

НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

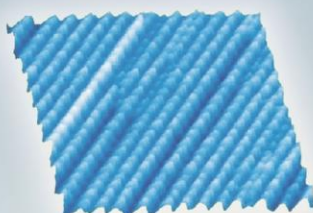
ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

4⁽¹⁴²⁾
2023

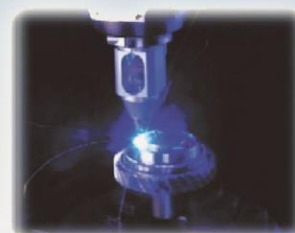
**ЭЛЕКТРО-ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ
И КОМБИНИРОВАННЫЕ
ТЕХНОЛОГИИ**



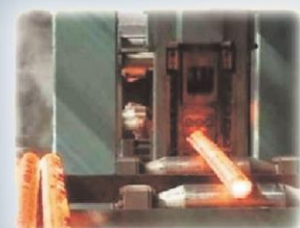
**НАНОТЕХНОЛОГИИ
В МАШИНОСТРОЕНИИ**



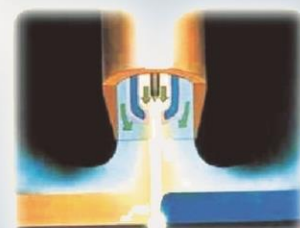
**ЛАЗЕРНЫЕ
ТЕХНОЛОГИИ**



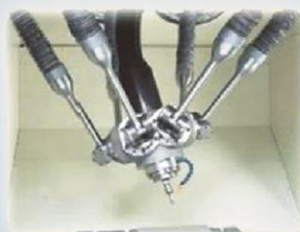
**ТЕХНОЛОГИИ
ПРОТОТИПИРОВАНИЯ**



**НАУКОЕМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ
В ЗАГОТОВИТЕЛЬНОМ
ПРОИЗВОДСТВЕ**



**НАУКОЕМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ
В СВАРОЧНОМ
ПРОИЗВОДСТВЕ**



**ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ
ЗАГОТОВОК НА СТАНКАХ С ЧПУ
И ОБРАБАТЫВАЮЩИХ ЦЕНТРАХ**

НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

№ 4 (142)

2023

Издается с июля 2011 г.

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

Выходит при содействии Ассоциации технологов-машиностроителей

Главный редактор

Заслуженный деятель науки и техники РФ
д.т.н., проф. СУСЛОВ А.Г. (г. Москва)

Зам. главного редактора

д.т.н., доцент ШАЛЫГИН М.Г. (г. Брянск)

Председатель редакционного совета

д.т.н., чл.-корр. РАН ПРИХОДЬКО В.М.
(г. Москва)

Зам. председателя редакционного совета

д.т.н., проф. ГРИГОРЬЯНЦ А.Г. (г. Москва)

Редакционный совет:

д.т.н., проф. БАЗРОВ Б.М. (г. Москва)

д.т.н., проф. БУЯНОВСКИЙ И.А. (г. Москва)

д.н., доктор инженер ВАЛЬДЕНМАЙЕР Т.

(г. Штутгарт, Германия)

д.т.н., проф. ГУСЕЙНОВ Г.А. (г. Баку,
Азербайджан)

д.т.н., проф. ДЁМИН В.А. (г. Москва)

д.т.н., проф. КАВАЛЕК А.А. (г. Ченстохова,
Польша)

д.н., магистр наук КРЕХЕЛЬ Р. (г. Капушан,
Словакия)

д.т.н., проф. КУКСЁНОВА Л.И. (г. Москва)

д.т.н., доц. ЛАРИН С.Н. (г. Тула)

д.т.н., акад. РАН ЛЫСАК В.И. (г. Волгоград)

д.т.н., проф. МАКАРОВ В.Ф. (г. Пермь)

д.т.н., проф. МАЛИКОВ А.А. (г. Тула)

д.т.н., проф. МИХАЙЛОВ А.Н. (г. Донецк)

д.т.н., проф., акад. НАН Беларуси

МЫШКИН Н.К., (г. Гомель, Беларусь)

д.т.н., проф. ОВЧИННИКОВ В.В. (г. Москва)

д.т.н., проф. ПЕТРОВА Л.Г. (г. Москва)

д.т.н., проф. СМОЛЕНЦЕВ В.П. (г. Воронеж)

д.т.н., проф. ФЕДОНИН О.Н. (г. Брянск)

д.т.н., проф. ХЕЙФЕЦ М.Л. (г. Минск, Беларусь)

д.т.н., проф. ЧИГИРИНСКИЙ Ю.Л. (г. Волгоград)

к.т.н., доц. ШОХИЁН А.Н. (г. Куляб, Таджикистан)

DOI:10.30987/issn.2223-4608

Журнал распространяется по подписке,
которую можно оформить по интернет-
каталогу "Пресса по подписке".

Подписной индекс: **Э79195**.

Тел. редакции: 8-903-592-87-39, 8-903-868-85-68.

E-mail: editntm@yandex.ru

<https://www.tu-bryansk.ru/info/zhurnaly>

Журнал зарегистрирован Федеральной
службой по надзору в сфере связи,
информационных технологий и
массовых коммуникаций (Роскомнадзор)
26 апреля 2019 года
рег. номер ПИ № **ФС77-75524**

СОДЕРЖАНИЕ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Кондратьева Л.А. Исследование возможности синтеза композиции
«нитрид титана – силицид титана» по азидной технологии
самораспространяющегося высокотемпературного синтеза 3

СВАРКА, РОДСТВЕННЫЕ ПРОЦЕССЫ И ТЕХНОЛОГИИ

Овчинников В.В., Акопян Т.К., Проценко Е.О., Поляков Д.А.
Показатели свариваемости при сварке плавлением перспективных
алюминиевых сплавов на основе системы Al–Ca–Zn–Mg. 11

Албагачиев А.Ю. Физико-механическое моделирование сварки трением
с перемешиванием. 24

АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ЛАЗЕРНАЯ ОБРАБОТКА

Александров В.Д., Петрова Л.Г., Морщилов М.В. Формирование
гетерофазной структуры зон лазерного легирования в алюминиевых
сплавах для повышения антифрикционных свойств поверхности. 30

ТЕХНОЛОГИИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЗАГОТОВОК

Зайдес С.А., Нгуен Х.Х. Влияние реверсивного поверхностного
пластического деформирования на параметры волнистости
цилиндрических деталей 37

*Журнал входит в перечень изданий ВАК, утвержденных для соискателей
ученых степеней по научным специальностям: 2.5.3 - Трение и износ в
машинах; 2.5.5 - Технология и оборудование механической и физико-
технической обработки; 2.5.6 - Технология машиностроения; 2.5.7 -
Технология и машины обработки давлением; 2.5.8 - Сварка, родственные
процессы и технологии; 2.6.17 - Материаловедение (по отраслям)
(технические науки).*

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов,
публикуемых в журнале «Научно-технические технологии в машиностроении»,
допускаются со ссылкой на источник информации и только
с разрешения редакции.

SCIENCE INTENSIVE TECHNOLOGIES IN MECHANICAL ENGINEERING

№ 4 (142)

2023

Publishes from July 2011

MONTHLY SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

Comes out with assistance of Engineering Technologists Association

Editor-in-chief

Honoured Scientist and Engineer of Russia
d.en.s., prof. SUSLOV A.G. (Moscow)

Deputy chief editor

d.en.s., assoc. prof. SHALYGIN M.G. (Bryansk)

Chairman of Editorial Committee

m.-corr. RAS PRIKHODKO V.M. (Moscow)

Chairman Assistant

d.en.s., prof. GRIGORYANTS A.G. (Moscow)

Editorial Committee:

d.en.s., prof. BAZROV B.M. (Moscow)

d.en.s., prof. BUYANOVSKII I.A. (Moscow)

PhD., Dr. Engineer WALDENMAIER T.
(Stuttgart, Germany)

d.en.s., prof. HUSEYNOV H.A. (Baku,
Azerbaijan)

d.en.s., prof. DEMIN V.A. (Moscow)

d.en.s., prof. KAWALEK A.A. (Czestochowa,
Poland)

PhD., Msc. KREHEL R. (Kapusany, Slovakia)

d.en.s., prof. KUKSENOVA L.I. (Moscow)

d.en.s., assoc. prof. LARIN S.N. (Tula)

d.en.s., Acad. RASLYSAK V.I. (Volgograd)

d.en.s., prof. MAKAROV V.F. (Perm)

d.en.s., prof. MALIKOV A.A. (Tula)

d.en.s., prof. MIKHAILOV A.N. (Donetsk)

d.en.s., prof. MYSHKIN N.K. Acad. of NAS
Belarus (Gomel, Belarus)

d.en.s., prof. OVCHINNIKOV V.V. (Moscow)

d.en.s., prof. PETROVA L.G. (Moscow)

d.en.s., prof. SMOLENTSEV V.P. (Voronezh)

d.en.s., prof. FEDONIN O.N. (Bryansk)

d.en.s., prof. KHEIFETZ M.L. (Minsk, Belarus)

d.en.s., prof. TCHIGIR INSKY Ju.L. (Volgograd)

c.en.s., assoc. prof. SHOHYON A.N. (Kulob,
Tajikistan)

DOI:10.30987/issn.2223-4608

The magazine is distributed by subscription,
which can be issued through the online catalog
"Subscription Press".

Subscription index: **379195**.

Editorial office Ph: 8-903-592-87-39, 8-903-868-85-68.

E-mail: editntm@yandex.ru

<https://www.tu-bryansk.ru/info/zhurnaly>

**The journal is registered by the Federal
service for supervision of communications,
information technologies and mass
communications (Roskomnadzor)
26.04.2019 registration number
print publication № FS77-75524**

CONTENTS

MATERIALS SCIENCE IN MECHANICAL ENGINEERING

Kondratieva L.A. Investigation of possibility of synthesis of the composition
«titanium nitride – titanium silicide» using self-propagating high-temperature
synthesis azide technology 3

WELDING, RELATED PROCESSES AND TECHNOLOGIES

Ovchinnikov V.V., Akopyan T.K., Protsenko E.O., Polyakov D.A. Welding
properties indicators in fusion welding of prospective aluminum alloys based
on the Al–Ca–Zn–Mg system 11

Albagachiev A.Yu. Physico-mechanical modeling of friction stir welding 24

ADDITIVE TECHNOLOGIES AND LASER PROCESSING

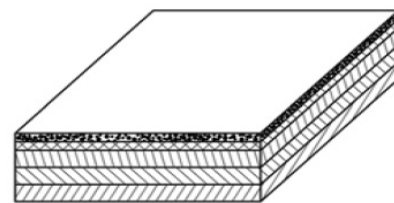
Petrova L.G., Alexandrov V.D., Morshilov M.V. Formation of a heterophase
structure of laser doping zones in aluminum alloys for the improvement of
antifriction properties of the surface. 30

TECHNOLOGIES OF MECHANICAL PROCESSING OF WORKPIECES

Zaides S.A., Nguyen H.H. Influence of reversible surface plastic deformation
parameters on the parameters of the surface waviness of cylindrical parts. 37

The journal is included in the list of publications of the HAC approved for applicants of
academic degrees in scientific specialties: 2.5.3 - Friction and wear in machines;
2.5.5 - Technology and equipment of mechanical and physico-technical processing;
2.5.6 - Mechanical engineering technology; 2.5.7 - Technology and pressure treatment
machines; 2.5.8 - Welding, related processes and technologies; 2.6.17 - Materials
Science (by industry) (technical sciences).

**Reprint is possible only with the reference to the journal
«Science intensive technologies in mechanical engineering»**



Научно-технические технологии в машиностроении. 2023. №4 (142). С. 3-10.

Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. №4 (142). P. 3-10.

Научная статья

УДК 666.775-798.2

doi: 10.30987/2223-4608-2023-3-11

Исследование возможности синтеза композиции «нитрид титана – силицид титана» по азидной технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза

Людмила Александровна Кондратьева, Д.Т.Н.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

schiglou@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3940-9511>

Аннотация. Приведены результаты исследования возможности синтеза композиции «нитрид титана – силицид титана» из смеси $3\text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{Ti} + 12\text{NaN}_3$. Получен продукт синтеза (порошок) со сферической формой частиц и средним размером – 150...250 нм. Установлен, фазовый состав синтезированного продукта, в котором кроме фаз TiN , Ti_5Si_3 и $\text{TiN}_{0.30}$ в составе присутствуют дополнительные продукты синтеза – $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ и Si .

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, азид, галоидная соль, композиция, силицид титана, нитрид титана

Для цитирования: Кондратьева Л.А. Исследование возможности синтеза композиции «нитрид титана – силицид титана» по азидной технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // Научно-технические технологии в машиностроении. 2023. № 4 (142). С. 3–10. doi: 10.30987/2223-4608-2023-3-11

Investigation of possibility of synthesis of the composition «titanium nitride – titanium silicide» using self-propagating high-temperature synthesis azide technology

Lyudmila A. Kondratieva, D. Eng.

Samara State Technical University, Samara, Russia

schiglou@yandex.ru

Abstract. The results of the study into the possibility of synthesis of the composition "titanium nitride - titanium silicide" from the mixture $3\text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{Ti} + 12\text{NaN}_3$ are present-ed. The end- product (powder) with a spherical particle shape and an average size of 150...250 nm has been obtained. The phase composition of the synthesized product has been found where besides the phases TiN , Ti_5Si_3 and $\text{TiN}_{0.30}$, additional synthesis products such as $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ and Si are included.

Keywords: self-propagating high-temperature synthesis, azide, halide, composition, titanium silicide, titanium nitride

For citation: Kondratieva L.A. Investigation of possibility of synthesis of the composition «titanium nitride – titanium silicide» using self-propagating high-temperature synthesis azide technology / Science intensive technologies in mechanical engineering, 2023. №4 (142). P. 3–10. doi: 10.30987/2223-4608-2023-3-11

Введение

Керамические материалы на основе титана широко используются в качестве высоко-

температурных материалов благодаря их превосходным высокотемпературным свойствам, таким как высокая ползучесть и высокая

термостойкость. TiN обладает уникальными свойствами, такими как высокая коррозионная стойкость, высокая износостойкость и высокая температура плавления. Кроме того, сочетание титана с кремнием в таких соединениях как $TiSi_2$ и Ti_5Si_3 , позволяет получать материал с высокой стойкостью к окислению, высоким сопротивлением ползучести и высокой температурой плавления [1].

Силициды титана получают разными традиционными способами: реактивным спеканием, дуговой плавкой, горячим прессованием. Одним общим недостатком этих методов является увеличение зернистости готового продукта за счет высокой температуры и длительной обработки [2].

Синтез горением или самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) является альтернативой традиционным методам производства передовых материалов, таких как керамика, керамические композиты и интерметаллические соединения, т. к. СВС экономически выгоден и технологически прост в проведении синтеза продукта. СВС основан на способности сильно экзотермических реакций быть самоподдерживающимися и, следовательно, энергетически эффективными. Экзотермическая реакция начинается при температуре воспламенения и генерирует тепло, которое проявляется в максимальной температуре горения. При высокой температуре могут выделяться примеси с низкой темпера-

турой кипения, а следовательно, в результате этого получается более чистый продукт, чем тот, который получается традиционными методами [3, 4].

Одной из разновидностей метода СВС является способ получения продуктов в режиме горения с применением твердых азотирующих реагентов – азидов и дополнительных источников азотируемого элемента – галоидных солей. Такой способ получил название азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-Аз) [5, 6].

Материалы и методы

В качестве исходных реагентов для исследования возможности синтеза композиции «нитрид титана – силицид титана» были использованы порошки гексафторсиликата натрия (соль в виде кристаллов белого цвета чистотой 98,0 % масс.), титана (равноосный порошок черного цвета чистотой 99,5 % масс.) и азида натрия (белые гексагональные кристаллы чистотой 98,7 % масс.).

Для расчета количества каждого исходного реагента в реакционных шихтах были составлены стехиометрические уравнения химических реакций получения по технологии СВС-Аз композитного продукта, состоящего из нитрида кремния и нитрида титана, а также побочного продукта фторида натрия и выделившегося из твердых реагентов азота:

смесь №1:



смесь №2: с увеличением в системе реагента Na_2SiF_6



смесь №3: с увеличением в системе реагента Ti



Исследования по получению композиции «нитрид титана – силицид титана» по технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с применением азида натрия NaN_3 и галоидной соли гексафторсиликата натрия Na_2SiF_6 проводились в лабораторном реакторе СВС-Аз постоянного давления (рис. 1). Технологический процесс синтеза состоял из следующих действий [7, 8]:

1. По отдельности взвесить на весах порции порошков исходных компонентов.

2. Перемешать исходные компоненты, получив реакционную шихту 15. Шихту 15 поместить, просто пересыпав, не уплотняя и не утрамбовывая в насыпном виде в кальковый стакан 14.

3. На предметной полочке 17 лабораторного реактора СВС-Аз разместить кальковый стакан 14 с шихтой 15.

4. В шихту 15 в кальковом стакане 14 сверху погрузить вольфрамовую спираль 11, которая присоединена электроконтактами 5 к системе воспламенения 3.

5. Для получения данных по выходным параметрам горения (температуре и скорости горения) в боковую стенку образца ввести две вольфрам-рениевые термопары 16.

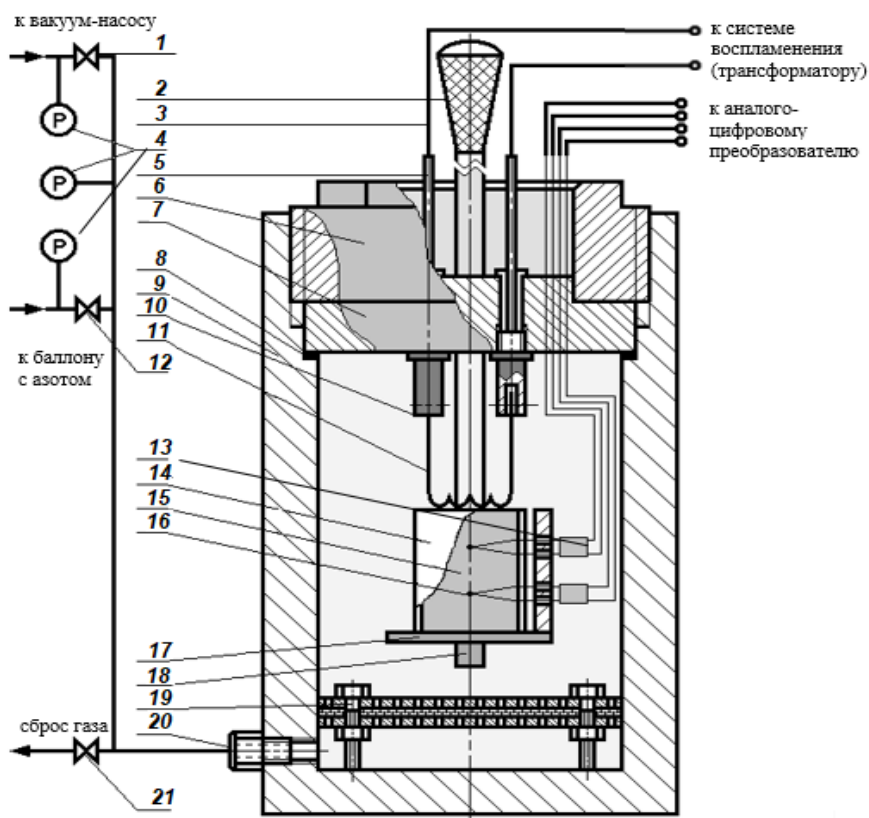


Рис. 1. Схема лабораторного реактора СВС-Аз постоянного давления:

1 – вентиль М-14 (к вакуум-насосу); 2 – ручка предметной полочки, на котором размещен образец; 3 – система воспламенения; 4 – приборы (вакуумметр, манометр); 5 – электроконтакт; 6 – опорная гайка; 7 – грибовый затвор; 8 – уплотнительное резиновое кольцо; 9 – корпус реактора; 10 – держатель спирали; 11 – вольфрамовая спираль; 12 – вентиль М-14 (для ввода газа); 13 – керамическая «соломка» из оксида алюминия; 14 – кальковый стакан; 15 – исходная шихта; 16 – вольфрам-рениевая термопара; 17 – предметная полочка; 18 – направляющая стойка; 19 – фильтр; 20 – штуцер М-24 (для ввода и сброса газа); 21 – вентиль М-24 (для сброса газа)

6. Предметную полочку реактора 17, с расположенным на ней образцом, опустить в лабораторный реактор СВС-Аз.

7. Вакуумировать внутреннее пространство реактора и заполнить азотом до необходимого значения рабочего давления.

8. Подать напряжение постоянного тока для нагрева вольфрамовой спирали и воспламенения реакционной шихты.

9. После твердопламенного сгорания образца, получившийся продукт в течение

15...20 мин выдержать в реакторе без сброса давления.

10. В реакторе сбросить давление, разгерметизировать и извлечь остывший конечный продукт.

11. Продукт синтеза переложить в керамическую ступку и измельчить до сыпучего порошкообразного состояния.

12. Промыть продукт синтеза в воде, чтобы удалить фторид натрия.

13. Продукт синтеза просушить естественным способом на открытом воздухе.

Результаты

Выходные параметры горения (температура горения T_r и скорость горения U_r) и результаты исследования фазового состава про-

дуктов, образующихся при сжигании смеси $x\text{Na}_2\text{SiF}_6 + y\text{Ti} + z\text{NaN}_3$ с разным соотношением исходных реагентов (x, y, z) по уравнениям реакций (1) – (3) представлены в табл. 1.

1. Выходные параметры горения (T_r и U_r) смеси $x\text{Na}_2\text{SiF}_6 + y\text{Ti} + z\text{NaN}_3$ и результаты исследования фазового состава продуктов

№ смеси	Количество исходных реагентов, моль	T_r , °C	U_r , см/с	pH	Фазовый состав продукта	Количество фазы в продукте, %
1	$x_{\text{Na}_2\text{SiF}_6} = 3$ $y_{\text{Ti}} = 1$ $z_{\text{NaN}_3} = 12$	1000	0,33	9	$\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ TiN TiN _{0,30} Ti ₅ Si ₃ Si	9 10 21 15 9 36
2	$x_{\text{Na}_2\text{SiF}_6} = 9$ $y_{\text{Ti}} = 1$ $z_{\text{NaN}_3} = 36$	1100	1,00	10	TiN TiN _{0,30} Si	15 13 72
3	$x_{\text{Na}_2\text{SiF}_6} = 3$ $y_{\text{Ti}} = 3$ $z_{\text{NaN}_3} = 12$	1050	0,35	10	$\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ TiN Si	11 7 69 13

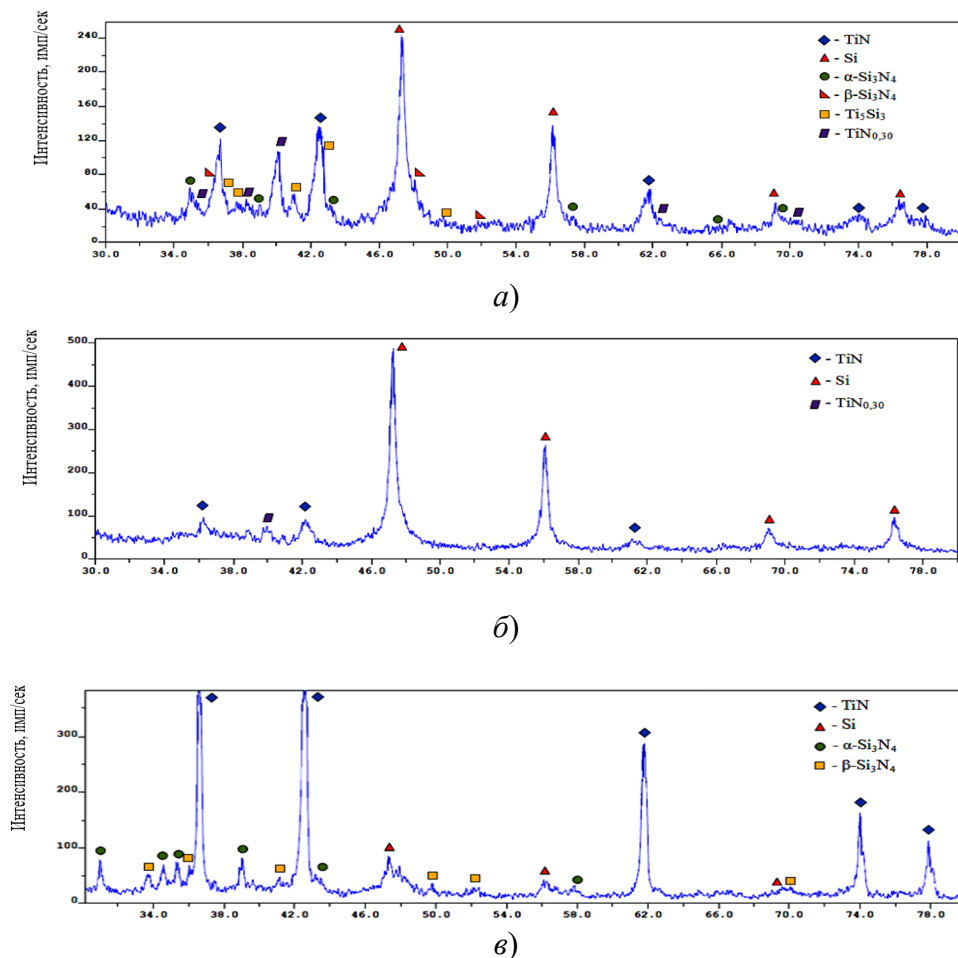
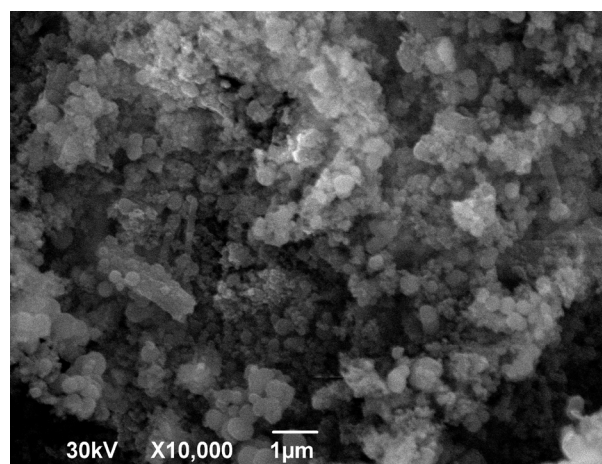
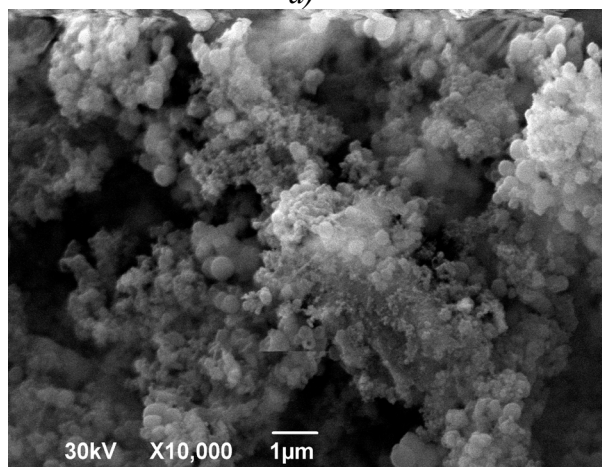


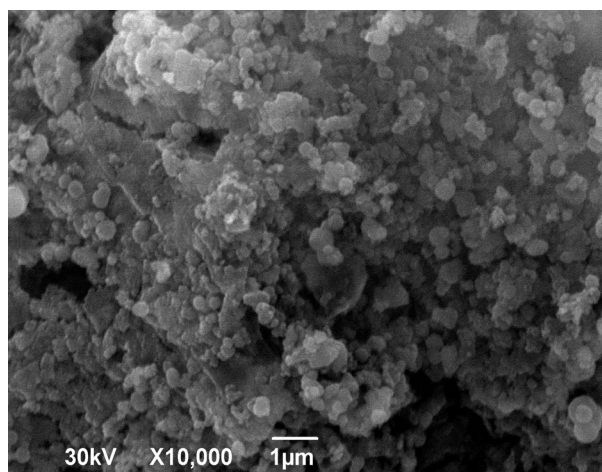
Рис. 2. Рентгенограммы продуктов, полученные при сжигании:
а – смеси $3\text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{Ti} + 12\text{NaN}_3$ (№ 1); б – смеси $9\text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{Ti} + 36\text{NaN}_3$ (№ 2);
в – смеси $3\text{Na}_2\text{SiF}_6 + 3\text{Ti} + 12\text{NaN}_3$ (№ 3)



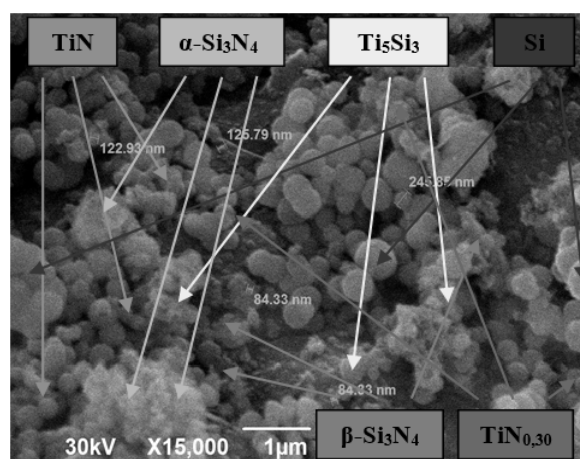
а)



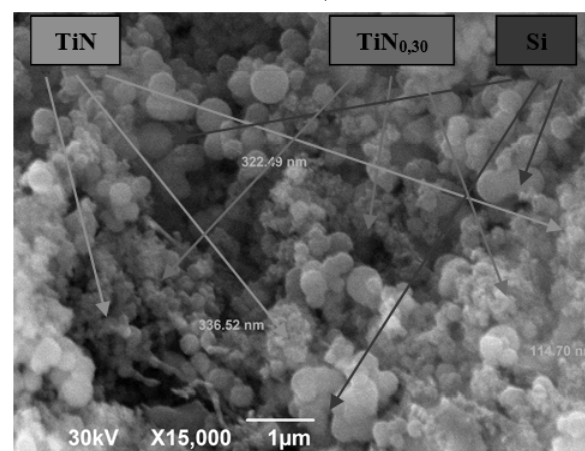
в)



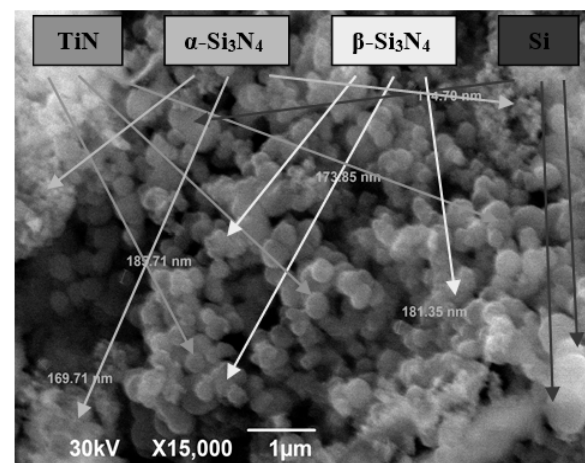
д)



б)



г)



е)

Рис. 3. Морфология частиц продукта, полученного при сжигании:

а и б – смеси $3\text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{Ti} + 12\text{NaN}_3$ (№1); в и г – смеси $9\text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{Ti} + 36\text{NaN}_3$ (№ 2);

д и е – смеси $3\text{Na}_2\text{SiF}_6 + 3\text{Ti} + 12\text{NaN}_3$ (№ 3)

Все синтезированные в режиме горения целевые продукты были подвергнуты рентгенофазовому анализу на дифрактометре ARL X'trA-138 и энергодисперсионному анализу на сканирующем электронном

микроскопе JSM-6390A. Рентгенограммы продуктов, полученные при сжигании реакционных смесей представлены на рис. 2.

Морфология частиц конечного продукта, синтезированного при горении смесей № 1,

№ 2 и № 3, изучалась по микрофотографиям, сделанным на сканирующем электронном микроскопе JSM-6390A (рис. 3).

Обсуждение результатов

Результаты исследований по синтезу композиции «нитрид титана – силицид титана» из смеси $x\text{Na}_2\text{SiF}_6 + y\text{Ti} + z\text{NaN}_3$ (см. табл. 1) в режиме СВС-Аз показали, что если в стехиометрическом уравнении химической реакции (1) увеличивать количество молей галоидной соли x от $3\text{Na}_2\text{SiF}_6$ до $9\text{Na}_2\text{SiF}_6$, как в стехиометрическом уравнении химической реакции (2), то температура горения $T_{\text{г}}$ и скорость горения $U_{\text{г}}$ возрастают от $T_{\text{г}} = 1000^\circ\text{C}$ и $U_{\text{г}} = 0,33\text{ см/с}$ при $x = 3$ моль до $T_{\text{г}} = 1100^\circ\text{C}$ и $1,00\text{ см/с}$ при $x = 9$ моль.

А если в стехиометрическом уравнении химической реакции (1) увеличивать количество молей титана y от $1,0\text{Ti}$ до $3,0\text{Ti}$, как в стехиометрическом уравнении химической реакции (3), то температура горения $T_{\text{г}}$ и скорость горения $U_{\text{г}}$ возрастают от $T_{\text{г}} = 1000^\circ\text{C}$ и $U_{\text{г}} = 0,33\text{ см/с}$ при $y = 1$ моль до $T_{\text{г}} = 1050^\circ\text{C}$ и $0,35\text{ см/с}$ при $y = 3$ моль.

Значения кислотно-щелочного баланса pH промывной воды, после промывки конечного продукта синтеза, при изменении количества молей в исходных смесях незначительно меняется с сторону увеличения степени щелочности от 9 (слабо щелочная) до 10 (щелочная).

Конечный продукт, получившийся при сжигании смеси $3\text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{Ti} + 12\text{NaN}_3$ (№ 1) состоял из нескольких химических соединений (см. табл. 1, рис. 2, а) [9], которые по процентному соотношению можно распределить следующим образом: $\text{Si} > \text{TiN} > \text{TiN}_{0,30} > \beta\text{-Si}_3\text{N}_4 > \alpha\text{-Si}_3\text{N}_4 = \text{Ti}_5\text{Si}_3$, где:

- кубический кремний – Si (36 %);
- кубический нитрид титана – TiN (21 %);
- гексагональный нитрид титана – $\text{TiN}_{0,30}$ (15 %);
- гексагональный нитрид кремния – $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (10 %);
- тригональный нитрид кремния – $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ (9 %);
- гексагональный силицид титана – Ti_5Si_3 (9 %).

В смеси $9\text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{Ti} + 36\text{NaN}_3$ (№ 2), при повышенном содержании галоидной соли Na_2SiF_6 при $x = 9$ моль, в конечном продукте происходило изменение количества получив-

шихся химических соединений по сравнению с продуктом синтеза, полученным из смеси № 1:

- снижалось ↓ количество нитрида титана TiN от 21 до 15 %;
- снижалось ↓ количество нитрида титана $\text{TiN}_{0,30}$ от 15 до 13 %;
- повышалось ↑ количество кремния Si от 36 до 72 %.

Фазы нитридов кремния $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ (0 %) и $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (0 %), а также силицида титана Ti_5Si_3 (0 %) в конечном продукте, полученного из смеси № 2 были не обнаружены (см. табл. 1, рис. 2, б) [9].

В смеси $3\text{Na}_2\text{SiF}_6 + 3\text{Ti} + 12\text{NaN}_3$ (№ 3), при повышенном содержании Ti при $y = 3$ моль, в конечном продукте происходило изменение количества получившихся химических соединений по сравнению с продуктом синтеза, полученным из смеси № 1:

- повышалось ↑ количество нитрида титана TiN от 21 до 69 %;
- повышалось ↑ количество нитрида кремния $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ от 9 до 11 %;
- снижалось ↓ количество нитрида кремния $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ от 10 до 7 %.
- снижалось ↓ количество кремния Si от 36 до 13 %.

Фазы нитрида титана $\text{TiN}_{0,30}$ (0 %) и силицида титана Ti_5Si_3 (0 %) в конечном продукте, полученного из смеси № 3 были не обнаружены (см. табл. 1, рис. 2, в) [9].

По экспериментальным результатам (см. табл. 1) можно судить, что температуры горения $1000...1100^\circ\text{C}$ были не велики, а значит реакции азотирования с образованием нитрида и силицида проходили не полностью. Об этом можно судить по результатам рентгенофазового анализа (см. рис. 2). Однако, при горении смеси $3\text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{Ti} + 12\text{NaN}_3$ (№ 1) была синтезирована композиция «нитрид титана – силицид титана» (см. рис. 2, а).

Морфология частиц порошкового продукта, полученного при сжигании реакционной смеси $3\text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{Ti} + 12\text{NaN}_3$ (№ 1) представлена на микрофотографиях виде порошка сферической формы со средним диаметром – $150...250\text{ нм}$ (см. рис. 3, а) [10]. Изменение соотношения компонентов в шихте приводило к изменению размера частиц синтезированного порошкового продукта:

– при увеличении количества Na_2SiF_6 (до 9 моль) в шихте (смесь $9\text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{Ti} + 36\text{NaN}_3$ (№ 2)) средний размер частиц равен 300...400 нм (см. рис. 3, б);

– при увеличении количества Ti (до 3 моль) в шихте (смесь $3\text{Na}_2\text{SiF}_6 + 3\text{Ti} + 12\text{NaN}_3$ (№ 3)) средний размер частиц равен 150...200 нм (см. рис. 3, в) [10].

Изменение соотношения компонентов в исходной шихте не влияет на морфологию синтезированного порошкового продукта. Частицы синтезированного продукта из смеси № 2 с увеличением исходного количества Na_2SiF_6 и смеси № 3 с увеличением исходного количества Ti имеют также сферическую форму (см. рис. 3, б и в).

Заключение

Было установлено, что горение смесей $x\text{Na}_2\text{SiF}_6 + y\text{Ti} + z\text{NaN}_3$ (с разным соотношением исходных компонентов) приводит к получению целевого продукта, состоящего из нескольких фаз: TiN , Ti_5Si_3 , $\text{TiN}_{0,30}$, $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ и Si . При этом только в продукте, синтезированном из смеси $3\text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{Ti} + 12\text{NaN}_3$ (№ 1) был обнаружен силицид титана Ti_5Si_3 с содержанием не менее 9 % масс. Конечный продукт являлся порошком сферической формы со средним диаметром частиц 150...250 нм. Порошки такого размера, согласно классификации порошковых продуктов, можно отнести к тонкодисперсным (субмикрокристаллическим).

Таким образом, синтезировать чистую композицию «нитрид титана – силицид титана» из смеси «гексафторсиликат натрия – титан – азид натрия» в режиме горения по технологии СВС-Аз без дополнительных продуктов реакции (таких как $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, Si) не удалось.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Derakhshandeha M.R., Soleymani Naeinib M., Ghasalia E., Jama A., Fazilia A., Alizadeha M., Kazemzadeha A., Ebadzadeha T. Preparation of in-situ formed $\text{TiN}_{0,3}\text{-Ti}_5\text{Si}_3\text{-TiN}$ composites through reactive spark plasma sintering of Ti and Si_3N_4 // *Ceramics International*. 2019. № 45 (2019). P. 6477–6483.

2. Kasraee K., Yousefpour M., Tayebifard S. Microstructure and mechanical properties of Ti_5Si_3 fabricated by spark plasma sintering // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. № 779 (2019). P. 942–949.

3. Мержанов А.Г. Процессы горения и синтез материалов. Черноголовка: ИСМАН. 1998. 512 с.

4. Мержанов А.Г., Мукасян А.С. Твердопламенное горение. М.: ТОРУС ПРЕСС. 2007. 336 с.

5. Амосов А.П., Бичуров Г.В. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро- и нанопорошков нитридов: монография. М.: Машиностроение-1, 2007. 526 с.

6. Бичуров Г.В., Шиганова (Кондратьева) Л.А., Титова Ю.В. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро- и нанопорошков нитридных композиций: монография. М.: Машиностроение, 2012. 519 с.

7. Кондратьева Л.А. Процесс синтеза азотсодержащих продуктов по технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // Сборник научных трудов 9-й Международной научно-практической конференции «Техника и технологии: пути инновационного развития». 2020. Т. 1. С. 235–239.

8. Кондратьева Л.А. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез порошков нитридных композиций $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiN}$, $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN}$, $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-BN}$, AlN-BN , AlN-TiN , BN-TiN с применением азидов натрия и галоидных солей: диссертация докт. техн. наук. Самара: СамГТУ, 2018. 881 с.

9. Кондратьева Л.А. Композиции «нитриды кремния, титана – силициды титана», синтезированные по азидной технологии СВС // *Современные материалы, техника и технологии*. 2019. № 4 (26). С. 55–61.

10. Кондратьева Л.А. Исследование морфологии и размера порошкового продукта, полученного в режиме горения из кремний-титансодержащих систем // *Современные материалы, техника и технологии*. 2019. № 4 (26). С. 50–54.

REFERENCES

1. Derakhshandeha M.R., Soleymani Naeinib M., Ghasalia E., Jama A., Fazilia A., Alizadeha M., Kazemzadeha A., Ebadzadeha T. Preparation of in-situ formed $\text{TiN}_{0,3}\text{-Ti}_5\text{Si}_3\text{-TiN}$ composites through reactive spark plasma sintering of Ti and Si_3N_4 // *Ceramics International*. 2019. № 45 (2019). P. 6477–6483.

2. Kasraee K., Yousefpour M., Tayebifard S. Microstructure and mechanical properties of Ti₅Si₃ fabricated by spark plasma sintering // Journal of Alloys and Compounds. 2019. № 779 (2019). P. 942–949.

3. Merzhanov A.G. Combustion processes and materials synthesis. Chernogolovka: ISMAN, 1998, 512 p.

4. Merzhanov A.G., Mukasyan A.S. Solid-Flame Combustion, Moscow: Torus Press, 2007, 336 pp.

5. Amosov A.P., Bichurov G.V. Azide technology of self-propagating high-temperature synthesis of micro- and nanopowders of nitrides: monograph. Moscow: Mashinostroenie-1, 2007, 526 p.

6. Bichurov G.V., Shiganova (Kondratieva) L.A., Titova Yu.V. Azide technology of self-propagating high-temperature synthesis of micro- and nanopowders of nitride compositions: monograph. Moscow: Mashinostroenie, 2012, 519 p.

7. Kondratieva L.A. The process of synthesis of nitrogen-containing products according to the technol-

ogy of self-propagating high-temperature synthesis // Proceedings of scientific papers of the 9th International Scientific and Practical Conference «Technique and technology: ways of innovative development», 2020, vol. 1, pp. 235–239.

8. Kondratieva L.A. Self-propagating high-temperature synthesis of powders of nitride compositions Si₃N₄-TiN, Si₃N₄-AlN, Si₃N₄-BN, AlN-BN, AlN-TiN, BN-TiN using sodium azide and halide salts: doctoral dissertation. tech. Sciences. Samara: SamGTU, 2018, 881 p.

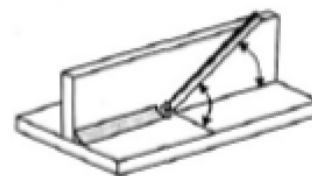
9. Kondratieva L.A. Compositions «silicon nitrides, titanium – titanium silicides» synthesized by the SHS azide technology // Modern materials, techniques and technologies, 2019, no. 4 (26), pp. 55–61.

10. Kondratieva L.A. Investigation of morphology and size of powder product obtained in combustion regime from silicon-titanium-containing systems // Modern materials, techniques and technologies, 2019, no. 4 (26), pp. 50–54.

Статья поступила в редакцию 22.11.2022; одобрена после рецензирования 26.12.2022; принята к публикации 11.01.2023.

The article was submitted 22.11.2022; approved after reviewing 26.12.2022; assepted for publication 11.01.2023.





Научно-технические технологии в машиностроении. 2023. №4 (142). С. 11-23.

Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. №4 (142). P. 11-23.

Научная статья

УДК 621.791

doi: 10.30987/2223-4608-2023-11-23

Показатели свариваемости при сварке плавлением перспективных алюминиевых сплавов на основе системы Al–Ca–Zn–Mg

Виктор Васильевич Овчинников¹, д.т.н.,

Торгом Кароевич Акопян², к.т.н.,

Евгений Олегович Проценко³, аспирант,

Денис Алексеевич Поляков⁴, аспирант.

^{1, 2, 3, 4} ФГАОУ ВО "Московский политехнический университет",

¹ vikov1956@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-2948-2202>

² aktorgom@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

³ protsenkoevgenij@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

⁴ da_polyakov@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

Аннотация. Приведены результаты исследования свариваемости новых алюминиевых сплавов Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn и Al–2,0Ca–2,5Mg–0,4Mn. Определены механические свойства исследуемых сплавов при аргонодуговой и лазерной сварке. Рассмотрена склонность сплавов Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn и Al–2,0Ca–2,5Mg–0,4Mn к образованию пор в шве при сварке плавлением.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, литье, горячая прокатка, холодная продольная прокатка, пробы на трещинообразование, аргонодуговая сварка, лазерная сварка, порообразование, механические свойства соединений

Благодарности: Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда по приоритетному направлению деятельности Российского научного фонда «Проведение фундаментальных научных исследований и поисковых научных исследований отдельными научными группами» научного проекта: «Закономерности структурно-фазовых превращений в алюминиево-кальциевых сплавах, легированных цинком и магнием, в условиях сварки» №22-19-00121.

Для цитирования: Овчинников В.В., Акопян Т.К., Проценко Е.О., Поляков Д.А. Показатели свариваемости при сварке плавлением перспективных алюминиевых сплавов на основе системы Al–Ca–Zn–Mg // Научно-технические технологии в машиностроении. 2023. № 4 (142). С. 11–23. doi: 10.30987/2223-4608-2023-11-23

Welding properties indicators in fusion welding of prospective aluminum alloys based on the Al–Ca–Zn–Mg system

Viktor V. Ovchinnikov¹, D. Eng.,

Torgom K. Akopyan², Ph.D. Eng.,

Evgeny O. Protsenko³, PhD student,

Denis A. Polyakov⁴, PhD student.

^{1, 2, 3, 4} Moscow Polytechnic University

¹ vikov1956@mail.ru,

² aktorgom@gmail.com,

³ protsenkoevgenij@yandex.ru,

⁴ da_polyakov@mail.ru

Abstract. The results of a study of the welding properties of new aluminum alloys Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn and Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn are presented. The mechanical properties of the studied alloys in argon arc and laser welding are determined. The power of Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn and Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn alloys to the formation of pores in the seam in fusion welding is viewed.

Keywords: aluminum alloys, casting, hot rolling, cold longitudinal rolling, crack formation tests, argon arc welding, laser welding, pore formation, joints mechanical properties

Acknowledgments: The work is supported by a grant from the Russian Science Foundation for the priority area of activity of the Russian Science Foundation «Conducting fundamental scientific research and exploratory scientific research by individual scientific groups» to the scientific project: «Regularities of structural-phase transformations in aluminum-calcium alloys alloyed with zinc and magnesium in the conditions of welding» No. 22-19-00121.

For citation: Ovchinnikov V.V., Akopyan T.K., Protsenko E.O., Polyakov D.A., Welding properties indicators in fusion welding of prospective aluminum alloys based on the Al-Ca-Zn-Mg system / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. № 4 (142). P.11–23. doi: 10.30987/2223-4608-2023-11-23

Введение

Применение комбинированных литодеформированных сварных соединений открывает большие возможности для повышения технологичности транспортных конструкций в целом. Сварка является тем технологическим процессом, который допускает возможность формирования монолитных комбинированных конструкций из отдельных частей, изготовленных с применением различных технологических процессов [1, 2].

Сочетание благоприятных свойств технологических процессов как, например, хорошее формообразование при литье, высокая степень чистоты поверхности при штамповке, наряду с современными возможностями сварки, обеспечивающими высокую производительность процесса и высокий комплекс механических свойств сварных соединений, приводит к тому, что комбинированные сварные конструкции становятся наиболее технологичными [1 – 3].

Наиболее перспективной композицией для литодеформированных сварных конструкций являются алюминиевые деформированные и литейные сплавы, высокая удельная прочность, коррозионная стойкость и технологичность которых открывает им широкую область применения не только в изделиях авиационной техники, но и в других отраслях промышленности.

Отечественные и зарубежные сведения относительно свариваемости ряда сочетаний алюминиевых сплавов весьма противоречивы. При сварке плавлением разноименных алюминиевых сплавов различия в химическом

составе инициируют в процессе нагрева протекание диффузионных процессов в стыке соединяемых заготовок. Протекание диффузионных процессов вызывает развитие химической и структурной неоднородности в случае сварке деформируемых алюминиевых сплавов с литейными.

При сварке плавлением разноименных алюминиевых сплавов в ванне происходит их перемешивание и возникает значительная макро- и микро-неоднородность структуры. Степень ее развития будет зависеть как от различия химического состава свариваемых алюминиевых сплавов, так и от технологических параметров (режимов и техники сварки, толщины материалов, вида разделки кромок и т. п.). Как правило, легирующие элементы в пределах расплавленного металла распределены неравномерно, и склонность шва к образованию трещин значительно выше, чем при сварке однородных соединений. Отсутствие гомогенности состава вызывает также повышенную коррозию сварного шва и всего соединения в целом.

Естественно, что при соединении разноименных алюминиевых сплавов сваркой плавлением система легирования металла в расплаве металла шва существенно усложняется, что создает дополнительные трудности при выборе состава присадочной проволоки. Последняя, смешиваясь со свариваемыми сплавами, способствует получению композиции металла шва, которая должна обеспечивать минимальную склонность соединений к горячему растрескиванию и высокий уровень их механических свойств.

Поэтому при сварке плавлением различных алюминиевых сплавов не все сочетания удастся соединить с получением прочных соединений. Для тех же сочетаний сплавов, сварка плавлением которых возможна, решающим моментом становится правильный выбор марки присадочной проволоки.

В силу отмеченных причин выбор сочетаний литейных и деформируемых алюминиевых сплавов при сварке плавлением литодеформированных конструкций оказывается весьма ограниченным.

Расширение номенклатуры возможных сочетаний алюминиевых сплавов, применяемых в литодеформированных конструкциях, возможно за счет формирования соединения в твердой фазе, например, при сварке трением с перемешиванием [4]. В тоже время сварка трением с перемешиванием может быть применена, преимущественно, к прямолинейным стыковым и нахлесточным соединениям [5].

Другим направлением повышения технологичности изготовления сварных алюминиевых литодеформированных конструкций является разработка литейных алюминиевых сплавов, которые могли бы обрабатываться прокаткой (деформированием) [6 – 8]. Данное направление разрабатывается Беловым Н.А.

В настоящее время имеется острая потребность в разработке алюминиевых сплавов с улучшенным комплексом механических, технологических и коррозионных свойств. Было показано, что система Al–Ca является перспективной для разработки таких сплавов [9 – 13].

В частности, алюминий-кальциевые сплавы с добавками цинка и магния показали хорошую технологичность при литье под давлением и в кокиль. При этом в литом состоянии временное сопротивление на разрыв достигает 350 МПа, что отвечает уровню деформированных полуфабрикатов среднепрочных сплавов. Сплавы системы Al–Ca–Zn–Mg показали хорошую технологичность и при обработке давлением, в частности при горячей и холодной прокатке. Таким образом, из сплавов системы Al–Ca–Zn–Mg возможно получение как литых, так и деформированных заготовок.

Это открывает перспективы применения сплавов системы Al–Ca–Zn–Mg в литосварных конструкциях, когда детали, изготовленные из литейных алюминиевых сплавов, свариваются

с деталями, изготовленными из деформированных алюминиевых сплавов. В случае использования для получения таких конструкций сплавов системы Al–Ca–Zn–Mg проблема соединения разнородных алюминиевых сплавов отпадает. В тоже время свариваемость сплавов системы Al–Ca–Zn–Mg ранее не изучалась.

Целью настоящей работы являлось исследование показателей свариваемости сплавов системы Al–Ca–Zn–Mg в условиях сварки плавлением и определение механических свойств сварных соединений.

Материалы и методики проведения исследований

С использованием пакета программ Thermo-Calc (базы данных TTAL5) проведен анализ совместного влияния основных легирующих элементов (Ca, Zn, Mg) на фазовый состав модельных сплавов. Объекты расчетно-экспериментальных исследований было разделены на две группы сплавов: цинк-содержащие на базе системы Al–Ca–Zn–Mg с превалирующим содержанием цинка, и сплавы на базе системы Al–Ca–Mg(–Zn) с содержанием цинка не более чем магния или вовсе без цинка.

Первая группа сплавов будет совмещать алюминиевую матрицу, близкую к среднепрочным свариваемым сплавам типа 1915 (американский аналог сплавы типа 7005) с эвтектикой (основная эвтектическая фаза $(Al, Zn)_4Ca$), образованной кальцием.

Вторая группа сплавов на базе системы Al–Ca–Mg(–Zn) предполагалась для совмещения алюминиевой матрицы близкой к матрице деформируемых марочных сплавов типа АМг2 или АМг3 и эвтектики, образованной кальцием. Цинк Zn в сплавах на базе системы Al–Ca–Zn распределяется между алюминиевым твердым раствором (Al) и интерметаллидными соединениями $(Al, Zn)_4Ca$ и $MgZn_2$.

На начальных этапах выбора и оптимизации химического состава перспективных модельных сплавов изучалась их склонность к горячеломкости, как одного из факторов, определяющих возможность получения качественных сварных соединений методами сварки плавлением.

Для установления влияния химического состава модельных сплавов на данный критерий

для более 30 сплавов из отмеченной области концентраций легирующих элементов произведен анализ показателя горячеломкости (ПГ) по карандашной пробе.

Плавка и литье сплавов производилась с использованием печи Graficarbo с графитовым тиглем. В качестве шихтовых материалов использовали: алюминий А99 (99,99 %), цинк Ц0А, магний Мг90, металлический кальций и чистую медь марки М0. Температура литья составляла ~ 800 °С.

На основе результатов определения значения показателя горячеломкости (ПГ) по карандашной пробе для дальнейших исследований были выбраны два сплава: Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn (ПГ = 4 мм) и Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn (ПГ = 6 мм).

Температура плавки составляла 920 °С, а температура литья ~ 850 °С. Плоский слиток с

размерами 20×140×180 мм получали литьем в графитовую изложницу. Скорость охлаждения в процессе кристаллизации слитка составляла около 10 К/с.

Исходные слитки (негомогенизированный) были прокатаны при 400 °С до толщины 3,5 мм с предварительным нагревом при 400 °С в течение одного часа. Общая степень обжатия при прокатке составила 70 %. В процессе прокатки слитки показали достаточно высокую деформационную технологичность, дефекты (в частности, в виде микротрещин) не были обнаружены.

Затем полученные горячекатаные листы были подвергнуты холодной продольной прокатке в несколько проходов до толщины 2,5 мм. Механические свойства листов исследуемых сплавов в литом состоянии и после прокатки представлены в табл. 1.

1. Механические свойства при испытаниях на растяжение экспериментальных сплавов в литом состоянии и после прокатки

Сплав	Литое состояние			Состояние после прокатки		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn	219...240	176...182	1,71...3,22	330...335	275...285	4,3...4,85
Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn	177...187	77...85	3,39...3,87	294...305	201...213	4,4...5,0

Для исследования показателей свариваемости исследуемых сплавов были использованы технологические пробы («рыбий скелет» и крестовая) и методика оценки трещиностойкости МГТУ им. Н.Э. Баумана, критерием которой является величина критической скорости деформации растяжения ($A_{кр}$) металла шва в процессе кристаллизации, при которой в нем не образуется трещин. Оценка трещиностойкости проводили на установке ЛТП1-6 с использованием образцов размером 50×50 мм (рис. 1). При оценке показателей свариваемости исследуемых сплавов сварка осуществлялась без присадочного металла.

Автоматическую аргонодуговую сварку (ААрДЭС) проводили на установке АДСВ-7, оснащенной источником питания сварочной дуги с максимальным током 350 А.

Лазерную сварку проводили на роботизированном лазерном комплексе в состав которого входит иттербиевый волоконный лазер мощностью до 5 кВт (длина волны излучения: 1070 нм), шести осевой робот Fanuc M710 и сварочная головка FLW D50 (IPG Photonics).



Рис. 1. Установка для испытаний ЛТП1-6

Подбор режимов проводился при варьировании мощности лазера в диапазоне 1600...2400 Вт и фокусного расстояния 196...217 мм. В качестве оптимального был выбран режим, обеспечивающий визуальное

качество шва при минимальной пористости сварного соединения: мощность лазера 2400 Вт, скорость движения лазерного луча 10 мм/с, фокусное расстояние 217 мм, расход защитного газа при подаче в зону сварки составлял 15 л/мин.

Механические испытания сварных соединений осуществлялись на образцах согласно ГОСТ1497-84 и ГОСТ 6996-66. Предел кратковременной прочности при растяжении и угол статического изгиба определяли на установке Zwick/Roell Z030.

Исследования макро- и микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Leica DM IRM с программно-аппаратным комплексом обработки изображения «ImageExpert Pro3x». Травление микрошлифов проводилось реактивом Келлера.

Микроструктура поверхностей излома образцов после испытаний, а также поверхностей разрушения по трещинам исследовались на сканирующем электронном микроскопе Evo-50 фирмы «KarlZeiss».

В качестве методов подготовки поверхности исследуемых сплавов под сварку были использованы следующие технологии:

1. Зачистка поверхности механической вращающейся щеткой из нержавеющей проволоки диаметром 0,6 мм;
2. Химическая подготовка (травление в щелочи КОН с промывкой в воде и последующим освещением в 30 % водном растворе азотной кислоты HNO₃);
3. Зачистка поверхности сканирующим лазерным излучением.

Непосредственно после зачистки была произведена сварка по целой пластине (без стыка) на проплав аргонодуговой сваркой без

присадочного материала. Полученные соединения были повергнуты рентгеновскому просвечиванию для определения наличия пор в металле шва.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Оценку склонности выбранных модельных сплавов Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn (сплав 1) и Al–2,0Ca–2,5Mg–0,4Mn (сплав 2) осуществляли с использованием карточек толщиной 2,5 мм и размерами 100×60 мм с направлением прокатки по более длинной стороне.

Автоматическую аргонодуговую сварку исследуемых образцов осуществляли на фиксированном значении тока дуги 85, 90, 95 и 100 А. Остальные параметры режима сварки: напряжение дуги 27...28 В, скорость сварки 10,8 м/ч, расход защитного газа (аргон) 12...14 л/мин. Сварку осуществляли без присадочного металла.

Результаты определения коэффициента трещинообразования и критической скорости деформирования при сварке исследуемых сплавов, а также сплавов 1915 и АМгЗ приведены в табл. 2.

Для сплава Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn (сплав 1) коэффициент трещинообразования по пробе «рыбий скелет» находится в пределах 51...58 %. Для крестовой пробы значения коэффициента трещинообразования находятся в пределах 45...55 %, что можно объяснить меньшей точностью данной пробы. Наблюдается тенденция к увеличению коэффициента трещинообразования с увеличением тока дуги и соответствующем росте объема сварочной ванны.

2. Показатели свариваемости исследуемых алюминиевых сплавов

Сплав	Ток дуги, А	Коэффициент трещинообразования K, % по пробе		Критическая скорость деформации A _{кр} , мм/мин
		крестовая	рыбий скелет	
Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn (сплав 1)	85	38	47	3,1
	90	45	51	2,8
	95	50	55	2,5
	100	55	58	2,1
Al–2,0Ca–2,5Mg–0,4Mn (сплав 2)	85	16	20	4,8
	90	18	22	4,7
	95	32	40	3,3
	100	47	50	2,9
1915	–	55	60	2,0
АМгЗ	–	20	25	5,0

С увеличением тока дуги с 85 до 100 А для сплава 1 отмечается снижение значения критической скорости деформирования образца, свидетельствующее о повышении склонности к формированию трещин при сварке.

В общем можно отметить, что свариваемость сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn находится на уровне свариваемости сплава 1915 (табл. 2).

Для сплава Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn (сплав 2) можно отметить меньшую склонность к образованию кристаллизационных трещин при сварке по сравнению со сплавом

Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn (сплав 1) (см. табл. 2). Также наблюдается увеличение коэффициента трещинообразования при росте значения тока дуги с 85 до 100 А.

Анализ полученных данных показывает, что характеристики трещинообразования сплава Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn (сплав 2) (коэффициент трещинообразования и критическая скорость деформирования образца) находятся на уровне, соответствующем сплаву АМгЗ.

Внешний вид трещин на пробе «рыбий скелет» для исследуемых сплавов показан на рис. 2.



а)



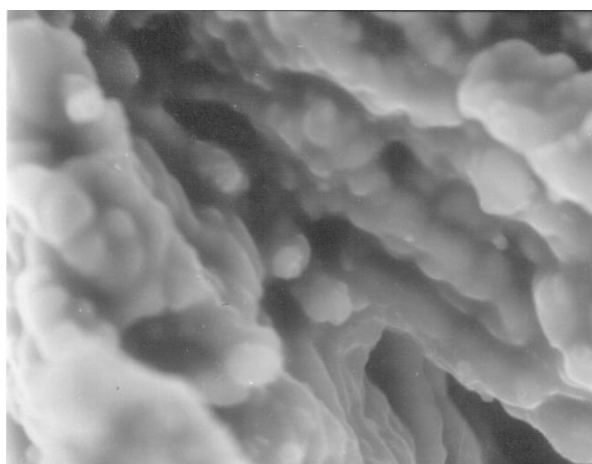
б)

Рис. 2. Внешний вид образцов пробы «рыбий скелет» из исследуемых сплавов и укрупненное изображение трещины:

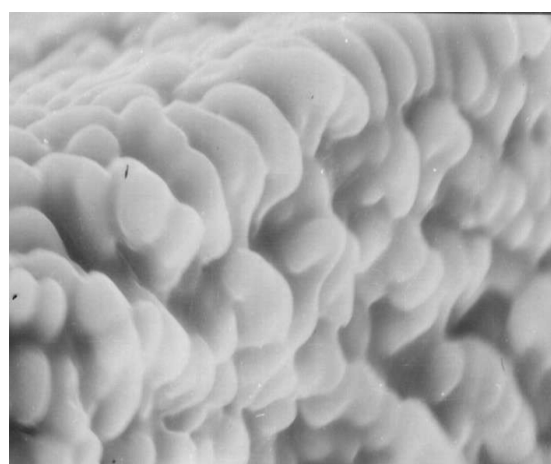
а – сплав Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn; б – сплав Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn

Анализ внешнего вида полученных образцов показывает, что наблюдается формирование магистральной трещины по оси шва. Результаты исследований поверхности излома по трещине для обоих сплавов позволили

установить, что поверхность горячих трещин на пробе в металле шва представляет собой межкристаллитный разлом с упорядоченной дендритной структурой (рис. 3).



а)



б)

Рис. 3. Фрактограмма поверхности магистральной трещины ($\times 1000$) при сварке пробы «рыбий скелет»:

а – сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn; б – сплава Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn

Помимо приведенных выше проб на свариваемость также к сплавам Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn (сплав 1) и Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn (сплав 2) была использована кольцевая проба на свариваемость. Сущность данной пробы заключалась в выполнении в пластине с помощью фрезерования отверстия диаметром 25 мм с последующей вваркой ручной аргонодуговой сваркой дисковой заглушки в отверстие.

Проведенные эксперименты по сварке образцов обоих сплавов показали, что в процессе сварки не наблюдалось формирования трещин. Ультразвуковой контроль кольцевых проб не выявил наличия дефектности проб.

Таким образом можно отметить, что исследуемые сплавы обладают достаточно высокой стойкостью против образования кристаллизационных трещин при сварке плавлением без присадочного металла.

При изготовлении сварных конструкций из алюминиевых сплавов методами сварки плавлением одним из основных дефектов является пористость швов.

Основной причиной образования пор при сварке алюминиевых сплавов является наличие водорода в расплаве металла в виде зародышей газовых пузырьков. Вероятными источниками поступления водорода в сварочную ванну могут быть: водород, находящийся в основном металле; водород, содержащийся в защитном газе; водород, образующийся в результате диссоциации в дуге паров воды, присутствующих в нем или попадающих в зону дуги из атмосферы, а также водород, образующийся в результате взаимодействия основного и присадочного металлов и влаги, входящей в состав гидратированных оксидов. Наиболее опасным является последний источник водорода, именно поэтому следует обратить внимание на вопрос подготовки поверхности под сварку [14].

Исследовали влияние технологии подготовки поверхности исследуемых сплавов под сварку на образование пор в швах. На первом этапе осуществляли проплавление целой пластины без стыка кромок. Полученные соединения были повергнуты рентгеновскому

просвечиванию для определения наличия пор в металле шва.

Анализ рентгенограмм сварных соединений показал, что сплавы Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn (сплав 1) и Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn (сплав 2) обладают малой склонностью к порообразованию из-за наличия оксидной пленки на поверхности. Были отмечены отдельные поры в только в шве, выполненном по поверхности исследуемых сплавов, которая подвергалась зачистке металлической щеткой (рис. 4).

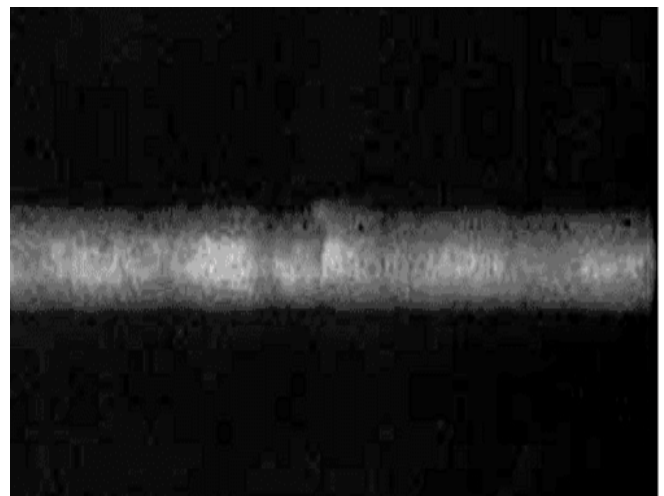
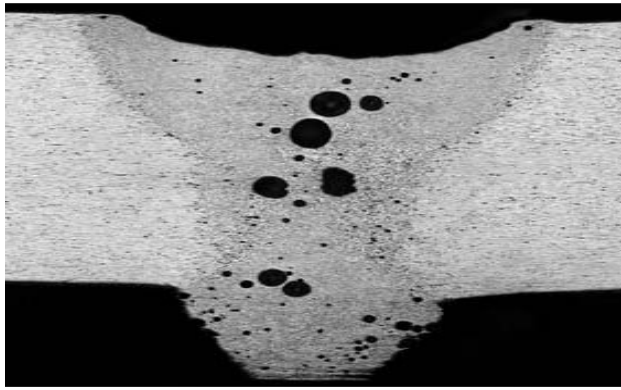


Рис. 4. Рентгенограмма сварного шва сплава Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn, выполненного по поверхности целой пластины после зачистки механической щеткой

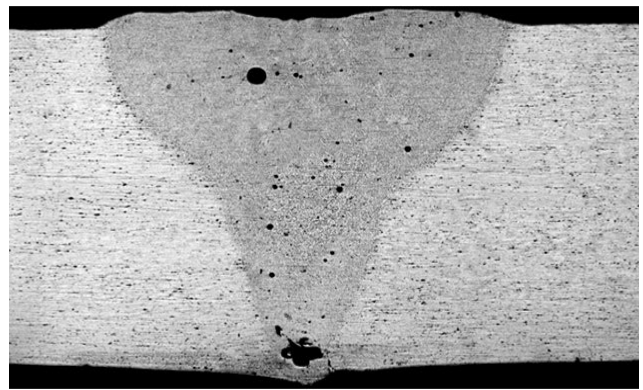
Исследовали влияние времени выдержки после травления на порообразование при сварке. Оценивали два варианта подготовки – с шабрением и без шабрения кромок. Сварку проводили непосредственно после травления и через 5; 10 и 15 дней после травления. Количество пор определяли по результатам рентгеновского контроля.

Установлено, что пористость в сварных соединениях исследуемых сплавов отсутствует, если сварка проводится не позднее чем через одни сутки после химического травления поверхности заготовок или лазерной зачистки сканирующим лучом.

Применение шабрения кромок непосредственно перед сваркой позволяет увеличить разрыв между операциями травления и сваркой до пяти суток (рис. 5).



а)

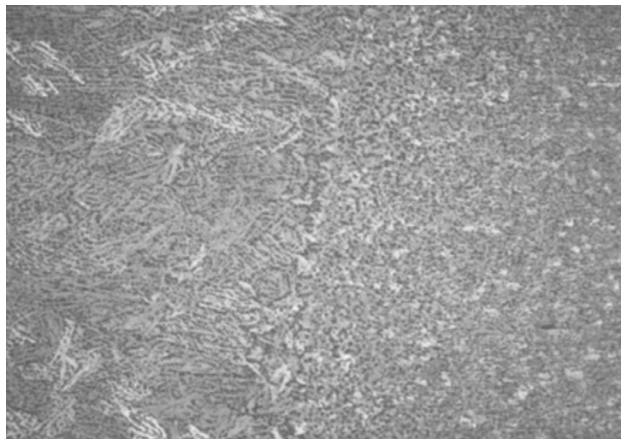


б)

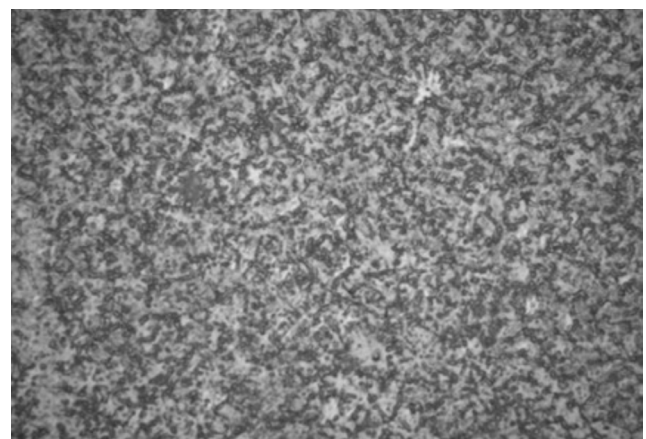
Рис. 5. Поры в сварных швах сплава $\text{Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn}$ при лазерной сварке через пять суток после химического травления поверхности:

а – без шабрения кромок; б – с шабрением кромок перед сваркой

Микроструктура металла шва и околошовной зоны сплава при аргонодуговой сварке представлена на рис. 6.



а)



б)

Рис. 6. Микроструктура околошовной зоны (а) и металла шва (б) при аргонодуговой сварке $\text{Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn}$ без присадки

Применение оптимальных режимов сварки обеспечивает формирование узкой зоны термического влияния, представляющей собой рекристаллизованную структуру, которая формируется при воздействии высоких температур при автоматической аргонодуговой сварке в процессе образования и кристаллизации сварного соединения. Изменение характера структуры связано с кратковременным повышением температуры по границе шва, что приводит к развитию процессов рекристаллизации.

Микроструктуры сварного соединения и металла шва $\text{Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn}$, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа, приведены на рис. 7. Результаты анализа макроструктуры позволяют выявить эволюцию структуры в зоне и в зоне термического влияния. В частности,

наблюдается весьма узкая полоса зоны термического влияния, свидетельствующая о крайне непродолжительном термическом воздействии в процессе расплавления и кристаллизации.

Далее можно наблюдать более широкую область, которая примыкает к зоне основного металла и характеризуется весьма тонким строением зерна со средним размером кристаллитов менее 1,0 мкм. Данная область формируется в условиях кристаллизации при максимальной скорости охлаждения, обусловленной интенсивным теплоотводом в основной металлу.

В центральной области шва наблюдаются все еще равноосная, но существенно более грубая структура зерна, формирующаяся по сравнению с предыдущей областью при более низкой скорости кристаллизации, обусловленной снижением температурного градиента.

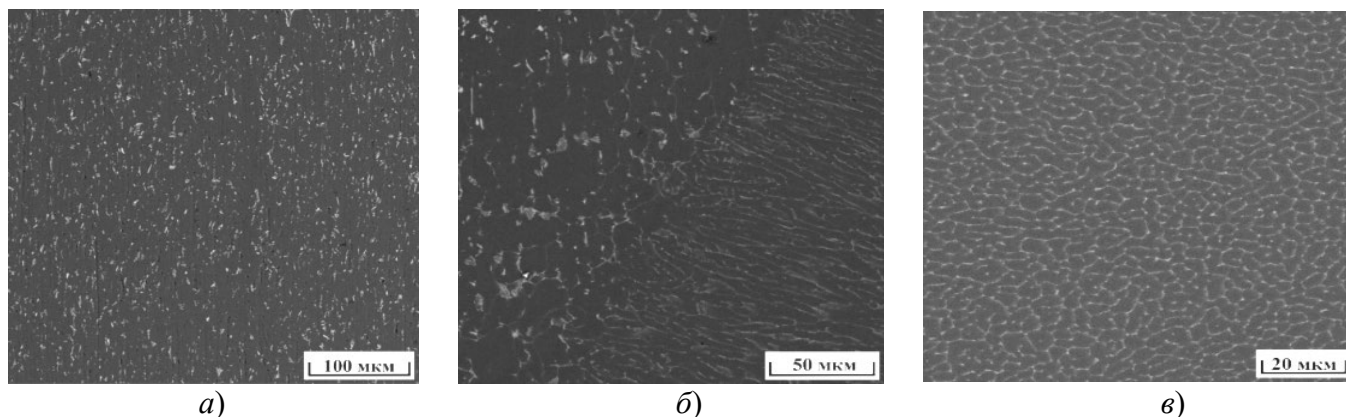


Рис. 7. Микроструктура различных зон сварного соединения (СЭМ) сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn: а – основного металла; б – зона термического влияния; в – сварной шов

Что касается микроструктуры сварного шва (см. рис. 7, в), то можно идентифицировать зону плавления с первичным α -Al дендритами, текстурированными в направлении теплоотвода и более тонкой эвтектикой, образованной интерметаллидами $(Al, Zn)_4Ca$. При этом размер дендритной ячейки в области сварного шва составляет в среднем ~ 4 мкм.

Элементный анализ металла сварного шва сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn, выполненного без присадочной проволоки, показал, что при сварке в выбранных защитных

средах соблюдается идентичность элементного состава исходного металла и металла в зоне шва (табл. 3).

Кристаллизационные трещины, возникают под влиянием усадочных напряжений, которые нарастают на этапе кристаллизации сварочной ванны. Кристаллизационные трещины были обнаружены металлографическим анализом при сварке сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn на скорости сварки 2,5 м/мин, когда скорость кристаллизации расплава была самой высокой (рис. 8).

3. Химический состав металла шва сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn

Зона анализа	Содержание основных легирующих элементов, % масс.			
	Al	Mg	Zn	Mn
Основной металл	93,01	1,44	5,18	0,37
Металл шва	94,53	0,84	4,34	0,29

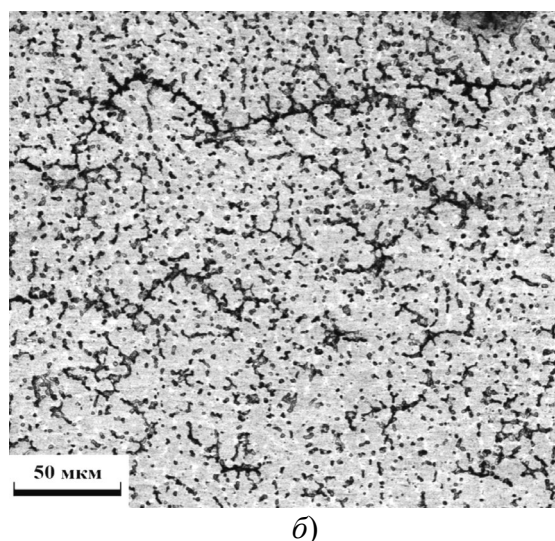
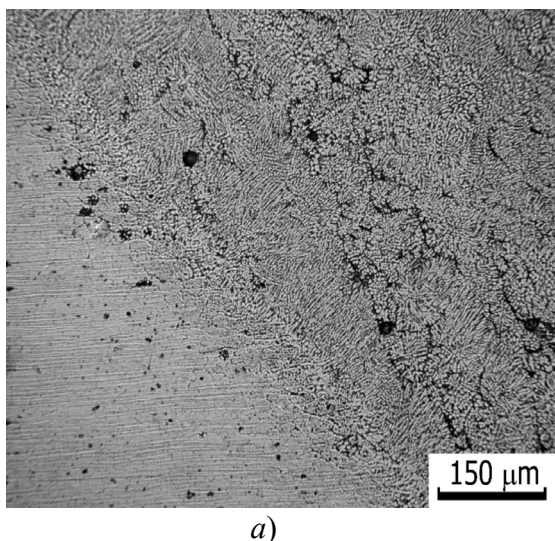


Рис. 8. Кристаллизационные трещины в зоне сплавления (а) и в металле шва (б) соединения сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn, выполненного на скорости сварки 2,5 м/мин

При лазерной сварке, в свою очередь, установлено положительное влияние на механические характеристики малых скоростей сварки. Снижение скорости сварки в исследуемом диапазоне не приводит к дополнительному разупрочнению, однако возникают такие негативные особенности, как интенсивное кипение металла сварочной ванны с последующей фиксацией газовых пузырьков в виде пористости. Это связано с выгоранием легкоиспаряющегося легирующего элемента – Mg.

Кроме того, сварка на малых скоростях приводит к провисанию сварочной ванны [15].

Для минимизации этих негативных факторов проводилась сварка расфокусированным лучом (с пониженной плотностью мощности) совместно с применением присадочной проволоки.

Свойства, полученные в результате одноосного растяжения образцов сварных соединений исследуемых сплавов, представлены в табл. 4.

4. Результаты испытаний сварных соединений исследуемых сплавов на статическое растяжение (лазерная сварка без присадки)

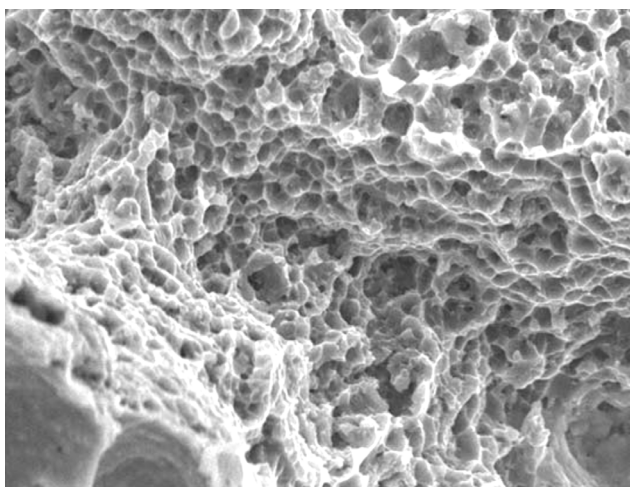
Образец	σ_B , МПа	$K = \sigma_{B.св}/\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	α , град.	Область разрушения образца
Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn, горячекатаный лист						
Основной металл	332	–	280	4,5	28	–
Сварное соединение	259	0,78	249	2,8	43	По шву
Al–2,0Ca–2,5Mg–0,4Mn, горячекатаный лист						
Основной металл	299	–	208	4,7	43	–
Сварное соединение	243	0,81	186	3,1	66	По шву

Показатели прочности сварных соединений исследуемых сплавов, выполненных лазерной сваркой без присадочной проволоки, находятся в диапазоне 0,78...0,82 от временного сопротивления горячекатаных листов.

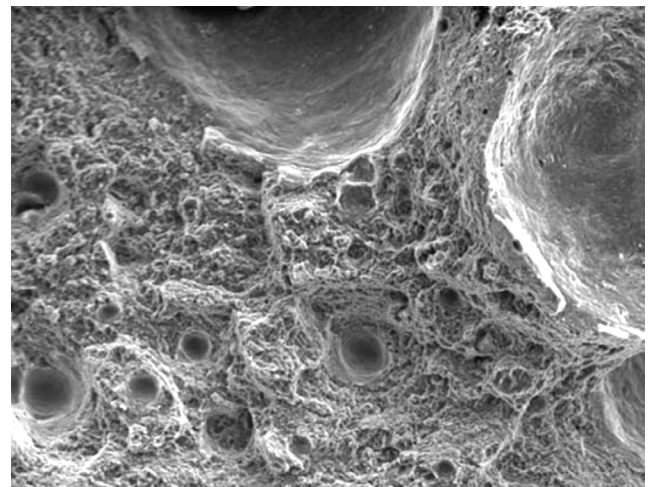
Следует обратить внимание на низкие значения пластичности как основного металла,

так и сварных соединений, определяемых величиной относительного удлинения и угла изгиба шва.

Фрактограммы поверхности излома основного металла сплава Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn и его шва при испытаниях на растяжение представлены на рис. 9.



а)



б)

Рис. 9. Фрактограммы поверхности разрушения основного металла (а) и сварных соединений (б) сплава Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn

Изломы горячекатаных листов толщиной 2,5 мм в исходном состоянии являются однородными и не содержат видимых дефектов.

Структура разрушения представляет собой мелкие углубления, размер которых составляет около 2...5 мкм. Структура в зоне шва незначительно изменяется, что характерно

ввиду измельчения общей структуры в процессе сварки, общий вид структуры волокнистый, что соответствует характеристикам благоприятного вязкого разрушения.

Изменения микротвердости по Виккерсу в поперечном сечении сварного соединения представлены на рис. 10.

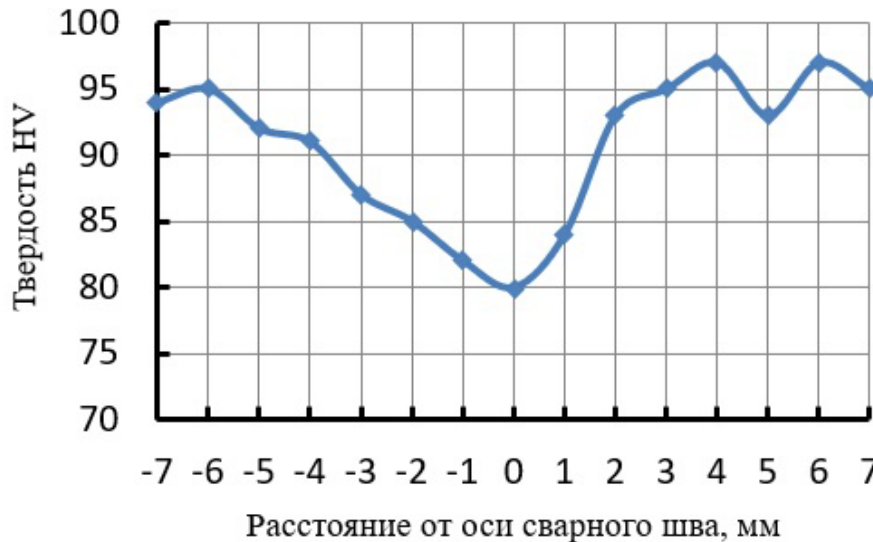


Рис. 10. Изменение твердости в поперечном сечении сварного соединения горячекатаного листа сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn

В то время как средняя твердость горячекатаного листа сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn остается на уровне 95 HV, в зоне шва и термического влияния наблюдается снижение твердости, которое не превышает 15 %, что является результатом перекристаллизации со значительным модифицированием образующейся литой структуры.

Заключение

1. Проведен анализ структуры и свойств горячекатаных листов сплавов Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn и Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn с высоким содержанием примесных добавок.

2. Для сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn коэффициент трещинообразования по пробе «рыбий скелет» находится в пределах 51...58 %. Для крестовой пробы значения коэффициента трещинообразования находятся в пределах 45...55 %, что можно объяснить меньшей точностью данной пробы. Наблюдается тенденция к увеличению коэффициента трещинообразования с

увеличением тока дуги и соответствующем увеличении объема сварочной ванны.

3. Можно отметить, что свариваемость сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn находится на уровне свариваемости сплава 1915.

4. Для сплава Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn можно отметить меньшую склонность к образованию кристаллизационных трещин при сварке по сравнению со сплавом Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn. Коэффициент трещинообразования и критическая скорость деформирования образца данного сплава находятся на уровне, соответствующем сплаву АМгЗ.

5. Сплавы Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn и Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn обладают малой склонностью к образованию пор при сварке плавлением.

6. Подобраны режимы лазерной сварки, позволяющие получить бездефектные сварные соединения исследуемых сплавов с коэффициентом прочности 0,78...0,81. В то же время следует отметить низкие значения показателей пластических свойств полученных соединений, увеличение которых возможно за счет выбора соответствующего химического состава присадочного металла.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Концепция и металлургические особенности производства литодеформированных конструкций / А.Г. Братухин, Е.Б. Глозов, В.И. Лукин, Н.С. Постников // Сварочное производство. 1993. № 10. С. 2–4.

2. Литосварные и литоштампованные конструкции из алюминиевых сплавов / В.Н. Мацнев, Е.Б. Глозов, В.М. Каинов, В.И. Рязанцев // Сварочное производство. 2003. № 4. С. 29–34.

3. Никитина Е.В., Фролов В.А. Металлургические и технологические особенности получения сварнолитых конструкций из алюминиевых сплавов // Технология машиностроения. 2006. № 5. С. 7–12.

4. Дриц А.М., Овчинников В.В. Свойства сварных соединений литейных алюминиевых сплавов, полученных сваркой трением с перемешиванием // Цветные металлы. 2020. № 1 (925). С. 76–83.

5. Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов (монография). – 2-е изд., перераб. и доп. М.: Издательство «Руда и металлы», 2020. 476 с.

6. Akopyan T.K., Belov N.A., Lukyanchuk A.A. et al. Effect of high-pressure torsion on the precipitation hardening in Al – Ca – La based eutectic alloy, Materials Science & Engineering A 802 (2021) 140633. IF 4.081 (Q1). DOI: 10.1016/j.msea.2020.140633.

7. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K., Doroshenko V.V. Design of multicomponent aluminum alloy containing 2 wt% Ca and 0.1 wt% Sc for cast products. Journal of Alloys and Compounds, 2018, Vol. 762, pp. 528–536. IF 4.175, Q1. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.281>.

8. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K., Doroshenko V.V. Phase Diagram of the Al-Ca-Fe-Si System and Its Application for the Design of Aluminum Matrix Composites. JOM, 2018, 70 (11), pp. 2710–2715. IF 2.305, Q1. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2948-3>.

9. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К. Эвтектические сплавы на основе алюминия: Новые системы легирования. М.: Руда и металлы, 2016.

10. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K. Eutectic alloys based on the Al–Zn–Mg–Ca system: microstructure, phase composition and hardening. Mater. Sci. Technol. 2017. Vol. 33. Iss. 6. P. 656–666. DOI: 10.1080/02670836.2016.1229847.

11. Shurkin P.K., Belov N.A., Musin A.F., Samoshina M.E. Effect of Calcium and Silicon on the Character of Solidification and Strengthening of the Al–8 % Zn–3 % Mg Alloy // Physics of Metals and Metallography. 2020. 121 (2). P. 135–142.

12. Shurkin P.K., Dolbachev A.P., Naumova E.A., Doroshenko V.V. Effect of iron on the structure, hardening and physical properties of the alloys of the Al–Zn–Mg–Ca system // Tsvetnye Metally. 2018. № 5. P. 69–77.

13. Шуркин П.К., Карпова Ж.А., Латыпов Р.А., Мусин А.Ф. Свойства сварных соединений сплава системы Al–Zn–Mg–Ca, легированного микродобавками циркония и скандия // Цветные металлы, 2. 2021. С. 84–92.

14. Овчинников В.В., Гуреева М.А., Манаков И.Н. Источники и механизм порообразования при сварке литейных алюминиевых сплавов. // Машиностроение и инженерное образование, 2009. № 1. С.22–30.

15. Скупов А.А., Пантелеев М.Д., Иода Е.Н. Структура и свойства сварных соединений сплавов В-1579 и В-1481, выполненных лазерной сваркой // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. № 7. Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.05.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-7-7.

REFERENCES

1. Concept and metallurgical features of production of cast and worked structures / A.G. Bratukhin, E.B. Glotov, V.I. Lukin, N.S. Postnikov / Svarochnoe Proizvodstvo, 1993, no. 10. pp. 2–4.

2. Lithospheric or stamped structures made of aluminum alloys / V.N. Matsnev, E.B. Glotov, V.M. Kainov, V.I. Ryazantsev / Svarochnoe proizvodstvo, 2003, no. 4, pp. 29–34

3. Nikitina E.V., Frolov V.A. Metallurgical and technological special features of producing welded–cast structures from aluminium alloys / Tekhnologiya mashinostroeniya, 2006, no. 5, pp. 7–12.

4. Drita A.M., Ovchinnikov V.V. Properties of the welded joints of cast aluminum alloys formed by friction stir welding / Tsvetnie metalli, 2020, no. 1 (925), pp. 76–83.

5. Drita A.M., Volchenkov V.V. Welding of aluminum alloys. Thesis by publication, 2-nd ed., updated and revised, Moscow: Publishing house «Rudaimetally», 2020, 476 p.

6. Akopyan T.K., Belov N.A., Lukyanchuk A.A., et al. Effect of high-pressure torsion on the precipitation hardening in Al–Ca–La based eutectic alloy, Materials Science & Engineering A 802 (2021) 140633. IF 4.081 (Q1). DOI: 10.1016/j.msea.2020.140633.

7. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K., Doroshenko V.V. Design of multi-component aluminum alloy containing 2 wt % Ca and 0.1 wt % Sc for cast products. Journal of Alloys and Compounds, 2018, vol. 762, pp. 528–536. IF 4.175, Q1. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.281>.

8. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K., Doroshenko V.V. Phase Diagram of the Al-Ca-Fe-Si System and Its Application for the Design of Aluminum Matrix Composites. JOM, 2018, 70(11), pp. 2710-2715. IF 2.305, Q1. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2948-3>.

9. Belov N.A., Naumova E.A., Hakobyan, T.K. Eutectic alloys based on aluminum: New alloying systems. Moscow: Rudaimetalli, 2016.

10. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K. Eutectic alloys based on the Al-Zn-Mg-Ca system: microstructure, phase composition and hardening. Mater. Sci. Technol, 2017, vol. 33, issue 6. pp. 656–666. DOI: 10.1080/02670836.2016.1229847.

11. Shurkin P.K., Belov N.A., Musin A.F., Samoshina M.E. Effect of Calcium and Silicon on the Character of Solidification and Strengthening of the Al-8%Zn-3%Mg Alloy // Physics of Metals and Metallography. 2020. 121 (2). P. 135–142.

12. Shurkin P.K., Dolbachev A.P., Naumova E.A., Doroshenko V.V. Effect of iron on the

structure, hardening and physical properties of the alloys of the Al-Zn-Mg-Ca system / Tsvetnie Metalli. 2018. № 5. P. 69–77.

13. Shurkin P.K., Karpova Zh.A., Latipov R.A., Musin A.F. Properties of welded compounds of the Al-Zn-Mg-Ca system alloy doped with zirconium and scandium microadditives / Tsvetnie metally, 2. 2021, pp. 84–92.

14. Ovchinnikov V.V., Gureeva M.A., Manakov, I.N. Sources and mechanism of pore formation in foundry aluminum alloys welding. / Machine-building and Engineering Education, 2009, no. 1, pp. 22–30.

15. Skupov A.A., Panteleev M.D., Voda E.N. Structure and properties of welded joints of alloys B-1579 and B-1481 using laser welding. Proceedings of VIAM: electron. scientific and technical journal, 2017. No. 7. art. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (accessed: 30.05.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-7-7.

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article.
The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 31.01.2023; одобрена после рецензирования 16.02.2023; принята к публикации 02.03.2023.

The article was submitted 31.01.2023; approved after reviewing 16.02.2023; assepted for publication 02.03.2023.



Научноёмкие технологии в машиностроении. 2023. №4 (142). С. 24-29.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. №4 (142). P. 24-29.

Научная статья
УДК 621.791
doi: 10.30987/2223-4608-2023-24-29

Физико-механическое моделирование сварки трением с перемешиванием

Али Юсупович Албагачиев, д.т.н.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
albagachiev@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6874-0561>

Аннотация. Приведены результаты расчета численного решения уравнения механики сплошной среды для пластического течения и аналитические модели для исследования теплофизики при сварке трением с перемешиванием.

Ключевые слова: модель, трение, сварка, пластическое течение, температура

Для цитирования: Албагачиев А.Ю. Физико-механическое моделирование сварки трением с перемешиванием // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2023. № 4 (142). С. 24–29. doi: 10.30987/2223-4608-2023-24-29

Physico-mechanical modeling of friction stir welding

Ali Yu. Albagachiev D.Eng.
IMS RAS named after A.A. Blagonravov
albagachiev@yandex.ru

Abstract. The results of numerical calculation of the continuum mechanics equation for continuous medium plastic flow and analytical models studying thermophysics at friction stir welding are given.

Keywords: model, friction, welding, plastic flow, temperature

For citation: Albagachiev A.Yu. Physico-mechanical modeling of friction stir welding / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. № 4 (142). P. 24–29. doi: 10.30987/2223-4608-2023-24-29

Введение

Сваркой трением с перемешиванием (СТП) получают неразъемные соединения как одноименных, так разноименных металлов и полимерных материалов в авиакосмической, судовой, железнодорожной и других транспортных отраслях. Бурное развитие СТП получила в зарубежных производствах ведущих стран мира и в Российской Федерации [1 – 8].

Сущность метода СТП – вращающийся инструмент перемещается по стыку свариваемых деталей с нормальной нагрузкой (рис. 1). Заплекник придавливая сварочный шов предохраняет его от вспучивания (наплыва), а спин, разрушая окисные пленки и перемешивая пластифицированные сварочные

материалы, способствует появлению сварочного шва.

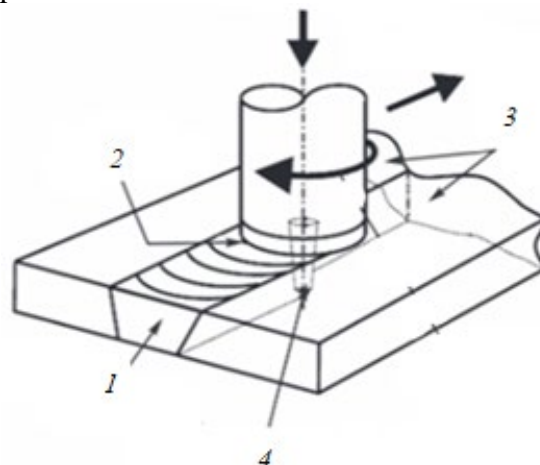


Рис. 1. Схема сварки трения с перемешиванием:
1 – шов; 2 – заплекник; 3 – свариваемые объекты; 4 – спин

Метод СТП имеет явные преимущества по сравнению со всеми другими видами сварки по:

- способу реализации технологии СТП (сварка осуществляется без подвода энергии для плавления, без использования присадочного материала и защитного инертного газа, метод достаточно прост в реализации – вращающийся инструмент состоящий из заплечика и пина, перемещаясь в зоне стыка и разрушая окисные пленки на свариваемых поверхностях, осуществляет с высокой производительностью сварку при относительно невысокой температуре);

- качеству сварного соединения (статическая и усталостная прочность соединения, коррозионная стойкость, уровень сварочных деформаций);

- технологичности (низкие трудоёмкость и энергоёмкость, и высокая экологическая безопасность).

Поразительные свойства сварного соединения, а также особенности процесса перемешивания пластифицированного материала вызывают необходимость изучения и осмысления физико-механических явлений, сопровождающих процесс соединения объектов.

Как представляется, более глубокое погружение в «физику и механику» процесса СТП (например, за счет изучения контактных явлений взаимодействия деформируемых материалов) вполне позволит выработать рекомендации технологам и инженерам, занимающимся разработкой инструментов и подбором оптимальных режимов СТП для конкретных материалов.

Попытка такого погружения предлагается в настоящей статье.

Численное моделирование температуры и скорости течения свариваемых объектов при сварке трением с перемешиванием

Для описания текучести свариваемых металлов при СТП в данной работе использованы уравнения в частных производных механики сплошной среды. В качестве основного допущения принималась жесткопластическая модель несжимаемого деформируемого материала.

Для установившегося режима процесса сварки вводилась цилиндрическая система координат начало которой помещалась на оси

пина. В этой системе координат в установившемся режиме область пластического течения неподвижна, а свариваемые тела движутся со скоростью v в направлении, перпендикулярном оси инструмента. Дифференциальные уравнения установившегося движения в области пластического течения с начальными и граничными условиями решались численно с их заменой на конечно – разностные уравнения [5]. Полученная система нелинейных алгебраических уравнений рассматривалась методом Ньютона-Рафсона.

Расчеты по разработанной модели проведены для сварки алюминиевых пластин при следующих значениях параметров:

плотность $\rho = 2640 \frac{\text{кг}}{\text{м}^3}$; теплопроводность

$\lambda = 122 \frac{\text{Вт}}{\text{м} \cdot \text{град}}$; теплоемкость $c = 922 \frac{\text{Дж}}{\text{кг} \cdot \text{град}}$;

коэффициент теплоотдачи $k = 12 \frac{\text{Вт}}{\text{м}^2 \cdot \text{град}}$;

давление со стороны заплечика на свариваемые детали $p = 30 \text{ МПа}$; коэффициент трения $f_i = 0,3$; радиус заплечика $R_z = 9,5 \text{ мм}$; радиус пина $R_p = 3,95 \text{ мм}$; толщина свариваемых деталей $L = 6,35 \text{ мм}$; скорость сварки $v = 1 \frac{\text{мм}}{\text{с}}$; угловая скорость $\omega = 30 \frac{\text{рад}}{\text{с}}$;

значение коэффициента распределения тепла $\alpha_{\text{ТП}} = 0,7$.

Распределение температуры по радиальной координате на разных глубинах при угловой координате $\varphi = \pi$, приведено на рис. 2.

Полученные результаты расчетов показывают, что температура поверхностей заплечика и заготовок в области их контакта быстро убывает с ростом координаты r при значениях $r > 9 \text{ мм}$. Это связано с тем, что со свободной поверхности заготовок происходит интенсивное тепловое излучение по закону Стефана-Больцмана. В результате температура возрастает при удалении от поверхности вглубь заготовки при значениях $r > 9 \text{ мм}$. При значениях $r > 8,5 \text{ мм}$ температура заготовок ниже $400 \text{ }^\circ\text{C}$. Параметр σ_s при этом имеет высокое значение и пластическое течение становится затрудненным.

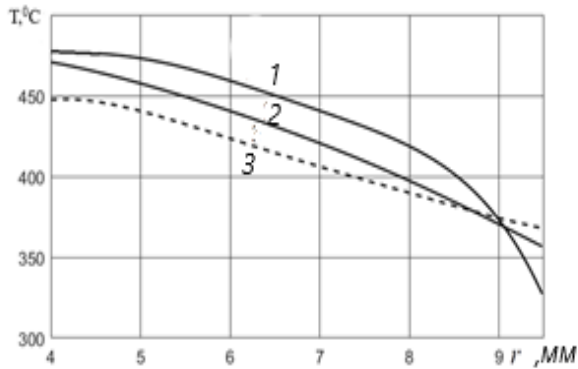


Рис. 2. Изменение температуры по радиусу на разной глубине заготовок:

1 – на поверхности, граничащей с заплечиком; 2 – на глубине $z = 5,7$ мм; 3 – на поверхности, граничащей с подложкой

Скорость пластического течения материала в зависимости от координаты z при различных значениях координаты r приведена на рис. 3.

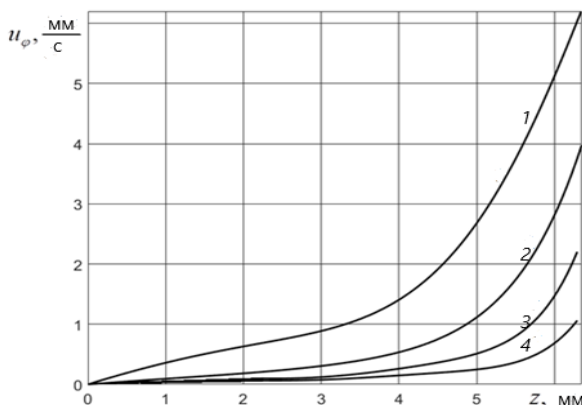


Рис. 3. Распределение скорости пластического течения по толщине заготовок при угловой координате $\varphi = 0$ и при различных значениях радиальной координаты:

1 – при значениях $r = 5$ мм; 2 – при значениях $r = 6,16$ мм; 3 – при значениях $r = 7,27$ мм; 4 – при значениях $r = 9,48$ мм

Из приведенных результатов расчетов следует, что интенсивное пластическое течение, обеспечивающее перемешивание материала свариваемых заготовок, имеет место в поверхностном слое заготовок толщиной порядка 3 мм. При малых значениях z перемешивание материала свариваемых заготовок осуществляется только в небольшой окрестности пина.

На рис. 4 приведены зависимости скорости пластического течения (а) и

температуры (б) от угловой координаты при $r = 5$ мм и различных значениях координаты z .

Из результатов, приведенных на рис. 4, следует, что температура слабо изменяется по угловой координате, в то время как скорость пластического течения изменяется существенно. В области $0 < \varphi < \pi$ сила трения, действующая со стороны заплечика на свариваемые заготовки, способствует росту скорости пластического течения, а в области $0 < \varphi < 2\pi$ – тормозит пластическое течение. В результате в области $0 < \varphi < \pi$ скорость пластического течения существенно выше скорости в области $0 < \varphi < 2\pi$. Максимальное значение скорости имеет при $\varphi \approx \pi/2$, а минимальное – при $\varphi \approx 3\pi/2$.

При значениях $z < 3,8$ мм, в окрестности угловой координаты $\varphi = 3\pi/2$ пластическое течение, практически, отсутствует.

Из приведенных результатов следует, что перемешивание материалов свариваемых заготовок осуществляется в основном в области входа заготовок в зону контакта с заплечиком.

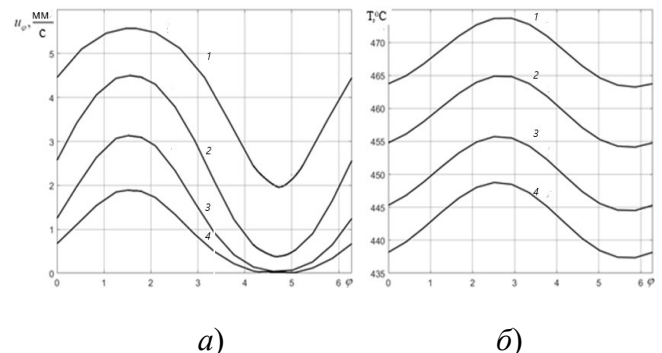


Рис. 4. Изменение скорости пластического течения (а) и температуры (б) по угловой координате:

1 – при значениях $z = 5,7$ мм; 2 – при значениях $z = 4,9$ мм; 3 – при значениях $z = 9,8$ мм; 4 – при значениях $z = 2,2$ мм

Таким образом, численным методом установлено закономерность изменения скорости течения для алюминия и определена температура сварки при СТП максимальная величина которой составляет 4730°C , что близко к экспериментальному оптимальному значению.

Теплофизические модели для СТП

Перегрев, связанный с технологическими режимами сварки при турбулентном обтекании инструмента пластифицированным металлом (рис. 5), как и недогрев инструмента и свариваемых объектов приводят к снижению усталостной прочности сварочного шва за счет образования в нем пор и возникновению трещин под влиянием температурных растягивающих остаточных напряжений [3, 4, 5], поэтому они недопустимы.

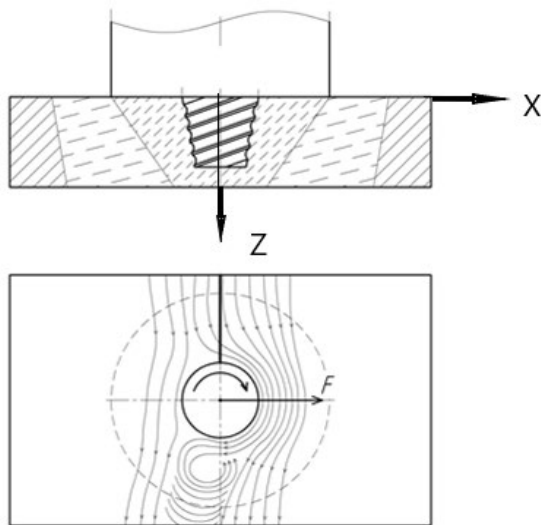


Рис. 5. Схема обтекания инструмента пластическими материалами

Следует отметить, что максимально мощный источник тепла возникает при трении пары «заплекник – свариваемые поверхности». В остальных зонах СТП мощность источника тепла значительно ниже и составляет 20 % от мощности источника тепла пары трения «заплекник – свариваемые поверхности». Таким образом учитывая, что важнейшим параметром при назначении технологических режимов СТП (скорости вращения и перемещения инструмента, и давления) является температура, в данной работе разработаны аналитические модели для инженерных расчетов средней температуры, температурного градиента при сварке с учетом неравномерного обтекания.

Энергетический баланс трения пары «заплекник – свариваемые объекты» при СТП имеет вид:

$$Q = Q_1 + Q_2, \quad (1)$$

где Q – общий тепловой поток трения; Q_1 , Q_2 – тепловые потоки генерируемые в заплекник и в свариваемые объекты, учитывая, что:

$$\begin{aligned} Q &= fPvt; \\ Q_1 &= Ah_1\rho_1c_1T_1; \\ Q_2 &= Ah_2\rho_2c_2T_2. \end{aligned} \quad (2)$$

Подставляя (2) в (1) с учетом равенства температур и определения глубин распространения теплового потока в заплекник и в свариваемые металлы по формулам:

$$h_1 = 2\sqrt{\frac{\lambda_1}{c_1\rho_1}}t; \quad \text{и} \quad h_2 = 2\sqrt{\frac{\lambda_2}{c_2\rho_2}}t, \text{ окончательно}$$

получаем:

$$T = \frac{fPv\sqrt{t}}{2(\sqrt{\lambda_1c_1\rho_1} + \sqrt{\lambda_2c_2\rho_2})}. \quad (3)$$

Для пина который сдвигает и перемешивает свариваемые материалы имеем:

$$T = \frac{\tau v\sqrt{t}}{2(\sqrt{\lambda_1c_1\rho_1} + \sqrt{\lambda_2c_2\rho_2})}, \quad (4)$$

где λ_1 , c_1 , ρ_1 и λ_2 , c_2 , ρ_2 – теплопроводность, теплоемкость, плотность инструмента и свариваемых объектов соответственно; τ – напряжения сдвига; v – результирующая скорость; t – время.

Зависимости (3) и (4) позволяют проводить оценку средней температуры СТП. Для более точного определения температуры и градиента температуры по глубине и времени необходимо решать дифференциальные уравнения отдельно для пар трения «заплекник – свариваемые объекты» и «пин – свариваемые объекты».

Дифференциальное уравнение теплопроводности в частных производных при начальных и граничных условиях (5), (6), (7), (8) решалось операционным исчислением с учетом неодинаковых обтеканий свариваемыми материалами инструмента, т. е. набегающего и отстающего течений материалов (см. рис. 5):

– для заплекика:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}, \quad (5)$$

при $t = 0$; $T = 0$;

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{(1 - \alpha_{\text{ТП}}) f P v}{A}, \quad (6)$$

при $z \rightarrow \infty$; $T = 0$.

– для конического пина:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad (7)$$

при $t = 0$; $T = 0$;

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{(1 - \alpha_{\text{ТП}}) \tau v (1 - \frac{z}{H})}{A}, \quad (8)$$

при $z \rightarrow \infty$; $T = 0$.

Для расчета температуры набегающего течения металла под заплечиком получено:

$$T(z, t) = \frac{(1 - \alpha_{\text{ТП}}) f P \sqrt{v_{\text{вр}}^2 + v_{\text{св}}^2}}{A \lambda \sqrt{\pi}} \left(1 - \frac{r}{R} \right) 2 \sqrt{at} \exp \left(-\frac{z^2}{4at} \right), \quad (9)$$

где P – нормальная сила; t – время; z – координата; H – высота пина; R – радиус заплечика; f – коэффициент трения; r – текущее значение радиуса; $\alpha_{\text{ТП}}$ – коэффициент распределения тепловых потоков.

Для отстающего течения металла под заплечиком (результатирующая скорость выражается через корень из разности квадратов скоростей вращения и перемещения):

$$T(z, t) = \frac{(1 - \alpha_{\text{ТП}}) f P \sqrt{v_{\text{вр}}^2 - v_{\text{св}}^2}}{A \lambda \sqrt{\pi}} \left(1 - \frac{r}{R} \right) 2 \sqrt{at} \exp \left(-\frac{z^2}{4at} \right).$$

Для расчета температуры набегающего течения металла вокруг пина полученная формула, будет иметь вид:

$$T(x, t) = \frac{(1 - \alpha_{\text{ТП}}) \tau \sqrt{v_{\text{вр}}^2 + v_{\text{св}}^2}}{\lambda \sqrt{\pi}} \left(1 - \frac{z}{H} \right) 2 \sqrt{at} \exp \left(-\frac{z^2}{4at} \right). \quad (10)$$

Для расчета температуры отстающего течения вокруг пина следует использовать следующую формулу:

$$T(x, t) = \frac{(1 - \alpha_{\text{ТП}}) \tau \sqrt{v_{\text{вр}}^2 - v_{\text{св}}^2}}{\lambda \sqrt{\pi}} \left(1 - \frac{z}{H} \right) 2 \sqrt{at} \exp \left(-\frac{z^2}{4at} \right),$$

где τ – напряжения сдвига; $v_{\text{вр}}^2$, $v_{\text{св}}^2$ – скорость вращения и скорость сварки.

Заключение

Предложены аналитические зависимости для проведения инженерных теплофизических расчетов, по которым можно проводить оптимизацию температурных режимов сварки при СТП обратным путем, т. е. подставляя полученную экспериментальным путем оптимальную температуру (например 480 °С при сварке алюминия с алюминием) в формулы и определяя по ним рациональные значения скорости сварки и давления при неодинаковом обтекании инструмента материалом.

С помощью решения методом пластического течения дифференциальных уравнений механики сплошной среды в цилиндрических координатах при соответствующих начальных и граничных условиях численно получены данные скоростей течения и температуры. Представленный подход позволит конструкторам и технологам формировать рекомендации для разработки оптимальных режимов СТП для конкретных материалов и соединений, а также для разработки инструмента.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Варочко А.Г., Кузнецов С.В., Половцев В.А., Саратов Н.Н., Прохорович В.Е., Быченко В.А. История становления и перспективы развития технологии сварки трением с перемешиванием в АО «ГКНПЦ им. М.В. Хруничева» // Технология машиностроения. 2021. № 4. С. 16–41.
2. Овчинников В.В., Дриц А.М. Технологические особенности сварки трением с перемешиванием соединений алюминиевых сплавов системы Al–Mg // Научные технологии в машиностроении. 2019. № 3 (93). С. 7–20.
3. Дрен А.М., Овчинников В.В., Бокашаев В.А. Критерии выбора параметров режима сварки плавлением и трением с перемешиванием тонких листов из алюминиевого сплава 1565 // Цветные металлы. 2018. № 8 (86) С. 3–10.
4. Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю., Колубаев Е.А. Анализ инородных включений при сварке трением с перемешиванием // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 5. 260 с.

5. **Албагачиев А.Ю., Усов П.П.** Численное моделирование переноса тепла при сварке трением с перемешиванием // Проблемы машиностроения автоматизации. 2022. № 3. С. 88–93.

6. **Nandan R., Roy G. G., Lienert T. J., DebRoy T.** Numerical modelling of 3D plastic flow and heat transfer during friction stir welding of stainless steel // Science and Technology of Welding and Joining. 2006. Vol. 11. no 5. pp. 526–537.

7. **Албагачиев А.Ю.** Моделирование контактных явлений при сварке трением с перемешиванием // Технологическое обеспечение и повышение качества изделий машиностроения и авиакосмической отрасли. Сборник научных статей 14-ой международной научно-технической конференции, посвященной 50-летию Брянской научной школы технологов-машиностроителей. Брянск, 2022. С. 11–15.

8. **Албагачиев А.Ю., Прохорович В.Е.** Теоретический анализ сварки трением с перемешиванием // Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении. Научные труды VII Международной научной конференции. 2021. С. 15–18.

REFERENCES

1. **Brewhko A.G., Kuznetsov S.V., Polovtsev V.A., Saratov N.N., Prokhorovich V.E., Bychenok V.A.** The history of the evolvement and future development of friction stir welding technology in JSC «Khrunichyev State Scientific Research Center» / Technology of Mechanical Engineering, 2021, no. 4. pp. 16–41.

2. **Ovchinnikov V.V., Drits A.M.** Technological peculiarities of friction welding with aluminum and magnesium alloys stir / Science intensive technologies in mechanical engineering, 2019, no. 3 (93). pp. 1–16.

3. **Dren A.M., Ovchinnikov V.V., Bokashaev V.A.** Criteria for choice of parameters of friction stir welding of thin aluminium sheets 1565 // Nonferrous metals, 2018, no. 8 (86) pp. 3–10.

4. **Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu., Kolubaev E.A.** Study of foreign inclusions in friction stir welding / Modern problems of science and education, 2014, no. 5. 260 p.

5. **Albagachiev A.Yu., Usov P.P.** Numerical simulation of heat transfer during friction stir welding / Problems of automatization mechanical engineering, 2022, no. 3. pp. 88–93.

6. **Nandan R., Roy G. G., Lienert T. J., DebRoy T.** Numerical modelling of 3D plastic flow and heat transfer during friction stir welding of stainless steel // Science and Technology of Welding and Joining, 2006, vol. 11, no 5, pp. 526–537.

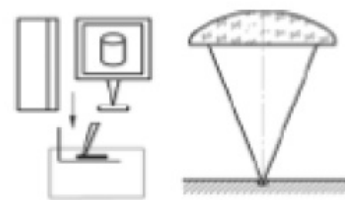
7. **Albagachiev A.Yu.** Technological support and improvement of the quality of machine-building and aerospace industry products. Collection of scientific articles of the 14th International Scientific and Technical Conference dedicated to the 50th anniversary of the Bryansk Scientific School of Engineering Technologists, Bryansk, 2022. pp. 11.

8. **Albagachiev A.Yu., Prokhorovich V.E.** Theoretical analysis of friction stir welding. // Fundamental research and innovative technologies in mechanical engineering. Proceedings of the VII International Scientific Conference, 2021, pp. 15–18.

Статья поступила в редакцию 28.01.2023; одобрена после рецензирования 28.02.2023; принята к публикации 06.03.2023.

The article was submitted 28.01.2023; approved after reviewing 28.02.2023; accepted for publication 06.03.2023.





Научноёмкие технологии в машиностроении. 2023. №4 (142). С. 30-36.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. №4 (142). P. 30-36.

Научная статья
УДК 621.7/620.3
doi: 10.30987/2223-4608-2023-30-36

Формирование гетерофазной структуры зон лазерного легирования в алюминиевых сплавах для повышения антифрикционных свойств поверхности

Лариса Георгиевна Петрова¹, д.т.н.,
Виктор Дмитриевич Александров², д.т.н.,
Максим Витальевич Морщилов³, к.т.н.

^{1, 2, 3} Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ),
Москва, Россия

¹ petrova_madi@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7248-2454>

² info@madi.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1344-4263>

³ info@madi.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4655-8507>

Аннотация. Рассмотрены вопросы поверхностного легирования алюминиевых сплавов с применением метода лазерного поверхностного легирования (ЛПЛ). В рамках исследования смоделированы поверхностные потоки и поля скоростей при лазерном легировании. Проанализировано строение зон, легированных с помощью ЛПЛ, а также проведена оценка антифрикционных свойств полученных гетерофазных структур.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, лазерное поверхностное легирование (ЛПЛ), антифрикционные свойства, гетерофазные структуры

Благодарности: Материал подготовлен в рамках научных исследований по проекту № FFSM-2020-0011 (2019-1342), экспериментальные исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования МАДИ.

Для цитирования: Петрова Л.Г., Александров В.Д., Морщилов М.В. Формирование гетерофазной структуры зон лазерного легирования в алюминиевых сплавах для повышения антифрикционных свойств поверхности // Научно-ёмкие технологии в машиностроении. 2023. № 4 (142). С. 30–36. doi: 10.30987/2223-4608-2023-30-36

Formation of a heterophase structure of laser doping zones in aluminum alloys for the improvement of antifriction properties of the surface

Larisa G. Petrova¹, D. Eng.,
Viktor D. Alexandrov², D. Eng.,
Maxim V. Morshchilov³, Ph.D. Eng.,

^{1, 2, 3} Moscow Automobile and Road Engineering State Technical University (MADI), Moscow, Russia

¹ info@madi.ru,

² petrova_madi@mail.ru,

³ info@madi.ru.

Abstract. The issues of laser doping of aluminum alloy surfaces using laser doping technique (LDT) are viewed. Within the framework of studies surface currents and velocity fields using laser doping are modeled. The structure of the zones subjected to LDT has been analyzed, and antifriction properties of the obtained heterophase structures have been investigated.

Keywords: aluminum alloys, laser doping (LD), antifriction properties, heterophase structures

Acknowledgements: The material was prepared as part of scientific research under the project No.FSFM 2020 0011 (2019 1342), experimental studies were conducted using the equipment of the MADI collective use center.

For citation: Petrova L.G., Alexandrov V.D., Morshilov M.V. Formation of a heterophase structure of laser doping zones in aluminum alloys for the improvement of antifriction properties of the surface / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. № 4 (142). P. 30–36. doi: 10.30987/2223-4608-2023-30-36

Для улучшения рабочих свойств поверхностей алюминиевых деталей и повышения антифрикционных характеристик при работе в парах трения используются различные методы поверхностной упрочняющей обработки, среди которых особое место занимают способы воздействия с использованием энергии лазерного луча: лазерная термообработка и лазерное поверхностное легирование (ЛПЛ) [1 – 3].

Метод ЛПЛ позволяет целенаправленно изменять химический состав поверхностного слоя обрабатываемых материалов, что, в сочетании со специфическими условиями формирования зон легирования (высокой температурой нагрева, большими скоростями охлаждения и значительной степенью переохлаждения расплава в момент кристаллизации) дает возможность получать на поверхности деталей легированные слои, обладающие уникальными физико-химическими и механическими свойствами [4 – 5]. Внедрение в поверхностный слой алюминиевого сплава различных легирующих компонентов, происходящее под воздействием лазерного излучения, позволяет модифицировать свойства поверхности, улучшая ее эксплуатационные характеристики в соответствии с конкретными условиями работы [6]. Практически ЛПЛ осуществляют в непрерывном и импульсном режиме работы лазера в широком диапазоне технологических параметров

– мощности излучения, времени воздействия, величины расфокусировки лазерного пучка.

Основная идея формирования антифрикционного поверхностного слоя связана с использованием принципа Шарпи, предусматривающего создание в поверхностном слое неоднородной структуры типа «твердые включения в мягкой матрице» [7]. Как показали выполненные ранее исследования, при проведении обработки алюминия и его сплавов в режиме локального оплавления зон лазерного воздействия увеличивается разнообразие возможных механизмов массопереноса в ванне расплава [8], что создает предпосылки для формирования гетерофазной структуры при последующей кристаллизации.

Цель данной работы заключается в проведении теоретических и экспериментальных исследований по оптимизации структуры зон лазерного легирования в алюминиевых сплавах для повышения антифрикционных свойств поверхностей деталей.

Методика проведения исследований

Исследования проводили на образцах алюминиевых сплавов АЛ25 (системы Al–Si) и Д16 (системы Al–Cu), химические составы которых приведены в табл. 1.

1. Химические составы исследуемых алюминиевых сплавов

Сплав	Содержание элементов, % масс.				
	Si	Cu	Mg	Mn	Другие элементы
АЛ25	11...13	1,5...3,0	0,08...0,13	0,3...0,6	0,8...1,3 Ni
Д16	0,5	3,8...4,5	1,2...1,8	0,3...0,9	0,2 (Ti + Zn)

Процесс ЛПЛ проводили с использованием технологического лазера непрерывного действия «Комета-1» по режимам, обеспечивающим расплавление поверхностного слоя. Порошкообразный легирующий материал входил в состав обмазок, наносимых на поверхность

образцов в качестве основного компонента. Толщина обмазок варьировалась от 0,1 до 0,4 мм и подбиралась экспериментально в зависимости от желательных размеров зоны проплавления и степени ее заполнения легирующим веществом. Дисперсность используемых

порошков соответствовала 5...15 мкм. В качестве легирующей добавки использовали дисилицид ниобия NbSi₂, слои на основе которого в предыдущих исследованиях показали наилучшие результаты, как по заполнению алюминиевой ванны расплава, так и по микротвердости [6, 8].

С целью теоретического обоснования физических процессов, происходящих в ванне расплава, было выполнено компьютерное моделирование установившегося течения жидкости в объеме, обладающим осевой симметрией, и процесса заполнения ванны расплава твердыми частицами.

Исследования микроструктуры образцов проводили на протравленных микрошлифах в оптическом микроскопе Neophot-21. Распределение легирующих элементов в легированной зоне изучали при помощи микрорентгеноспектрального анализатора «Camebax-micro» с применением соответствующих K α -излучений. Проводили анализ РЭМ-изображений микрошлифов в поглощенных и вторичных электронах, а также в характеристическом излучении элементов.

Для оценки антифрикционных свойств поверхностно легированных сплавов определяли коэффициенты трения и их зависимость от времени работы трущейся пары. Испытания проводили на установке ХТИ-85, в качестве контртела использовали диск из закаленной стали 45 (с твердостью 46...48 HRC). Значения рабочих нормальных нагрузок и скоростей скольжения соответствовали диапазону внешних параметров, не приводящих к изменению физических свойств трибопары.

Результаты и их обсуждение

Моделирование конвективных потоков и полей скоростей при лазерном легировании

В процессе ЛПЛ насыщение металла легирующими компонентами происходит в результате диффузии и массопереноса в жидкой фазе при возможно конвективном или чисто механическом перемешивании расплава в зоне воздействия лазерного излучения [9], что влияет на характер распределения легирующей добавки.

Визуализация объемного распределения легирующего вещества в обрабатываемой зоне проведена путем моделирования формы конвективных потоков и распределения скоростей, возникающих в замкнутом объеме течений при помощи специально разработанной компьютерной программы. Программа позволяет прогнозировать изменение характера течения при качественном и количественном изменении параметров среды. Вычислительные методы, реализованные в программе, относятся к классу методов граничных элементов.

Для визуального представления результатов расчетов применена дискретизация области, занятой жидкостью, которая разбивается на треугольные ячейки (рис. 1), и производятся вычисления в узлах сетки. Шаг дискретизации – параметр, который задает размеры сторон треугольников во внутренней части исследуемой области течений. Граница расчетной области разбивается на участки, длина которых также равна выбранному шагу дискретизации.

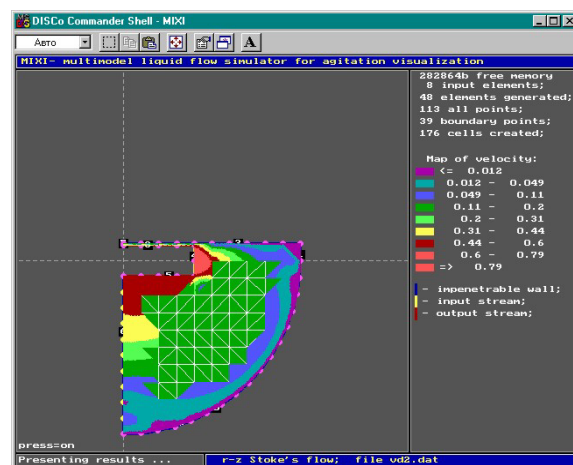


Рис. 1. Интерфейс компьютерной программы расчета структуры потоков и поля скоростей в ванне расплава

В качестве модели течения жидкости была выбрана модель, описываемая полными уравнениями Навье-Стокса [10]. Одним из способов линеаризации этой системы уравнений является допущение о несжимаемости жидкости. При этом получается система уравнений, которая в стационарном случае записывается относительно вектора скорости $\vec{v}(x, y, z)$ и давления $P(x, y, z)$:

$$\eta \cdot \Delta \vec{v} + \vec{\nabla} P = 0; \quad (1)$$

$$(\vec{\nabla} \vec{v}) = 0. \quad (2)$$

На границе расчетной области задаются краевые условия первого рода $\vec{v} = \vec{f}(x, y, z)$, т. е. все компоненты скорости. На непроницаемых стенках области течения задаются условия не протекания и прилипания, которые сводятся к соотношению:

$$\vec{v}(x, y, z) = 0. \quad (3)$$

В случае протяженных и однородных вдоль оси симметрии (оси z) структур задача сводится к двумерной. В подробной покомпонентной записи она имеет вид:

$$\vec{v}(x, y) = (v_x(x, y); v_y(x, y)); P = P(x, y). \quad (4)$$

Тогда уравнения (1) и (2) примут вид:

$$\begin{cases} \eta \cdot \left(\frac{\partial^2 v_x}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v_x}{\partial y^2} \right) + \frac{\partial P}{\partial x} = 0 \\ \eta \cdot \left(\frac{\partial^2 v_y}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v_y}{\partial y^2} \right) + \frac{\partial P}{\partial y} = 0 \\ \frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} = 0. \end{cases}$$

Граничные условия:

$$v_x(x, y) = v_{x_0}(x, y); v_y(x, y) = 0; (x, y) \in \Gamma, \quad (5)$$

где Γ – элемент границы.

Функции $v_{x_0}(x, y)$ и $v_{y_0}(x, y)$ являются заданными, причем сумма потоков, втекающего в любой элемент поверхности и вытекающего из него, равна нулю.

В случае рассмотренной осесимметричной задачи использована цилиндрическая система координат $(r; z; \theta)$.

Полагаем, что краевые условия также обладают осевой симметрией, т. е.:

$$\vec{v} = \vec{v}(r, z) = (v_r(r, z); v_z(r, z); v_\theta(r, z)). \quad (6)$$

При условии $v_\theta(r, z) = 0$ из трехмерной системы Стокса получается замкнутая система уравнений относительно $v_r(r, z)$ и $v_z(r, z)$. На границе изучаемой области задаются значения компонента скорости.

В рассматриваемом случае лазерного легирования поверхности движение жидкого металла в образующейся в поверхностном слое ванне инициируется растягивающим эффектом, возникающим в расплавленной пленке легирующей обложки. Вязкость жидкости

обеспечивает взаимодействие между соседними слоями расплава. Вследствие этого возникает коллективное движение в объеме – массоперенос.

Наличие тангенциальной к поверхности расплава силы моделировалось введением в поверхностный слой «растягивающего» элемента, физический смысл которого состоит в обеспечении течения вдоль поверхности. При практических расчетах необходимо задать некоторое значение радиальной составляющей скорости в поверхностном слое и краевые условия на поверхности ванны расплава (в случае включения в расплавленный металл твердых частиц).

Результатом работы программы является полная картина линий тока и распределения относительных значений скорости движущихся слоев во всем объеме.

Результаты исследований структуры потоков в стационарном режиме, как в случае однородной жидкости, так и при наличии твердых включений представлены на рис. 2 и 3. Система стрелок моделирует структуру потоков жидкого металла, а относительное распределение скоростей потоков в ванне расплава отображается пространственным распределением цветовых оттенков.

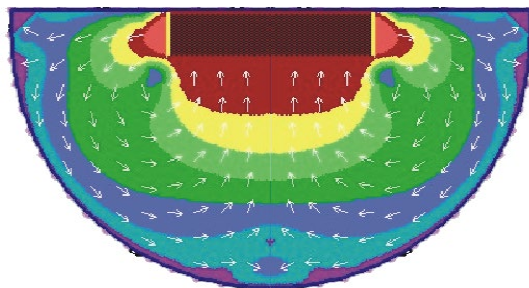


Рис. 2. Модель структуры конвективных потоков в зоне расплава

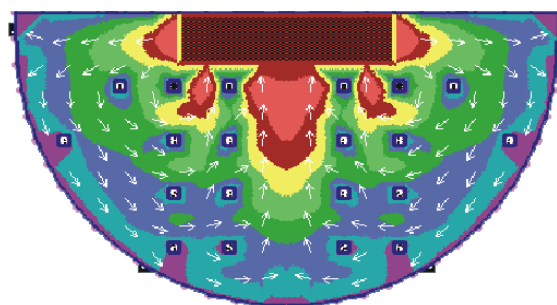


Рис. 3. Модель массопереноса при внедрении зону расплава твердых частиц легирующей обложки

Экспериментальное исследование строения зон лазерного легирования

Картины массопереноса, полученные методом физико-математического моделирования, согласуются с экспериментальными результатами металлографических исследований характера заполнения ванны расплава легирующими компонентами и их распределения в легированной зоне (рис. 4 и 5).

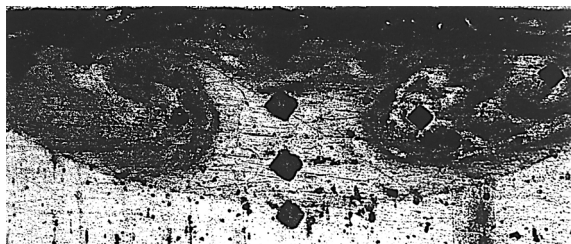
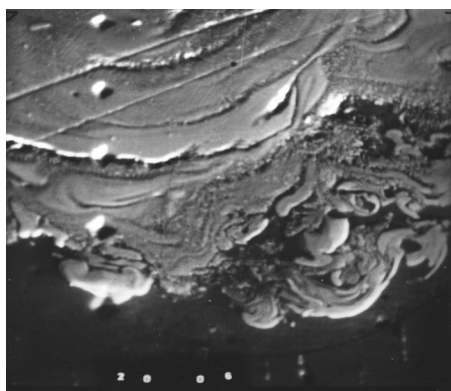


Рис. 4. Микроструктура алюминиевого сплава Д16 после лазерного легирования, иллюстрирующая конвективный характер массопереноса легирующего компонента в зоне расплава ($\times 250$)

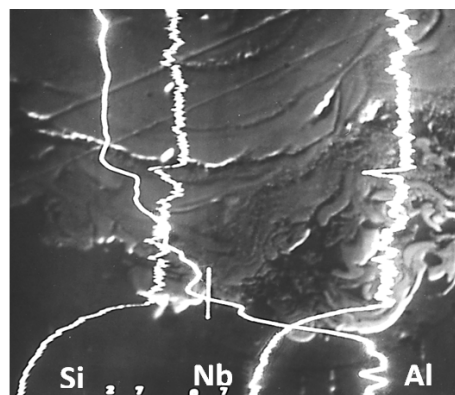


Рис. 5. Микроструктура алюминиевого сплава Д16 после лазерного легирования, иллюстрирующая заполнение зоны расплава легирующим компонентом по механизму внедрения конгломератов частиц обмазки ($\times 250$)

Объемное распределение легирующих компонентов в момент застывания расплава иллюстрирует рис. 6. В том случае, когда процесс массопереноса обусловлен внедрением твердых частиц легирующего вещества, их конгломераты выявляются в виде участков пониженной травимости (см. рис. 6, а). При этом изменение микротвердости по глубине упрочненной зоны имеет неравномерный характер с периодическими максимумами, соответствующими твердости частиц [11]. Концентрации Nb и Si за пределами зоны легирования резко снижаются, что видно из рис. 6, б.



а)



б)

Рис. 6. РЭМ-изображение сплава Д16 после насыщения дисилицидом ниобия (а) и кривые распределения элементов по толщине легированного слоя (б) ($\times 600$)

Исследование антифрикционных свойств поверхностно легированных сплавов

Антифрикционные свойства твердых тел определяются их силовым взаимодействием при относительном перемещении, что оценивается коэффициентом внешнего трения. Условием его возникновения является наличие положительного градиента механических свойств по глубине.

Испытания показали, что лазерное поверхностное легирование алюминиевых сплавов дисилицидом ниобия позволяет в 3 – 4 раза

снизить коэффициент трения поверхности и дает возможность варьирования его значения за счет регулирования коэффициента заполнения поверхности K_3 и объемной доли конгломератов твердых частиц в зоне легирования, что соотносится с микротвердостью, как показателем упрочнения [12].

Проведено сопоставление временной зависимости коэффициента трения с величиной, усредненной по поверхности микротвердости Н100. Увеличение твердости поверхности соответствует уменьшению коэффициента трения,

что видно из рис. 7. Это согласуется с общепринятыми представлениями, интерпретирующими повышение твердости как увеличение эффективного значения модуля Юнга материала поверхностного слоя [13].

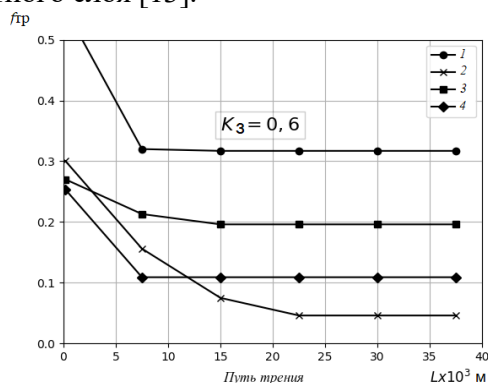


Рис. 7. Изменение коэффициента трения алюминиевого сплава Д16, легированного дисилицидом ниобия, в процессе испытаний без смазки для поверхностей с различной микротвердостью:

1 – H100 = 1380 МПа (исходное состояние);
2 – H100 = 3600 МПа; 3 – H100 = 4800 МПа;
4 – H100 = 5300 МПа

Известно, что применение смазочных материалов улучшает эксплуатационные свойства пар трения. Изменение коэффициента трения в период приработки в различных смазочных средах показано на рис. 8. Экспериментальные данные приведены для алюминиевого сплава Д16, легированного дисилицидом ниобия, при $K_3 = 0,6$. Наименьшие значения коэффициента трения получены при применении антифрикционной смазки ЦИАТИМ 201 (кривая 3). Ухудшение коэффициента трения при использовании масла КС-19 (кривая 1), а также жидкой смазки с присадками ПМС-100 (кривая 2), вероятнее всего связано с увеличением вязкости смазочных материалов.

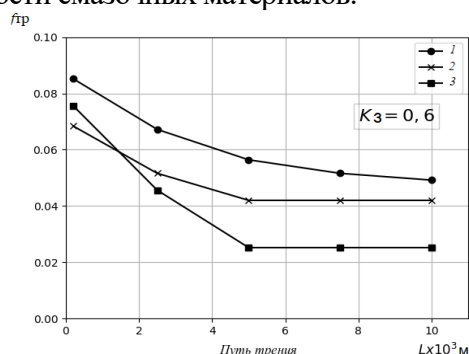


Рис. 8. Изменение коэффициента трения алюминиевого сплава Д16, легированного дисилицидом ниобия, в период приработки при испытаниях в различных смазочных средах:

1 – ПМС-100; 2 – компрессорное масло КС-19;
3 – ЦИАТИМ-201

Сравнение рис. 7 и 8 показывает, что во всех случаях коэффициент трения без смазочного материала выше, чем при трении со смазкой. Увеличение изнашивания обусловлено адгезионным взаимодействием испытуемого образца и контртела. Так называемые мостики сварки, образующиеся между поверхностями контактирующих тел, непрерывно разрушаются (срезаются) как по месту их образования, так и на некоторой глубине, и формируются вновь. При наличии смазочного материала между контртелом и образцом формируется устойчивая трибопленка, которая значительно уменьшает адгезионное взаимодействие между трущимися поверхностями. Кроме того, трибопленка имеет меньшую вязкость по сравнению с вязкостью оксидных пленок, возникающих на поверхностях при сухом трении на воздухе. Как следствие, снижается износ упрочненных образцов.

Заключение

Показано повышение антифрикционных свойств алюминиевых сплавов при лазерном поверхностном легировании путем целенаправленного создания в поверхностном слое гетерофазной структуры типа «твердые включения в мягкой матрице». ЛПЛ сплавов АЛ25 и Д16 дисилицидом ниобия позволяет в 3 – 4 раза снизить коэффициент трения поверхности, значения которого регулируются объемной долей частиц высокой твердости в зоне легирования, что определяет ее микротвердость, как показатель упрочнения.

Методом компьютерного моделирования процесса массопереноса в жидкой зоне лазерного воздействия проведен расчет конвективных потоков при наличии в ванне расплава твердых частиц, что позволяет прогнозировать механические свойства сплава в зоне поверхностного легирования при различных режимах лазерной обработки.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Тарасова Т.В., Гвоздева Г.О. Исследование процессов лазерного легирования поверхности алюминиевых сплавов // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2012. № 3. 48 с.
2. Смирнова Н.А. Лазерное легирование поверхности алюминиевых сплавов // Научно-технические технологии в машиностроении. 2014. № 3 (33). С. 28–36.

3. Мурзин С.П., Трегуб В.И., Трегуб Н.В., Никифоров А.М. Локальное легирование алюминиевых сплавов с применением лазерного воздействия // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2012. Т. 14. № 6. С. 120–124.

4. Bernatsky A. V. Laser surface alloying of steel items (Review). The Paton Welding Journal. 2013. no. 12. pp. 2–8.

5. Чудина О.В. Модифицирование стальной поверхности с использованием лазерного нагрева // Сварочное производство. 2016. № 3. С. 24–28.

6. Петрова Л.Г., Александров В.Д., Морщилов М.В. Получение износостойких покрытий на сплавах алюминия методом лазерного легирования // Научные технологии в машиностроении. 2021. № 9 (123). С. 42–48.

7. Хрущов М.М. Трение, износ и микротвердость материалов: Избранные работы (к 120-летию со дня рождения). КРАСАНД. 2012. 512 с.

8. Александров В.Д., Петрова Л.Г., Белашова И.С., Морщилов М.В. Системный подход к проблеме поверхностного упрочнения алюминиевых сплавов лазерной обработкой // Научные технологии в машиностроении. 2022. № 5 (131). С. 11–19.

9. Белашова И.С., Тарасова Т.В. Исследование кинетики массопереноса при лазерном легировании. // Научные технологии. 2007. Т. 8. № 12. С. 57–62.

10. Авдусевский В.С. Математическое моделирование конвективного теплообмена на основе уравнений Навье-Стокса. М.: Наука, 1987. 258 с.

11. Александров В.Д., Петрова Л.Г., Сергеева А.С. Поверхностное легирование алюминиевых сплавов с использованием лазерного нагрева // СТН. № 7. 2017. С. 23–26

12. Приходько В.М., Петрова Л.Г., Чудина О.В. Металлофизические основы разработки упрочняющих технологий. М.: Машиностроение, 2003. 380 с.

REFERENCES

1. Tarasova T.V., Gvozdeva G.O. Investigation of the processes of laser doping of aluminum alloy surfaces/ Science and Education: Scientific publication of the Bauman Moscow State Technical University, 2012, no. 3, 48 p.

2. Smirnova N.A. Laser surface alloying of aluminum alloys / Science intensive technologies in mechanical engineering, 2014, no. 3 (33), pp. 28–36.

3. Murzin S.P., Tregub V.I., Tregub N.V., Nikiforov A.M. Point alloying of aluminum alloys using laser altering/ Izvestiya of Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences, 2012, vol. 14, no. 6, pp. 120–124.

4. Bernatsky A. V. Laser surface alloying of steel items (Review). The Paton Welding Journal. 2013. no. 12. pp. 2–8.

5. Chudina O.V. Modification of a steel surface using laser heating. Welding production, 2016, no. 3, pp. 24–28.

6. Petrova L.G., Alexandrov V.D., Morchilov M.V. Formation of wear resistant coatings on aluminum alloys using laser doping technique / Science intensive technologies in mechanical engineering, 2021, no. 9 (123), pp. 42–48.

7. Khrushchev M.M. Friction, wear and microhardness of materials: Selected works (to the 120th anniversary), KRASAND Publ., 2012, 512 p.

8. Alexandrov V.D., Petrova L.G., Belashova I.S., Wrinkilov M.V. A systematic approach to the problem of face hardening of aluminum alloys by industrial laser machining / Science intensive technologies, 2022, no. 5 (131), pp. 11–19.

9. Belashova I.S., Tarasova T.V. Studies on mass transfer kinetics in laser doping. // Science intensive technologies. 2007, vol. 8, no. 12, pp. 57–62.

10. Avdushevsky, V.S. Mathematical modeling of convective heat and mass transfer based on the Navier-Stokes equations. Moscow: Nauka, 1987, 258 p.

11. Alexandrov V.D., Petrova L.G., Sergeeva A.S. Surface alloying of aluminum alloys using laser heating / STN. no. 7, 2017, pp. 23–26.

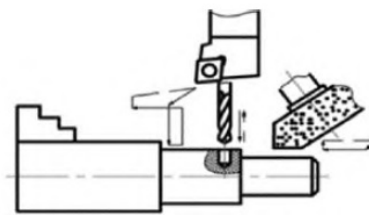
12. Prihod'ko V.M., Petrova L.G., Chudina O.V. Metallophysical basis for reinforcing technologies development, Moscow: Mashinostroyeniye, 2003, 380 p.

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article. The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 22.02.2023; одобрена после рецензирования 13.03.2023; принята к публикации 17.03.2023

The article was submitted 22.02.2023; approved after reviewing 13.03.2023; accepted for publication 17.03.2023



Научноёмкие технологии в машиностроении. 2023. №4 (142). С.37-48.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. №4 (142). P. 37-48.

Научная статья
УДК 621.787.4
doi: 10.30987/2223-4608-2023-37-48

Влияние реверсивного поверхностного пластического деформирования на параметры волнистости цилиндрических деталей

Семен Азикович Зайдес¹, д.т.н.,
Хью Хай Нгуен², аспирант.

^{1, 2} Иркутский национальный исследовательский технический университет, Иркутск, Россия

¹ zsa@istu.edu, <https://orcid.org/0000-0001-9416-7749>

² nquan6799@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0001-7909-385X>

Аннотация. Представлены результаты экспериментальных исследований по определению влияния параметров реверсивного поверхностного пластического деформирования на параметры волнистости поверхности цилиндрических деталей из стали 45. Для реализации предлагаемого способа отделочно-упрочняющей обработки разработано устройство для образования реверсивного кругового движения рабочего инструмента. По результатам экспериментальных исследований и с помощью компьютерной программы PyCharm с языком программирования Python, были определены оптимальные режимы упрочнения, обеспечивающие наименьшую высоту волнистости.

Ключевые слова: реверсивное поверхностное пластическое деформирование, параметры волнистости, двухрадиусный ролик, амплитуда угла реверсивного вращения, реверсивная частота вращения

Для цитирования: Зайдес С.А., Нгуен Х.Х. Влияние реверсивного поверхностного пластического деформирования на параметры волнистости цилиндрических деталей // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2023. № 4 (142). С. 37–48. doi: 10.30987/2223-4608-2023-37-48

Influence of reversible surface plastic deformation parameters on the parameters of the surface waviness of cylindrical parts

Semen A. Zaides¹, D. Eng.,
Huu H. Nguyen², PhD student.

^{1, 2} Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, Russia

¹ zsa@istu.edu

² nquan6799@gmail.com

Abstract. The results of experimental studies to determine the influence of the parameters of reversible surface plastic deformation on the parameters of the surface waviness of cylindrical parts made of steel 45, are presented. The proposed method implementation for finishing and hardening treatment requires the development of a device for the formation of a reversing circular motion of the working tool. On completion of experimental studies using the PyCharm computer program and Python programming language, optimal modes of simplification were determined, providing the lowest waviness height.

Keywords: reversible surface plastic deformation, waviness parameters, two-radius rolling element, amplitude in reversing rotation angle, reversing angular velocity

For citation: Zaides S.A., Nguyen H.H. Influence of reversible surface plastic deformation parameters on the parameters of the surface waviness of cylindrical parts / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. № 4 (142). P. 37–48. doi: 10.30987/2223-4608-2023-37-48

Введение

Работоспособность деталей машин во многом зависит от качества поверхностного слоя. Качество поверхности — это показатель, который объединяет ряд важных свойств поверхностного слоя, такие как форма поверхностного слоя (волнистость, шероховатость, округлость), состояние и физико-механические свойства поверхностного слоя, а также взаимодействие поверхностного слоя с рабочей среды (износостойкость, усталостная прочность, коррозионная стойкость). Важным критерием качества является волнистость поверхностного слоя, которая оказывает значительное влияние на ресурс подвижных и надежность неподвижных соединений [1 – 3].

Волнистость поверхности деталей машин, возникающая при изготовлении, а также в процессе работы машины под влиянием силовых и температурных деформаций и вибрации, уменьшает контактную жесткость стыковых поверхностей деталей и изменяет установленный при сборке начальный характер посадок. Волнистость возникает при обработке на низких скоростях резания; частота их близка к частоте собственных колебаний заготовки или узлов станка. Волнистость поверхности отрицательно влияет на эксплуатационные свойства деталей: увеличивается скорость изнашивания и снижается долговечность трущихся поверхностей; уменьшается площадь контакта сопряженных поверхностей и контактная жесткость; снижается герметичность соединения; снижается КПД передачи из-за увеличения силы трения; ослабляется натяг в соединениях а, следовательно, их прочность и ухудшается внешний вид изделий [4 – 6].

Для повышения качества поверхностного слоя ответственных деталей машин на практике достаточно широко применяют отделочно-упрочняющую обработку поверхностным пластическим деформированием (ППД). Благодаря тонкой пластической деформации поверхностного слоя удастся не только

эффективно сгладить микронеровности, но и сформировать сжимающие остаточные напряжения в поверхностном слое и упрочнить металл [7 – 9].

В Иркутском национальном исследовательском техническом университете ведутся работы по созданию новых способов ППД [10 – 12]. Одним из них является процесс, основанный на реверсивном ППД [13]. Особенность данного способа заключается в новой кинематике рабочего инструмента, реализующей реверсивное круговое движение тороидального ролика. С использованием конечно-элементного моделирования и численных расчетов в работах [10, 14, 15] было установлена эффективность данного способа для интенсификации напряженного состояния в очаге деформации и формирования остаточных сжимающих напряжений в поверхностных слоях деталей машин.

Цель данной работы заключается в экспериментальном определении влияния параметров и режимов реверсивного ППД на геометрические параметры волнистости поверхностного слоя цилиндрических деталей из среднеуглеродистой стали Ст 45.

Способ реверсивного поверхностного пластического деформирования

Схема реверсивного ППД цилиндрической заготовки представлена на рис. 1, где показана также и кинематика деформирующего инструмента.

Особенность данного способа заключается в том, что деформирующий элемент выполнен в виде двухрадиусного ролика, вершины которого располагаются относительно друг друга на некотором расстоянии l , при этом ось вращения деформирующего элемента расположена параллельно оси заготовки, а рабочему инструменту (РИ) сообщают реверсивное вращение относительно оси, проходящей через плоскость, соединяющую два ролика деформирующего элемента и перпендикулярную оси заготовки, с круговой амплитудой угла α_p (рис. 1).

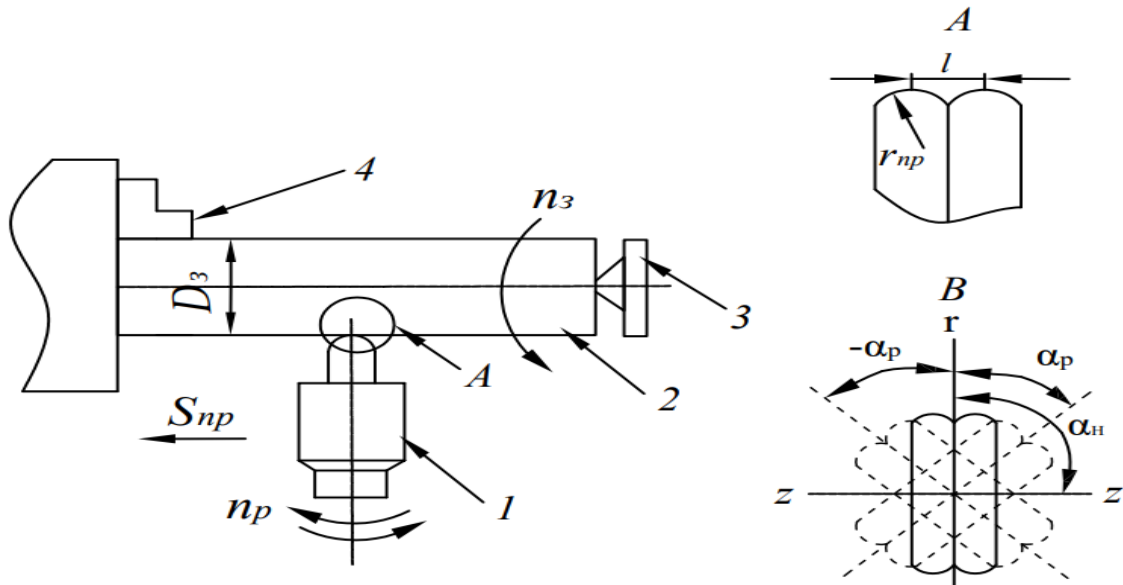


Рис. 1. Схема реверсивного поверхностного пластического деформирования двухрадиусным роликом:

1 – рабочий инструмент; 2 – заготовка; 3 – задняя бабка; 4 – трехкулачковый патрон;

A – вид вершин двухрадиусного ролика; B – схема реверсивного вращения двухрадиусного ролика

Как видно из схемы обработки (см. рис. 1) параметрами режима, определяющими кинематику процесса, являются: частота вращения заготовки n_z ; продольная подача РИ S_{np} ; реверсивная частота вращения РИ n_p ; амплитуда угла реверсивного вращения РИ α_p . Заготовку 2 устанавливают на токарно-винторезном станке, закрепляют в трехкулачковом патроне 4 и поджимают вращающимся центром задней бабки 3. Заготовке придают вращательное движение с частотой n_z (об/мин). Рабочему инструменту 1 одновременно сообщают продольную подачу S_{np} и реверсивное вращение n_p вокруг своей оси.

Методика и техника выполнения эксперимента

Для определения параметров волнистости цилиндрических деталей после реверсивного ППД использовали образцы из

среднеуглеродистой стали 45 диаметром 28 мм (рис. 2). Опытные образцы разделены поперечными канавками на шесть одинаковых участков по длине и диаметру, которые упрочняются с использованием разных технологических параметров и режимов обработки. На каждом образце испытывался один параметр ППД с пятью разными режимами упрочнения, что позволяло построить соответствующие графики. Один из шести участков не обрабатывался, и он служил для определения исходной волнистости поверхности перед ППД.

Для исключения биения обрабатываемой поверхности образец закрепляли в трехкулачковом патроне токарного станка и поджимали задним центром. После этого цилиндрическую поверхность образца диаметром 30 мм протачивали резцом до диаметра 28 мм ($S_{np} = 0,2$ мм/об; $n_z = 600$ об/мин; $t = 0,2$ мм), а затем упрочняли реверсивным ППД

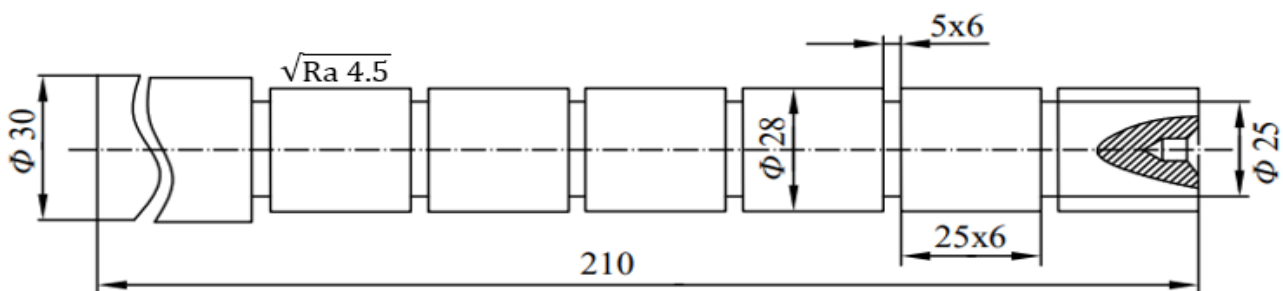


Рис. 2. Образец для экспериментального определения параметров волнистости поверхности после реверсивного ППД

Устройство для реверсивного ППД. Для реализации предлагаемого способа отделочно-упрочняющей обработки авторами статьи разработано устройство для образования реверсивного кругового движения рабочего инструмента (рис. 3). Устройство содержит рабочий инструмент *1* выполненный в виде двухрадиусного ролика с реверсивной частотой вращения n_p по заданной круговой амплитуде, шпонку *2*, с помощью которой на валу шагового электродвигателя *3* закреплен рабочий инструмент *1*, шаговый электродвигатель *3* смонтирован на основании *12*, блок управления *4* расположен в электрическом шкафу, в котором находятся кнопка запуска *5*, регулятор частоты реверса *6*, программируемый контроллер (PLC) *11*, экран режимов обработки *8*, автоматический выключатель *9* и трансформатор *10*. Параметры шагового электродвигателя задаются по управляющей программе при помощи персонального компьютера *7* через блок управления *4*.

Устройство работает следующим образом: управляющая программа для шагового

электродвигателя *3*, запрограммированная на персональном компьютере *7*, загружается в программируемый контроллер (PLC) *11*. Запускают систему нажатием кнопки запуска *5*, выбирают режим обработки, используя регулятор частоты реверса *6* и кнопки величины угла реверса рабочего инструмента. Информация о параметрах рабочего инструмента отражается на экране режимов обработки *8*. Программируемый контроллер (PLC) *11* преобразует команды управляющей программы в управляющие импульсы, подаваемые на обмотки шагового электродвигателя *3*. При этом рабочий инструмент вращается по заданной управляющей программой движением – реверсивное вращение по амплитуде $\pm \alpha$ с частотой реверса n_p . Трансформатор *10*, используется для преобразования напряжения переменного тока 220 V в напряжение постоянного тока 15 V, необходимое для программируемого контроллера *11*, а автоматический выключатель *9*, служит для защиты электрических цепей от перегрузки или короткого замыкания.

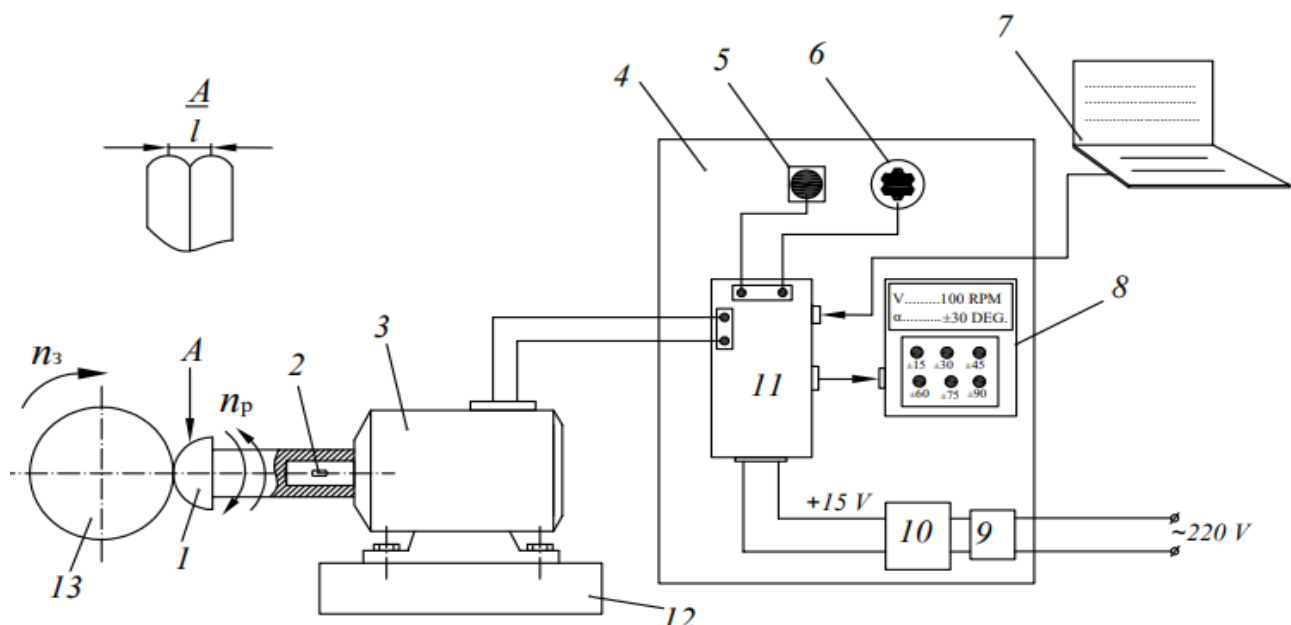


Рис. 3. Принципиальная схема устройства для реверсивного поверхностного пластического деформирования двухрадиусным роликом:

1 – рабочий инструмент; *2* – шпонка; *3* – шаговый электродвигатель; *4* – блок управления; *5* – кнопка запуска; *6* – регулятор скорости реверса; *7* – персональный компьютер; *8* – экран режимов обработки; *9* – автоматический выключатель; *10* – трансформатор; *11* – программируемый контроллер; *12* – основание, *13* – заготовка

Экспериментальные исследования проведены на токарном станке 1К62, где вместо верхней

части суппорта устанавливается устройство для создания реверсивного кругового

движения двухрадиусного ролика (рис. 4). Геометрические характеристики рабочего инструмента: диаметр рабочего ролика $D_p = 30$ мм; профильный радиус $r_{пр} = 2.5$ мм; расстояние между вершинами рабочего ролика $l = 1,5$ мм; материал – быстрорежущая сталь SKD-11. В качестве технологической смазки использовано индустриальное масло И-40А, которое широко применяется при обработке деталей ППД.

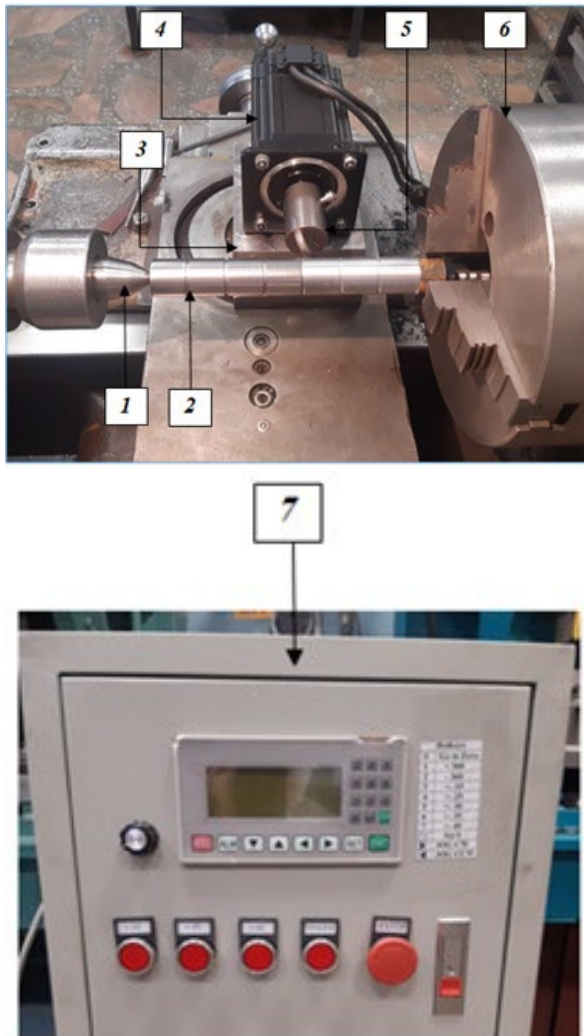


Рис. 4. Общий вид устройства для реверсивного поверхностного пластического деформирования наружных поверхностей цилиндрических деталей на токарном станке:

1 – задний центр; 2 – обрабатываемый образец; 3 – основание; 4 – шаговый электродвигатель; 5 – рабочий инструмент; 6 – трехкулачковый патрон; 7 – панель управления параметрами движения рабочего инструмента

Методика измерения волнистости

Измерение параметров волнистости цилиндрической поверхности опытных образцов, подвергающихся маятниковому ППД, проводили с помощью профилометра

Form Talysurf i200 производства компании Taylor Hobson (рис. 5). Для измерения волнистости цилиндрический образец 1 устанавливался в V-образную призму, закрепленную на подложке. Измерительная головка 5 перемещается в соответствии сигналом ручного управления по поверхности образца 1 для осуществления измерения. Результаты каждого замера представляются на экране компьютера в виде профилограмм с высотными и шаговыми характеристиками микропрофиля.

Для обеспечения корректности измерения параметры волнистости каждого участка определили в трех зонах через 120° по окружности. Исходя из результатов средних значений по трем замерам определили зависимость волнистости упрочненных поверхностей от каждого технологического параметра реверсивного ППД, которая отражается в графиках, представленных далее.

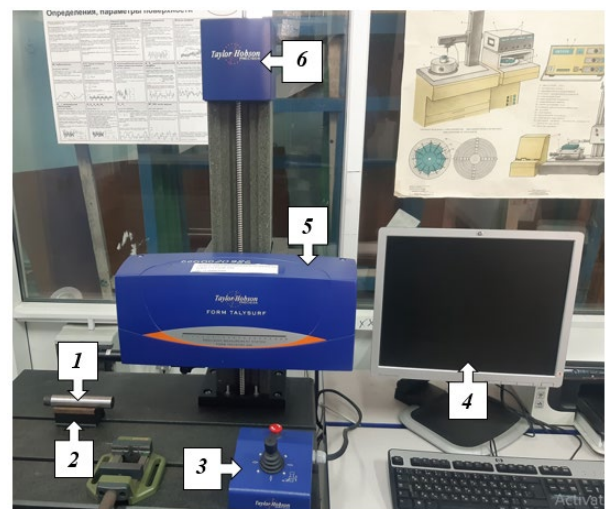


Рис. 5. Измерительный комплекс для определения волнистости поверхности на профилометре Form Talysurf i200 производства компании Taylor Hobson: 1 – опытный образец; 2 – V-образная призма с подложкой; 3 – ручное управление измерительной головкой; 4 – персональный компьютер; 5 – измерительная головка; 6 – направляющая по вертикали

В отличие от шероховатости поверхности для параметров волнистости характерны микронеровности со значительно большим шагом по сравнению с высотой. Волнистость занимает промежуточную границу между шероховатостью и погрешностью формы, которую можно установить по следующему отношению шага S_w к высоте неровностей W_z : отклонения, у которых отношение $S_w/W_z < 50$, относят к шероховатости; при $50 \leq S_w/W_z \leq 1000$ – к

волнистости; при $S_w/W_z > 1000$ – к отклонениям формы. Для оценки волнистости поверхности используют параметры W_z и S_w , которые являются базовыми характеристиками волны и отражают вполне достаточную информацию о волнистости исследуемой поверхности.

Результаты экспериментальных исследований

Базовые режимы обработки, которые были установлены в результате предварительного упрочнения реверсивным ППД, представлены в табл. 1.

1. Базовые режимы реверсивного ППД

$S_{пр}$, мм/об	n_z , об/мин	t , мм	α_n , °	α_p , °	n_p , дв.ход./мин
0.075	100	0,075	90	± 15	120

Опытные образцы после механической обработки резанием имеют поверхность с исходной волнистостью: $W_z = 15,1 \dots 15,5$ мкм;

$S_w = 1400 \dots 1500$ мкм. Профилограммы волнистости поверхностей до и после маятникового ППД показаны на рис. 6.



Рис. 6. Профилограммы исходной (а) и упрочненной (б) поверхностей при реверсивном ППД (при базовых режимах обработки)

Из рис. 6 видно, что способ реверсивного ППД значительно снижает волнистость поверхности цилиндрических деталей, при этом высота W_z и шаг S_w неровности поверхности после упрочнения реверсивным ППД в

условиях базовых режимах обработки уменьшаются на 64 % и 47 %, соответственно.

Рассмотрим степень влияния каждого технологического параметра реверсивного

ППД на параметры волнистости поверхности цилиндрических заготовок.

Влияние продольной подачи и частоты вращения заготовки. Зависимость

параметров волнистости от величины продольной подачи и частоты вращения заготовки после реверсивного ППД представлена на рис. 7

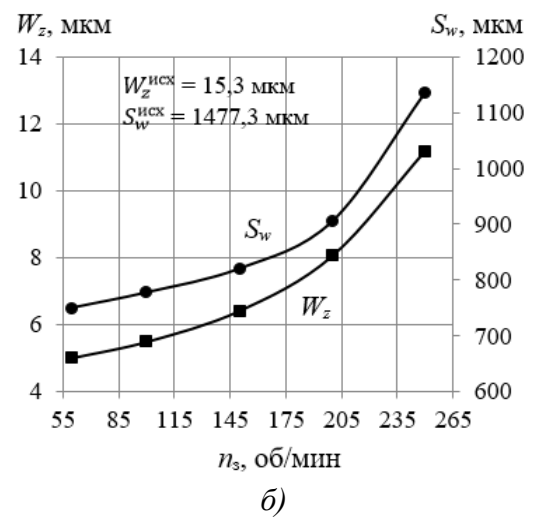
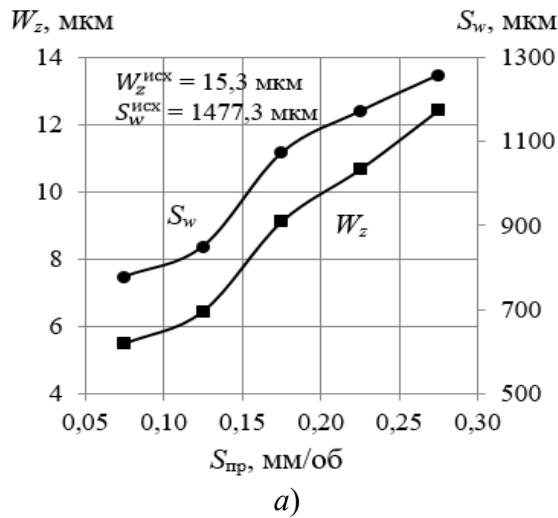


Рис. 7. Влияние продольной подачи (а) и частоты вращения заготовки (б) на параметры волнистости после реверсивного ППД

Анализ экспериментальных результатов на рис. 7 показал, что чем меньше величина продольной подачи и частота вращения заготовки, тем ниже параметры волнистости. Установлено, что уменьшение продольной подачи рабочего инструмента от 0,275 до 0,075 мм/об и частоты вращения заготовки от 250 до

60 об/мин приводит к снижению значения параметров волнистости почти в 1,5 – 2,3 раза.

Влияние величины радиального натяга и начального угла установки рабочего инструмента. Влияние величины радиального натяга и начального угла установки РИ на параметры волнистости после реверсивного ППД представлено на рис. 8.

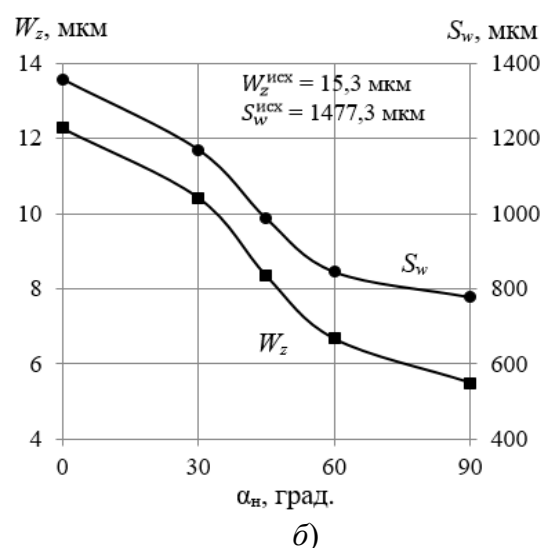
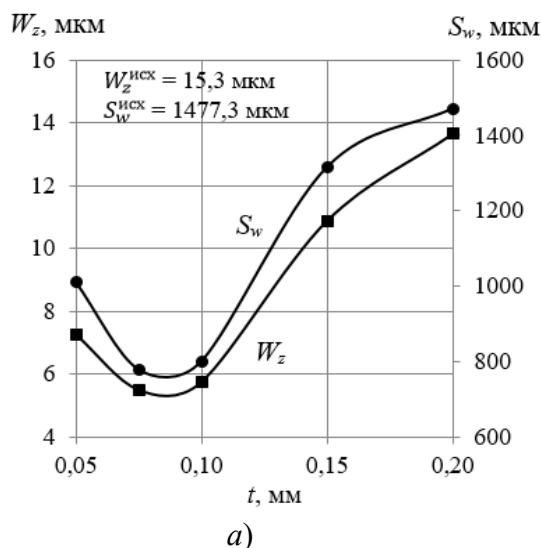


Рис. 8. Зависимость параметров волнистости от величины радиального натяга (а) и начального угла установки рабочего инструмента (б) после реверсивного ППД

Наименьшее значение параметров волнистости после реверсивного ППД обеспечивается при величине радиального натяга $t = 0,075 \dots 0,10$ мм, при этом значение W_z и S_w

снижаются в 2,6...2,8 раза и 1,8...1,9, соответственно, по сравнению с исходным микропрофилем, что видно из рис. 8, а. При малой величине радиального натяга ($t = 0,05$ мм)

происходит незначительное изменение формы профиля из-за неполного деформирования микронеровностей, а при $t > 0,1$ мм значения параметров волнистости резко возрастают. Большая величина радиального натяга приводит к увеличению вибраций в процессе ППД, которая увеличивает параметры волнистости. Следует отметить, что наименьшие значения параметров волнистости после реверсивного ППД достигаются при начальном угле установки РИ $\alpha_n = 90^\circ$ (см. рис. 8, б), а наибольшие

при $\alpha_n = 0^\circ$. При изменении начального угла установки РИ от 0° до 90° значения параметров волнистости W_z и S_w уменьшаются в 2,2 и 1,7 раза, соответственно.

Влияние амплитуды угла и реверсивной частоты вращения рабочего инструмента. Графики, показывающие зависимость величины W_z и S_w от амплитуды угла и реверсивной частоты вращения рабочего инструмента после ППД представлены на рис. 9.

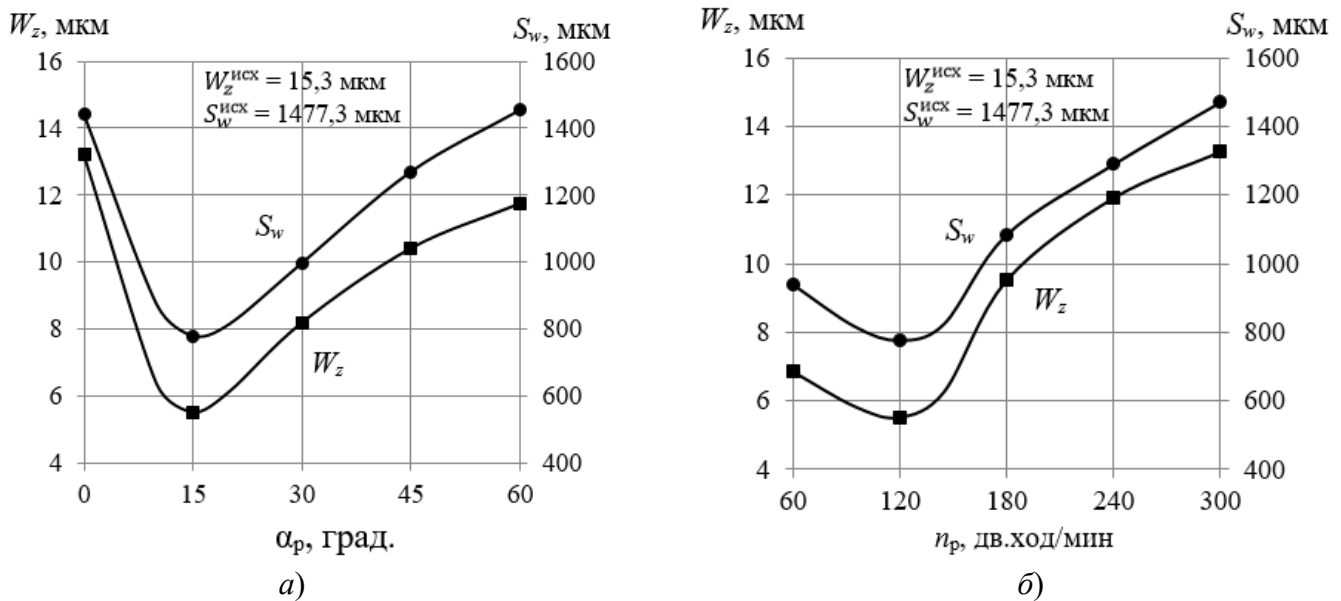


Рис. 9. Влияние амплитуды угла и реверсивной частоты вращения рабочего инструмента на параметры волнистости после ППД

Наименьшие значения параметров волнистости после реверсивного ППД достигаются при $\alpha_p = \pm 15^\circ$ и $n_p = 120$ дв.ход./мин, что видно из рис. 9. При таких значениях параметров процесс деформирования происходит плавно, с полным сглаживанием микронеровностей обрабатываемой поверхности, вследствие чего образуется новый профиль поверхности с меньшей волнистостью.

Экспериментальные исследования показали, что не все параметры реверсивного ППД имеют оптимальные режимы, при которых высота волнистости достигает минимального значения. Некоторые параметры монотонно влияют на снижение или повышение высоты волнистости. Для поиска оптимальных режимов реверсивного ППД, обеспечивающих получение наименьшей высоты волнистости, использовали компьютерную программу

PyCharm с языком программирования Python [16 – 18]. Для определения наименьшей высоты волнистости использовали однофакторные уравнения (1), полученные при описании экспериментальных кривых (см. рис. 7, 8, 9) для обработки в программе PyCharm. При этом высота волнистости является параметром оптимизации, который можно представить в виде функции $W_z = f(S_{np}, n_3, t, n_p, \alpha_p, \alpha_n) = \text{const}$.

$$W_z = \begin{cases} 14S_{np}^2 + 31,24S_{np} + 2,8730 \\ 0,0002n_3^2 - 0,0234n_3 + 5,8977 \\ 449,34t^2 - 60,541t + 8,3266 \\ 0,0001n_p^2 - 0,0052n_p + 5,7421 \\ 0,0061\alpha_p^2 - 0,3315\alpha_p + 11,007 \\ 0,0002\alpha_n^2 - 0,1003\alpha_n + 12,5 \end{cases} \quad (1)$$

Результаты статистической обработки по определению оптимальных режимов упрочнения, обеспечивающих наименьшую высоту

волнистости после реверсивного ППД представлены на рис. 10.

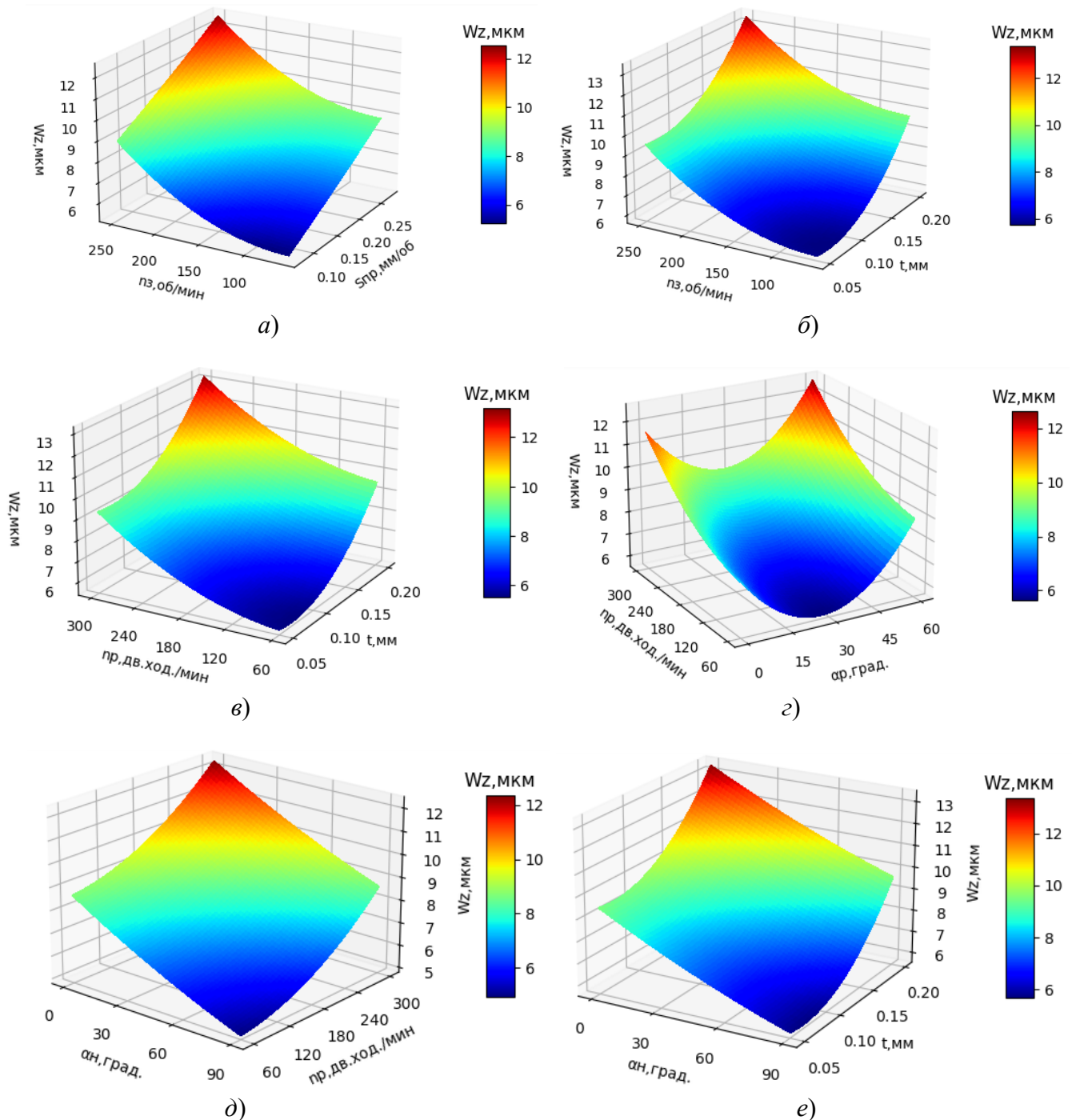


Рис. 10. Поверхности отклика высоты волнистости цилиндрической поверхности после реверсивного ППД в зависимости от:

а – продольной подачи и частоты вращения заготовки; *б* – частоты вращения заготовки и величины радиального натяга; *в* – величины радиального натяга и реверсивной частоты вращения рабочего инструмента; *г* – реверсивной частоты вращения и амплитуды угла реверсивного вращения рабочего инструмента; *д* – реверсивной частоты вращения и начального угла установки рабочего инструмента; *е* – величины радиального натяга и начального угла установки рабочего инструмента

В результате статистической обработки установлено, что минимальная высота

волнистости (около 5,5 мкм) достигается при следующих значениях технологических

параметров ППД: продольная подача $0,075 \div 0,1$ мм/об; частота вращения заготовки $60 \div 100$ об/мин; величина радиального натяга $0,075 \div 0,1$ мм; реверсивная частота вращения РИ $100 \div 120$ дв.ход./мин; начальный угол установки РИ 90° и величина угла реверсивного вращения РИ $\pm 10^\circ \div \pm 20^\circ$.

Таким образом, в результате проведенных экспериментальных исследований были установлены закономерности изменения параметров волнистости в зависимости от технологических параметров реверсивного ППД. Результаты исследования позволяют оценить эффективность предлагаемого способа упрочнения с точки зрения обеспечения качества поверхности цилиндрических деталей. Выбор оптимальных технологических режимов обработки позволяет достичь наименьшую высоту волнистости поверхности деталей при реверсивном ППД.

Выводы

1. Для реализации реверсивного поверхностного пластического деформирования спроектировано и изготовлено устройство, использующее шаговый электродвигатель, движение которого программируется на персональном компьютере.

2. На основе экспериментальных исследований установлено влияние параметров и режимов реверсивного поверхностного пластического деформирования на параметры волнистости цилиндрических деталей типа валов и осей.

3. Для обеспечения минимальной высоты волнистости поверхности упрочненных деталей определены оптимальные режимы упрочнения: продольная подача $0,075 \div 0,1$ мм/об; частота вращения заготовки $60 \div 100$ об/мин; величина радиального натяга $0,075 \div 0,1$ мм; реверсивная частота вращения РИ $100 \div 120$ дв.ход./мин; начальный угол установки РИ 90° и величина угла реверсивного вращения РИ $\pm 10^\circ \div \pm 20^\circ$.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Прилуцкий В.А. Технологические методы снижения волнистости поверхностей. М: Машиностроение, 1978. 136 с.

2. Суслов А.Г. Качество поверхностного слоя деталей машин. М.: Машиностроение, 2000. 320 с.

3. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.

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

5. Гуров Р.В. Формирование качества поверхностного слоя при отделочных и отделочно-упрочняющих режимах отделочно-упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием // Вестник Брянского государственного технического университета. 2011. № 3 (31). С. 67–73.

6. Шнейдер Ю.Г. Регуляризация микрогеометрии поверхностей деталей // Вестник машиностроения. 1991. № 5. С. 12–15.

7. Вирт, А.Э. Влияние усилия деформирования при ППД на шероховатость обработанной поверхности // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2014. № 12-1. С. 12–14.

8. Бутаков Б.И., Шебанин В.С., Марченко Д.Д., Артюх А.В. Поверхностное пластическое деформирование как метод повышения качества деталей машин // Труды Госнिति. 2011. Т. 107. № 2. С. 85–87.

9. Демкин Н.Б., Рыжов Э.В. Качество поверхности и контакт деталей машин. М.: Машиностроение, 1981. 244 с.

10. Зайдес С.А., Нгуен Хыу Хай. Влияние начальной ориентации рабочего инструмента на напряженно-деформированное состояние при реверсивном поверхностном пластическом деформировании // Технология металлов. 2022. № 12. С. 11–20.

11. Зайдес С.А., Хо Минь Куан. Маятниковое поверхностное пластическое деформирование цилиндрических заготовок // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2022. № 5. С. 344–353.

12. Зайдес С.А., Нгуен Ван Хинь. Влияние направления и геометрии рабочего инструмента на напряженно-деформированное состояние при осциллирующем выглаживании цилиндрических деталей // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2018. № 8 (701). С. 28–36.

13. Пат. 2758713 РФ. Способ поверхностного пластического деформирования наружных поверхностей тел вращения / Зайдес С.А., Нгуен Хыу Хай, заявл. 14.01.2021; опубл. 01.11.2021.

14. Зайдес С.А., Нгуен Хыу Хай. Влияние кинематики тороидального ролика на напряженно-деформированное состояние при поверхностном пластическом деформировании // Металлообработка. 2022. № 2 (128). С. 40–48.

15. Зайдес С.А., Нгуен Хыу Хай. Влияние основных параметров реверсивного поверхностного пластического деформирования на напряженно-деформированное состояние цилиндрических деталей // Системы. Методы. Технологии. 2022. № 3 (55). С. 7–15.

16. Francesco Farina, Andrea Camisa, Andrea Testa, Ivano Notarnicola, Giuseppe Notarstefano. DISROPT: a Python Framework for Distributed Optimization // IFAC-PapersOnLine. 2020. Vol. 53. P. 2666–2671. <https://doi.org/10.1016/j.ifacol.2020.12.382>

17. Ali Ahrari, Saber Elsayed, Ruhul Sarker, Daryl Essam, Carlos A. Coello Coello. PyDDRBG: A Python framework for benchmarking and evaluating static and dynamic multimodal optimization methods // SoftwareX. 2022. Vol. 17. P.100961. <https://doi.org/10.1016/j.softx.2021.100961>

18. Antonio Benítez-Hidalgo Antonio, J. Nebro, José García-Nieto, Izaskun Oregi, Javier Del Ser. jMetalPy: A Python framework for multi-objective optimization with metaheuristics // Swarm and Evolutionary Computation. 2019. Vol. 51. P.100598. <https://doi.org/10.1016/j.swevo.2019.100598>

REFERENCES

1. Prilutskiy V.A. Processing surface waviness reduction technique. M: Mashinostroenie, 1978, 136 p.

2. Suslov A.G. The quality of the surface layer of machine parts. M: Mashinostroeniye, 2000, 320 p.

3. Odintsov L.G. Strengthening and finishing of parts by surface plastic deformation. M: Mashinostroenie, 1987, 328 p.

4. Smelyansky V.M. Mechanics of hardening of parts by surface plastic deformation. M: Mashinostroenie, 2002, 300 p.

5. Gurov R.V. Surface bed finish development in finishing and hardening modes of finishing-hardening treatment using surface plastic deformation technique. Bulletin of Bryansk State Technical University, 2011, no. 3 (31), pp. 67–73.

6. Schneider Yu.G. Regularization of microgeometry of parts surfaces. Vestnik mashinostroeniya, 1991, no. 5, pp. 12–15.

7. Wirth A.E. A deformation force effect under SPD on the roughness of the treated surface / International journal of applied and fundamental research, 2014, no. 12-1, pp. 12–14.

8. Butakov B.I., Shebanin V.S., Marchenko D.D., Artyukh A.V. Surface plastic deformation as a method of improving machine parts quality.

Proceedings of Gosniti, 2011, vol. 107, no. 2, pp. 85–87.

9. Demkin N.B., Ryzhov E.V. Surface quality and contact of machine parts. M: Mashinostroenie Publ., 1981, 244 p.

10. Zaides S.A., Nguyen Huu Hai. Tool initial orientation effect on the elastic state under reversible surface plastic deformation / Technology of metals, 2022, no. 12. pp. 11–20.

11. Zaides S.A., Ho Minh Quan. Pendulum surface plastic deformation of cylindrical blanks. Proceedings of Higher Educational Institutions Ferrous Metallurgy, 2022, no.5, pp. 344–353 | Journal article, DOI: 10.17073/0368-0797-2022-5-344-353.

12. Zaides S. A., Nguyen Van Hin. The influence of the direction and geometry of the working tool on the stress-strain state of cylindrical parts in oscillating burnishing / Proceedings of Higher Educational Institutions. Mechanical engineering, 2018. no. 8 (701). pp. 28–36. DOI: 10.18698/0536-1044-2018-8-28-362018

13. Patent 2758713 RF: Method for surface plastic deformation of the outer surfaces of bodies of revolution / Zaides S.A., Nguyen Huu Khai, application 14.01.2021; publ. 01.11.2021.

14. Zaides S.A., Nguyen Huu Hai. Influence of the kinematics of a toroidal roller on the stress-strain state under surface plastic deformation / Metalloobrabotka, 2022, no. 2, pp. 40–48, doi: <https://doi.org/10.25960/mo.2022.2.40>.

15. Zaides S.A., Nguyen Huu Hai. Influence of the main parameters of reversible surface plastic deformation on the stress-deformed state of cylindrical parts / Systems. Methods. Technologies, 2022, no. 3 (55), pp. 7–15.

16. Francesco Farina, Andrea Camisa, Andrea Testa, Ivano Notarnicola, Giuseppe Notarstefano. DISROPT: a Python Framework for Distributed Optimization // IFAC-PapersOnLine. 2020. Vol. 53. P. 2666–2671. <https://doi.org/10.1016/j.ifacol.2020.12.382>

17. Ali Ahrari, Saber Elsayed, Ruhul Sarker, Daryl Essam, Carlos A. Coello Coello. PyDDRBG: A Python framework for benchmarking and evaluating static and dynamic multimodal optimization methods // SoftwareX. 2022. Vol. 17. P.100961. <https://doi.org/10.1016/j.softx.2021.100961>

18. Antonio Benítez-Hidalgo Antonio, J. Nebro, José García-Nieto, Izaskun Oregi, Javier Del Ser. jMetalPy: A Python framework for multi-objective optimization with metaheuristics // Swarm and Evolutionary Computation, 2019, vol. 51. P. 100598. <https://doi.org/10.1016/j.swevo.2019.100598>

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article.
The authors declare no conflicts of interests

Статья поступила в редакцию 16.01.2023; одобрена после рецензирования 19.01.2023; принята к публикации 28.02.2023.

The article was submitted 16.01.2023; approved after reviewing 19.01.2023; assepted for publication 28.02.2023.

Учредитель и издатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Брянский государственный технический университет»

Адрес редакции и издателя: 241035, Брянская область, г. Брянск, бульвар 50 лет Октября, 7
ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет»

Телефон редакции журнала: 8-903-592-87-39, 8-903-868-85-68.

E-mail: naukatm@yandex.ru, editntm@yandex.ru

Вёрстка Н.А. Лукашов. Редактор Е.В. Лукашова. Технический редактор Н.А. Лукашов.

Сдано в набор 17.04.2023. Выход в свет 28.04.2023.

Формат 60 × 84 1/8. Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,58.

Тираж 500 экз. Свободная цена.



Отпечатано в лаборатории оперативной полиграфии
Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования
«Брянский государственный технический университет» 241035,
Брянская область, г. Брянск, ул. Институтская, 16