-Duna — многоцелевая программа, использующая явную постановку метода конечных элементов (explicit finite element program), — предназначена для анализа нелинейного динамического отклика трехмерных неупругих структур. Полностью автоматизированный процесс решения контактных задач, а также множество функций по проверке получаемого решения позволяют инженерам во всем мире успешно решать сложнейшие задачи удара, разрушения и формования.

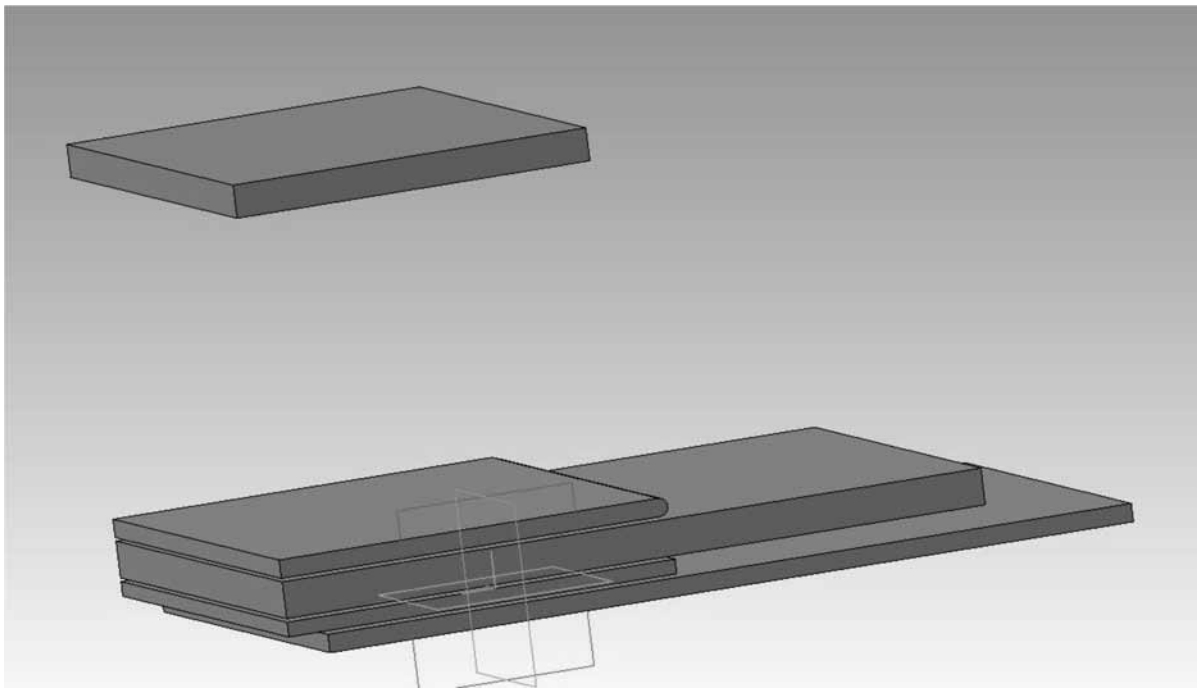


Рис. 2. Создание 3D-модели объектов в программном пакете КОМПАС-3D

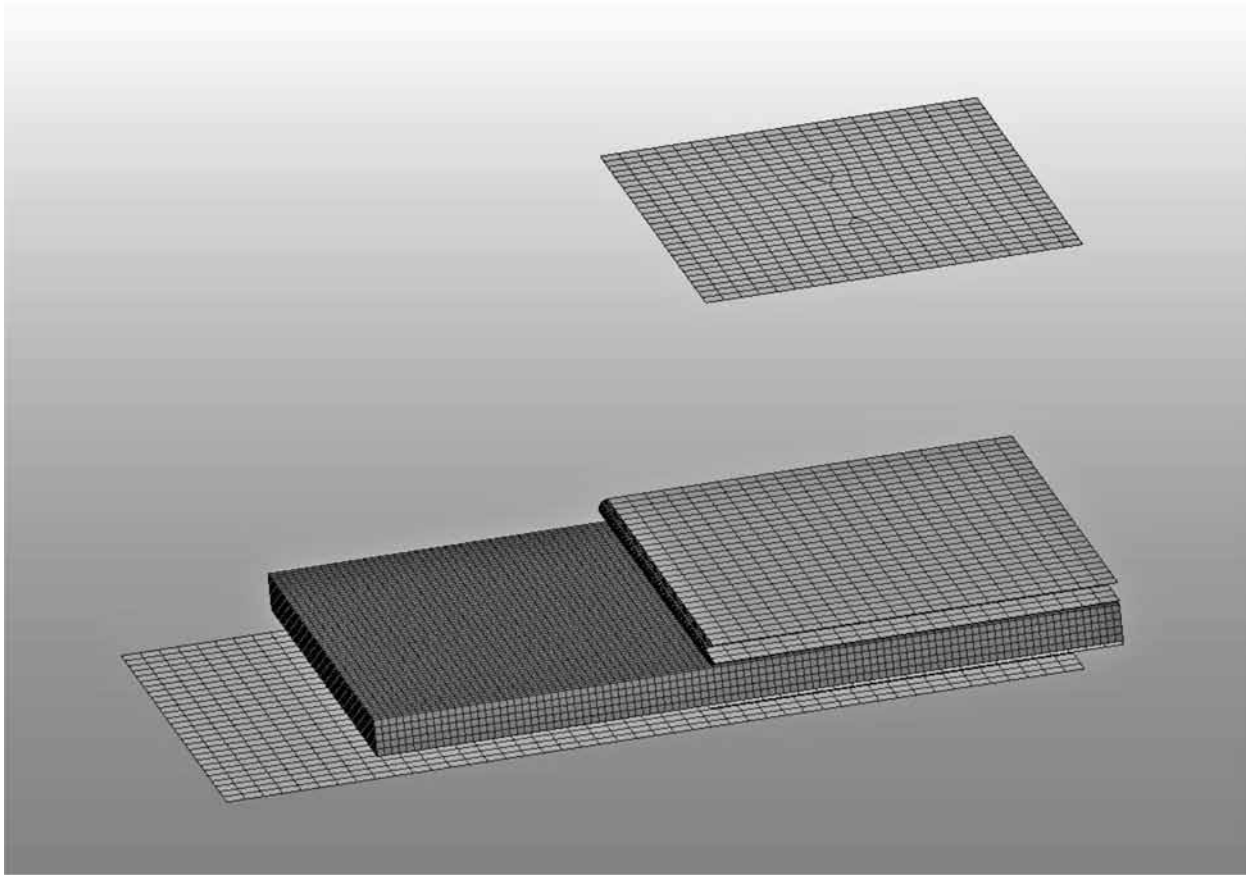


Рис. 3. Модель деформирования с наложенной конечно-элементной сеткой в программе Ansys LS-Dyna

Уникальный математический аппарат содержит более 25 алгоритмов контактного взаимодействия, более 100 уравнений состояния, что позволяет решать задачи нелинейной динамики, контакта, разрушения, развития трещин, эйлеровой формулировки, произвольного лагранж-эйлерова поведения и др. [1, 5].

В настоящее время при производстве гнутых профилей в АО "Ульяновский НИАТ" широко используется листовой металлопрокат с покрытиями, защищающими металл от коррозии. Классифицировать все покрытия довольно сложно из-за большого разнообразия их компонентов. В зависимости от назначения материала на металлическую основу наносят в промышленных условиях покрытия определенного состава с учетом требований малой продолжительности их формирования и сушки, высоких физико-механических и декоративных свойств, достаточной коррозионной стойкости [3, 6]. Кроме того, покрытие должно быть устойчивым при дальнейшей обработке материала. Данным требованиям удовлетворяют покрытия рулонных материалов. Их можно условно разделить на полимерные и металлические, примерами которых являются ПВХ-пленка и цинк.

Для моделирования процессов гибки профиля с покрытием в роликах использовали пакеты программ КОМПАС-3D и LS-Dyna.

При помощи инструментов программного пакета КОМПАС-3D создали трехмерную модель исследуемого образца и инструмента (рис. 2).

Затем трехмерную модель открыли в программе Ansys LS-Dyna. На нее наложили конечно-элементную сетку (рис. 3) и задали параметры моделируемого процесса.

В математической модели процесса использовались типы элементов solid и shell с полной схемой интегрирования; для профиля — модель Джонсона/Кука (MAT_JOHNSON_COOK), зависящую от деформации и температуры, с критерием разрушения, образования трещин и осколков [2].

Плоскости деформирования задавали как абсолютно жесткие (rigid) тела. Конечно-элементную сетку задавали только на их поверхности, используя тип элемента Shell 163. Тип контактного элемента: заготовка — деформирующие плоскости — Automatic surface-to-surface contact (ASTS).

Конечно-элементная модель включала в себя 150 000 элементов на исходной заготовке и инструменте.

Формоизменение заготовки методом конечных элементов осуществляли следующим образом. Заготовку в виде полосы длиной 230 мм и шириной 50 мм зажимали между двух прижимов. После захвата заготовки нижняя плоскость деформирования поворачивалась против часовой стрелки, изгибая заготовку. Затем верхний инструмент опускался вниз, завершая процесс деформирования. Во время моделирования были зафиксированы значения напряжений, определены очаги деформаций (рис. 4, см. с. 4 обложки).

Было проанализировано полученное в результате моделирования напряженно-деформированное состояние по зонам сгиба профиля (рис. 5, см. с. 4 обложки) и установлены значения пластических деформаций. Наибольшие значения деформаций достигнуты на внутреннем контуре сгиба, наблюдались дефекты — нарушение сплошности покрытия, появление гофр.

На рис. 6 представлен график деформаций профиля с покрытием. Использование этого графика позволяет прогнозировать разрушение покрытия в зависимости от заданных условий. Разница между результатами измерений и физического эксперимента не превышает 5...15 %.

Вывод

Использование программного пакета Ansys LS-Dyna позволяет с большой точностью моделировать процессы интенсивного деформирования в роликах с покрытием, повысить точность, производительность, снизить энерго- и трудоемкость производства.

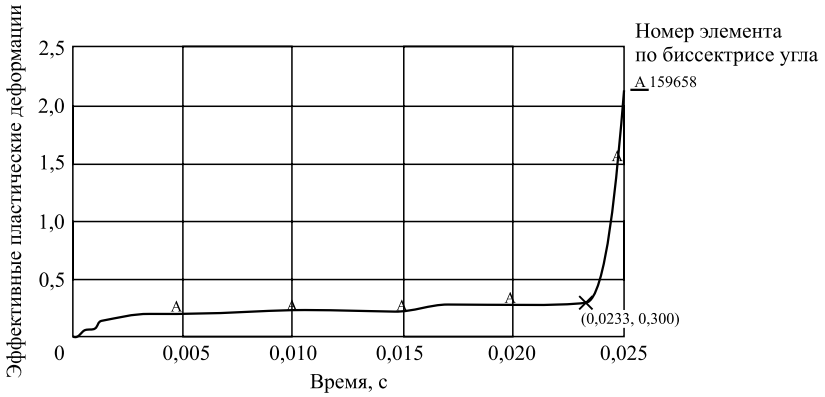


Рис. 6. График деформаций профиля

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Илюшкин М.В., Марковцев В.А., Баранов А.С.** Математическое моделирование в программе LS-Dyna процесса изготовления гнутых перфорированных профилей на автоматизированной линии на базе станка ГПС // Измерения, автоматизация и моделирование в промышленности и научных исследованиях (ИАМП-2010 года): Матер. 7-й Всероссийской науч.-техн. конф. Бийск: Изд-во Алт. гос. техн. ун-та, 2010. С. 53—57.

2. **Гнутые** профили проката: Справочник / И.С. Тришевский, Н.М. Воронцов, Ю.В. Дзина и др. М.: Металлургия, 1967. 379 с.

3. **Филимонов С.В., Филимонов В.И.** Интенсивное формообразование гнутых профилей. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2008. 444 с.

4. **Филимонов А.В.** Совершенствование технологии производства полузакрытых профилей в роликах методом интенсивного деформирования: Дис. ... канд. техн. наук: 05.03.05 / НГТУ: Н. Новгород, 2009. 206 с.

5. **Марковцева В.В., Морозов О.И.** Моделирование и исследование уголковой зоны ЭДТ гнутых профилей с покрытием // Инновации в технологиях формообразования листовых материалов и упрочнения технологической оснастки в авиационной и других отраслях промышленности: Сб. науч. трудов. I Всеросс. науч.-произв. конф., приуроченной ко Дню науки (г. Ульяновск, 10 февраля 2016 г.). Ульяновск, УлГТУ, 2016. С. 68—73.

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

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ
ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ
СПРАВОЧНИК
Осинцев О.Е., Федоров В.Н.
2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.
ISBN 978-5-9907638-3-8

В справочнике впервые систематизированы и обобщены сведения о физических, механических и технологических свойствах почти всех марок меди и сплавов на ее основе: латуней, бронз, медно-никелевых сплавов, а также специальных медных сплавов: микролегированных, дисперсно-упрочненных, с эффектом памяти и др. Показано влияние легирующих элементов и примесей на свойства сплавов. Изложены сведения о составе и структуре, особенностях термической обработки, даны двойные и многокомпонентные диаграммы состояния, определяющие фазовый состав. Приведены также сведения о свойствах зарубежных аналогов отечественных медных сплавов. 2-е издание (1-е издание 2004 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами, а также дополнено сведениями по припоям на основе меди.
Для инженерно-технических работников машиностроительных, металлургических и металлообрабатывающих предприятий, научно-исследовательских и проектно-конструкторских организаций, а также для студентов, аспирантов и преподавателей высших учебных заведений и университетов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

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; факс: (499) 269-48-97.
Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 12.10.2016 г. Подписано в печать 16.11.16 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**