ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 23, Номер 2 АПРЕЛЬ – ИЮНЬ 2021

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

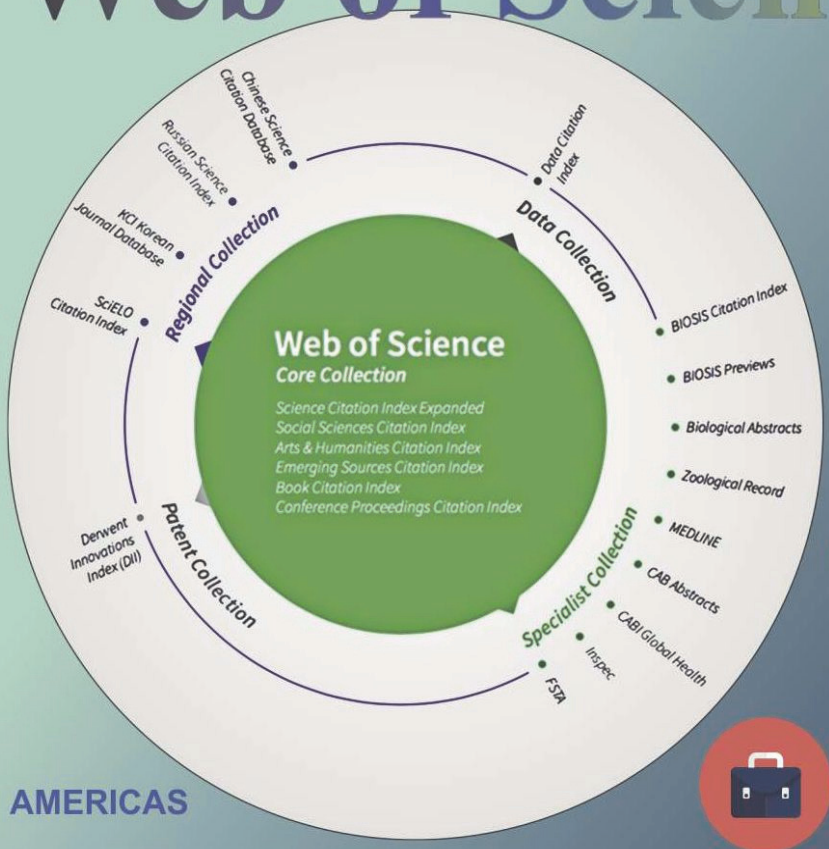
ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

НОВОСИБИРСК

ПЛАТФОРМА Web of Science

Clarivate Analytics



Academic Search™ Ultimate

Applied Science & Technology Source™ Ultimate

Business Source ® Ultimate

Humanities Source™ Ultimate

Sociology Source™ Ultimate

AMERICAS

Philadelphia +1 800 336 4474
+1 215 386 0100

EUROPE, MIDDLE EAST AND AFRICA

London +44 20 7433 4000

ASIA PACIFIC

Singapore +65 6411 6888
Tokyo +81 3 5218 6500

For a complete office list, visit:
clarivate.com

EBSCO

Расширенная версия ULTIMATE для успеха в научной работе

www.ebsco.com ▪ + 420 2 34 700 600 ▪ info.cr@ebsco.com

ISSN 1994-6309 (Print)
ISSN 2541-819X (Online)

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ
ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

Том 23 № 2 2021 г. НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

В 2017 году журнал «*Обработка металлов* (*технология • оборудование • инструменты*)» вошел в индекс цитирования *Emerging Sources Citation Index* (*ESCI*) базы *Web of Science*. Журналы, представленные в индексе цитирования *ESCI*, отвечают большинству базовых критериев *Core Collection* и расцениваются компанией *Clarivate Analytics* как наиболее влиятельные и востребованные издания, имеющие большую вероятность высокого научного интереса.

Журнал входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук».

Полный текст журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» теперь можно найти в базах данных компании EBSCO Publishing) на платформе EBSCOhost. EBSCO Publishing является ведущим мировым агрегатором научных и популярных изданий, а также электронных и аудиокниг.

СОУЧРЕДИТЕЛИ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»
ООО НПКФ «Машсервисприбор»

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»

Журнал включен в Реферативный журнал и Базы данных ВИНИТИ. Сведения о журнале ежегодно публикуются в международной справочной системе по периодическим и продолжающимся изданиям «Ulrich's Periodicals Directory»

Журнал награжден в 2005 г. Большой Золотой Медалью Сибирской Ярмарки за освещение новых технологий, инструмента, оборудования для обработки металлов

Журнал зарегистрирован 01.03.2021 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-80400

Индекс: **70590** («РОСПЕЧАТЬ»)

Адрес редакции и издателя:

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5.

Тел. +7 (383) 346-17-75

Сайт журнала http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

E-mail: metal_working@mail.ru; metal_working@corp.nstu.ru

Цена свободная

16+

СОДЕРЖАНИЕ

Корректор *Л.Н. Ветчакова*
Художник-дизайнер *А.В. Ладыжская*
Компьютерная верстка *Н.В. Гаврилова*

Налоговая льгота – Общероссийский классификатор продукции
Издание соответствует коду 95 2000 ОК 005-93 (ОКП)

Подписано в печать 07.06.2021. Выход в свет 15.06.2021. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 22,5. Уч.-изд. л. 41,85. Изд. № 94. Заказ 593. Тираж 300 экз.

Отпечатано в типографии Новосибирского государственного технического университета
630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

ISSN 1994-6309 (Print)
ISSN 2541-819X (Online)

OBRABOTKA METALLOV
METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

Volume 23 No. 2 2021 SCIENTIFIC, TECHNICAL AND INDUSTRIAL JOURNAL

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year

Data on the journal are published in
«Ulrich's Periodical Directory»

Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working and Material Science”) has been Indexed in Clarivate Analytics Services.
We sincerely happy to announce that Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working and Material Science”), ISSN 1994-6309 / E-ISSN 2541-819X is selected for coverage in Clarivate Analytics (formerly Thomson Reuters) products and services started from July 10, 2017. Beginning with No. 1 (74) 2017, this publication will be indexed and abstracted in: Emerging Sources Citation Index.

Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working & Material Science”) has entered into an electronic licensing relationship with EBSCO Publishing, the world's leading aggregator of full text journals, magazines and eBooks. The full text of JOURNAL can be found in the EBSCOhost™ databases.

Novosibirsk State Technical University, Prospekt K. Marksa, 20,
Novosibirsk, 630073, Russia
Tel.: +7 (383) 346-17-75
http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov
E-mail: metal_working@mail.ru; metal_working@corp.nstu.ru

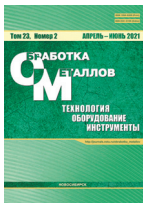
CONTENTS

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2021 Том 23 № 2 с. 6–16
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-6-16

НГТУ НЭТИ

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Вероятностная модель удаления поверхностного слоя при шлифовании хрупких неметаллических материалов

Сергей Братан [a, *], *Станислав Рощупкин* [b], *Александр Харченко* [c], *Анастасия Часовитина* [d]

Севастопольский государственный университет, ул. Университетская, 33, г. Севастополь, 299053, Россия

[a] https://orcid.org/0000-0002-9033-1174, bratan@gmail.com, [b] https://orcid.org/0000-0003-2040-2560, st.roshchupkin@yandex.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0003-1704-9380, khao@list.ru , [d] https://orcid.org/0000-0001-6800-9392, nastya.chasovitina@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.923

История статьи:
Поступила: 15 марта 2021
Рецензирование: 29 марта 2021
Принята к печати: 14 апреля 2021
Доступно онлайн: 15 июня 2021

Ключевые слова:
Шлифование хрупких материалов
Абразивное зерно
Зона контакта заготовки с инструментом
Вероятность удаления материала
Микрорезание
Хрупкое скалывание
Вероятность объемного разрушения

АННОТАЦИЯ

Введение. Окончательное качество изделий формируется на финишных операциях, к числу которых относится процесс шлифования. Известно, что при шлифовании хрупких материалов стоимость шлифовальных работ существенно возрастает. Уменьшить разброс показателей качества изделий при шлифовании хрупких материалов, а также повысить надежность и эффективность операции возможно путем выбора оптимальных параметров технологической системы на основе динамических моделей процесса. Однако для описания закономерностей удаления частиц хрупкого неметаллического материала и износа поверхности шлифовального круга в зоне контакта известные модели не позволяют учитывать особенности процесса, при котором сочетаются микрорезание и хрупкое скалывание материала. **Цель работы**: создание новой вероятностной модели удаления поверхностного слоя при шлифовании хрупких неметаллических материалов. Задачей является исследование закономерностей удаления частиц хрупкого неметаллического материала в зоне контакта. В работе удаление материала в зоне контакта в результате воздействия микрорезания и хрупкого скалывания рассмотрено как случайное событие. **Методами исследования** являются математическое и физическое моделирование с использованием основных положений теории вероятности, законов распределения случайных величин, а также теории резания и теории деформируемого твердого тела. **Результаты и обсуждение**. Разработанные математические модели позволяют проследить влияние на съем материала наложения единичных срезов друг на друга при шлифовании отверстий керамических материалов. Предложенные зависимости показывают закономерность съема припуска в пределах дуги контакта шлифовального круга с заготовкой. Рассмотренные особенности изменения вероятности удаления материала при контакте обрабатываемой поверхности с абразивным инструментом и предложенные аналитические зависимости справедливы для широкого диапазона режимов шлифования, характеристик кругов и ряда других технологических факторов. Полученные выражения позволяют найти величину съема материала также для схем торцевого, плоского и круглого наружного шлифования, для чего необходимо знать величину приращения съема за счет хрупкого разрушения в процессе развития микротрещин в поверхностном слое. Одним из путей определения величины этого приращения является имитационное моделирование процесса трещинообразования с помощью ЭВМ. Представленные результаты подтверждают перспективность развиваемого подхода к моделированию процессов механической обработки хрупких неметаллических материалов.

Для цитирования: Вероятностная модель удаления поверхностного слоя при шлифовании хрупких неметаллических материалов / С.М. Братан, С.И. Рощупкин, А.О. Харченко, А.С. Часовитина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 6–16. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-6-16.

Введение

Конструкционные неметаллические материалы, такие как керамика, стекло, кварц, ферриты, ситаллы находят все более широкое применение в промышленности благодаря своей высокой твердости, прочности и износостойкости. Однако эти материалы обладают также высокой хрупкостью, что значительно усложняет их обработку. Параметры качества изделий, определяющие их функциональную пригодность и эксплуатационные характеристики, окончательно формируются на финишных операциях, к числу которых относится процесс шлифования. Известно, что при шлифовании металлов стоимость шлифовальных работ занимает в среднем 15…25 % от общих затрат на изготовление изделий [1],

***Адрес для переписки**
Братан Сергей Михайлович, д.т.н., профессор
Севастопольский государственный университет,
ул. Университетская, 33,
299053, г. Севастополь, Россия
Тел.: +79787155019, **e-mail:** serg.bratan@gmail.com

при обработке хрупких материалов эта цифра существенно возрастает.

Процессы шлифования имеют сложную стохастическую природу [2], что приводит к разбросу показателей качества изделий, снижению надежности, производительности и экономичности технологического процесса. Уменьшить разброс показателей качества изделий при шлифовании хрупких материалов, а также повысить надежность и эффективность операции возможно путем выбора оптимальных параметров технологической системы на основе динамических моделей процесса.

Разработке динамических моделей для различных процессов абразивной обработки посвящено большое количество исследований [3–15]. Однако для описания закономерностей удаления частиц хрупкого неметаллического материала и износа поверхности шлифовального круга в зоне контакта известные модели не позволяют учитывать особенности процесса, при котором сочетаются микрорезание-скалывание и хрупкое объемное разрушение материала. В этой связи целью работы является создание новой вероятностной модели удаления поверхностного слоя при шлифовании хрупких неметаллических материалов. Задачей служит исследование закономерностей удаления частиц хрупкого неметаллического материала в зоне контакта.

Методика исследований

Моделирование процесса

Для получения зависимостей, позволяющих рассчитывать съем материала при шлифовании отверстий в заготовках из хрупких неметаллических материалов, рассмотрим представленную на рис. 1 схему.

В рассматриваемый период времени t_0 через уровень y поверхности заготовки проходят наиболее выступающие вершины абразивных зерен, которые при контакте с обрабатываемой поверхностью оставляют на ней следы в виде царапин. При этом вероятность их наложения может быть полной или частичной. В большинстве случаев преимущественно наблюдается неполный контакт. Часть зерен абразивного инструмента может попадать в след предшествующих зерен, не оставляя царапин.

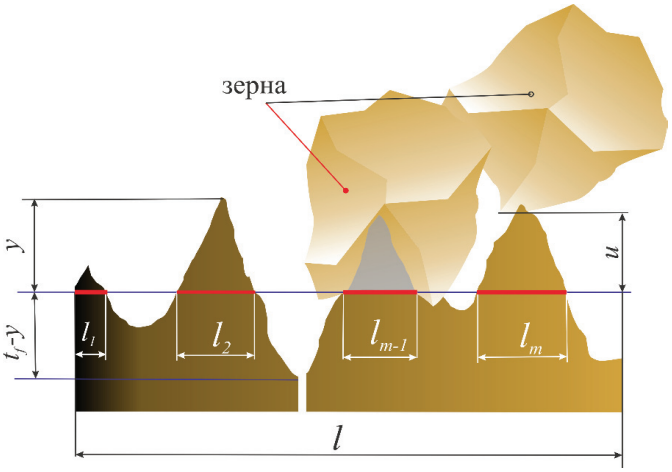


Рис. 1. Схема к расчету вероятности удаления поверхностного слоя при шлифовании материала

Fig. 1. Scheme for calculating the probability of removing the surface layer when grinding the material

Анализ исследования механизмов удаления материала единичным зерном показывает, что при прохождении зоны контакта зерно может срезать материал при попадании на выступ шероховатости поверхности, а может не срезать указанный материал при прохождении через впадину шероховатой поверхности. Исходя из анализа контакта вершины абразивного зерна с материалом в работе [16] предложена теоретико-вероятностная модель, позволяющая рассчитывать величину удаления материала при шлифовании пластичных материалов. Вероятность определяется отношением неудаленной части металла $\sum_{i=1}^{n} l_i$ к общей длине рассматриваемого участка l (рис. 1):

$$P_k = \lim_{l\to\infty} \frac{\sum_{i=1}^{n} l_i}{l} = 1 - P(M) = \exp(-a_0 - a), \quad (1)$$

где a_0 – показатель, характеризующий исходное состояние поверхности заготовки в данном сечении перед началом процесса шлифования; a – показатель, характеризующий изменение площади впадин, формируемых суммой профилей абразивных зерен, проходящих через рассматриваемое сечение заготовки; $P(M)$ – вероятность удаления материала.

Для описания закономерностей удаления материала и износа поверхности инструмента в зоне контакта в работе [17] предложены понятия

вероятности удаления $P(M)$ и вероятности неудаления $P(\overline{M})$ материала. Первый показатель $P(M)$ определяется вероятностью события, при котором материал в точке обрабатываемой поверхности удален. Второй показатель $P(\overline{M})$ – вероятностью события, при котором материал с обрабатываемой поверхности не удален. Сумма вероятностей, как вероятностей событий противоположных, равна единице, а их значения зависят от положения точки в зоне контакта. Для процессов обработки заготовок абразивными инструментами вероятность удаления материала вычисляется по зависимости

$$P(M) = 1 - e^{-(a_0 + a_1 + \ldots + a_k + \ldots + a_j)}, \qquad (2)$$

где a_1, …, a_j – показатели, характеризующие изменение площадей впадин, формируемых суммой профилей абразивных зерен, проходящих через рассматриваемое сечение заготовки после соответствующих контактов зерен с поверхностью заготовки.

В общем случае при чистовом и тонком шлифовании отверстий в заготовках из хрупких неметаллических материалов (стекло, керамика, кварц, ферриты, ситаллы и др.), а также в заготовках с керамическими покрытиями съем материала осуществляется за счет комбинации процессов микрорезания-скалывания и хрупкого объемного разрушения материала.

Для получения математической модели, позволяющей рассчитывать съем при шлифовании хрупких неметаллических материалов, рассмотрим процесс контактирования инструмента с заготовкой на уровне y.

В результате воздействия режущих и колющих зерен на поверхность заготовки происходит удаление материала в зоне контакта путем микрорезания и хрупкого скалывания, которое можно рассматривать как случайное событие. Оно характеризуется совместной вероятностью удаления материала заготовки процессом микрорезания или скалывания. Таким образом, вероятность удаления при шлифовании хрупких неметаллических материалов вычисляется по формуле

$$P(M) = P_1(\overline{M}) \cdot P_2(\overline{M}), \qquad (3)$$

где $P_1(\overline{M})$ – вероятность события, при котором обрабатываемый материал не удаляется за счет процесса микрорезания; $P_2(\overline{M})$ – вероятность события, при котором обрабатываемый материал не удаляется за счет процесса хрупкого скалывания.

Аналогично уравнению (1) зависимость (3) может быть описана следующим выражением:

$$P(M) = 1 - \exp\left(-a_0 - a_1(y,\tau) - a_2(y,\tau)\right), \qquad (4)$$

где a_0 – показатель, характеризующий исходное состояние поверхности заготовки в данном сечении перед началом процесса шлифования; $a_1(y,\tau)$ – показатель, характеризующий изменение площади впадин, формируемых за счет процесса механического резания; $a_2(y,\tau)$ – показатель, характеризующий изменение площади впадин, формируемых за счет процесса хрупкого скалывания; y – расстояние от наружной поверхности заготовки до текущего уровня; τ – момент времени происходящего события.

Для каждого оборота (прохода) изменение приращения показателя Δa_1 определяется выражением [16]

$$\Delta a_1(y,\tau) = k_c b_z \Delta\lambda, \qquad (5)$$

где k_c – коэффициент стружкообразования; $b_z(y,\tau)$ – ширина зерна на уровне y; $\Delta\lambda$ – число абразивных зерен, прошедших через рассматриваемое сечение.

При шлифовании хрупких материалов коэффициент стружкообразования k_c равен 1, так как процессы пластической деформации отсутствуют. Для расчета показателя Δa_1, характеризующего изменение площади впадин, формируемых за счет процесса механического резания, учитываются зерна, срезающие материал (колющие зерна при этом не рассматриваются). На основании этого с учетом уравнения (5) показатель Δa_1 может быть рассчитан следующим образом:

$$\Delta a_1(y,\tau) = b_z \Delta\lambda (1 - P_{ck}), \qquad (6)$$

где P_{ck} – вероятность хрупкого скалывания материала заготовки.

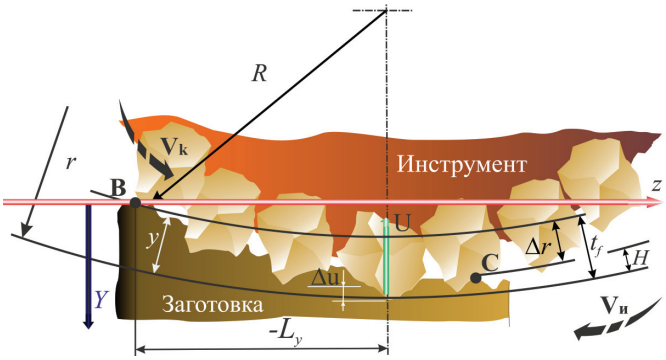


Рис. 2. Схема к расчету количества вершин абразивных зерен, проходящих через единичный участок поверхности толщиной инструмента за единицу времени

Fig. 2. Scheme for calculating the number of tops of abrasive grains, passing through a unit surface area by the thickness of the tool per unit of time

Через единичный участок поверхности толщиной Δu (рис. 2), за время $\Delta\tau$ пройдет $\Delta\lambda$ вершин абразивных зерен. Количество вершин абразивных зерен может быть рассчитано по плотности их распределения в рабочем слое инструмента $f(u)$ по координате u:

$$\Delta\lambda = n_z f(u)\Delta u(V_k \pm V_u)\Delta\tau, \qquad (7)$$

где n_z – число зерен в единице площади рабочего слоя инструмента; V_k – окружная скорость инструмента (круга); V_u – окружная скорость заготовки.

Распределение режущих кромок по глубине рабочей поверхности инструмента изучено в работах [2, 15, 18]. При аналитическом описании кривых распределения Ж. Кассен принимает допущение, что число режущих кромок на поверхности круга пропорционально квадрату расстояния внутри круга [19]. Кривая плотности вероятности распределения режущих кромок моделируется их прямолинейной зависимостью $f(u) = C_f u$. По утверждению автора, моделирование кривой распределения прямолинейной зависимостью справедливо для участка круга, непосредственно лежащего вблизи поверхности. Для описания плотности распределения вершин абразивных зерен О. Койл предложил использовать зависимость вида [17]

$$f(u) = C_h u^{\chi-1}, \qquad (8)$$

где C_h – коэффициент пропорциональности кривой распределения:

$$C_h = \frac{\chi}{H_u^{\chi}},$$

где H_u – толщина слоя рабочей поверхности инструмента, контактирующего с заготовкой.

С учетом вышеизложенного зависимость (8) может быть представлена в виде

$$f(u) = \frac{\chi}{H_u^{\chi}} u^{\chi-1}, \qquad (9)$$

где χ – параметр функции плотности распределения.

Сопоставление значений плотности вероятности распределения для различных моделей (рис. 3) свидетельствует, что наиболее значительное отличие от динамического распределения имеет прямолинейная зависимость. Лучшее приближение обеспечивает степенная зависимость модифицированной функцией Г-распределения.

Степенные зависимости в настоящее время широко применяются не только для математи-

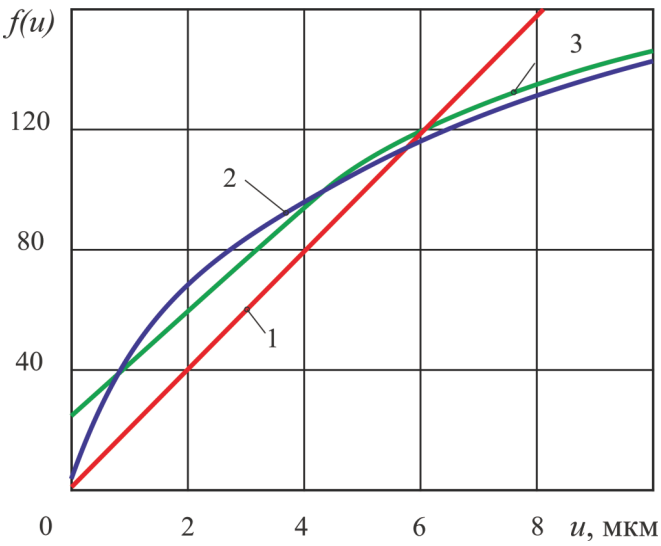


Рис. 3. Моделирование плотности вероятности распределения вершин зерен при аппроксимации их профиля:

1 – прямолинейной зависимостью; *2* – параболой; *3* – модифицированной функцией Г-распределения

Fig. 3. Simulation of the probability density of the distribution of the tops of grains when approximating its profile:

1 – straight-line dependence; 2 – a parabola; 3 – modified function Г-distributions

ческого описания распределения вершин зерен на рабочей поверхности шлифовальных инструментов.

Для характеристики процесса формообразования значительный интерес представляет также вычисление числа абразивных зерен, проходящих через элементарный участок поверхности.

Приращение числа зерен в общем виде определяется по уравнению (7), которое после подстановки значений $f(u)$ и перехода от дискретной модели к непрерывной принимает вид

$$\lambda(t) = \frac{(V_k \pm V_u)n_z\chi}{H_u^{\chi}} \int_0^t \left(t_f - y - \frac{z^2}{D_e} \right)^{\chi} d\tau . \quad (10)$$

После замены переменной τ на $\frac{z}{V_u}$ и интегрирования по χ получена зависимость для расчета текущего значения числа режущих кромок, проходящих через сечение при $\chi = 1,5$:

$$\lambda(t) = \frac{(V_k \pm V_u)n_z\chi}{4V_u H_u^{1,5}\left(\frac{dD}{d-D}\right)^{1,5}} \times$$

$$\times \left(z\left(L_y^2 - z^2\right)^{1.5} + \left(\frac{3L_y^2}{2} \left(z\left(L_y^2 - z^2\right)^{1,5} + \right.\right.\right.$$

$$\left.\left.\left. + L_y^2 \left(\arcsin\left(\frac{z}{L_y}\right) + \frac{\pi}{2} \right) \right) \right) \right) . \quad (11)$$

Число режущих кромок, которые проходят за время контакта сечения с кругом, определится из уравнения (11) при верхнем пределе интегрирования $z = L_y$:

$$\lambda = \frac{\sqrt{\pi D_e} \cdot \Gamma(\chi)\chi(V_k \pm V_u)n_z}{\Gamma(\chi + 3/2)V_u H_u^{\chi}} (t_f - y)^{\chi+0,5} . \quad (12)$$

Ширина профилей зерен в рабочем слое инструмента на уровне y от поверхности заготовки будет равна:

$$b_z = C_b h^m = C_b (t_f - y - u)^m , \quad (13)$$

где C_b, m – соответственно коэффициент пропорциональности и показатель степени в уравнении при аппроксимации формы зерна параболоидом вращения; t_f – фактическая глубина

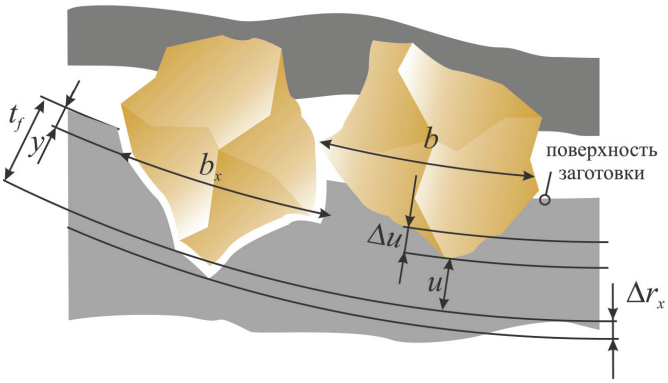


Рис. 4. Схема взаимодействия абразивных зерен с керамической заготовкой

Fig. 4. Scheme of interaction of abrasive grains with a ceramic workpiece

резания; u – положение зерна в абразивном инструменте относительно его условной наружной поверхности (рис. 4).

После подстановки в (6) выражений (9) и (13) получим зависимость для расчета показателя $\Delta a_1(y,\tau)$:

$$\Delta a_1(y,\tau) = k_c n_z b_z f(u) \times$$

$$\times \Delta u (V_k \pm V_u)(1 - P_{ck})\Delta\tau . \quad (14)$$

Выполним замену переменной τ на $\frac{z}{V_u}$ и после ее подстановки в выражение (14) получим

$$a_1(y,z) = \int_{-L_y}^{z} \int_0^{t(z)-y} k_c n_z b_z f(u) \times$$

$$\times \frac{(V_k \pm V_u)}{V_u}(1 - P_{ck})du\,dz , \quad (15)$$

где L_y – длина зоны контакта от условной наружной поверхности инструмента до основной плоскости (см. рис. 2), которая может быть рассчитана по зависимости

$$L_y = \sqrt{(t_f - y)D_e} . \quad (16)$$

Для расчета вероятности события, характеризующего процесс скалывания, материала заготовки P_{ck} при шлифовании использована зависимость [20]

$$P_{ck} = P_0 \left[1 - \left(\frac{u}{t_f} \right)^{\beta} \right] , \quad (17)$$

где P_0 – вероятностная характеристика скалывания хрупкого неметаллического материала; β – показатель степени в уравнении вероятности. Указанные параметры зависимости (17) могут быть рассчитаны по методике, предложенной в работе [21].

При подстановке в уравнение (15) полученных выражений b_z и $f(u)$ из уравнений (13) и (9) оно принимает вид

$$a_1(y,z) = \frac{k_c C_b (V_k \pm V_u) n_z \chi}{V_u H_u^{\chi}} \times$$

$$\times \int_{-L_y}^{z} \int_{0}^{t(z)-y} \left(t_f - y - u - \frac{z^2}{D_e} \right)^m \times$$

$$\times u^{\chi-1} du dz - \frac{k_c C_b (V_k \pm V_u) n_z \chi P_0}{V_u H_u^{\chi}} \times$$

$$\times \int_{-L_y}^{z} \int_{0}^{t(z)-y} \left(t_f - y - u - \frac{z^2}{D_e} \right)^m \times$$

$$\times u^{\chi-1} du dz + \frac{k_c C_b (V_k \pm V_u) n_z \chi P_0}{V_u H_u^{\chi}} \times$$

$$\times \int_{-L_y}^{z} \int_{0}^{t(z)-y} \left(t_f - y - u - \frac{z^2}{D_e} \right)^m \times$$

$$\times u^{\chi-1} \left(\frac{u}{t_f} \right)^{\beta} du dz . \qquad (18)$$

Результаты и их обсуждение

Принятые ранее модели вершин зерен и плотностей их распределения по глубине позволяют перейти к установлению функциональных связей вероятности неудаления материала с технологическими факторами. После интегрирования полученного уравнения по u получим

$$a_1(y,z) =$$

$$= \frac{k_c C_b (V_k \pm V_u) n_z \chi \Gamma(\chi) \Gamma(m+1)(1-P_0)}{\Gamma(m+\chi+1) V_u H_u^{\chi}} \times$$

$$\times \int_{-L}^{z} \left(t_f - y - \frac{z^2}{D_e} \right)^{m+\chi} dz +$$

$$+ \frac{k_c C_b (V_k \pm V_u) n_z \chi \Gamma(\chi+\beta) \Gamma(m+1)}{\Gamma(m+\chi+\beta+1) V_u H_u^{\chi} t_f^{\beta}} \times$$

$$\times \int_{-L}^{z} \left(t_f - y - \frac{z^2}{D_e} \right)^{m+\chi+\beta} dz , \qquad (19)$$

где Γ(…) – соответствующие гамма-функции.

Интегрирование уравнения (19) возможно только при частных значениях коэффициентов. При $\chi = 1,5$, $m = 0,5$, $\beta = 2$ и $C_b = 2\sqrt{2\rho_z}$ получим

$$a_1(y,z) =$$

$$\frac{3 k_c C_b (V_k \pm V_u) n_z \Gamma\left(\frac{3}{2}\right) \Gamma\left(\frac{3}{2}\right) (1-P_0)(t_f - y)^2}{2\Gamma(3) V_u H_u^{\frac{3}{2}}} \times$$

$$\times \left(z - \frac{2z^3}{3\sqrt{L_y}} + \frac{z^5}{5L_y} + \frac{8}{15} L_y \right) +$$

$$+ \frac{3 k_c C_b (V_k \pm V_u) n_z \Gamma\left(\frac{7}{2}\right) \Gamma\left(\frac{3}{2}\right) (t_f - y)^4}{2\Gamma(5) V_u H_u^{\frac{3}{2}} t_f^2} \times$$

$$\times \left(z + \frac{z^9}{9L_y^2} - \frac{4z^7}{7L_y^{\frac{3}{2}}} + \frac{6z^5}{5L_y} - \frac{4z^3}{3\sqrt{L_y}} + \frac{8}{20} L_y \right). \qquad (20)$$

После подстановки значений гамма-функций получим

$$a_1(y,z) =$$

$$= \frac{3\pi k_c \sqrt{2\rho_z} (V_k \pm V_u) n_z (1-P_0)(t_f - y)^2}{8 V_u H_u^{\frac{3}{2}}} \times$$

$$\times \left(z - \frac{2z^3}{3\sqrt{L_y}} + \frac{z^5}{5L_y} + \frac{8}{15} L_y \right) +$$

$$+ \frac{3\pi k_c \sqrt{2\rho_z} (V_k \pm V_u) n_z (t_f - y)^4}{16 V_u H_u^{\frac{3}{2}} t_f^2} \times$$

$$\times\left(z+\frac{z^9}{9L_y^2}-\frac{4z^7}{7L_y^{\frac{3}{2}}}+\frac{6z^5}{5L_y}-\frac{4z^3}{3\sqrt{L_y}}+\frac{8}{20}L_y\right). \quad (21)$$

Расчет показателя $a_2(y,z)$, характеризующего изменение площади впадин, формируемых за счет процесса хрупкого скалывания, в любой области зоны контакта при известном исходном состоянии поверхности рассчитывается аналогично показателю $a_1(y,z)$.

Для расчета показателя $a_2(y,z)$ необходимо учитывать, что протекание процесса хрупкого скалывания сопровождается увеличением ширины единичной риски b_z до значения b_x (рис. 4). Для аппроксимации b_x использована степенная зависимость

$$b_x = C_{bx}\left(t_f - y - u + \Delta r_x - \frac{z^2}{D_e}\right)^{m_x}, \quad (22)$$

где Δr_x – величина приращения съема материала в процессе хрупкого скалывания хрупкого неметаллического материала; m_x – показатель степени в уравнении, моделирующем профиль скалывающего зерна параболоидом вращения. Плотность распределения скалывающих зерен по глубине может быть рассчитана по формуле

$$f(u) = \frac{\chi_x}{H_u^{\chi_x}} u^{\chi_x - 1}, \quad (23)$$

где χ_x – параметр функции плотности распределения скалывающих зерен.

Зависимость для расчета показателя $a_2(y,z)$, входящего в состав выражения для расчета вероятности удаления материала за счет объемного хрупкого разрушения, аналогично решению, приведенному выше (18), запишется как

$$a_2(y,z) = \frac{k_c C_b (V_k \pm V_u) n_z \chi}{V_u H_u^{\chi}} \times$$

$$\times \int_{-L_y}^{z} \int_{0}^{t(z)-y} \left(t_f - y - u - \frac{z^2}{D_e}\right)^m u^{\chi-1} du dz -$$

$$- \frac{k_c C_b (V_k \pm V_u) n_z \chi P_0}{V_u H_u^{\chi}} \times$$

$$\times \int_{-L_y}^{z} \int_{0}^{t(z)-y} \left(t_f - y - u - \frac{z^2}{D_e}\right)^m u^{\chi-1} du dz +$$

$$+ \frac{k_c C_b (V_k \pm V_u) n_z \chi P_0}{V_u H_u^{\chi}} \times$$

$$\times \int \int^{t(\ )-y+\Delta r} \left(t_f - y - u - \text{——} + \Delta r_x\right) \times$$

$$\times u^{\chi-1}\left(\frac{u}{t_f}\right)^{\beta} du dz. \quad (24)$$

После интегрирования выражения (24) по u получим

$$a_2(y,z) =$$

$$\frac{k_c C_b (V_k \pm V_u) n_z \chi \Gamma(\chi)\Gamma(m+1)(1-P_0)}{\Gamma(m+\chi+1) V_u H_u^{\chi}} \times$$

$$\times \int_{-L}^{z} \left(t_f - y - \frac{z^2}{D_e}\right)^{m+\chi} dz +$$

$$+ \frac{k_c C_b (V_k \pm V_u) n_z \chi \Gamma(\chi+\beta)\Gamma(m_x+1)}{\Gamma(m_x+\chi+\beta+1) V_u H_u^{\chi} t_f^{\beta}} \times$$

$$\times \int_{-L}^{z} \left(t_f - y - \frac{z^2}{D_e} + \Delta r_x\right)^{m_x+\chi+\beta} dz. \quad (25)$$

После подстановки значений гамма-функций при частных значениях $\chi = 1,3$, $m_x = 0,7$ и $\beta = 2$ в выражение (25) получим

$$a_2(y,z) =$$

$$= \frac{6k_c\sqrt{2\rho_z}(V_k \pm V_u) n_z \Gamma\left(\frac{3}{2}\right)\Gamma\left(\frac{3}{2}\right)(1-P_0)}{2\Gamma(3) V_u H_u^{\frac{3}{2}}} \times$$

$$\times \int_{-L}^{z} \left(t_f - y - \frac{z^2}{D_e}\right)^2 dz +$$

$$+ \frac{13k_c\sqrt{2\rho_z}(V_k \pm V_u) n_z \Gamma(3,3)\Gamma(1,7)}{5\Gamma(5) V_u H_u^{1,3} t_f^2} \times$$

$$\times \int_{-L}^{z} \left(t_f - y - \frac{z^2}{D_e} + \Delta r_x\right)^4 dz. \quad (26)$$

После подстановки значений гамма-функций окончательно получим:

$$a_2(y,z) =$$

$$= \frac{3\pi k_c \sqrt{2\rho_z}(V_k \pm V_u) n_z (1-P_0)(t_f - y)^2}{8 V_u H_u^{\frac{3}{2}}} \times$$

$$\times \left(z - \frac{2z^3}{3\sqrt{L_y}} + \frac{z^5}{5L_y} + \frac{8}{15} L_y \right) +$$

$$+ \frac{0,05 k_c \sqrt{2\rho_z}(V_k \pm V_u) n_z (t_f - y + \Delta r_x)^4}{V_u H_u^{1,3}(t_f + \Delta r_x)^2} \times$$

$$\times \left(z + \frac{z^9}{9L_y^2} - \frac{4z^7}{7L_y^{\frac{3}{2}}} + \frac{6z^5}{5L_y} - \frac{4z^3}{3\sqrt{L_y}} + \frac{8}{20} L_y \right). \quad (27)$$

Выводы

Разработанные математические модели позволяют проследить влияние на съем материала наложения единичных срезов друг на друга при шлифовании отверстий керамических материалов. Предложенные зависимости показывают закономерность съема припуска в пределах дуги контакта шлифовального круга с заготовкой. Рассмотренные особенности изменения вероятности удаления материала при контакте обрабатываемой поверхности с абразивным инструментом и предложенные аналитические зависимости справедливы для широкого диапазона режимов шлифования, характеристик кругов и ряда других технологических факторов [20, 22].

Полученные выражения позволяют найти величину съема материала также для схем торцевого, плоского и круглого наружного шлифования, для чего необходимо знать величину приращения съема за счет хрупкого разрушения в процессе развития микротрещин в поверхностном слое. Одним из путей определения величины этого приращения является имитационное моделирование процесса трещинообразования с помощью ЭВМ.

Список литературы

1. *Malkin S., Guo C.* Grinding technology: theory and applications of machining with abrasives. – New York: Industrial Press, 2008. – 372 p. – ISBN 978-0-8311-3247-7.

2. *Hou Z.B., Komanduri R.* On the mechanics of the grinding process. Pt. 1. Stochastic nature of the grinding process // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2003. – Vol. 43. – P. 1579–1593. – DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00186-X.

3. *Lajmert P., Sikora V., Ostrowski D.* A dynamic model of cylindrical plunge grinding process for chatter phenomena investigation // MATEC Web of Conferences. – 2018. – Vol. 148. – P. 09004. – DOI: 10.1051/matecconf/20181480900.

4. A time-domain surface grinding model for dynamic simulation / M. Leonesio, P. Parenti, A. Cassinari, G. Bianchi, M. Monn // Procedia CIRP. – 2012. – Vol. 4. – P. 166–171. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.10.030.

5. *Sidorov D., Sazonov S., Revenko D.* Building a dynamic model of the internal cylindrical grinding process // Procedia Engineering. – 2016. – Vol. 150. – P. 400–405. – DOI: 10.1016/j.proeng.2016.06.739.

6. *Zhang N., Kirpitchenko I., Liu D.K.* Dynamic model of the grinding process // Journal of Sound and Vibration. – 2005. – Vol. 280. – P. 425–432. – DOI: 10.1016/j.jsv.2003.12.006.

7. Estimation of dynamic grinding wheel wear in plunge grinding / M. Ahrens, J. Damm, M. Dagen, B. Denkena, T. Ortmaier // Procedia CIRP. – 2017. – Vol. 58. – P. 422–427. – DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.247.

8. *Garitaonandia I., Fernandes M.H., Albizuri J.* Dynamic model of a centerless grinding machine based on an updated FE model // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2008. – Vol. 48. – P. 832–840. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.12.001.

9. *Tawakolia T., Reinecke H., Vesali A.* An experimental study on the dynamic behavior of grinding wheels in high efficiency deep grinding // Procedia CIRP. – 2012. – Vol. 1. – P. 382–387. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.068.

10. Dynamic modeling and simulation of a nonlinear, non-autonomous grinding system considering spatially periodic waviness on workpiece surface / J. Jung, P. Kim, H. Kim, J. Seok // Simulation Modelling Practice and Theory. – 2015. – Vol. 57. – P. 88–99. – DOI: 10.1016/j.simpat.2015.06.005.

11. *Yu H., Wang J., Lu Y.* Modeling and analysis of dynamic cutting points density of the grinding wheel with an abrasive phyllotactic pattern // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 86. – P. 1933–1943. – DOI: 10.1007/s00170-015-8262-0.

12. *Guo J.* Surface roughness prediction by combining static and dynamic features in cylindrical traverse grinding // The International Journal of Advanced

Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 75. – P. 1245–1252. – DOI: 10.1007/s00170-014-6189-5.

13. A new approach for dynamic modelling of energy consumption in the grinding process using recurrent neural networks / A. Arriandiaga, E. Portillo, J.A. Sanchez, I. Cabanes, I. Pombo // Neural Computing and Applications. – 2016. – Vol. 27. – P. 1577–1592. – DOI: 10.1007/s00521-015-1957-1.

14. *Soler Ya.I., Le N.V., Si M.D.* Influence of rigidity of the hardened parts on forming the shape accuracy during flat grinding // MATEC Web of Conferences. – 2017. – Vol. 129. – P. 01076. – DOI: 10.1051/matecconf/201712901076.

15. *Солер Я.И., Хоанг Н.А.* Влияние глубины резания на высотные шероховатости инструментов из стали У10А при плоском шлифовании кругами из кубического нитрида бора // Авиамашиностроение и транспорт Сибири: сборник материалов IX Всероссийской научно-практической конференции / Иркутский национальный исследовательский технический университет. – Иркутск, 2017. – С. 250–254.

16. Calculation of surface roughness parameters for external cylindrical grinding / Yu. Novoselov, S. Bratan, V. Bogutsky, Yu. Gutsalenko // Fiabiltate si Durabilitate = Fiability and Durability. – 2013. – Suppl. 1. – P. 5–15.

17. *Новоселов Ю.К.* Динамика формообразования поверхностей при абразивной обработке. – Севастополь: СевНТУ, 2012. – 304 с. – ISBN 978-617-612-051-3.

18. *Лобанов Д.В., Янюшкин А.С., Архипов П.В.* Напряженно-деформированное состояние твердосплавных режущих элементов при алмазном затачивании // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2015. – № 3-1 (33-1). – С. 85–91. – DOI: 10.18323/2073-5073-2015-3-85-91.

19. *Kassen G., Werner G.* Kinematische Kenngrößen des Schleifvorganges // Industrie-Anzeiger. – 1969. – N 87. – P. 91–95.

20. Identification of removal parameters at combined grinding of conductive ceramic materials / S. Bratan, S. Roshchupkin, A. Kolesov, B. Bogutsky // MATEC Web of Conferences. – 2017. – Vol. 129. – P. 01079. DOI: 10.1051/matecconf/201712901079.

21. *Гусев В.В., Моисеев Д.А.* Износ алмазного шлифовального круга при обработке керамики // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. – 2019. – № 4 (67). – С. 25–29.

22. *Novoselov Yu., Bratan S., Bogutsky B.* Analysis of relation between grinding wheel wear and abrasive grains wear // Procedia Engineering. – 2016. – Vol. 150. – P. 809–814. – DOI: 10.1016/j.proeng.2016.07.116.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2021 vol. 23 no. 2 pp. 6–16
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-6-16

NSTU NETI

Obrabotka metallov -
Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Probabilistic model of surface layer removal when grinding brittle non-metallic materials

Sergey Bratan [a, *], ***Stanislav Roshchupkin*** [b], ***Alexander Kharchenko*** [c], ***Anastasia Chasovitina*** [d]

Sevastopol State University, 33 Universitetskaya str., Sevastopol, 299053, Russian Federation

[a] https://orcid.org/0000-0002-9033-1174, bratan@gmail.com, [b] https://orcid.org/0000-0003-2040-2560, st.roshchupkin@yandex.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0003-1704-9380, khao@list.ru , [d] https://orcid.org/0000-0001-6800-9392, nastya.chasovitina@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:
Received: 15 March 2021
Revised: 29 March 2021
Accepted: 14 April 2021
Available online: 15 June 2021

Keywords:
Sanding fragile materials
Abrasive grain
Contact area of the workpiece with the tool
Likelihood of material removal
Microcutting
Brittle chipping
Bulk fracture probability

ABSTRACT

Introduction. The final quality of products is formed during finishing operations, which include the grinding process. It is known that when grinding brittle materials, the cost of grinding work increases significantly. It is possible to reduce the scatter of product quality indicators when grinding brittle materials, as well as to increase the reliability and efficiency of the operation, by choosing the optimal parameters of the technological system based on dynamic models of the process. However, to describe the regularities of the removal of particles of a brittle non-metallic material and the wear of the surface of the grinding wheel in the contact zone, the known models do not allow taking into account the peculiarities of the process in which micro-cutting and brittle chipping of the material are combined. **Purpose of the work:** to create a new probabilistic model for removing the surface layer when grinding brittle non-metallic materials. The task is to study the laws governing the removal of particles of brittle non-metallic material in the contact zone. In this work, the removal of material in the contact zone as a result of microcutting and brittle chipping is considered as a random event. **The research methods** are mathematical and physical simulation using the basic provisions of the theory of probability, the laws of distribution of random variables, as well as the theory of cutting and the theory of a deformable solid. **Results and discussion.** The developed mathematical models make it possible to trace the effect on material removal of the overlap of single cuts on each other when grinding holes in ceramic materials. The proposed dependences show the regularity of stock removal within the arc of contact of the grinding wheel with the workpiece. The considered features of the change in the probability of material removal upon contact of the treated surface with an abrasive tool and the proposed analytical dependences are valid for a wide range of grinding modes, wheel characteristics and a number of other technological factors. The obtained expressions make it possible to find the amount of material removal also for schemes of end, flat and circular external grinding, for which it is necessary to know the amount of removal increment due to brittle fracture during the development of microcracks in the surface layer. One of the ways to determine the magnitude of this increment is to simulate the crack formation process using a computer. The presented results confirm the prospects of the developed approach to simulate the processes of mechanical processing of brittle non-metallic materials.

For citation: Bratan S.M., Roshchupkin S.I., Kharchenko A.O., Chasovitina A.S. Probabilistic model of surface layer removal when grinding brittle non-metallic materials. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 6–16. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-6-16. (In Russian).

References

1. Malkin S., Guo C. Grinding technology: theory and applications of machining with abrasives. New York, Industrial Press, 2008. 372 p. ISBN 978-0-8311-3247-7.

2. Hou Z.B., Komanduri R. On the mechanics of the grinding process. Pt. 1. Stochastic nature of the grinding process. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2003, vol. 43, pp. 1579–1593. DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00186-X.

3. Lajmert P., Sikora V., Ostrowski D. A dynamic model of cylindrical plunge grinding process for chatter phenomena investigation. *MATEC Web of Conferences*, 2018, vol. 148, pp. 09004–09008. DOI: 10.1051/matecconf/20181480900.

*** Corresponding author**
Bratan Sergey M., D. Sc. (Engineering), Professor
Sevastopol State University,
33 Universitetskaya str,
299053, Sevastopol, Russian Federation
Tel.: +7 (978)7155019, **e-mail:** serg.bratan@gmail.com

4. Leonesio M., Parenti P., Cassinari A., Bianchi G., Monn M. A time-domain surface grinding model for dynamic simulation. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 4, pp. 166–171. DOI: 10.1016/j.procir.2012.10.030.

5. Sidorov D., Sazonov S., Revenko D. Building a dynamic model of the internal cylindrical grinding process. *Procedia Engineering*, 2016, vol. 150, pp. 400–405. DOI: 10.1016/j.proeng.2016.06.739.

6. Zhang N., Kirpitchenko I., Liu D.K. Dynamic model of the grinding process. *Journal of Sound and Vibration*, 2005, vol. 280, pp. 425–432. DOI: 10.1016/j.jsv.2003.12.006.

7. Ahrens M., Damm J., Dagen M., Denkena B., Ortmaier T. Estimation of dynamic grinding wheel wear in plunge grinding. *Procedia CIRP*, 2017, vol. 58, pp. 422–427. DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.247.

8. Garitaonandia I., Fernandes M.H., Albizuri J. Dynamic model of a centerless grinding machine based on an updated FE model. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2008, vol. 48, pp. 832–840. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.12.001.

9. Tawakolia T., Reinecke H., Vesali A. An experimental study on the dynamic behavior of grinding wheels in high efficiency deep grinding. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 1, pp. 382–387. DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.068.

10. Jung J., Kim P., Kim H., Seok J. Dynamic modeling and simulation of a nonlinear, non-autonomous grinding system considering spatially periodic waviness on workpiece surface. *Simulation Modeling Practice and Theory*, 2015, vol. 57, pp. 88–99. DOI: 10.1016/j.simpat.2015.06.005.

11. Yu H., Wang J., Lu Y. Modeling and analysis of dynamic cutting points density of the grinding wheel with an abrasive phyllotactic pattern. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 86, pp. 1933–1943. DOI: 10.1007/s00170-015-8262-0.

12. Guo J. Surface roughness prediction by combining static and dynamic features in cylindrical traverse grinding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 75, pp. 1245–1252. DOI: 10.1007/s00170-014-6189-5.

13. Arriandiaga A., Portillo E., Sanchez J.A., Cabanes I., Pombo I. A new approach for dynamic modeling of energy consumption in the grinding process using recurrent neural networks. *Neural Computing and Applications*, 2016, vol. 27, pp. 1577–1592. DOI: 10.1007/s00521-015-1957-1.

14. Soler Ya.I., Le N.V., Si M.D. Influence of rigidity of the hardened parts on forming the shape accuracy during flat grinding. *MATEC Web of Conferences*, 2017, vol. 129, p. 01076. DOI: 10.1051/matecconf/201712901076.

15. Soler Ya.I., Khoang N.A. [Influence of the depth of cut on the height roughness of tools made of U10A steel during surface grinding with cubic boron nitride wheels]. *Aviamashinostroenie i transport Sibiri*: sbornik materialov IX Vserossiiskoi nauchno-prakticheskoi konferentsii [Aircraft engineering and transport of Siberia. Proceedings of the 9th All-Russian Scientific and Practical Conference]. Irkutsk National Research Technical University. Irkutsk, 2017, pp. 250–254. (In Russian).

16. Novoselov Yu., Bratan S., Bogutsky V., Gutsalenko Yu. Calculation of surface roughness parameters for external cylindrical grinding. *Fiabiltate si Durabilitate = Fiability and Durability*, 2013, suppl. 1, pp. 5–15.

17. Novoselov Yu.K. *Dinamika formoobrazovaniya poverkhnostei pri abrazivnoi obrabotke* [Dynamics of surface shaping during abrasive processing]. Sevastopol, SevNTU Publ., 2012. 304 p. ISBN 978-617-612-051-3.

18. Lobanov D.V., Yanyushkin A.S., Arkhipov P.V. Napryazhenno-deformirovannoe sostoyanie tverdosplavnykh rezhushchikh elementov pri almaznom zatachivanii [Stress-strain state of carbide cutting elements during diamond sharpening]. *Vektor nauki Tol'yattinskogo gosudarstvennogo universiteta = Vector of sciences. Togliatti State University*, 2015, no. 3-1 (33-1). pp. 85–91. DOI: 10.18323/2073-5073-2015-3-85-91.

19. Kassen G., Werner G. Kinematische Kenngrößen des Schleifvorganges [Kinematic parameters of the grinding process]. *Industrie-Anzeiger = Industry scoreboard*, 1969, no. 87, pp. 91–95. (In German).

20. Bratan S., Roshchupkin S., Kolesov A., Bogutsky B. Identification of removal parameters at combined grinding of conductive ceramic materials. *MATEC Web of Conferences*, 2017, vol. 129, p. 01079. DOI: 10.1051/matecconf/201712901079.

21. Gusev V.V., Moiseev D.A. Iznos almaznogo shlifoval'nogo kruga pri obrabotke keramiki [Wear of a diamond grinding wheel when processing ceramics]. *Progressivnye tekhnologii i sistemy mashinostroeniya = Progressive Technologies and Systems of Mechanical Engineering*, 2019, no. 4 (67), pp. 25–29. (In Russian).

22. Novoselov Yu., Bratan S., Bogutsky B. Analysis of relation between grinding wheel wear and abrasive grains wear. *Procedia Engineering*, 2016, vol. 150, pp. 809–814. DOI: 10.1016/j.proeng.2016.07.116.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2021 Том 23 № 2 с. 17–30
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-17-30

НГТУ НЭТИ

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Оценка влияния скорости реакции термодинамической подсистемы на динамику процесса резания при металлообработке

Виктор Лапшин [a, *], *Роман Русановский* [b], *Илья Туркин* [c]

Донской государственный технический университет, пл. Гагарина, 1, г. Ростов-на-Дону, 344000, Россия

[a] https://orcid.org/0000-0002-5114-0316, lapshin1917@yandex.ru, [b] http://orcid.org/0000-0001-9408-5188, zames161@yandex.ru, [c] https://orcid.org/0000-0003-4792-4959, tur805@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 531.39

История статьи:
Поступила: 14 января 2021
Рецензирование: 24 февраля 2021
Принята к печати: 14 апреля 2021
Доступно онлайн: 15 июня 2021

Ключевые слова:
Нелинейная динамика
Вибрации
Процесс резания
Температура резания

Финансирование:
Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-08-00022.

АННОТАЦИЯ

Обоснование. Современные металлообрабатывающие станки с ЧПУ позволяют достигать качественно нового уровня обработки металлов резанием при токарной обработке металлов. При этом удается добиться обеспечения требуемой формы, точности размеров, а также взаиморасположения поверхностей детали. Однако такой показатель качества обработки, как шероховатость обработанной поверхности, связанный с вибрационной активностью инструмента, не всегда отвечает заданным требованиям. Фактором, определяющим вибрационный режим резания в токарном металлорежущем станке, служит фактор самовозбуждения системы резания, обусловленный формируемыми в процессе резания дополнительными обратными связями, одной из которых выступает термодинамическая подсистема системы резания, являющаяся **предметом** исследования. **Цель работы.** За счет формирования непротиворечивой модели связи между подсистемами, описывающими силовую, тепловую и вибрационную реакцию инструмента, получить адекватное описание механизма снижения вибрационной нагрузки на процесс резания. **В работе исследован** процесс токарной обработки металлов резанием на металлорежущих станках с подробным описанием взаимодействия между термодинамической, силовой и вибрационной подсистемами системы резания. **Методы исследования:** натурные и численные эксперименты, в которых для обработки и анализа данных использовался пакет математических программ Matlab. **Результаты и обсуждение.** Приведены результаты натурных и численных экспериментов, в частности графики изменения координат, описывающих деформацию инструмента, получены массивы данных, отражающие зависимость вибрационной энергии движений инструмента от времени реакции термодинамической подсистемы системы резания. Качественная оценка результатов натурного эксперимента позволяет подтвердить адекватность как самой модели, так и результатов ее моделирования. **Область применения** полученных в исследовании результатов связана с возможностью предварительной подготовки режущего клина, которая обеспечит заданное значение постоянной времени термодинамической подсистемы, в свою очередь, осуществляющей минимизацию энергии вибрации. **Вывод по работе**: предложенная в работе математическая модель адекватно описывает механизм влияния температуры на вибрационную нагрузку процесса точения.

Для цитирования: *Лапшин В.П., Русановский Р.В., Туркин И.А.* Оценка влияния скорости реакции термодинамической подсистемы на динамику процесса резания при металлообработке // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 17–30. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-17-30.

Введение

Современные технологии обработки металлов точением на металлообрабатывающих станках за счет использования принципиально новой элементной базы, в первую очередь новых средств измерения, позволяют существенно повысить качество обработки металлов. При этом удается добиться требуемой формы, точности размеров, а также взаиморасположения поверхностей детали. Однако такой показатель качесва обработки, как шероховатость обработанной поверхности, связанный с вибрационной активностью инструмента, не всегда отвечает заданным требованиям [1]. Вибрация инструмента обусловлена различными факторами, которые можно разделить на две группы. Группа, обусловленная внешним влиянием на процесс обработки: здесь могут быть как вибрации станка,

***Адрес для переписки**
Лапшин Виктор Петрович, к.т.н., доцент
Донской государственный технический университет,
пл. Гагарина, 1
344000, г. Ростов-на-Дону, Россия
Тел.: 8 (900) 122-75-14, **e-mail:** lapshin1917@yandex.ru

так и вибрации, связанные с неисправностями шпиндельной группы либо износом инструмента [1, 2]. Второй группой факторов, влияющих на вибрационный режим резания в металлорежущем станке, являются факторы самовозбуждения системы резания, к котрым можно отнести регеративную природу колебаний при резании, а также термодинамическую подсистему системы резания, способную также возбуждать колебания инструмента [3, 4].

В научной литературе принято разделять вибрации, возникающие при резании, на три составляющие: свободные колебания, вынужденные колебания и самовозбуждающиеся колебания [5–7]. Отметим, что для борьбы со свободными и вынужденными вибрациями много уже сделано и есть положительные результаты в этой области [7–9]. Что касается колебаний, связанных с самовозбуждением системы резания, т. е. колебаниями, потребляющими энергию из внешней среды, на сегодняшний момент однозначных решений нет. Поэтому тематика, связанная с минимизацией самовозбуждающихся колебаний при точении металлов, является популярной в научных исследованиях, проводимых в мире [10–15]. В указанных выше работах основное внимание уделяется оценке влияния на колебания инструмента, так называемого регенеративного эффекта. Отметим, что это достаточно хорошо исследовано еще в двадцатом веке и описано в работах *Hahn R.S.*, *Tobias S.A.* и *Merritt H.E.* [16–18]. Многими более современными авторами отмечается возможность установления хаотического характера вибраций инструмента при регенерации колебаний [19–21]. Однако в целом отмечается, что главным фактором, влияющим на регенеративный эффект, является так называемая временная задержка “time delay”.

Для российских ученых проблема резания по следу, как основы самовозбуждения системы резания, не так важна, многие научные школы больше внимания уделяют анализу взаимосвязанной динамики процесса резания [22–25]. К примеру, в работе [26] анализ динамики деформационных вибраций инструмента производится на основе связанности через силовую реакцию, этого деформационного движения с элементами резания системы ЧПУ станка. В работах советских и российских ученых, изучающих вибрационную динамику процесса резания [27–31], отмечается тот факт, что в процессе резания помимо обратной связи по силе резания, в которой учитывается регенерация колебаний при резании по «следу» через изменения площади срезаемого слоя, формируется термодинамическая обратная связь, которая также связана с вибрационной активностью инструмента, а также с износом режущего клина. В работах [32–34] рассматривается влияние различных факторов на динамику системы резания, где наибольший интерес, с нашей точки зрения, представляет работа [34], в которой предложена взаимосвязанная модель системы резания, в которой важнейшую роль играет термодинамическая подсистема системы резания. Математическая модель термодинамической подсистемы, представленная в этой статье и впервые описанная в работах [33], основывается на операторе Вольтерра второго рода, который для стационарного случая системы резания сводится к апериодическому уравнению первого или, в более сложном случае, второго порядка. Выявленная в этих работах зависимость этой постоянной от энергии вибраций и износа инструмента по задней грани позволяет сделать вывод о возможном нестационарном характере уравнения, описывающего взаимосвязь термодинамической системы резания с подсистемой, представляющей силу резания. Таким образом, речь идет о том, что такая постоянная может изменяться в процессе обработки металлов резанием на металлорежущем станке. Исходя из соображений взаимосвязанности подсистем системы резания такая нестационарность постоянной времени должна приводить к изменению всей системы резания. Для оценки влияния изменений постоянной времени термодинамической подсистемы на динамику процесса обработки можно промоделировать упрощенный вариант математической модели подсистемы с уже известными моделями подсистем деформационных движений инструмента и силовой реакции на формообразующие движения инструмента со стороны процесса резания. В связи с этим целью работы выступает формирование непротиворечивой модели связи между подсистемами, описывающими силовую, тепловую и вибрационную реакцию инструмента, которая адекватно описывает механизм снижения вибрационной нагрузки на процесс резания.

Методика исследований

Рассмотрим в качестве примера обработки процесс продольного точения детали, при этом осей деформации инструмента будет три [33].

На рис. 1 показана традиционная схема разложения деформаций на оси: ось x – осевое направление деформаций (мм), ось y – радиальное направление деформаций (мм) и ось z – тангенциальное направление деформаций (мм). Вдоль этих же осей разложена силовая реакция со стороны процесса резания на формообразующие движения инструмента (F_x, F_y, F_z (H)), V_x и V_z (мм/с) скорости подачи и резания соответственно, ω – угловая скорость вращения шпинделя (рад/с).

Для уточнения математической модели процесса резания с учетом эффектов, возникающих в зоне контакта инструмента и детали, рассмотрим схематичное изображение процесса резания через призму формирования термодинамической связи в этой системе (рис. 2).

Как видно из рис. 2, в процессе резания образуется зона теплопередачи, обусловленная сформированной площадкой износа по задней грани, именно через нее передается температура от предыдущих этапов обработки. Благодаря этому каналу передачи температуры формируется термодинамическая связь, влияющая на силовую реакцию со стороны процесса резания на формообразующие движения инструмента. Сама сила, препятствующая формообразующим

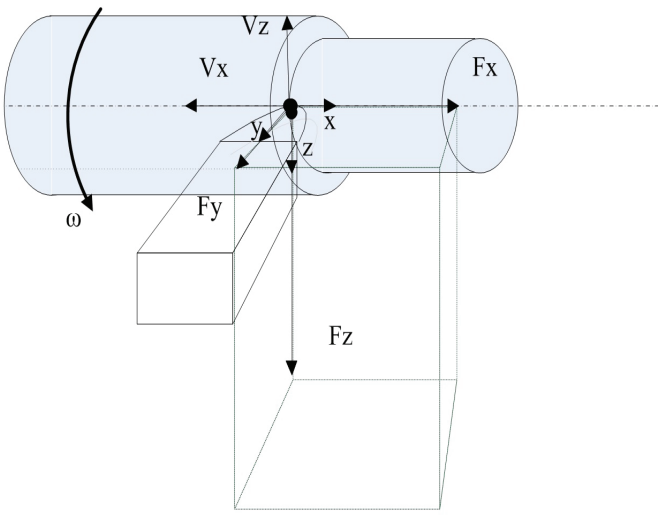


Рис. 1. Оси деформаций и сил при токарной обработке

Fig. 1. Axes of deformations and forces during turning

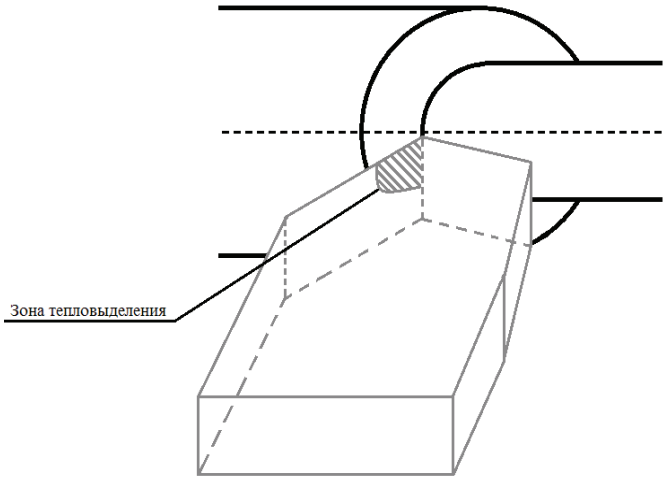


Рис. 2. Зона тепловыделения

Fig. 2. Heat dissipation zone

движениям, может быть определена на основе гипотезы о пропорциональности силы резании площади срезаемого слоя:

$$F = \rho(Q)[t_p - y]\int_{t-T}^{t}\left(V_x - \frac{dx}{dt}\right)dt, \qquad (1)$$

где $\rho(Q)$ – коэффициент, характеризующий давление стружки на переднюю грань инструмента (кг/мм^2); Q – температура в зоне резания (°С); t_p – подача на оборот (мм), записанная в программе ЧПУ; T – время вращения шпинделя с закрепленным в нем деталью (с$^{-1}$); V_x – скорость подачи инструмента (мм/с); $\frac{dx}{dt}$ – скорость вибраций инструмента в направлении подачи (мм/с); y – деформация инструмента в радиальном направлении (мм). Время вращения шпинделя с закрепленной в нем деталью также зависит от координат деформаций инструмента. Исходя из связи времени вращения с частой вращения $T = \frac{2\pi}{\omega}$ (ω, рад/с), где частота вращения может быть выражена через скорость резания $V_z = \omega R$ (мм/с), получим следующую зависимость, представляющую период вращения шпинделя:

$$T = \frac{2\pi R}{V_z - \frac{dz}{dt}}, \qquad (2)$$

где $\frac{dz}{dt}$ – скорость деформации инструмента в направлении резания (мм/с); R – радиус обрабатываемой детали (мм).

Таким образом, нами получена математическая модель, описывающая силу резания в координатах деформаций инструмента. Однако здесь же (см. выражение (1)) присутствует температура в зоне резания, с учетом проведенных нами ранее исследований, опубликованных в работах [33, 34], зависимость температуры в зоне резания от мощности необратимых преобразований может быть представлена следующим выражением:

$$T_Q \frac{dQ}{dt} + (Q + Q_0) = kN, \qquad (3)$$

где T_Q – постоянная времени термодинамической подсистемы ($с^{-1}$); Q – текущая температура в зоне резания (°С); Q_0 – температура обрабатываемой детали до начала обработки (°С); k – коэффициент преобразования мощности, выделенной в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали, в температуру $\left(\frac{°С \cdot с}{Н \cdot мм}\right)$; N – мощность необратимых преобразований в зоне резания (Н · мм). Мощность необратимых преобразований с учетом введенных координат деформаций инструмента (см. рис. 1) представим в виде следующего выражения:

$$N = F\sqrt{\left(V_z - \frac{dz}{dt}\right)^2 + \left[V_x - \frac{dx}{dt}\right]^2 + \frac{dy^2}{dt}}. \qquad (4)$$

С учетом принятой модели формирования температуры в зоне резания (3), (4), а также на основе принятых в металлообработке зависимостей предела прочности металла на разрыв от температуры эксперимента примем следующую зависимость $\rho(Q)$:

$$\rho(Q) = \frac{\rho_0}{2} e^{-\alpha Q} + \frac{\rho_0}{2}, \qquad (5)$$

где ρ_0 – коэффициент, характеризующий давление стружки на переднюю грань инструмента при стандартной температуре эксперимента (кг/мм^2).

Для синтеза модели динамики системы деформационных движений инструмента запишем следующую систему уравнений:

$$\begin{cases} m\frac{d^2x}{dt^2} + h_{11}\frac{dx}{dt} + h_{12}\frac{dy}{dt} + h_{13}\frac{dz}{dt} + \\ + c_{11}x + c_{12}y + c_{13}z = \chi_1 F, \\ m\frac{d^2y}{dt^2} + h_{21}\frac{dx}{dt} + h_{22}\frac{dy}{dt} + h_{23}\frac{dz}{dt} + \\ + c_{21}x + c_{22}y + c_{23}z = \chi_2 F, \\ m\frac{d^2z}{dt^2} + h_{31}\frac{dx}{dt} + h_{32}\frac{dy}{dt} + h_{33}\frac{dz}{dt} + \\ + c_{31}x + c_{32}y + c_{33}z = \chi_3 F, \end{cases} \qquad (6)$$

где χ_1, χ_2, χ_3 – коэффициенты, учитывающие разложение силы резания на оси деформации инструмента.

Таким образом, нами получена математическая модель системы резания, выраженная совокупностью уравнений (1)–(6).

Для проведения эксперимента с полученной моделью нами были разработаны несколько программ в среде Matlab и Matlab/Simulink. Исходные данные для этих моделей мы получили на основе анализов экспериментов, проведенных ранее и опубликованных в работах [32, 33].

Для всех экспериментов обозначим, что система уравнений движения инструмента представлена следующими параметрами:

$$m = \begin{bmatrix} 0{,}0065 & 0 & 0 \\ 0 & 0{,}0065 & 0 \\ 0 & 0 & 0{,}0065 \end{bmatrix} кг \cdot с^2/мм;$$

$$h = \begin{bmatrix} 0{,}844 & 0{,}39 & 0{,}37 \\ 0{,}39 & 0{,}77 & 0{,}36 \\ 0{,}37 & 0{,}36 & 0{,}75 \end{bmatrix} кг \cdot с/мм;$$

$$c = \begin{bmatrix} 1390 & 190 & 165 \\ 190 & 795 & 150 \\ 165 & 150 & 970 \end{bmatrix} кг/мм.$$

Коэффициенты разложения силы резания на оси деформации инструмента: $\chi_x = 0{,}3369$, $\chi_2 = 0{,}48$, $\chi_3 = 0{,}81$. Параметры технологического режима: глубина $t_р = 2$ мм; подача $S = 0{,}1$ мм; частота вращения шпинделя $n = 1000$ об/мин; $\rho = 400\,\frac{кг}{мм^2}$; радиус обрабатываемой детали $R = 50$ мм.

Результаты экспериментов и обсуждение

Результаты экспериментов, проведенных в среде Matlab/Simulink, приведены ниже в серии рисунков, первым из которых мы рассмотрим динамику системы резания при постоянной времени термодинамической подсистемы системы резания, равной 0,7 с (рис. 3).

Как видно из рис. 3, после нарастания деформаций инструмента к 0,1 секунде эксперимента наблюдается некоторая стабилизация координат деформации и даже последующее снижение. Это обусловлено влиянием введенного нами в выражении (5) оператора, отображающего зависимость силы резания от температуры в зоне резания. С учетом введенного в эксперименте значения постоянной времени термодинамической подсистемы системы резания, равной 0,7 с, реакция системы на изменение силы резания примерно равна 2/3 от этого времени, т. е. процесс температурной стабилизации изменения координат деформации занимает около 1,05 с. Для оценки того, как координаты состояния деформационной подсистемы системы резания реагируют на нарастание температуры при врезании, рассмотрим фазовые траектории деформационных координат, представленные на рис. 4.

Как видно из рис. 4, координаты деформирования инструмента в направлении x стягиваются от максимального значения 0,0075 до 0,005 мм, в направлении y – от 0,034 до 0,024 мм, а в направлении z – от 0,059 до 0,04 мм. Как уже ранее было указано, это обусловлено падением силы резания при росте температуры. Для адекватного рассмотрения этого вопроса приведены графики изменения силы резания, температуры и $\rho(Q)$ (рис. 5).

Как показано на рис. 5, действительно сила резания, зависящая от $\rho(Q)$, падает примерно за 1,05 с от почти 80 Н, до значения менее 60 Н, т. е. на четверть, что сказывается на координатах деформации инструмента (см. рис. 3 и 4). Однако интерес представляет связь между временем реакции термодинамической подсистемы и вибрациями инструмента, которые удобно измерять при помощи следующего интегрального показателя:

$$VA = \sqrt{\frac{1}{T_v}\left(\int_0^{T_y} \frac{dy}{dt}^2 dt\right)}, \qquad (6)$$

где VA – показывает энергию вибраций инструмента за период наблюдения (эксперимента), T_v.

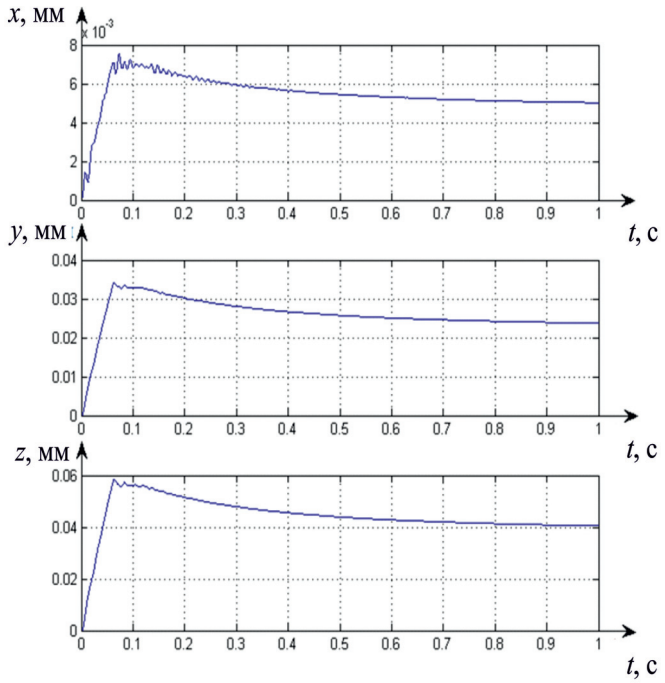


Рис. 3. Графики координат деформации инструмента при врезании (T_Q = 0,7)

Fig. 3. Graphs of tool deformation coordinates during embedding (T_Q = 0.7)

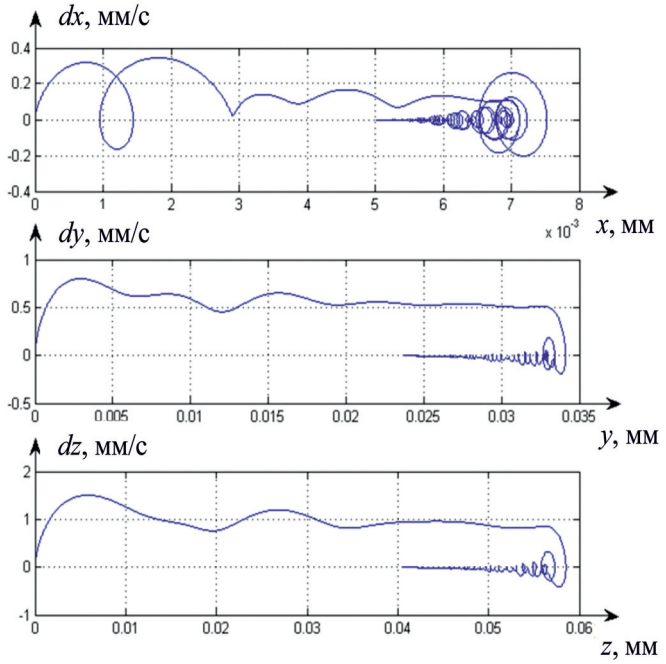


Рис. 4. Фазовые траектории координат деформации при T_Q = 0,7

Fig. 4. Phase trajectories of deformation coordinates at T_Q = 0.7

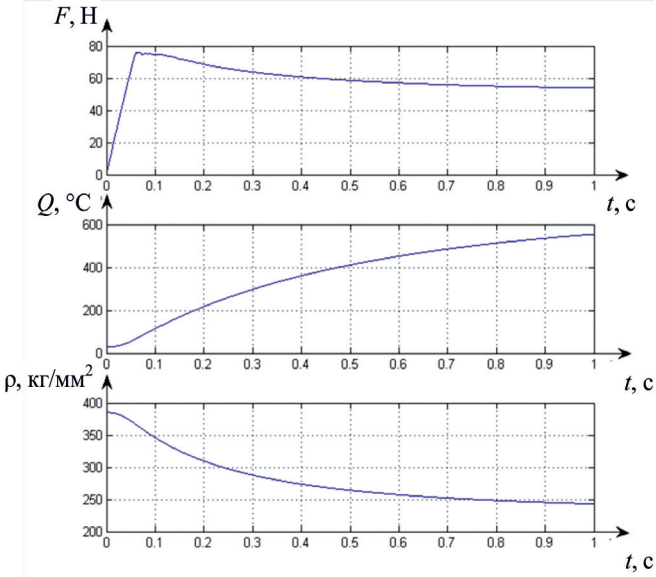


Рис. 5. Графики силы, температуры и коэффициент, характеризующий давление стружки на переднюю грань инструмента

Fig. 5. Graphs of force, temperature and coefficient characterizing the chip pressure on the front face of the tool

Для указанного на рис. 4 случая значение VA = = 2 мм/с, к примеру, для варианта T_Q = 1,0009 мм/с.

График изменения координат состояния для этого случая изображен на рис. 6.

Как видно из сравнения рис. 6 и 3, разницы в колебаниях визуально не наблюдается, но, как ранее мы уже указывали, удобно рассматривать для такого анализа графики фазовых траекторий, которые и изображены на рис. 7.

Как видно из сопоставления рис. 7 и 4, графики фазовых траекторий действительно стали меньше по амплитуде, почти не изменившись в направлении координат деформаций.

Проведенная серия экспериментов позволила получить кривую, характеризующую изменения расчетного значения энергии вибрационного сигнала при изменении времени реакции термодинамической подсистемы системы резания, аппроксимирующую полученные исследования (рис. 8).

Расчетная кривая построена нами на основе синтеза полинома второго порядка методом наименьших квадратов. Как видно из рис. 8, расчетная кривая существенным образом отличается от кривой, полученной на основе проведения серии численных экспериментов. Отклонения максимальны на левом и правом конце графика, в центре графика эти отклонения минимальны. Это сделано специально, чтобы получить максимальную сходимость в центре графика, где находится точка минимума характеристики. Уве-

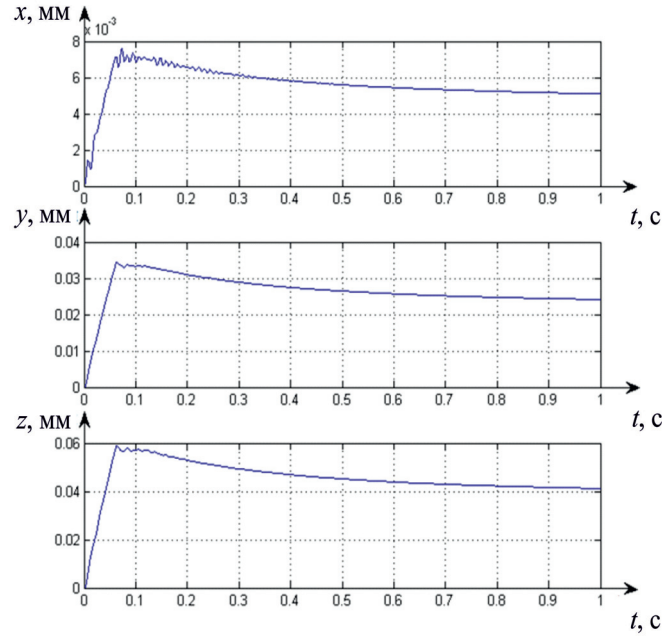


Рис. 6. Графики координат деформации инструмента при врезании (T_Q = 0,85)

Fig. 6. Graphs of the deformation coordinates of the tool when cutting (T_Q = 0.85)

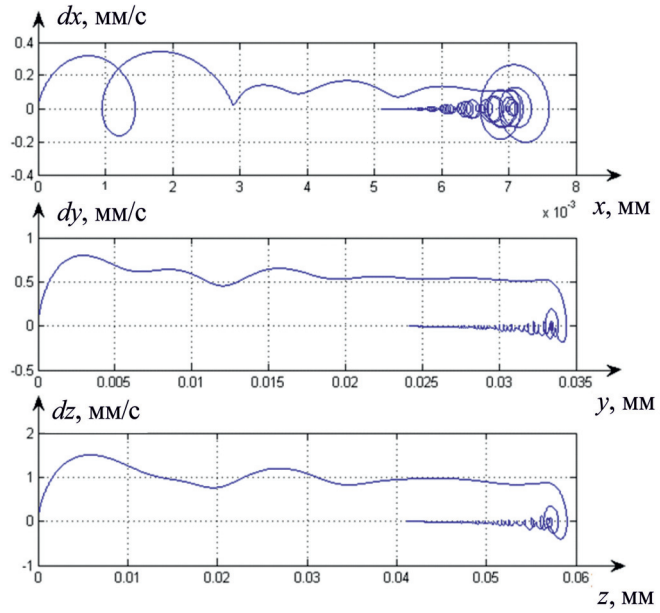


Рис. 7. Фазовые траектории координат деформации при T_Q = 0,85

Fig. 7. Phase trajectories of deformation coordinates at T_Q = 0.85

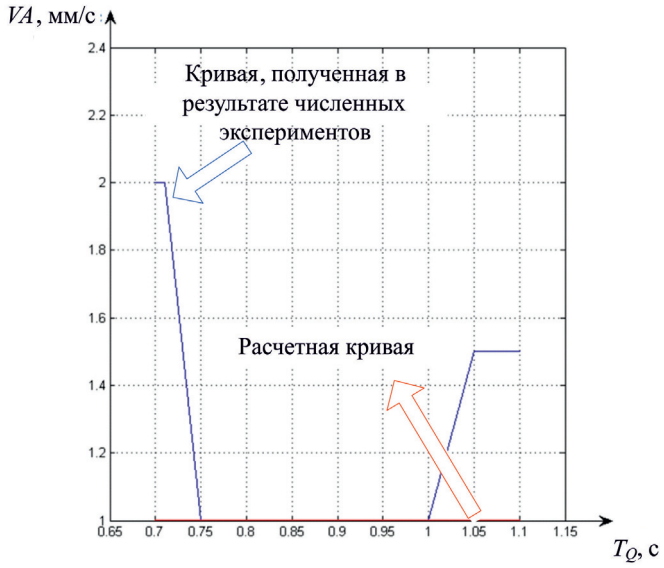


Рис. 8. Полученная в численных экспериментах и расчетная кривые в общем масштабе

Fig. 8. Obtained in numerical experiments and calculated curves on a general scale

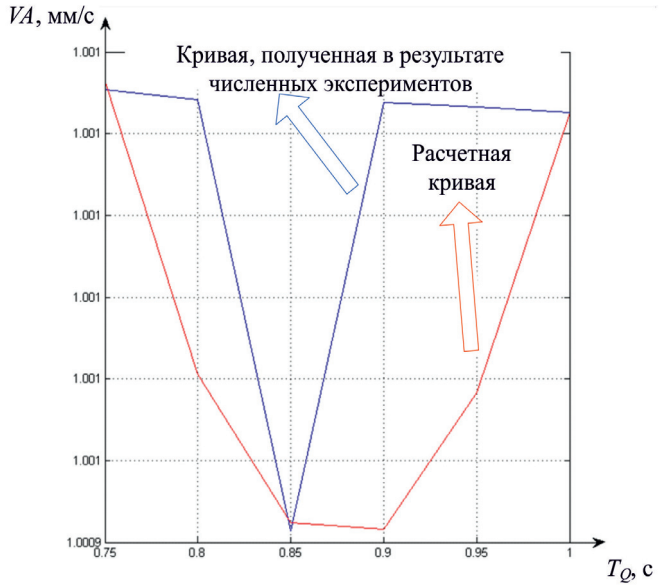


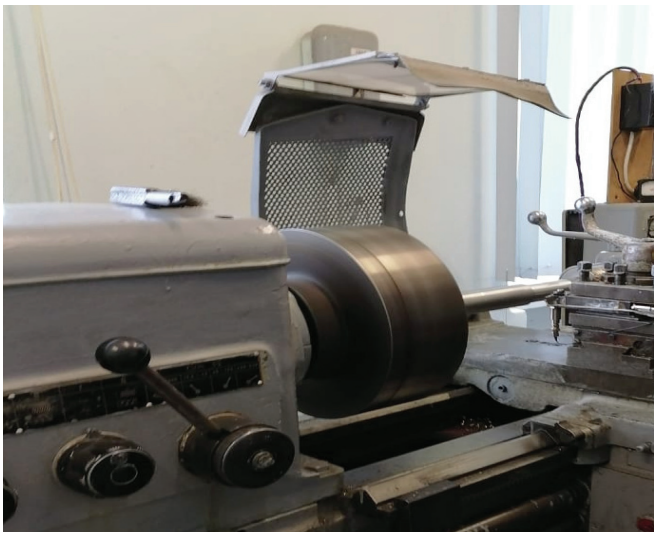
Рис. 9. Кривая, полученная в результате численных экспериментов и расчетная кривые

Fig. 9. Obtained in numerical experiments and calculated curves on a general scale

личенная область графика с точкой минимума показана на рис. 9.

Проведенные исследования (рис. 9) действительно показали наличие локального минимума кривой, отражающей зависимость энергии вибраций инструмента от времени реакции термодинамической подсистемы. Из рис. 9 также видно, что построенная нами расчетная кривая достаточно точно отображает локальный минимум, полученный в результате эксперимента в системе Matlab.

Рассмотрим для примера результаты натурного эксперимента, проведенного на токарном станке 1К625 с разработанным авторами измерительным комплексом, позволяющим регистрировать вибрационную активность инструмента в направлении осей деформации, а также температуру вблизи зоны контакта задней грани инструмента (пластина сменная 6гр. «ломаный треугольник» WNUM 120612 (02114-120612) Н30 (Т5К10) КЗТС) и обрабатываемой детали (рис. 10).



а

б

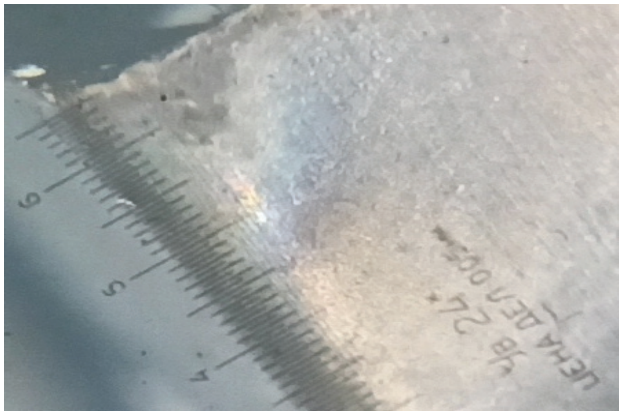
Рис. 10. Станок с оборудованием (*а*); измерительный комплекс на инструменте (*б*)

Fig. 10. Machine with equipment (*a*); measuring complex on the tool (*б*)

Из рис. 10 видно, что применяемый нами экспериментальный инструмент содержит три виброакселерометра и искусственную термопару, встроенную в режущий клин в непосредственной близости от зоны контакта задней грани инструмента с обрабатываемой деталью. Для встраивания термопары в режущий клин он был предварительно разрезан методом электроэрозионной резки металла, в подготовленном отверстии термопара закреплена термоклеем.

При эксперименте обрабатывалась деталь из круглого проката (сталь 45) диаметром 50 мм, частота вращения шпинделя составила 810 об/мин, глубина резания 1 мм, подача – 0,11 мм/об. Фотографии задней поверхности инструмента под микроскопом, представлены на рис. 11.

а



б

Рис. 11. Инструмент до приработки (*а*); инструмент с сформированной задней гранью (*б*)

Fig. 11. Pre-burn tool (*a*); a tool with a formed back face (*б*)

Эксперимент проводился до момента формирования площадки износа инструмента по задней грани (рис. 11, *б*), при которой согласно предложенному в работе подходу формируется такое значение постоянной времени T_Q, при котором процесс точения стабилизируется. При стабилизации процесса резания резко уменьшается СКЗ (среднеквадратическое значение) сигналов, снимаемых с виброакселерометров установленных вдоль осей деформации инструмента, однако наиболее наглядно снижение вибрационной нагрузки можно увидеть на поверхности обработанной детали, фотография которой показана на рис. 12.

Из рис. 12 видно, что на обрабатываемой детали визуально наблюдается область стабилизации вибрационной активности инструмента, после которой качество обрабатываемой поверхности существенно улучшается. Для понимания связи постоянной времени термодинамической подсистемы системы резания с фактом улучшения качества обрабатываемой поверхности рассмотрим график изменения температуры, снимаемой с искусственной термопары (рис. 13).

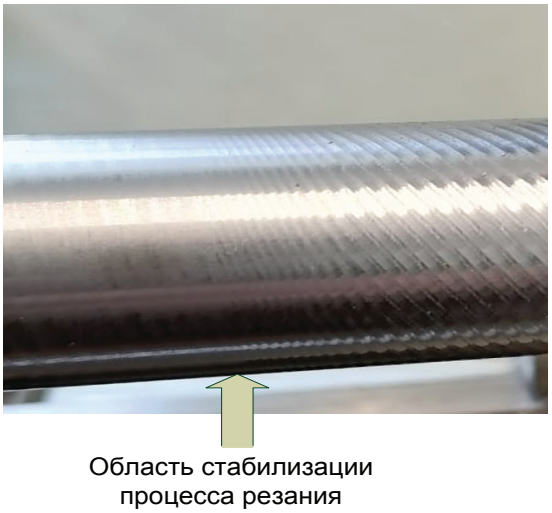


Рис. 12. Фотография обработанной детали

Fig. 12. Photo of the processed part

В области стабилизации процесса обработки (рис. 13) наблюдается рост температуры в зоне обработки, который в среднем составил величину, большую чем 50 °С. Учитывая механизм формирования температуры в зоне резания, вернее, связь его с постоянной времени реакции термо-

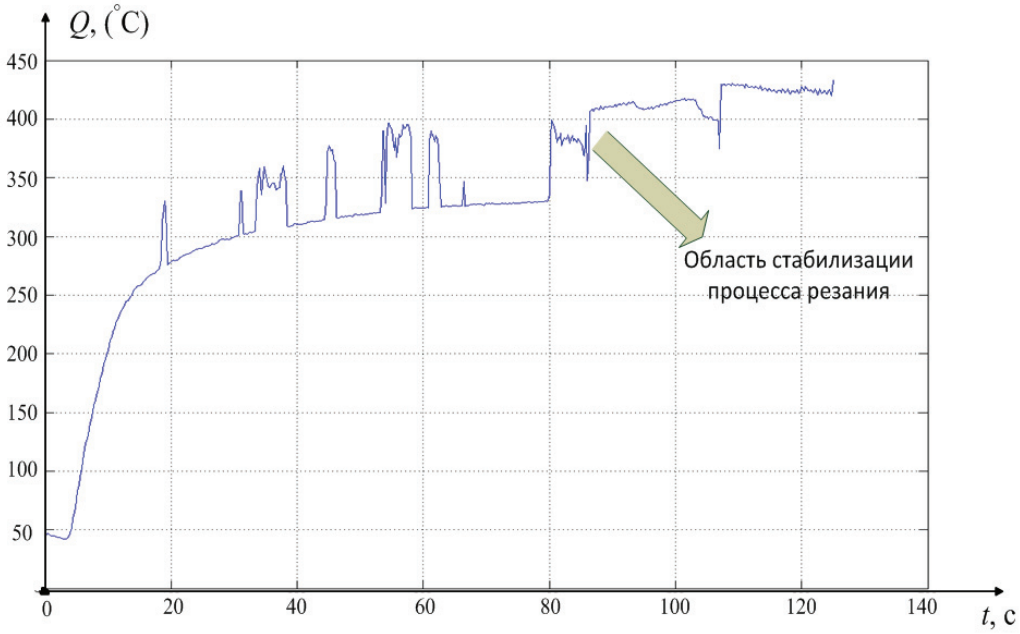


Рис. 13. График изменения температуры снимаемой с термопары

Fig. 13. Graph of the temperature change taken from the thermocouple

динамической подсистемы системы резания, подробно описанный в работах [33, 34], именно рост постоянной времени приводит к росту самой температуры в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали.

Таким образом, мы экспериментально подтвердили полученные ранее выводы на базе численного анализа разработанной нами математической модели.

Проведенные исследования показали, что постоянная времени термодинамической подсистемы системы резания существенным образом влияет на динамику деформационных движений инструмента. Исследования также показали, что существует некоторая оптимальная область допустимых значений такой постоянной времени с точки зрения обеспечения минимума энергии, расходуемой на вибрации инструмента. Все это достаточно хорошо соотносится с результатами экспериментальных исследований, проведенных нами, а также другими авторами, в частности, это подтверждается широко известным из работ Макарова А.Д. положением о существовании оптимального с точки зрения обеспечения максимальной стойкости инструмента режима резания. Продолжая эти рассуждения и учитывая тот факт, что динамика процесса обработки непрерывно связана с динамикой изменения температуры в зоне резания, которая, в свою очередь, зависит от постоянной времени термодинамической подсистемы, оптимальная температура во многом определяется значением введенной нами постоянной.

Заключение

В статье раскрыт механизм самоорганизации процесса резания через призму взаимодействия трех подсистем системы резания, подсистемы, описывающей деформационные движения инструмента, подсистемы силовой реакции процесса резания на формообразующие движения инструмента, а также термодинамической подсистемы системы резания. В работе выдвинута и подтверждена гипотеза о наличии минимума энергии вибраций инструмента, находящегося в функциональной зависимости от вариации постоянной времени термодинамической подсистемы системы резания. Рассмотренный в работе механизм минимизации вибрационной активности инструмента при резании позволяет оптимизировать процесс точения металлов по показателю шероховатости обработанной поверхности за счет заблаговременной подготовки инструмента, под которым мы понимаем формирование предварительной площадки контакта инструмента и детали с учетом выбранных элементов резания, при которой его вибрации при точении минимальны.

Список литературы

1. *Grabec I.* Chaos generated by the cutting process // Physics Letter A. – 1986. – Vol. 117, N 8. – P. 384–386. – DOI: 10.1016/0375-9601(86)90003-4.

2. *Лапшин В.П., Тюняев Р.А., Христофорова В.В.* Оценка влияния скорости подачи, на равновесные режимы привода обеспечивающего фрезерование заготовки переменной толщины // Динамика технических систем, ДТС-2015: XII международная научно-техническая конференция. – Ростов н/Д., 2016. – С. 180–184.

3. *Резников А.Н., Резников Л.А.* Тепловые процессы в технологических системах. – М.: Машиностроение, 1990. – 288 с.

4. *Рыжкин А.А.* Теплофизические процессы при изнашивании инструментальных режущих материалов. – Ростов н/Д.: Изд. центр ДГТУ, 2005. – 311 с. – ISBN 5-7890-0348-6.

5. Tool wear detection and fault diagnosis based on cutting force monitoring / S.N. Huang, K.K. Tan, Y.S. Wong, C.W. De Silva, H.L. Goh, W.W. Tan // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2007. – Vol. 47, iss. 3–4. – P. 444–451.

6. Tool condition monitoring in turning using statistical parameters of vibration signal / H. Arslan, A.O. Er, S. Orhan, E. Aslan // International Journal of Acoustics and Vibration. – 2016. – Vol. 21, iss. 4. – P. 371–378.

7. *Alonso F.J., Salgado D.R.* Application of singular spectrum analysis to tool wear detection using sound signals // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2005. – Vol. 219 (9). – P. 703–710.

8. *Dimla Sr D.E., Lister P.M.* On-line metal cutting tool condition monitoring. I: force and vibration analyses // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2000. – Vol. 40 (5). – P. 739–768. – DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00084-X.

9. Tool wear evaluation by vibration analysis during end milling of AISI D3 cold work tool steel with 35 HRC hardness / S. Orhan, A.O. Er, N. Camuşcu, E. Aslan // NDT & E International. – 2007. – Vol. 40 (2). – P. 121–126.

10. *Tobias S.A.* Vibraciones en máquinas-herramientas. – Bilboa, Spain: Ediciones Urmo, 1961.

11. *Sri Namachchivaya, Beddini*. Spindle speed variation for the suppression of regenerative chatter // Journal of Nonlinear Science. – 2003. – Vol. 13, N 3. – P. 265–288. – DOI: 10.1007/s00332-003-0518-4.

12. *Wahi P., Chatterjee A.* Regenerative tool chatter near a codimension 2 Hopf point using multiple scales // Nonlinear Dynamics. – 2005. – Vol. 40, N 4. – P. 323–338.

13. *Stépán G., Insperger T., Szalai R.* Delay, parametric excitation, and the nonlinear dynamics of cutting processes // International Journal of Bifurcation and Chaos. – 2005. – Vol. 15, N 09. – P. 2783–2798. – DOI: 10.1142/S0218127405013642.

14. Nonlinear behaviour of the regenerative chatter in turning process with a worn tool: forced oscillation and stability analysis / H. Moradi, F. Bakhtiari-Nejad, M.R. Movahhedy, M.T. Ahmadian // Mechanism and Machine Theory. – 2010. – Vol. 45, N 8. – P. 1050–1066. – DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2010.03.014.

15. Nonlinear dynamics of a machining system with two interdependent delays / A.M. Gouskov, S.A. Voronov, H. Paris, S.A. Batzer // Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation. – 2002. – Vol. 7, N 4. – P. 207–221. – DOI: 10.1016/S1007-5704(02)00014-X.

16. *Hahn R.S.* On the theory of regenerative chatter in precision grinding operation // Transactions of American Society of Mechanical Engineers. – 1954. – Vol. 76. – P. 356–260.

17. *Tobias S.A., Fishwick W.* Theory of regenerative machine tool chatter // The Engineer. – 1958. – Vol. 205, N 7. – P. 199–203.

18. *Merritt H.E.* Theory of self-excited machine-tool chatter: contribution to machine-tool chatter research // Journal of Engineering for Industry. – 1965. – Vol. 87. – P. 447–454. – DOI: 10.1115/1.3670861.

19. *Balachandran B.* Nonlinear dynamics of milling process // Philosophical Transactions of The Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences. – 2001. – Vol. 359 (1781). – P. 793–819.

20. *Stepan G.* Modelling nonlinear regenerative effects in metal cutting // Philosophical Transactions of The Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences. – 2001. – Vol. 359. – P. 739–757. – DOI: 10.1098/rsta.2000.07537.

21. *Litak G.* Chaotic vibrations in a regenerative cutting process // Chaos Solitons and Fractals. – 2002. – Vol. 13. – P. 1531–1535. – DOI: 10.1016/S0960-0779(01)00176-X.

22. *Гуськов А.М., Воронов С.А., Квашнин А.С.* Влияние крутильных колебаний на процесс вибросверления // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия: Машиностроение. – 2007. – № 1 (66). – С. 3–19.

23. *Васин С.А., Васин Л.А.* Синергетический подход к описанию природы возникновения и развития автоколебаний при точении // Наукоемкие технологии в машиностроении. – 2012. – № 1. – С. 11–16.

24. *Воронин А.А.* Влияние ультразвуковых колебаний на процесс резания жаропрочных сплавов // Станки и инструмент. – 1960. – № 11. – С. 15–18.

25. Bifurcation of stationary manifolds formed in the neighborhood of the equilibrium in a dynamic system of cutting / V.L. Zakovorotny, A.D. Lukyanov, A.A. Gubanova, V.V. Khristoforova // Journal of Sound and Vibration. – 2016. – Vol. 368. – P. 174–190. – DOI: 10.1016/j. jsv.2016.01.020.

26. *Zakovorotny V.L., Lapshin V.P., Babenko T.S.* Modeling of tool wear: irreversible energy transformations // Russian Engineering Research. – 2018. – Vol. 38, N 9. – P. 707–708.

27. *Жарков И.Г.* Вибрации при обработке лезвийным инструментом. – Л.: Машиностроение, 1986. – 184 с.

28. *Марков А.И.* Ультразвуковое резание труднообрабатываемых материалов. – М.: Машиностроение, 1968. – 367 с.

29. *Макаров А.Д.* Оптимизация процессов резания. – М.: Машиностроение, 1976. – 278 с.

30. *Заковоротный В.Л., Флек М.Б.* Динамика процесса резания. Синергетический подход. – Ростов н/Д.: Терра, 2006. – 880 с. – ISBN 5-98254-055-2.

31. *Рыжкин А.А.* Синергетика изнашивания инструментальных режущих материалов (трибоэлектрический аспект). – Ростов н/Д.: Изд. центр ДГТУ, 2004. – 323 с. – ISBN 5-7890-0307-9.

32. Influence of the temperature in the tool–workpiece contact zone on the deformational dynamics in turning / V.P. Lapshin, I.A. Turkin, V.V. Khristoforova, T.S. Babenko // Russian Engineering Research. – 2020. – Vol. 40, N3. – P. 259–265.

33. *Бордачев Е.В., Лапшин В.П.* Математическое моделирование температуры в зоне контакта инструмента и изделия при токарной обработке металлов // Вестник Донского государственного технического университета. – 2019. – Т. 19, № 2. – С. 130–137. – DOI: 10.23047/1992-5980-2019-19-2-130-137.

34. *Лапшин В.П., Христофорова В.В., Носачев С.В.* Взаимосвязь температуры и силы резания с износом и вибрациями инструмента при токарной обработке металлов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 44–58. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-44-58.

Конфликт интересов

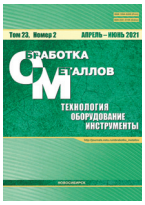
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2021 vol. 23 no. 2 pp. 17–30
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-17-30

NSTU NETI

Obrabotka metallov -
Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Evaluation of the influence of the reaction rate of the thermodynamic subsystem on the dynamics of the cutting process in metalworking

Victor Lapshin [a, *], *Roman Rusanovsky* [b], *Ilya Turkin* [c]

Don State Technical University, 1 Gagarin square, Rostov-on-Don, 344000, Russian Federation

[a] https://orcid.org/0000-0002-5114-0316, lapshin1917@yandex.ru, [b] http://orcid.org/0000-0001-9408-5188, zames161@yandex.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0003-4792-4959, tur805@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:
Received: 14 January 2021
Revised: 24 February 2021
Accepted: 14 April 2021
Available online: 15 June 2021

Keywords:
Nonlinear dynamics
Vibrations
Cutting process
Cutting temperature

Funding
This study was performed with financial support of RFBR grant № 19-08-00022.

ABSTRACT

Introduction. Modern metalworking machines with CNC, allow to achieve a qualitatively new level of metal processing by cutting in metal turning. At the same time, it is possible to achieve the required shape, dimensional accuracy, as well as the relative position of the surfaces of the part, but such an indicator of the processing quality as the roughness of the treated surface, associated with the vibration activity of the tool, does not always meet the specified requirements. The factor determining the vibration mode of cutting in a metal-cutting lathe is the self-excitation factor of the cutting system, which is caused by additional feedbacks formed during the cutting process, one of which is the thermodynamic subsystem of the cutting system, which is the **subject of research**. **Purpose of the work**: due to the formation of a consistent model of the relationship between the subsystems that describe the force, heat and vibration reactions of the tool, an adequate description of the mechanism for reducing the vibration load on the cutting process is obtained. The paper studies the process of metal turning on metal-cutting machines with a detailed description of the interaction between the thermodynamic, power and vibration subsystems of the cutting system. **Research methods**: full-scale and numerical experiments in which the Matlab package of mathematical programs is used for data processing and analysis. **Results and discussion**. The results of full-scale and numerical experiments are presented, in particular, graphs of coordinate changes describing tool deformation, and data sets are obtained that reflect the dependence of the vibrational energy of tool movements on the reaction time of the thermodynamic subsystem of the cutting system. A qualitative assessment of the results of a full-scale experiment allows us to confirm the adequacy of both the model itself and the results of its modeling. The scope of application of the results obtained in the study is related to the possibility of preliminary preparation of the cutting wedge, which will provide a set value of the time constant of the thermodynamic subsystem, which in turn ensures the minimization of vibration energy. **Conclusion**: the mathematical model proposed in this paper adequately describes the mechanism of temperature influence on the vibration load of the turning process.

For citation: Lapshin V.P., Rusanovsky A.V., Turkin I.A. Evaluation of the influence of the reaction rate of the thermodynamic subsystem on the dynamics of the cutting process in metalworking. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 17–30. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-17-30. (In Russian).

References

1. Grabec I. Chaos generated by the cutting process. *Physics Letter A*, 1986, vol. 117, no. 8, pp. 384–386. DOI: 10.1016/0375-9601(86)90003-4.

2. Lapshin V.P., Tyunyaev R.A., Khristoforova V.V. [Evaluation of the effect of the feed rate on the equilibrium modes of the drive providing milling of the workpiece of variable thickness]. *Dinamika tekhnicheskikh sistem*, *DTS-2015* [Dynamics of technical systems], Rostov-on-Don, 2016, pp. 180–184. (In Russian).

3. Reznikov A.N., Reznikov L.A. *Teplovye protsessy v tekhnologicheskikh sistemakh* [Thermal processes in technological systems]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990. 288 p.

*** Corresponding author**
Lapshin Viktor P., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
Don State Technical University,
1 Gagarin square
344000, Rostov-on-don, Russian Federation
Tel.: 8 (900) 122-75-14, **e-mail:** lapshin1917@yandex.ru

4. Ryzhkin A.A. *Teplofizicheskie protsessy pri iznashivanii instrumental'nykh rezhushchikh materialov* [Thermophysical processes during wear of tool cutting materials]. Rostov-on-Don, DSTU Publ., 2005. 311 p. ISBN 5-7890-0348-6.

5. Huang S.N., Tan K.K., Wong Y.S., De Silva C.W., Goh H.L., Tan W.W. Tool wear detection and fault diagnosis based on cutting force monitoring. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2007, vol. 47, iss. 3–4, pp. 444–451.

6. Arsla H., Er A.O., Orhan S., Aslan E. Tool condition monitoring in turning using statistical parameters of vibration signal. *International journal of acoustics and vibration*, 2016, vol. 21, iss. 4, pp. 371–378.

7. Alonso F.J., Salgado D.R. Application of singular spectrum analysis to tool wear detection using sound signals. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, *Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2005, vol. 219 (9), pp. 703–710.

8. Dimla Sr D.E., Lister P.M. On-line metal cutting tool condition monitoring. I: force and vibration analyses. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2000, vol. 40 (5), pp. 739–768. DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00084-X.

9. Orhan S., Er A.O., Camuşcu N., Aslan E. Tool wear evaluation by vibration analysis during end milling of AISI D3 cold work tool steel with 35 HRC hardness. *NDT & E International*, 2007, vol. 40 (2), pp. 121–126.

10. Tobias S.A. *Vibraciones en Máquinas-Herramientas* [Machine tools vibrations]. Bilboa, Spain, Ediciones Urmo, 1961.

11. Sri Namachchivaya, Beddini. Spindle speed variation for the suppression of regenerative chatter. *Journal of Nonlinear Science*, 2003, vol. 13, no. 3, pp. 265–288. DOI: 10.1007/s00332-003-0518-4.

12. Wahi P., Chatterjee A. Regenerative tool chatter near a codimension 2 Hopf point using multiple scales. *Nonlinear Dynamics*, 2005, vol. 40, no. 4, pp. 323–338.

13. Stépán G., Insperger T., Szalai R. Delay, parametric excitation, and the nonlinear dynamics of cutting processes. *International Journal of Bifurcation and Chaos*, 2005, vol. 15, no 9, pp. 2783–2798. DOI: 10.1142/S0218127405013642.

14. Moradi H., Bakhtiari-Nejad F., Movahhedy M.R., Ahmadian M.T. Nonlinear behaviour of the regenerative chatter in turning process with a worn tool: Forced oscillation and stability analysis. *Mechanism and Machine Theory*, 2010, vol. 45, no. 8, pp. 1050–1066. DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2010.03.014.

15. Gouskov A.M., Voronov S.A., Paris H., Batzer S.A. Nonlinear dynamics of a machining system with two interdependent delays. *Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation*, 2002, vol. 7, no. 4, pp. 207–221. DOI: 10.1016/S1007-5704(02)00014-X.

16. Hahn R.S. On the theory of regenerative chatter in precision grinding operation. *Transactions of American Society of Mechanical Engineers*, 1954, vol. 76, pp. 356–260.

17. Tobias S.A., Fishwick W. Theory of regenerative machine tool chatter. *The Engineer*, 1958, vol. 205, no. 7, pp. 199–203.

18. Merritt H.E. Theory of self-excited machine-tool chatter: contribution to machine-tool chatter research. *Journal of Engineering for Industry*, 1965, vol. 87, pp. 447–454. DOI: 10.1115/1.3670861.

19. Balachandran B. Nonlinear dynamics of milling process. *Philosophical Transactions of The Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences*, 2001, vol. 359 (1781), pp. 793–819.

20. Stepan G. Modelling nonlinear regenerative efects in metal cutting. *Philosophical Transactions of The Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences*, 2001, vol. 359, pp. 739–757. DOI: 10.1098/rsta.2000.07537.

21. Litak G. Chaotic vibrations in a regenerative cutting process. *Chaos Solitons and Fractals*, 2002, vol. 13, pp. 1531–1535. DOI: 10.1016/S0960-0779(01)00176-X.

22. Guskov A.M., Voronov S.A., Kvashnin A.S. Vliyanie krutil'nykh kolebanii na protsess vibrosverleniya [Influence of torsion vibrations on process of vibration-drilling]. *Vestnik MGTU im. N.E. Baumana. Seriya: Mashinostroenie = Herald of the Bauman Moscow State Technical University. Series: Mechanical Engineering*, 2007, no. 1 (66), pp. 3–19.

23. Vasin S.A., Vasin L.A. Sinergeticheskii podkhod k opisaniyu prirody vozniknoveniya i razvitiya avtokolebanii pri tochenii [Synergetic approach to describing the nature and development of self-oscillations in turning]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2012, no. 1, pp. 11–16.

24. Voronin A.A. Vliyanie ul'trazvukovykh kolebanii na protsess rezaniya zharoprochnykh splavov [Influence of ultrasonic vibrations on the cutting process of heat-resistant alloys]. *Stanki i instrument = Machines and Tools*, 1960, no. 11, pp. 15–18.

25. Zakovorotny V.L., Lukyanov A.D., Gubanova A.A., Khristoforova V.V. Bifurcation of stationary manifolds formed in the neighborhood of the equilibrium in a dynamic system of cutting. *Journal of Sound and Vibration*, 2016, vol. 368, pp. 174–190. DOI: 10.1016/j.jsv.2016.01.020.

26. Zakovorotny V.L., Lapshin V.P., Babenko T.S. Modeling of tool wear: irreversible energy transformations. *Russian Engineering Research*, 2018, vol. 38, no. 9, pp. 707–708.

27. Zharkov I.G. *Vibratsii pri obrabotke lezviinym instrumentom* [Vibrations when processing with a blade tool]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1986. 184 p.

28. Markov A.I. *Ul'trazvukovoe rezanie trudnoobrabatyvaemykh materialov* [Ultrasonic cutting of hard-to-process materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1968. 367 p.

29. Makarov A.D. *Optimizatsiya protsessov rezaniya* [Optimization of cutting processes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 278 p.

30. Zakovorotny V.L., Flek M.B. *Dinamika protsessa rezaniya. Sinergeticheskii podkhod* [Dynamics of the cutting process. Synergetic approach]. Rostov-on-Don, Terra Publ., 2006. 880 p. ISBN 5-98254-055-2.

31. Ryzhkin A.A. *Sinergetika iznashivaniya instrumental'nykh rezhushchikh materialov (triboelektricheskii aspekt)* [Synergetics of wear of tool cutting materials (triboelectric aspect)]. Rostov-on-Don, DSTU Publ., 2004. 323 p. ISBN 5-7890-0307-9.

32. Lapshin V.P., Turkin I.A., Khristoforova V.V., Babenko T.S. Influence of the temperature in the tool–workpiece contact zone on the deformational dynamics in turning. *Russian Engineering Research*, 2020, vol. 40, no. 3, pp. 259–265.

33. Bordachev E.V., Lapshin V.P. Matematicheskoe modelirovanie temperatury v zone kontakta instrumenta i izdeliya pri tokarnoi obrabotke metallov [Mathematical modeling of the temperature in the contact zone of the tool and product during metal turning]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2019, vol. 19, no. 2, pp. 130–137. DOI: 10.23047/1992-5980-2019-19-2-130-137.

34. Lapshin V.P., Khristoforova V.V., Nosachev S.V. Vzaimosvyaz' temperatury i sily rezaniya s iznosom i vibratsiyami instrumenta pri tokarnoi obrabotke metallov [Relationship of temperature and cutting force with tool wear and vibration in metal turning]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 44–58. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-44-58.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2021 Том 23 № 2 с. 31–39
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-31-39

НГТУ НЭТИ

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Моделирование съема припуска в зоне контакта при внутреннем шлифовании хрупких неметаллических материалов

Сергей Братан [a, *], *Станислав Рощупкин* [b], *Александр Харченко* [c], *Анастасия Часовитина* [d]

Севастопольский государственный университет, ул. Университетская, 33, г. Севастополь, 299053, Россия

[a] https://orcid.org/0000-0002-9033-1174, bratan@gmail.com, [b] https://orcid.org/0000-0003-2040-2560, st.roshchupkin@yandex.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0003-1704-9380, khao@list.ru , [d] https://orcid.org/0000-0001-6800-9392, nastya.chasovitina@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.923

История статьи:
Поступила: 21 марта 2021
Рецензирование: 12 апреля 2021
Принята к печати: 17 апреля 2021
Доступно онлайн: 15 июня 2021

Ключевые слова:
Круглое шлифование хрупких материалов
Абразивное зерно
Микрорезание
Зона контакта заготовки с инструментом
Вероятность удаления материала
Вероятность неудаления материала

АННОТАЦИЯ

Введение. Финишные операции, в частности круглое шлифование, существенным образом формируют параметры качества изделий, их эксплуатационные характеристики и функциональную пригодность. Стоимость шлифовальных работ при этом существенно возрастает по сравнению со шлифованием металлов, достигая в среднем 20…28 % от общих затрат на изготовление изделий. Выбор оптимальных параметров технологической системы на основе моделирования процесса позволяет повысить надежность, производительность и экономическую эффективность. Для описания процессов обработки хрупких неметаллических материалов используются в основном эмпирические зависимости, а существующие аналитические модели не учитывают стохастическую природу операции шлифования и сочетание процессов микрорезания и хрупкого скалывания при удалении частиц хрупкого неметаллического материала и износа поверхности шлифовального инструмента. **Цель работы**: моделирование съема припуска в зоне контакта при внутреннем шлифовании хрупких неметаллических материалов. Задачей является исследование особенностей и закономерностей изменения вероятности удаления материала при контакте обрабатываемой поверхности с абразивным инструментом. В работе получены теоретико-вероятностные модели, позволяющие выявить закономерности съема материала в зоне контакта. Модели позволяют проследить закономерности взаимодействия режущих и колющих зерен на поверхности заготовки и процесс съема припуска в зоне контакта за счет комбинации явлений микрорезания и хрупкого скалывания, рассматриваемых как случайное событие. **Методами исследования** являются математическое и физическое моделирование с использованием основных положений теории вероятности, законов распределения случайных величин, а также теории резания и теории деформируемого твердого тела. **Результаты и обсуждение**. Получены данные, дающие наглядную иллюстрацию закономерности удаления материала вдоль зоны контакта на различных уровнях. Анализ полученных результатов показывает, что окружная скорость инструмента и скорость вращения заготовки, которые входят непосредственно в уравнение для расчета вероятности удаления материала, существенно влияют на интенсивность съема материала. Значительным образом оказывает воздействие на съем припуска также поперечная подача. Получена качественная картина изменения вероятности удаления материала в зоне контакта при шлифовании отверстий в хрупких неметаллических материалах. Полученные закономерности изменения вероятности удаления материала при контакте обрабатываемой поверхности с абразивным инструментом и аналитические зависимости справедливы для широкого диапазона режимов шлифования, характеристик инструментов и других технологических факторов.

Для цитирования: Моделирование съема припуска в зоне контакта при внутреннем шлифовании хрупких неметаллических материалов / С.М. Братан, С.И. Рощупкин, А.О. Харченко, А.С. Часовитина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 31–39. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-31-39.

Введение

Изделия из таких неметаллических материалов, как керамика, рубины, сапфиры, стекло, кварц, ситаллы, ферриты, несмотря на высокую хрупкость, усложняющую их обработку при изготовлении, широко применяются в различных отраслях промышленности из-за высоких показателей твердости, прочности и износостойкости. Финишные операции, в частности круглое шлифование, существенным образом формируют параметры качества изделий, их эксплуатационные характеристики и функциональную пригодность. Стоимость шлифовальных работ

***Адрес для переписки**
Братан Сергей Михайлович, д.т.н., профессор
Севастопольский государственный университет,
ул. Университетская, 33,
299053, г. Севастополь, Россия
Тел.: +79787155019, **e-mail:** serg.bratan@gmail.com

при этом существенно возрастает по сравнению со шлифованием металлов, достигая в среднем 20…28 % от общих затрат на изготовление изделий [1].

Сложная стохастическая природа процесса шлифования [2] приводит к уменьшению надежности и производительности, разбросу показателей качества изделий, снижению экономической эффективности. Выбор оптимальных параметров технологической системы на основе моделирования процесса позволяет повысить надежность, производительность и экономическую эффективность. Большое количество работ [3–15] посвящено созданию динамических моделей для процессов шлифования. Однако все полученные модели имеют ограниченную область применения и пригодны только для моделирования обработки металлических изделий. Для описания процессов обработки хрупких неметаллических материалов используются в основном эмпирические зависимости, а существующие аналитические модели не учитывают стохастическую природу операции шлифования и сочетание процессов микрорезания и хрупкого скалывания при удалении частиц хрупкого неметаллического материала и износа поверхности шлифовального инструмента.

Целью работы является моделирование съема припуска в зоне контакта при внутреннем шлифовании хрупких неметаллических материалов. Задачей является исследование особенностей и закономерностей изменения вероятности удаления материала при контакте обрабатываемой поверхности с абразивным инструментом.

Моделирование процесса

Для описания взаимодействия шлифовального инструмента с поверхностью заготовки из хрупких неметаллических материалов авторами разработаны теоретико-вероятностные модели, позволяющие выявить закономерности съема материала в зоне контакта. Модели позволяют проследить закономерности взаимодействия режущих и колющих зерен на поверхности заготовки и процесс съема припуска в зоне контакта за счет комбинации явлений микрорезания и хрупкого скалывания, рассматриваемых как случайное событие. Вероятность удаления при шлифовании хрупких неметаллических материалов вычисляется по формуле

$$P(M) = P_1(\overline{M}) \cdot P_2(\overline{M}), \qquad (1)$$

где $P_1(\overline{M})$ – вероятность, при которой обрабатываемый материал не удаляется за счет процесса микрорезания; $P_2(\overline{M})$ – вероятность, при которой обрабатываемый материал не удаляется за счет процесса хрупкого скалывания.

Зависимость (1) может быть описана следующим выражением:

$$P(M) = 1 - \exp\left(-a_0 - a_1(y,\tau) - a_2(y,\tau)\right), \qquad (2)$$

где a_0 – показатель, характеризующий исходное состояние поверхности заготовки в данном сечении перед началом процесса шлифования; $a_1(y,\tau)$ – показатель, характеризующий изменение площади впадин, формируемых за счет процесса механического резания; $a_2(y,\tau)$ – показатель, характеризующий изменение площади впадин, формируемых за счет процесса хрупкого скалывания; y – расстояние от наружной поверхности заготовки до текущего уровня; τ – момент времени происходящего события.

Принятые ранее модели вершин зерен и плотностей их распределения по глубине [16, 17] позволяют перейти к установлению функциональных связей вероятности неудаления материала с технологическими факторами.

Для расчета показателя, характеризующего изменение площади впадин, формируемых за счет процесса механического резания, получено выражение

$$a_1(y,z) = \frac{3\pi k_c \sqrt{2\rho_z}(V_k \pm V_u) n_z (1 - P_0)(t_f - y)^2}{8 V_u H_u^{3/2}} \times \left(z - \frac{2z^3}{3\sqrt{L_y}} + \frac{z^5}{5L_y} + \frac{8}{15} L_y \right) +$$

$$+\frac{3\pi k_c\sqrt{2\rho_z}(V_k \pm V_u)n_z(t_f - y)^4}{16V_u H_u^{3/2} t_f^2}\times$$

$$\times\left(z+\frac{z^9}{9L_y^2}-\frac{4z^7}{7L_y^{\frac{3}{2}}}+\frac{6z^5}{5L_y}-\frac{4z^3}{3\sqrt{L_y}}+\frac{8}{20}L_y\right), \quad (3)$$

где n_z – число зерен в единице площади рабочего слоя инструмента; V_k – окружная скорость инструмента (круга); V_u – окружная скорость заготовки; H_u – толщина слоя рабочей поверхности инструмента, контактирующего с заготовкой; – фактическая глубина резания; L_y – длина зоны контакта от условной наружной поверхности инструмента до основной плоскости; P_0 – вероятностная характеристика скалывания хрупкого неметаллического материала скалывания; z – координата, направленная вдоль зоны контакта; ρ_z – радиус округления вершины зерна.

Зависимость для расчета показателя $a_2(y,\tau)$ имеет вид

$$a_2(y,z) =$$

$$\frac{3\pi k_c\sqrt{2\rho_z}(V_k \pm V_u)n_z(1-P_0)(t_f - y)^2}{8V_u H_u^{\frac{3}{2}}}\times$$

$$\times\left(z-\frac{2z^3}{3\sqrt{L_y}}+\frac{z^5}{5L_y}+\frac{8}{15}L_y\right)+$$

$$+\frac{0,05k_c\sqrt{2\rho_z}(V_k \pm V_u)n_z(t_f - y + \Delta r_x)^4}{V_u H_u^{1,3}(t_f + \Delta r_x)^2}\times$$

$$\times\left(z+\frac{z^9}{9L_y^2}-\frac{4z^7}{7L_y^{\frac{3}{2}}}+\frac{6z^5}{5L_y}-\frac{4z^3}{3\sqrt{L_y}}+\frac{8}{20}L_y\right), \quad (4)$$

где Δr_x – величина приращения съема материала в процессе хрупкого скалывания хрупкого неметаллического материала.

Результаты и их обсуждение

Выполним расчет вероятности неудаления и вероятности удаления материала при шлифовании отверстий диаметром 150 мм в заготовках из ситалла (АС-370) инструментом AW 60×25×13 63C F90 M 7 B A 35 м/с (при скорости круга 35 м/с, скорости заготовки 0,25 м/с, продольной подаче 33 мм/с, поперечной подаче 0,008 мм/ход). Из расчета баланса перемещений [18] определяем, что для заданных условий обработки $t_f = 9,04\cdot10^{-6}$ м. На основании данных исследований [17, 20, 21] принимаем: $k_c = 1,0$; $\rho_z = 7,31\cdot10^{-6}$ мм; $n_z = 15,86$ зерен/мм2. Для рассмотренных условий $L_y = 0,002$ м, $P_0 = 0,5$, $\Delta r_x = 0,1\cdot t_f$. Расчет выполним по уравнениям (2), (3), (4) для уровня $y = 1\cdot10^{-6}$ м при $z = -0,1\frac{L_y}{2}$:

$$a_1(y,z) = \frac{3\pi\cdot1,0\sqrt{2\cdot7,31\cdot10^{-6}}(35+0,25)\cdot15,86\cdot10^6\cdot(1-0,5)(9,04\cdot10^{-6}-1\cdot10^{-6})^2}{8\cdot0,25(9,04\cdot10^{-6})^{3/2}}\times$$

$$\times\left(-0,1\cdot10^{-3}\cdot0,001-\frac{2(-0,1\cdot10^{-3}\cdot0,001)^3}{3\sqrt{0,53\cdot10^{-3}}}+\frac{(-0,1\cdot10^{-3}\cdot0,001)^5}{5\cdot0,53\cdot10^{-3}}+\frac{8}{15}\cdot0,53\cdot10^{-3}\right)+$$

$$+\frac{3\cdot\pi\cdot1,0\cdot\sqrt{2\cdot7,31\cdot10^{-6}}(35+0,25)15,86\cdot10^6(9,04\cdot10^{-6}-1\cdot10^{-6})^4}{16\cdot0,25(9,04\cdot10^{-6})^{3/2}(9,04\cdot10^{-6})^2}\times$$

$$\times\left(-0,1\cdot10^{-3}\cdot0,001+\frac{(-0,1\cdot10^{-3}\cdot0,001)^9}{9(0,53\cdot10^{-3})^2}-\frac{4(-0,1\cdot10^{-3}\cdot0,001)^7}{7(0,53\cdot10^{-3})^{3/2}}+\frac{6(-0,1\cdot10^{-3}\cdot0,001)^5}{5\cdot0,53\cdot10^{-3}}-\right.$$

$$\left.-\frac{4(-0,1\cdot10^{-3}\cdot0,001)^3}{3\sqrt{0,53\cdot10^{-3}}}+\frac{8}{20}0,53\cdot10^{-3}\right)=2,701;$$

$$a_2(y,z) = \frac{3\pi \cdot 1,0\sqrt{2 \cdot 7,31 \cdot 10^{-6}}(35+0,25)15,86 \cdot 10^6(1-0,5)(9,04 \cdot 10^{-6} - 1 \cdot 10^{-6})^2}{8 \cdot 0,25(9,04 \cdot 10^{-6})^{\frac{3}{2}}} \times$$

$$\times\left(-0,1 \cdot 10^{-3} \cdot 0,001 - \frac{2(-0,1 \cdot 10^{-3} \cdot 0,001)^3}{3\sqrt{0,53 \cdot 10^{-3}}} + \frac{(-0,1 \cdot 10^{-3} \cdot 0,001)^5}{5 \cdot 0,53 \cdot 10^{-3}} + \frac{8}{15}0,53 \cdot 10^{-3}\right) +$$

$$+\frac{0.05 \cdot 1,0 \cdot \sqrt{2 \cdot 7,31 \cdot 10^{-6}}35,25 \cdot 15,86 \cdot 10^6(9,04 \cdot 10^{-6} - 1 \cdot 10^{-6} + 0,1 \cdot 9,04 \cdot 10^{-6})^4}{0,25(9,04 \cdot 10^{-6})^{1,3}(9,04 \cdot 10^{-6} + 0,1 \cdot 9,04 \cdot 10^{-6})^2} \times$$

$$\times\left(-0,1 \cdot 10^{-3} \cdot 0,001 + \frac{(-0,1 \cdot 10^{-3} \cdot 0,001)^9}{9(0,53 \cdot 10^{-3})^2} - \frac{4(-0,1 \cdot 10^{-3} \cdot 0,001)^7}{7(0,53 \cdot 10^{-3})^{\frac{3}{2}}} + \frac{6(-0,1 \cdot 10^{-3} \cdot 0,001)^5}{5 \cdot 0,53 \cdot 10^{-3}} -\right.$$

$$\left. - \frac{4(-0,1 \cdot 10^{-3} \cdot 0,001)^3}{3\sqrt{0,53 \cdot 10^{-3}}} + \frac{8}{20}0,53 \cdot 10^{-3}\right) = 2,701.$$

Для определения показателя a_0 использованы профилограммы, снятые с образца заготовки (ситалл АС-370) после чернового шлифования [22]. Вероятность события, характеризующего удаление поверхностного слоя на уровне $y = 0,004$ мм при значении показателя $a_0 = 0,546$, вычисляется по уравнению (2):

$$P(M) = 1 - e^{-(a_0 + a_1 + a_2)} =$$

$$= 1 - e^{-0,546-2,7-2,701} = 0,997.$$

Вероятность отсутствия удаления материала, как противоположное событие, может быть определена из формулы полной вероятности:

$$P_1(\overline{M}) = 1 - P(M) = 1 - 0,997 = 0,003.$$

Для других уровней y рассматриваемого примера расчетные данные по вероятности удаления материала приведены в таблице и на рис. 1.

Анализ полученных данных (см. таблицу) дает наглядную иллюстрацию закономерности удаления материала вдоль зоны контакта на различных уровнях.

Расчеты по формуле (2) показывают, что вероятность удаления при значениях $z = -3,38$, $y = 0,8 \cdot t_f$, $t_f = 9,04 \cdot 10^{-6}$ м равна 0,71. Это означает, что 71 % будет удален, а 29 % обрабатываемого материала останется на поверхности в виде микронеровностей.

Объясняется это тем, что в процессе шлифования единичные зерна оставляют следы в виде царапин, которые накладываются друг на друга, при этом часть зерен не осуществляют среза, так как попадают в след траекторий предшествующего зерна. Некоторая часть зерен будет контактировать с обрабатываемым материалом частично, т. е. контакт будет распространяться не на всю ширину зерна. При обработке хрупких неметаллических материалов под царапиной могут образовываться сколы. С увеличением количества зерен, контактирующих с поверхностью заготовки, число царапин, перекрывающих друг друга, возрастает.

Предложенные зависимости позволяют рассчитывать изменения вероятности удаления материала при обработке хрупких неметаллических материалов на операциях шлифования. Приведенные выше аналитические модели могут быть использованы для схем плоского, круглого наружного и внутреннего шлифования. Они дают адекватное описание явлений съема припуска для широкого диапазона режимов резания, характеристик абразивного инструмента при шлифовании заготовок их хрупких неметаллических материалов.

Иллюстрация съема материала при шлифовании отверстий в заготовках из ситалла (АС-370) инструментом AW 60×25×13 63C F90 M 7 B A 35 м/с (при скорости круга 35 м/с, скорости заготовки 0,25 м/с, продольной подаче 33 мм/с, поперечной подаче 0,008 мм/ход) представлена на рис. 1.

Значения вероятности удаления материала при шлифовании отверстий в заготовках из ситалла

Values of the probability of material removal when grinding holes in workpieces made of sitall

z	Значения параметров зоны контакта в радиальном направлении (уровней y) Values of the parameters of the contact zone in the radial direction (levels y)								
	$y = 0{,}1t_f$	$y = 0{,}2t_f$	$y = 0{,}3t_f$	$y = 0{,}4t_f$	$y = 0{,}5t_f$	$y = 0{,}6t_f$	$y = 0{,}7t_f$	$y = 0{,}8t_f$	$y = 0{,}9t_f$
–6,76	0,998	0,993	0,98	0,95	0,895	0,806	0,687	0,559	0,459
–5,07	1	0,999	0,999	0,994	0,975	0,92	0,806	0,642	0,486
–3,38	1	1	1	0,999	0,994	0,967	0,88	0,71	0,512
–1,69	1	1	1	1	0,999	0,986	0,926	0,764	0,536
0	1	1	1	1	1	0,994	0,954	0,809	0,56
1,69	1	1	1	1	1	0,998	0,972	0,845	0,582
3,38	1	1	1	1	1	0,999	0,983	0,874	0,603
5,07	1	1	1	1	1	1	0,989	0,898	0,623
6,76	1	1	1	1	1	1	0,993	0,917	0,642

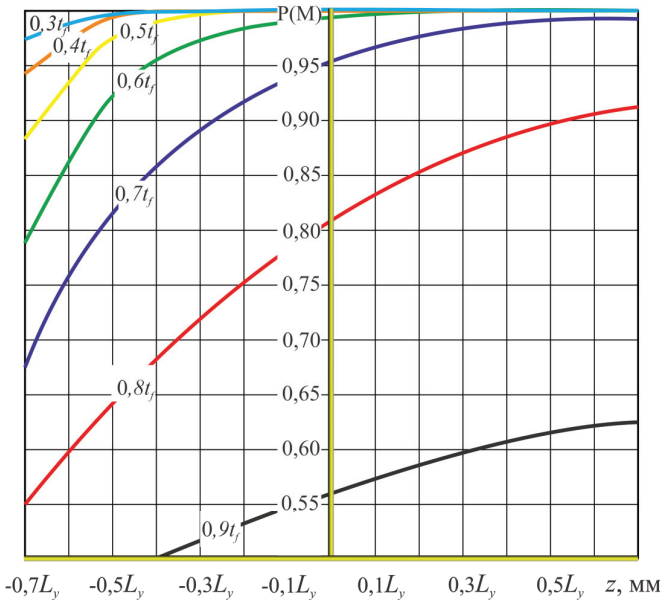


Рис. 1. Изменение вероятности удаления материала при шлифовании отверстий в заготовках из ситалла (диаметр отверстия – 150 мм, инструмент AW 60×25×13 63C F90 M 7 B A 35 м/с, скорость круга – 35 м/с, скорость заготовки – 0,25 м/с, t_f = 0,00904 мм, на уровнях: $y = 0{,}3t_f \ldots 0{,}9t_f$)

Fig. 1. Change in the likelihood of material removal when grinding holes in sitall workpieces (hole diameter – 150 mm, tool AW 60 × 25 × 13 63C F90 M 7 BA 35 m / s, wheel speed – 35 m / s, workpiece speed – 0.25 m / s, t_f = 0,00904 mm, at levels: $y = 0{,}3t_f \ldots 0{,}9t_f$)

Анализ полученных данных показывает, что окружная скорость инструмента и скорость вращения заготовки, которые входят непосредственно в уравнение для расчета вероятности удаления материала, существенно влияют на интенсивность съема материала. Значительным образом оказывает воздействие на съем припуска также поперечная подача, которая не представлена непосредственно в уравнениях (2), (3) и (4), но определяет максимальную глубину микрорезания t_f и рассчитывается через уравнение баланса перемещений [17].

На рис. 2 изображена качественная картина изменения вероятности удаления материала в зоне контакта при шлифовании отверстий в хрупких неметаллических материалах.

На рис. 2 показано, что положение линии АБ соответствует соотношению удаленной и неудаленной частей материала с учетом исходной шероховатости поверхности заготовки. Положение линии ВГ позволяет проследить закономерность изменения значений вероятности удаления материала после окончания контакта инструмента с заготовкой. Закономерности изменений вероятности удаления материала на фиксированных уровнях вдоль длины зоны контакта отражены в плоскостях, параллельных плоскости $P(M)$, z.

Положение линии БВ определяет закономерность съема припуска при уровне вероятности $P(M) = 0{,}997$.

Анализ полученных данных позволяет сделать следующее заключение. При контактировании поверхности инструмента с материалом

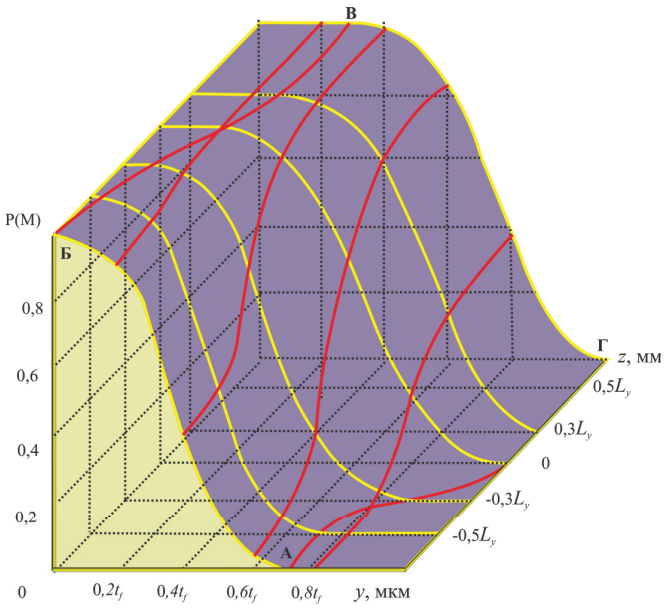


Рис. 2. Изменение вероятности удаления припуска в зоне контакта при шлифовании отверстий в хрупких неметаллических материалах

Fig. 2. Change in the probability of removing the allowance in the contact zone when grinding holes in brittle non-metallic materials

заготовки с возрастанием фактической глубины резания увеличивается вероятность удаления материала на всех уровнях y. Наибольшее значение вероятности соответствует координате $z = 0$ (положение сечения зоны контакта по основной плоскости), так как в этом положении фактическая глубина резания максимальна.

Выводы

Выражения (2) (3) и (4) позволяют найти величины съема материала Δr соответственно для схем внутреннего, плоского и круглого наружного шлифования. Для решения рассмотренных уравнений необходимо знать величину приращения съема Δr_x за счет хрупкого разрушения в процессе развития микротрещин в поверхностном слое. Разработанные математические модели позволяют проследить влияние на съем припуска наложения единичных срезов при шлифовании отверстий хрупких неметаллических материалов. Полученные закономерности изменения вероятности удаления материала при контакте обрабатываемой поверхности с абразивным инструментом и аналитические зависимости [21, 23] справедливы для широкого диапазона режимов шлифования, характеристик инструментов и других технологических факторов.

Список литературы

1. *Malkin S., Guo C.* Grinding technology: theory and applications of machining with abrasives. – New York: Industrial Press, 2008. – 372 p. – ISBN 978-0-8311-3247-7.

2. *Hou Z.B., Komanduri R.* On the mechanics of the grinding process. Pt. 1. Stochastic nature of the grinding process // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2003. – Vol. 43. – P. 1579–1593. – DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00186-X.

3. *Lajmert P., Sikora V., Ostrowski D.* A dynamic model of cylindrical plunge grinding process for chatter phenomena investigation // MATEC Web of Conferences. – 2018. – Vol. 148. – P. 09004–09008. – DOI: 10.1051/matecconf/20181480900.

4. A time-domain surface grinding model for dynamic simulation / M. Leonesio, P. Parenti, A. Cassinari, G. Bianchi, M. Monn // Procedia CIRP. – 2012. – Vol. 4. – P. 166–171. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.10.030.

5. *Sidorov D., Sazonov S., Revenko D.* Building a dynamic model of the internal cylindrical grinding process // Procedia Engineering. – 2016. – Vol. 150. – P. 400–405. – DOI: 10.1016/j.proeng.2016.06.739.

6. *Zhang N., Kirpitchenko I., Liu D.K.* Dynamic model of the grinding process // Journal of Sound and Vibration. – 2005. – Vol. 280. – P. 425–432. – DOI: 10.1016/j.jsv.2003.12.006.

7. Estimation of dynamic grinding wheel wear in plunge grinding / M. Ahrens, J. Damm, M. Dagen, B. Denkena, T. Ortmaier // Procedia CIRP. – 2017. – Vol. 58. – P. 422–427. – DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.247.

8. *Garitaonandia I., Fernandes M.H., Albizuri J.* Dynamic model of a centerless grinding machine based on an updated FE model // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2008. – Vol. 48. – P. 832–840. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.12.001.

9. *Tawakolia T., Reinecke H., Vesali A.* An experimental study on the dynamic behavior of grinding wheels in high efficiency deep grinding // Procedia CIRP. – 2012. – Vol. 1. – P. 382–387. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.068.

10. Dynamic modeling and simulation of a nonlinear, non-autonomous grinding system considering spatially periodic waviness on workpiece surface / J. Jung, P. Kim, H. Kim, J. Seok // Simulation Modelling Practice and Theory. – 2015. – Vol. 57. – P. 88–99. – DOI: 10.1016/j.simpat.2015.06.005.

11. *Yu H., Wang J., Lu Y.* Modeling and analysis of dynamic cutting points density of the grinding wheel with

an abrasive phyllotactic pattern // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 86. – P. 1933–1943. – DOI: 10.1007/s00170-015-8262-0.

12. *Guo J.* Surface roughness prediction by combining static and dynamic features in cylindrical traverse grinding // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 75. – P. 1245–1252. – DOI: 10.1007/s00170-014-6189-5.

13. A new approach for dynamic modelling of energy consumption in the grinding process using recurrent neural networks / A. Arriandiaga, E. Portillo, J.A. Sanchez, I. Cabanes, I. Pombo // Neural Computing and Applications. – 2016. – Vol. 27. – P. 1577–1592. – DOI: 10.1007/s00521-015-1957-1.

14. *Soler Ya.I., Le N.V., Si M.D.* Influence of rigidity of the hardened parts on forming the shape accuracy during flat grinding // MATEC Web of Conferences. – 2017. – Vol. 129. – P. 01076. – DOI: 10.1051/matecconf/201712901076.

15. *Солер Я.И., Хоанг Н.А.* Влияние глубины резания на высотные шероховатости инструментов из стали У10А при плоском шлифовании кругами из кубического нитрида бора // Авиамашиностроение и транспорт Сибири: сборник статей IX Всероссийской научно-практической конференции / Иркутский национальный исследовательский технический университет. – Иркутск, 2017. – С. 250–254.

16. Calculation of surface roughness parameters for external cylindrical grinding / Yu. Novoselov, S. Bratan, V. Bogutsky, Yu. Gutsalenko // Fiabiltate si Durabilitate = Fiability and Durability. – 2013. – Suppl. 1. – P. 5–15.

17. *Новоселов Ю.К.* Динамика формообразования поверхностей при абразивной обработке. – Севастополь: СевНТУ, 2012. – 304 с. – ISBN 978-617-612-051-3.

18. Повышение качества деталей при шлифовании в условиях плавучих мастерских / С.М. Братан, Е.А. Владецкая, Д.О. Владецкий, А.О. Харченко. – М.: Вузовский учебник; Инфра-М, 2018. – 154 с. – ISBN 978-5-9558-0598-6.

19. *Лобанов Д.В., Янюшкин А.С., Архипов П.В.* Напряженно-деформированное состояние твердосплавных режущих элементов при алмазном затачивании // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2015. – № 3-1 (33-1). – С. 85–91. – DOI: 10.18323/2073-5073-2015-3-85-91.

20. *Kassen G.*, *Werner G.* Kinematische Kenngrößen des Schleifvorganges // Industrie-Anzeiger. – 1969. – N 87. – P. 91–95.

21. Identification of removal parameters at combined grinding of conductive ceramic materials / S. Bratan, S. Roshchupkin, A. Kolesov, B. Bogutsky // MATEC Web of Conferences. – 2017. – Vol. 129. – P. 01079. DOI: 10.1051/matecconf/201712901079.

22. *Гусев В.В., Моисеев Д.А.* Износ алмазного шлифовального круга при обработке керамики // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. – 2019. – № 4 (67). – С. 25–29.

23. *Novoselov Yu., Bratan S., Bogutsky B.* Analysis of relation between grinding wheel wear and abrasive grains wear // Procedia Engineering. – 2016. – Vol. 150. – P. 809–814. – DOI: 10.1016/j.proeng.2016.07.116.

Конфликт интересов

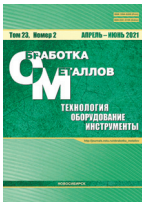
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2021 vol. 23 no. 2 pp. 31–39
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-31-39

NSTU NETI

Obrabotka metallov -
Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Simulation of the stock removal in the contact zone during internal grinding of brittle non-metallic materials

Sergey Bratan [a, *], ***Stanislav Roshchupkin*** [b], ***Alexander Kharchenko*** [c], ***Anastasia Chasovitina*** [d]

Sevastopol State University, 33 Universitetskaya str., Sevastopol, 299053, Russian Federation

[a] https://orcid.org/0000-0002-9033-1174, bratan@gmail.com, [b] https://orcid.org/0000-0003-2040-2560, st.roshchupkin@yandex.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0003-1704-9380, khao@list.ru , [d] https://orcid.org/0000-0001-6800-9392, nastya.chasovitina@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:
Received: 21 March 2021
Revised: 12 April 2021
Accepted: 17 April 2021
Available online: 15 June 2021

Keywords:
Cylindrical grinding of fragile materials
Abrasive grain
Microcutting
The contact area of the workpiece with the tool
Bulk fracture probability
The probability of not deleting the material

ABSTRACT

Introduction. Finishing operations, in particular, cylindrical grinding, essentially form the quality parameters of products, its performance characteristics and functional suitability. At the same time, the cost of grinding work increases significantly in comparison with grinding metals, reaching an average of 20...28 % of the total cost of manufacturing products. The selection of the optimal parameters of the technological system based on the process simulation can improve the reliability, productivity and economic efficiency. To describe the processing of brittle nonmetallic materials, empirical dependences are mainly used, and the existing analytical models do not take into account the stochastic nature of the grinding operation and the combination of microcutting and brittle chipping when removing particles of brittle nonmetallic material and wear of the surface of the grinding tool. **Purpose of the work**: simulation of stock removal in the contact zone during internal grinding of brittle non-metallic materials. The task is to study the features and patterns of change in the probability of material removal when the treated surface comes into contact with an abrasive tool. In the work, the theoretical and probabilistic models are obtained, allowing to reveal the patterns of material removal in the contact zone. The models make it possible to trace the regularities of the interaction of cutting and piercing grains on the surface of the workpiece and the process of removing the allowance in the contact zone due to a combination of the phenomena of microcutting and brittle chipping, considered as a random event. **The research methods** are mathematical and physical simulation using the basic provisions of the theory of probability, the laws of distribution of random variables, as well as the theory of cutting and the theory of a deformable solid. **Results and discussion**. Data are obtained that provide a clear illustration of the patterns of material removal along the contact zone at various levels. Analysis of the results obtained shows that the peripheral speed of the tool and the rotation speed of the workpiece, which are directly included in the equation for calculating the probability of material removal, significantly affect the rate of material removal. The cross feed also has a significant effect on stock removal. A qualitative picture of the change in the probability of material removal in the contact zone during grinding of holes in brittle nonmetallic materials is obtained. The obtained patterns of change in the probability of material removal when the machined surface is in contact with an abrasive tool and analytical dependences are valid for a wide range of grinding modes, tool characteristics and other technological factors.

For citation: Bratan S.M., Roshchupkin S.I., Kharchenko A.O., Chasovitina A.S. Simulation of the stock removal in the contact zone during internal grinding of brittle non-metallic materials. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 31–39. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-31-39. (In Russian).

References

1. Malkin S., Guo C. *Grinding technology: theory and applications of machining with abrasives*. New York, Industrial Press, 2008. 372 p. ISBN 978-0-8311-3247-7.

2. Hou Z.B., Komanduri R. On the mechanics of the grinding process. Pt. 1. Stochastic nature of the grinding process. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2003, vol. 43, pp. 1579–1593. DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00186-X.

3. Lajmert P., Sikora V., Ostrowski D. A dynamic model of cylindrical plunge grinding process for chatter phenomena investigation. *MATEC Web of Conferences*, 2018, vol. 148, pp. 09004–09008. DOI: 10.1051/matecconf/20181480900.

*** Corresponding author**
Bratan Sergey M., D. Sc. (Engineering), Professor
Sevastopol State University,
33 Universitetskaya str,
299053, Sevastopol, Russian Federation
Tel.: +7 (978)7155019, **e-mail:** serg.bratan@gmail.com

4. Leonesio M., Parenti P., Cassinari A., Bianchi G., Monn M. A time-domain surface grinding model for dynamic simulation. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 4, pp. 166–171. DOI: 10.1016/j.procir.2012.10.030.

5. Sidorov D., Sazonov S., Revenko D. Building a dynamic model of the internal cylindrical grinding process. *Procedia Engineering*, 2016, vol. 150, pp. 400–405. DOI: 10.1016/j.proeng.2016.06.739.

6. Zhang N., Kirpitchenko I., Liu D.K. Dynamic model of the grinding process. *Journal of Sound and Vibration*, 2005, vol. 280, pp. 425–432. DOI: 10.1016/j.jsv.2003.12.006.

7. Ahrens M., Damm J., Dagen M., Denkena B., Ortmaier T. Estimation of dynamic grinding wheel wear in plunge grinding. *Procedia CIRP*, 2017, vol. 58, pp. 422–427. DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.247.

8. Garitaonandia I., Fernandes M.H., Albizuri J. Dynamic model of a centerless grinding machine based on an updated FE model. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2008, vol. 48, pp. 832–840. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.12.001.

9. Tawakolia T., Reinecke H., Vesali A. An experimental study on the dynamic behavior of grinding wheels in high efficiency deep grinding. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 1, pp. 382–387. DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.068.

10. Jung J., Kim P., Kim H., Seok J. Dynamic modeling and simulation of a nonlinear, non-autonomous grinding system considering spatially periodic waviness on workpiece surface. *Simulation Modeling Practice and Theory*, 2015, vol. 57, pp. 88–99. DOI: 10.1016/j.simpat.2015.06.005.

11. Yu H., Wang J., Lu Y. Modeling and analysis of dynamic cutting points density of the grinding wheel with an abrasive phyllotactic pattern. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 86, pp. 1933–1943. DOI: 10.1007/s00170-015-8262-0.

12. Guo J. Surface roughness prediction by combining static and dynamic features in cylindrical traverse grinding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 75, pp. 1245–1252. DOI: 10.1007/s00170-014-6189-5.

13. Arriandiaga A., Portillo E., Sanchez J.A., Cabanes I., Pombo I. A new approach for dynamic modeling of energy consumption in the grinding process using recurrent neural networks. *Neural Computing and Applications*, 2016, vol. 27, pp. 1577–1592. DOI: 10.1007/s00521-015-1957-1.

14. Soler Ya.I., Le N.V., Si M.D. Influence of rigidity of the hardened parts on forming the shape accuracy during flat grinding. *MATEC Web of Conferences*, 2017, vol. 129, p. 01076. DOI: 10.1051/matecconf/201712901076.

15. Soler Ya.I., Khoang N.A. Vliyanie glubiny rezaniya na vysotnye sherokhovatosti instrumentov iz stali U10A pri ploskom shlifovanii krugami iz kubicheskogo nitrida bora [Effect of cutting depth on the high-altitude roughness of tools made of steel U10A with flat grinding with cubic boron nitride]. *Aviamashinostroenie i transport Sibiri* [Aircraft engineering and transport of Siberia]. Irkutsk, 2017, pp. 250–254. (In Russian).

16. Novoselov Yu., Bratan S., Bogutsky V., Gutsalenko Yu. Calculation of surface roughness parameters for external cylindrical grinding. *Fiabiltate si Durabilitate = Fiability and Durability*, 2013, suppl. 1, pp. 5–15.

17. Novoselov Yu.K. *Dinamika formoobrazovaniya poverkhnostei pri abrazivnoi obrabotke* [Dynamics of surface shaping during abrasive processing]. Sevastopol, SevNTU Publ., 2012. 304 p. ISBN 978-617-612-051-3.

18. Bratan S.M., Vladetskaya E.A, Vladetskii D.O., Kharchenko A.O. *Povyshenie kachestva detalei pri shlifovanii v usloviyakh plavuchikh masterskikh* [Improving the quality of parts when grinding in floating workshops]. Moscow, Vuzovskii uchebnik Publ., Infra-M Publ., 2018. 154 p. ISBN 978-5-9558-0598-6.

19. Lobanov D.V., Yanyushkin A.S., Arkhipov P.V. Napryazhenno-deformirovannoe sostoyanie tverdosplavnykh rezhushchikh elementov pri almaznom zatachivanii [Stress-strain state of carbide cutting elements during diamond sharpening]. *Vektor nauki Tol'yattinskogo gosudarstvennogo universiteta = Vector of sciences. Togliatti State University*, 2015, no. 3-1 (33-1). pp. 85–91. DOI: 10.18323/2073-5073-2015-3-85-91.

20. Kassen G., Werner G. Kinematische Kenngrößen des Schleifvorganges [Kinematic parameters of the grinding process]. *Industrie-Anzeiger = Industry scoreboard*, 1969, no. 87, pp. 91–95. (In German).

21. Bratan S., Roshchupkin S., Kolesov A., Bogutsky B. Identification of removal parameters at combined grinding of conductive ceramic materials. *MATEC Web of Conferences*, 2017, vol. 129, p. 01079. DOI: 10.1051/matecconf/201712901079.

22. Gusev V.V., Moiseev D.A. Iznos almaznogo shlifoval'nogo kruga pri obrabotke keramiki [Wear of a diamond grinding wheel when processing ceramics]. *Progressivnye tekhnologii i sistemy mashinostroeniya = Progressive Technologies and Systems of Mechanical Engineering*, 2019, no. 4 (67), pp. 25–29. (In Russian).

23. Novoselov Yu., Bratan S., Bogutsky B. Analysis of relation between grinding wheel wear and abrasive grains wear. *Procedia Engineering*, 2016, vol. 150, pp. 809–814. DOI: 10.1016/j.proeng.2016.07.116.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2021 Том 23 № 2 с. 40–53
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-40-53

НГТУ НЭТИ

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Контроль зазоров в конструкциях технических изделий в процессе вибрационных испытаний

Николай Тестоедов [1, a], *Владимир Бернс* [2, 3, b,*], *Егор Жуков* [2, c], *Евгений Лысенко* [1, d], *Павел Лакиза* [2, e]

[1] «Информационные спутниковые системы» им. академика М. Ф. Решетнёва, ул. Ленина, 52, г. Железногорск, 662972, Россия
[2] Сибирский научно-исследовательский институт авиации им. С.А. Чаплыгина, ул. Ползунова, 21, г. Новосибирск, 630051, Россия
[3] Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

[a] https://orcid.org/0000-0002-1280-5303, testoedov@iss-reshetnev.ru, [b] https://orcid.org/0000-0002-2231-7581, v.berns@yandex.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0001-6378-6352, zh-ep@yandex.ru, [d] https://orcid.org/0000-0001-5561-2934, mla340@iss-reshetnev.ru,
[e] https://orcid.org/0000-0002-3863-2762, qinterfly@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 629.735:620.179

История статьи:
Поступила: 11 марта 2021
Рецензирование: 19 марта 2021
Принята к печати: 29 марта 2021
Доступно онлайн: 15 июня 2021

Ключевые слова:
Технические изделия
Зазоры в подвижных соединениях
Люфты в устройствах передачи усилий и перемещений
Люфты и зазоры как дефекты конструкций
Летательные аппараты
Вибрационные испытания
Портрет колебаний
Нелинейные искажения портрета колебаний
Контроль зазоров

АННОТАЦИЯ

Введение. Контроль зазоров в технических изделиях является составной частью диагностики этих изделий, если наличие зазоров приводит к отклонениям от заданных условий и режимов работы. В том случае, когда изделия подвергаются вибрационным испытаниям, представляется целесообразным использование этих испытаний для обнаружения таких зазоров. **Цель работы:** разработка методики контроля зазоров в конструкциях технических изделий в процессе вибрационных испытаний по искажениям портретов вынужденных колебаний. **Методика исследований.** С помощью источников гармонических вибраций в изделиях создавались установившиеся вынужденные колебания, регистрируемые акселерометрами. Сигналы акселерометров трансформировались в портреты вынужденных колебаний. Для построения портретов использовалась вертикальная развертка, пропорциональная сигналу датчика. Горизонтальной разверткой являлась первая гармоника сигнала, сдвинутая по фазе на $\pi/2$. Для линейной динамической системы эти портреты являются окружностями. Появление зазоров приводит к искажениям портретов колебаний. Численная оценка искажений определялась так: из ряда Фурье для портрета колебаний вычиталась первая гармоника, в остатке ряда определялся абсолютный максимум за период колебаний. Этот максимум нормировался и принимался за параметр искажений. Описаны два вида нормирования: глобальное и локальное. Управление процессом испытаний осуществлялось с помощью программного обеспечения Test.Lab, в состав которого была введена подпрограмма анализа портретов колебаний. По расположениям максимумов искажений определялись местоположения зазоров. Для зазоров в устройствах передачи усилий или перемещений приведена формула, позволяющая вычислить их величины. Изложены практические рекомендации по использованию этой формулы. **Результаты и обсуждения.** Возможность обнаружения зазоров по искажениям портретов колебаний продемонстрирована на примере диагностирования макетной проводки управления и самолетов в процессе модальных испытаний, космических аппаратов открытого исполнения в технологических вибрационных испытаниях. Показано, что разработанная методика позволяет поэтапно выявить все зазоры в объекте испытаний, которые приводят к искажениям портретов колебаний.

Для цитирования: Контроль зазоров в конструкциях технических изделий в процессе вибрационных испытаний / Н.А. Тестоедов, В.А. Бернс, Е.П. Жуков, Е.А. Лысенко, П.А. Лакиза // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 40–53. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-40-53.

Введение

В конструкциях многих технических изделий имеются зазоры (люфты), которые можно условно разделить на два вида. Одни из них – зазоры в соединениях составных частей конструкций – вводятся для обеспечения нормального функционирования этих соединений.

***Адрес для переписки**
Бернс Владимир Андреевич, д.т.н., доцент
Сибирский научно-исследовательский институт авиации им. С.А. Чаплыгина,
ул. Ползунова, 21,
630051, г. Новосибирск, Россия
Тел.: 8 (383) 278-70-42, **e-mail:** v.berns@yandex.ru

Величины таких зазоров обычно нормируются. Другой вид – люфты, возникающие в процессе эксплуатации. Поскольку нормированные зазоры увеличиваются, как правило, в процессе эксплуатации, то оба этих вида могут привести к повышенной нагруженности и износу деталей, изменению динамических характеристик и ухудшению технического состояния изделий. Поэтому зазоры, конечно же, контролируются. Так как большинство технических изделий подвергается вибрационным испытаниям (прочностным, модальным, испытаниям на виброустойчивость), то представляется целесообразной разработка методики диагностики зазоров в этих испытаниях.

Техническая вибродиагностика машинного оборудования нашла широкое распространение в машиностроении для контроля механических передач, соединительных муфт и подшипников [1–5]. Эти вращающиеся элементы машин при наличии дисбалансов, люфтов, несоосности и изгибов валов генерируют механические колебания. Колебания, регистрируемые на корпусных деталях машин как вибрации, содержат информацию о динамических процессах, которые происходят в работающей машине. Из этого объема информации необходимо выделить такие данные, на основании которых можно идентифицировать дефекты машин и отслеживать развитие этих дефектов [6–8].

Методы вибродиагностики технических изделий по результатам испытаний разделятся на три группы. К первой из групп относятся методы обнаружения дефектов по изменению параметров собственных тонов колебаний [9–15]. Необходимо отметить, что нередко даже относительно большие повреждения слабо сказываются на изменении основных модальных параметров: частот и форм собственных колебаний. Более того, однозначная идентификация дефекта затруднена тем, что модальные параметры являются интегральными характеристиками, а расположение и величина дефекта – дифференциальными [16].

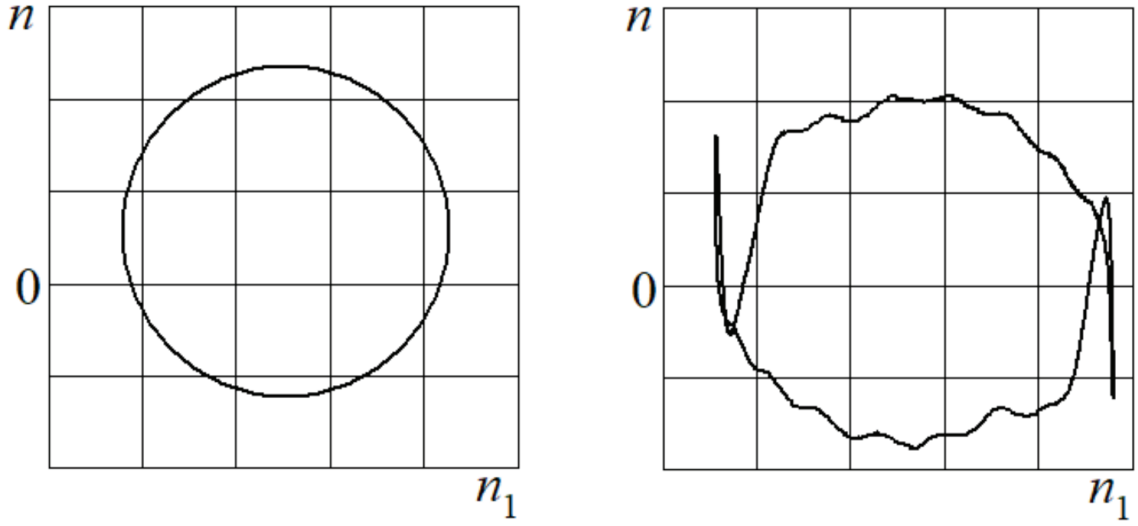
Методы контроля дефектов по параметрам распространения упругих волн образуют вторую группу [17–21]. Но неоднородности конструкции в виде отверстий и вырезов осложняют использование этих методов.

Если в техническом изделии, проектные характеристики которого соответствуют линейной динамической системе, возникают суб- и супергармонические резонансы, искажения фазовых и других видов портретов колебаний, например фигур Лиссажу, то методы обнаружения дефектов по этим признакам можно отнести к третьей группе [22–30].

Как показано в работе [29], для обнаружения и оценки величины зазоров в узлах проводки управления отклоняемыми поверхностями самолетов могут быть использованы нелинейные искажения портретов колебаний, которые определяются в модальных испытаниях. Целью данной работы является создание методики контроля зазоров в технических изделиях по искажениям портретов вынужденных колебаний в процессе любых вибрационных испытаний. Для достижения поставленной цели была разработана и введена в программное обеспечение управления испытаниями подпрограмма анализа портретов колебаний. Разработан также способ поэтапного выявления всех зазоров в объекте испытаний, которые приводят к искажениям портретов колебаний. Это позволяет не только идентифицировать зазоры, но и оценивать их величины.

Методика исследований

Диагностирование зазоров в технических изделиях по искажениям портретов колебаний аналогично диагностированию трещин [30]. Создаваемые с помощью источников гармонических вибраций установившиеся вынужденные колебания изделий регистрируются датчиками ускорений. Эти датчики размещаются вблизи подвижных соединений и мест стыковки или крепления агрегатов и оборудования. Сигналы с датчиков представляются в виде портретов колебаний, для построения которых использовалась вертикальная развертка, пропорциональная сигналу датчика. При этом горизонтальной разверткой являлась первая гармоника сигнала, сдвинутая по фазе на $\pi/2$. Для линейной динамической системы эти портреты являются окружностями. При соударении элементов конструкции в зазорах происходит нелинейное искажение портретов колебаний (рис. 1, здесь и далее на рисунках: n – сигнал акселерометра, n_1 – первая гармоника ускорения, сдвинутая по фазе на $\pi/2$). В качестве характеристики искажений был введен параметр Ψ, который есть абсолютный максимум остатка



а *б*

Рис. 1. Портреты колебаний конструкции:

а – без зазора; *б* – с зазором

Fig. 1. The portraits of oscillations of a structure:

а – without a gap; *б* – with a gap

ряда Фурье, получаемого в результате вычитания первой гармоники из этого ряда для портрета колебаний. Распределения нормированной величины параметра искажений Ψ, обозначенной как ξ, строились по объекту контроля. В соответствии с расположениями локальных максимумов искажений портретов колебаний определялись местоположения зазоров.

Для того чтобы с помощью описанной методики можно было контролировать зазоры в процессе вибрационных испытаний конструкций, в программное обеспечение управлением экспериментом Test.Lab была введена подпрограмма анализа портретов колебаний. По команде экспериментатора она осуществляла расчет параметров искажений портретов колебаний ξ параллельно по всем каналам измерений, строила распределения искажений по конструкции и запоминала такие распределения. Это позволяло контролировать зазоры в течение вибропрочностных испытаний, а также эксплуатации конструкции путем сравнения полей параметра искажений, записанных для разных состояний изделий. Кроме того, в подпрограмме заложена возможность построения искажений портретов колебаний для отдельных агрегатов и узлов сопряжения конструкции, что необходимо для поэтапного контроля зазоров.

В расчетах параметра ξ использовались два вида нормирования искажений Ψ, условно названные глобальным и локальным. При глобальном нормировании величина Ψ относилась к амплитуде первой гармоники в контрольной точке конструкции. Предлагается принимать в качестве контрольной такую точку, для которой амплитуда колебаний первой гармоники наибольшая из всех сигналов. В случае локального нормирования имеем:

$$\xi_i = \frac{\max|\Psi_i|}{(A_1)_i}, \qquad (1)$$

где i – номер канала измерений; $\max|\Psi_i|$ – абсолютный максимум искажений портрета колебаний; $(A_1)_i$ – амплитуда колебаний первой гармоники.

Глобальное нормирование необходимо для анализа распределения искажений портретов колебаний по всему изделию. Поскольку частоты вибрационного нагружения объектов испытаний находятся обычно в окрестности их собственных частот, то нужно исключить появление ложных локальных максимумов искажений. Это происходит потому, что некоторые акселерометры могут быть установлены вблизи узлов форм собственных колебаний конструкции.

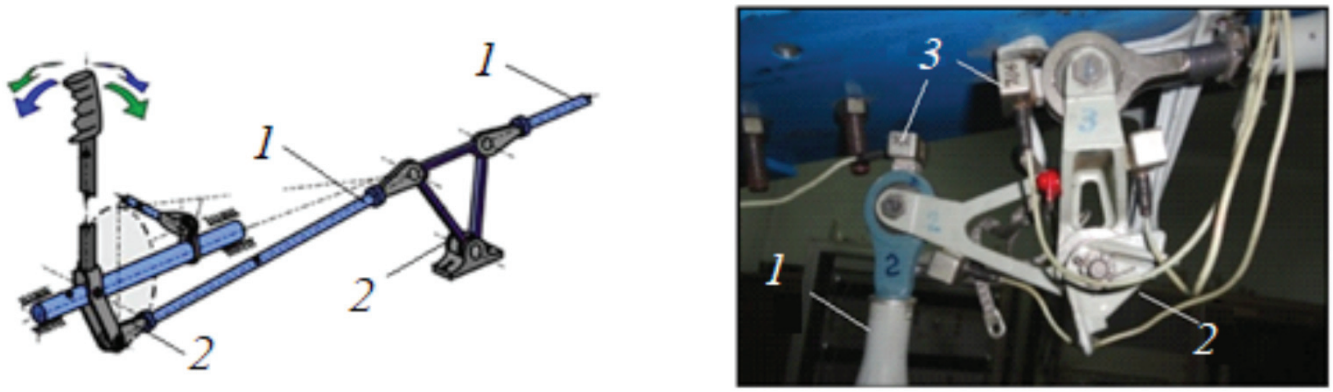
Локальное нормирование искажений портретов колебаний используется для определения

местоположений зазоров в отдельных агрегатах и узлах сопряжения конструкции. Такое нормирование позволяет сопоставить между собой проявления разных зазоров и отследить динамику изменения каждого из них в процессе испытаний или эксплуатации.

Особое внимание уделим применению изложенной методики для диагностирования зазоров в устройствах передачи усилий и перемещений: для таких конструкций удается не только идентифицировать зазоры, но и оценить их величины по результатам испытаний.

Повышенные зазоры в подвижных соединениях механизмов и устройств передачи усилий или перемещений могут возникать вследствие длительной эксплуатации и нарушения технологий изготовления. Появление зазоров в трансмиссиях вертолетов и автомобилей приводит к возникновению автоколебательных режимов и затрудняет их управление. Существующие методы контроля зазоров предполагают, как правило, частичную разборку изделий.

В работах [26, 28] показано, что выявление зазоров в подвижных соединениях устройств передачи усилий или перемещений можно произвести по результатам модальных испытаний изделия. В таких испытаниях предложено регистрировать перегрузки в местах сопряжения его конструктивных элементов, которые принято представлять в виде фигур Лиссажу. В статье [29] показано, что использование портретов колебаний приводит к тем же результатам, что и использование фигур Лиссажу. Пример устройства передачи перемещений – механическая проводка управления отклоняемыми поверхностями самолетов – показан на рис. 2.



а *б*

Рис. 2. Проводка управления отклоняемыми поверхностями:

а – пример схемы проводки; *б* – тяги и качалки с датчиками; *1* – тяги; *2* – качалки; *3* – датчики ускорений

Fig. 2. A control wiring of deflectable surfaces:

a – an exemplary control wiring scheme; *б* – cables and rockers with sensors; *1* – cables; *2* – rockers; *3* – acceleration sensors

Наличие зазоров в подвижных соединениях (узлах) проводки управления приводит к тому, что у отклоняемой поверхности имеется свободный ход. Поэтому собственная частота вращения поверхности зависит от амплитуды колебаний. Характерная зависимость собственной частоты от амплитуды для отклоняемой поверхности, не имеющей нейтральную весовую балансировку (в проводке управления присутствует статическое усилие), представлена на рис. 3.

На рис. 3 приняты следующие обозначения: A – амплитуда колебаний контрольной точки поверхности; ω – собственная частота отклоняемой поверхности (частота фазового резонанса); A_0 – амплитуда колебаний, при которой преодолевается статическое усилие в проводке управления; ω_0 – собственная частота системы без зазора; ω_e – минимальное значение собственной частоты.

Если свободный ход отклоняемой поверхности превышает допускаемую величину из-за повышенного зазора в одном из соединений, то дефектный узел выявляется по значению параметра ξ, а величину зазора можно вычислить по формуле ([28])

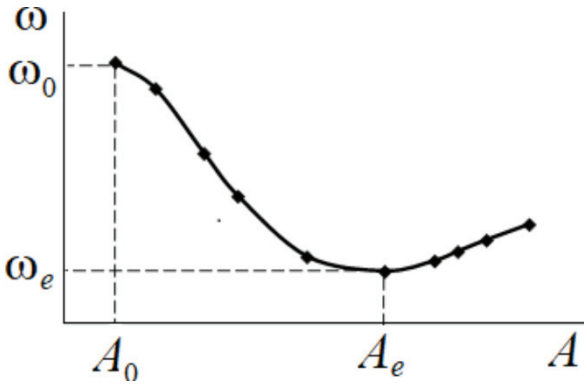


Рис. 3. Зависимость собственной частоты от амплитуды колебаний

Fig. 3. The natural frequency as a function of the oscillation amplitude

$$\tau\delta = A_0\left[1-\left(\frac{\omega_e}{\omega_0}\right)^2\right]\times$$

$$\times\left\{4,2\left[1-\left(\frac{\omega_e}{\omega_0}\right)^2\right]+1,39\right\}, \qquad (2)$$

где δ – величина зазора; τ – отношение перемещения датчика в дефектном узле к перемещению датчика в контрольной точке поверхности.

Следует отметить, что если падение резонансной частоты вращения отклоняемой поверхности из-за зазора не превышает 12 %, а амплитуда свободного хода поверхности не выше 50 % величины A_0, то по формуле (2) размер зазора может быть вычислен с погрешностью не более 10 %.

Использование формулы (2) имеет особенности. Например, для определения частоты ω_e отклоняемой поверхности в момент раскрытия зазора частоту вынуждающей силы следует изменять от большей к меньшей. Амплитуда колебаний A_0 определяется по моменту появления искажений портрета колебаний, что происходит, как правило, скачкообразно. Измерение A_0 связано с известными трудностями из-за малости ее величины. Величину A_0 можно искусственно поднять, увеличив статическое усилие в проводке управления либо изменением балансировки отклоняемой поверхности, либо введением статической составляющей в силу возбуждения колебаний. Кроме того, в системе измерения колебаний имеются фильтры для удаления шумов.

Важно заметить, что использование фильтров приводит не только к сглаживанию, но и к изменению амплитуды возмущений. При фильтрации с низкой частотой среза могут совсем исчезать нелинейные эффекты, связанные с наличием зазора. Для иллюстрации этих рассуждений рассмотрим результаты применения двойного фильтра Баттерворта с частотами среза 50 и 100 Гц к портрету колебаний одной системы (рис. 4). Частота первой гармоники не превышала 10 Гц.

Если в системе управления имеется нескольких зазоров, то по формуле (2) вычисляется их суммарная величина. Размеры зазоров в каждом из дефектных узлов определяются по величинам параметра ξ.

Результаты и их обсуждение

Методика обнаружения зазоров по искажениям портретов колебаний была использована для диагностирования макетной проводки управле-

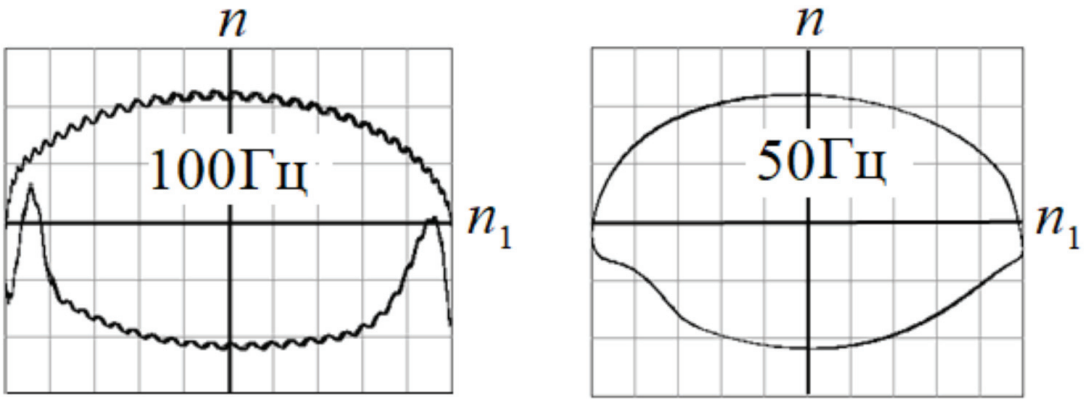


Рис. 4. Портреты колебаний для разных частот среза фильтра

Fig. 4. The portraits of oscillations for the different cutoff frequencies of a filter

ния и самолетов в процессе модальных испытаний, а также космических аппаратов открытого исполнения в технологических вибрационных испытаниях.

В работе [28] приведены результаты диагностирования люфтов в макетной проводке управления (рис. 5). Пример выявления люфта в узле *6* по параметру искажений фигур Лиссажу приведен в табл. 1, а численные оценки люфтов по формуле (2) – в табл. 2.

На рис. 6–11 показаны примеры распределений искажений портретов колебаний, полученные в модальных испытаниях нескольких самолётов. Здесь и далее на рисунках красной цветовой гамме соответствуют области изделий с наибольшими искажениями, а синей – с наименьшими.

На рис. 9 представлены искажения портретов колебаний для самолета с безбустерной системой управления (фюзеляж не показан). Видно,

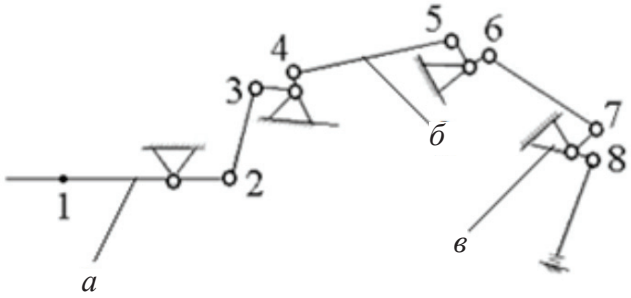


Рис. 5. Макетная проводка управления и ее схема:
а – отклоняемая поверхность; *б* – тяга; *в* – качалка

Fig. 5. A layout of a control wiring and its scheme:
а – a deflectable surface; *б* – a cable; *в* – a rocker

Таблица 1
Table 1

Локализация люфта
Detecting the backlash

Номер датчика / No sensor	1	2	3	4	5	**6**	7	8
ξ	10,42	8,82	5,99	26,28	9,83	**101,62**	59,67	43,64

Таблица 2
Table 2

Оценка величины люфтов
Estimation of the amount of backlash

Номер узла / No node	3	3	3	4	4	6	6	3, 6
Истинный люфт, мкм / True backlash, μm	50,0	43,0	20,0	50,0	35,0	50,0	35,0	30+50
Вычисленный люфт, мкм / Calculated backlash, μm	46,5	49,0	22,0	52,6	38,3	47,3	35,3	74,0

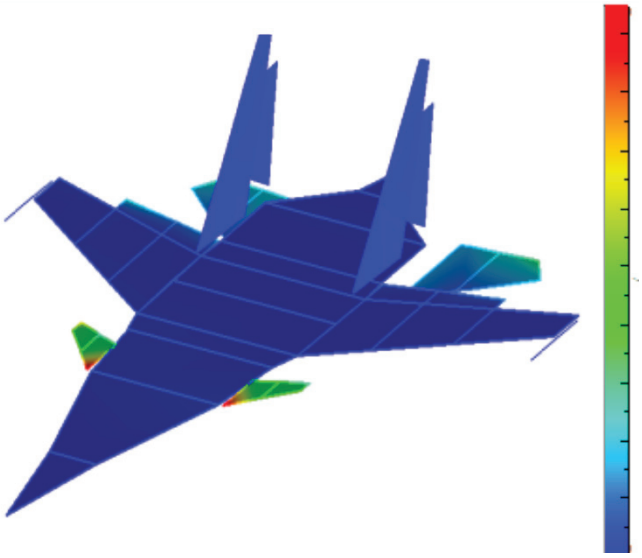


Рис. 6. Зазоры в узлах крепления переднего горизонтального оперения (ПГО). Глобальная нормировка искажений на частоте вращения ПГО

Fig. 6. Gaps in attachment points of a forewing. The global normalization of the distortions at the rotating frequency of the forewing

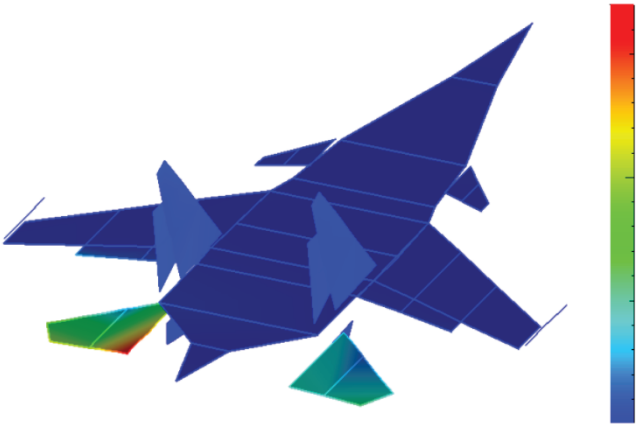


Рис. 7. Зазоры в узлах крепления цельноповоротного стабилизатора. Глобальная нормировка искажений на частоте вращения стабилизатора

Fig. 7. The global normalization of the distortions at the rotating frequency of the stabilizer

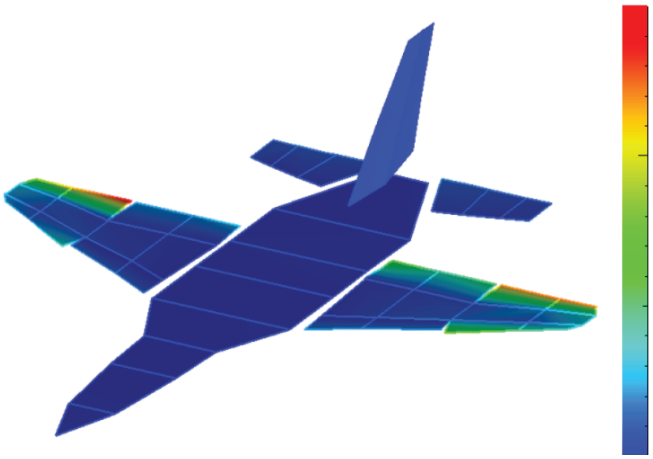


Рис. 8. Зазоры в проводках управления механизацией крыла самолёта. Глобальная нормировка искажений на частоте изгиба крыла

Fig. 8. Gaps in a control wiring of high-lift devices of an airplane. The global normalization of the distortions at the bending frequency of the wing

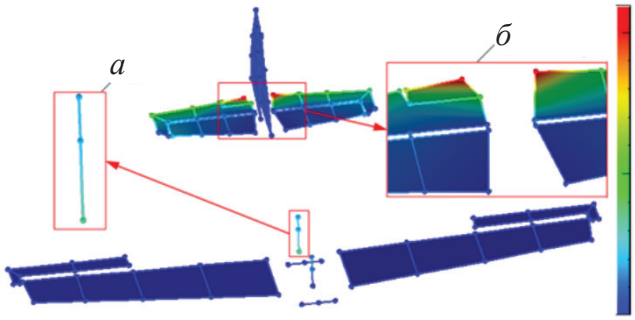


Рис. 9. Зазоры в проводке управления рулем высоты и триммером. Глобальная нормировка искажений портретов колебаний:

а – датчики на ручке управления; *б* – искажения на руле высоты и триммере

Fig. 9. Gaps in a control wiring of an elevator and elevator tab:

a – sensors located on the control stick; *б* – the distortions distributed along the elevator and elevator tab

что максимумы искажений находятся на руле высоты и триммере из-за зазоров в проводках управления. Исключение этих искажений из рассмотрения приводит к локализации максимума искажений в соединении ручки управления с проводкой управления, где обнаружен повышенный люфт (рис. 10).

На рис. 11 показаны распределения искажений портретов колебаний вертикального оперения самолёта. В передних болтовых соединениях киля с фюзеляжем обнаружены повышенные зазоры в поперечном направлении.

Космические аппараты (КА) в ходе создания подвергаются технологическим вибрационным испытаниям. Результаты используются для подтверждения качества спроектированной конструкции КА и обеспечения ее вибрационной прочности, в том числе для обнаружения

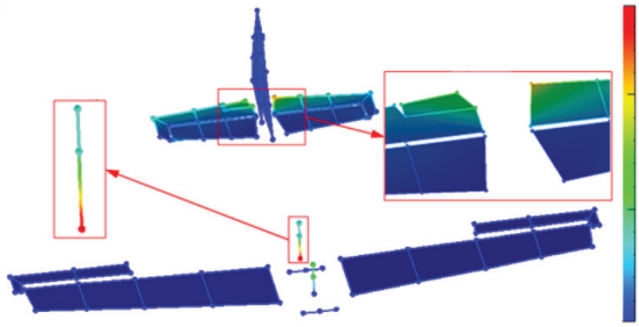


Рис. 10. Люфт в соединении ручки управления с проводкой. Глобальная нормировка искажений портретов колебаний

Fig. 10. The backlash in the connection between the control stick and control wiring. The global normalization of the distortions of the portraits of oscillations

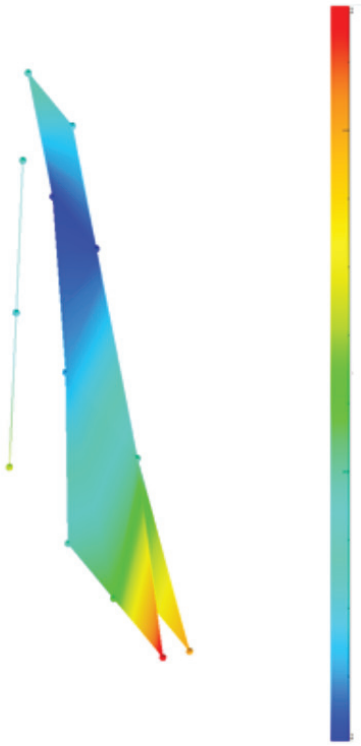


Рис. 11. Зазоры в передних узлах крепления киля. Локальная нормировка искажений

Fig. 11. Gaps in the front attachment points of a vertical stabilizer. The local normalization of the distortions

производственно-технологических дефектов. Поскольку наибольшие вибрационные нагрузки воздействуют на КА во время его выведения на орбиту, то испытаниям подвергаются КА в стартовой конфигурации. На рис. 12 показана

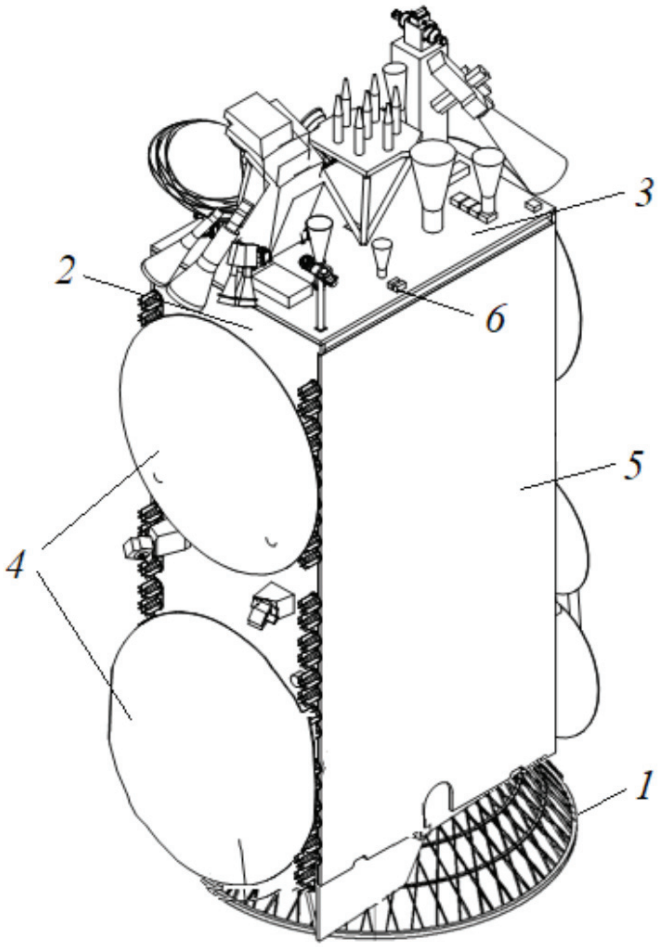


Рис. 12. Конструктивно-компоновочная схема космического аппарата:

1 – адаптер; *2* – панель; *3* – астроплата; *4* – рефлекторы антенн; *5* – панели солнечной батареи; *6* – узел крепления солнечной батареи

Fig. 12. A spacecraft structure design scheme:

1 – an adapter; *2* – a panel; *3* – an astroplate; *4* – antenna reflectors; *5* – panels of solar batteries; *6* – an attachment point of a solar battery

конструктивно-компоновочная схема КА открытого исполнения. Силовым каркасом является углепластиковой цилиндр с закрепленными на нем сотовыми плоскими панелями. Оборудование КА (антенны, солнечные батареи и т. д.), а также астроплата с датчиками системы ориентации и стабилизации расположены на панелях. Для проведения испытаний КА устанавливается на адаптер, предназначенный для стыковки КА с ракетой-носителем.

Вибрационная диагностики КА проводится в несколько этапов [29]. На первом из этапов выполняется вибрационное нагружение низкой интенсивности с целью проверки соответствия динамических характеристик КА их проектным

значениям. На втором этапе происходит нагружение КА нормированным вибрационным воздействием. В ходе нагружения могут возникать и развиваться дефекты, например, нарушаться межблочные связи за счет появления зазоров. Третий этап повторяет программу нагружения первого. На основании изменения параметров вибраций, резонансной частоты и амплитуды колебаний, а также появления высокочастотных составляющих в отклике КА и сдвига частотного спектра определяют местоположения и характер дефектов.

В вибрационных испытаниях КА открытого исполнения используется как гармоническая, так и широкополосная случайная вибрация при акустическом нагружении.

На рис. 13 и 15 представлены результаты обнаружения зазоров по искажениям портретов колебаний применительно к конструкциям двух КА. Необходимо отметить, что в испытаниях нагружение этих КА производилось синусоидальной вибрацией, частота которой изменялась по логарифмическому закону. Поскольку вынужденные колебания КА являлись нестационарным процессом, то в окрестностях резонансных частот объектов испытаний выделялись временные сегменты, для которых в глобальной нормировке вычислялись искажения портретов колебаний. Среди всех распределений выбирались те, которым соответствуют наибольшие значения искажений.

На рис. 13 показаны распределения искажений портретов колебаний по поверхности одного из испытываемых КА. Это единственный вариант распределений в диапазоне частот колебаний от 20 до 100 Гц, в котором искажения портретов превышали погрешности их построения. А наибольшие искажения возникали вблизи узлов установки солнечных батарей, в которых имеются конструктивные зазоры.

На рис. 14 и 15 представлена схема установки для вибрационных испытаний антенны дру-

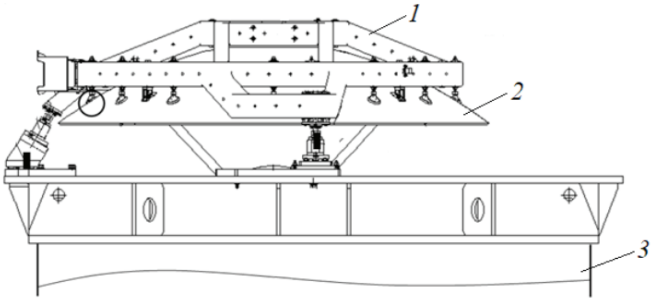


Рис. 14. Установка для испытаний антенны:
1 – каркас; *2* – рефлектор; *3* – вибростенд

Fig. 14. A setup for testing an antenna reflector of a spacecraft structure:
1 – a frame; *2* – a reflector; *3* – a shaker table

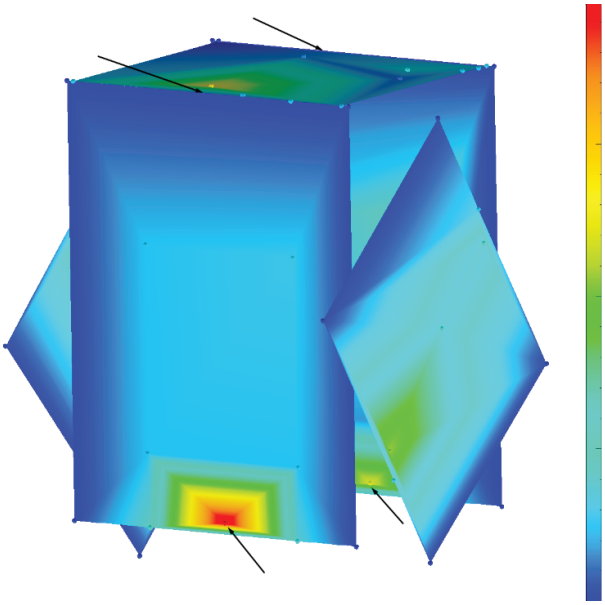


Рис. 13. Проявление зазоров в узлах установки солнечных батарей

Fig. 13. Detecting gaps in attachment points of solar batteries

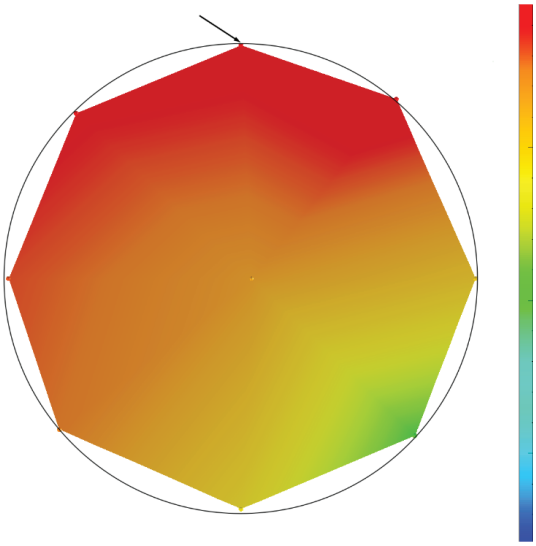


Рис. 15. Искажения портретов колебаний рефлектора антенны

Fig. 15. The distortion distribution of the portraits of oscillations

гого КА и распределение искажений портретов колебаний рефлектора антенны. Точками на рис. 15 отмечены места установки датчиков ускорений на поверхности рефлектора. Стрелкой обозначено местоположение дефекта: разрушение клеевого соединения одной из опор рефлектора с его каркасом, в результате чего возник зазор. Этому месту соответствуют и наибольшие искажения портретов колебаний.

Выводы

В результате проведенных исследований установлено, что по нелинейным искажениям портретов колебаний технического изделия можно установить наличие в нем зазоров и определить их местоположение. Для того чтобы контроль зазоров можно было осуществлять в процессе вибрационных испытаний изделий, в состав программного обеспечения управления испытаниями введена подпрограмма анализа портретов колебаний. Подпрограмма позволяет представлять движение объекта испытаний в виде портретов колебаний, оценивать и нормировать их отличие от портретов линейной динамической системы, поэтапно выявлять зазоры разных размеров, отслеживать динамику изменения каждого зазора как во время прочностных испытаний, так и в процессе эксплуатации изделия.

Разработанный способ контроля зазоров может использоваться и в мониторинге состояния и работоспособности технических изделий, если их эксплуатация сопровождается однокомпонентными гармоническими вибрациями. Источниками таких вибраций являются, как правило, несбалансированные вращающиеся массы.

Список литературы

1. *Tiwari R.* Rotor Systems: analysis and identification. – Boca Raton: CRC Press, 2017. – 1069 p. – ISBN 978-1-138-03628-4.

2. *Bachschmid N., Pennacchi P., Tanzi E.* Cracked rotors: a survey on static and dynamic behaviour including modelling and diagnosis. – Berlin; Heidelberg: Springer-Verlag, 2010. – 408 p. – ISBN 978-3-642-01485-7.

3. *Костюков В.Н., Науменко А.П.* Основы виброакустической диагностики и мониторинга машин: учебное пособие. – Омск: Изд-во ОмГТУ, 2011. – 360 с. – ISBN 978-5-8149-1101-8.

4. Неразрушающий контроль. Т. 7, кн. 2. Вибродиагностика: справочник / Ф.Я. Балицкий, А.В. Барков, Н.А. Баркова и др. – М.: Машиностроение, 2005. – 829 с. – ISBN 5-217-03298-7.

5. *Жуков Р.В.* Обзор некоторых стандартов ISO/TC-108 в области диагностики машинного оборудования // Контроль. Диагностика. – 2004. – № 12. – С. 61–66.

6. *Zhuge Qi, Lu Yongxiang, Yang Shichao*. Nonstationary modelling of vibration signals for monitoring the condition of machinery // Mechanical Systems and Signal Processing. – 1990. – Vol. 4, iss. 5. – P. 355–365.

7. *Lacey S.J.* Using vibration analysis to detect early failure of bearings // Insight – Non-Destructive Testing and Condition Monitoring. – 2007. – Vol. 49, iss. 8. – P. 444–446.

8. *Litak G.*, *Friswell M.I.* Dynamics of a gear system with faults in meshing stiffness // Nonlinear Dynamics. – 2005. – Vol. 41, iss. 1–3. – P. 415–421. – DOI: 10.1007/s11071-005-1398-y.

9. Вибродиагностика авиационных конструкций. – М.: ГосНИИГА, 1986. – 95 с. – (Труды Государственного научно-исследовательского института гражданской авиации; вып. 256).

10. *Постнов В.А.* Определение повреждений упругих систем путем математической обработки частотных спектров, полученных из эксперимента // Известия Российской академии наук. Механика твердого тела. – 2000. – № 6. – С. 155–160.

11. *Косицын А.В.* Метод вибродиагностики дефектов упругих конструкций на основе анализа собственных форм колебаний // Приборы и методы измерений. – 2011. – № 2 (3). – С. 129–135.

12. *Perera R., Fang S.E., Huerta C.* Structural crack detection without updated baseline model by single and multi-objective optimization // Mechanical Systems and Signal Processing. – 2009. – Vol. 23, iss. 3. – P. 752–768. – DOI: 10.1016/j.ymssp.2008.06.010.

13. *Dilena M., Morassi A.* Damage detection in discrete vibrating systems // Journal of Sound and Vibration. – 2006. – Vol. 289. – P. 830–850. – DOI: 10.1016/j.jsv.2005.02.020.

14. *Xu M., Wang S., Jiang Y.* Structural damage identification by a cross modal energy sensitivity based mode subset selection strategy // Marine Structures. – 2021. – Vol. 77. – P. 1–22. – DOI: 10.1016/j.marstruc.2021.102968.

15. *Barbieri N., Barbieri R.* Study of damage in beams with different boundary conditions // International Journal of Civil, Environmental, Structural, Construction and Architectural Engineering. – 2013. – Vol. 7, iss. 6. – P. 399–405.

16. Damage identification and health monitoring of structural and mechanical systems from changes in their

vibration characteristics: a literature review. Technical Report LA-13070-MS / Los Alamos National Laboratory; S.W. Doebling, C.R. Farrar, M.B. Prime, D.W. Shevitz. – Los Alamos, NM, 1996. – 132 p.

17. *Викторов И.А.* Физические основы применения ультразвуковых волн Рэлея и Лэмба в технике. – М.: Наука, 1966. – 169 с.

18. *Worlton D.C.* Ultrasonic testing with Lamb waves // Non-Destructive Testing. – 1957. – Vol. 15, iss. 4. – P. 218–222.

19. *Worlton D.C.* Experimental confirmation of Lamb waves at megacycle frequencies // Journal of Applied Physics. – 1961. – Vol. 32. – P. 967–971.

20. *Kessler S.S., Spearing M.S., Soutis C.* Structural health monitoring in composite materials using Lamb wave methods // Smart Materials and Structures. – 2002. – Vol. 11. – P. 269–278. – DOI: 10.1999/1307-6892/9351.

21. *Zaitsev V., Sas P.* Nonlinear response of a weakly damaged metal samle // Journal of Vibration and Control. – 2000. – Vol. 6. – P. 803–822.

22. *Бовсуновский А.П., Матвеев В.В.* Вибродиагностические параметры усталостной поврежденности упругих тел // Механічна втома металів. Праці 13-го Міжнародного колоквіуму (МВМ-2006), 25–28 вересня 2006 року. – Ternopil, 2006. – P. 212–218.

23. *Цыфанский С.Л., Бересневич В.И., Лушников Б.В.* Нелинейная вибродиагностика машин и механизмов. – Рига: Рижский техн. ун-т, 2008. – 366 с. – ISBN 978-9984-32-194-3.

24. *Diana G., Bachmid N., Angel F.* An on-line crack detection method for turbo generator rotors // Proceedings of International Conference on the Rotordynamics, JSME, September 14–17, 1986, Tokyo. – Tokyo, 1986. – P. 385–390.

25. Контроль соосности установки отклоняемых поверхностей по результатам вибрационных испытаний / В.А. Бернс, А.П. Бобрышев, В.Л. Присекин, В.Ф. Самуйлов // Вестник Московского авиационного института. – 2008. – Т. 15, № 1. – С. 87–91.

26. Способ контроля люфтов в механических проводках управления самолетов / В.А. Бернс, А.П. Бобрышев, В.Л. Присекин, А.И. Белоусов, В.Ф. Самуйлов // Полет. – 2007. – № 12. – С. 50–53.

27. *Al-Khazali H.A.H., Askari M.R.* Geometrical and graphical representations analysis of Lissajous figures in rotor dynamic system // IOSR Journal of Engineering. – 2012. – Vol. 2 (5). – P. 971–978.

28. *Бернс В.А., Долгополов А.В.* Контроль зазоров в подвижных соединениях по результатам резонансных испытаний // Вестник СибГАУ. – 2013. – № 6 (52). – С. 149–153.

29. Опыт контроля дефектов летательных аппаратов по параметрам вибраций / В.А. Бернс, Е.А. Лысенко, А.В. Долгополов, Е.П. Жуков // Известия Самарского научного центра РАН. – 2016. – Т. 18, № 4. – С. 86–96.

30. Диагностирование трещин в металлических панелях по нелинейным искажениям портретов колебаний / В.А. Бернс, Е.П. Жуков, В.В. Маленкова, Е.А. Лысенко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 6–17. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-6-17.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2021 vol. 23 no. 2 pp. 40–53
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-40-53

NSTU NETI

Obrabotka metallov -
Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Control of gaps in technical structures during ground vibration testing

Nikolay Testoyedov [1, a], *Vladimir Berns* [2, 3, b,*], *Egor Zhukov* [2, c], *Evgenii Lysenko* [1, d], *Pavel Lakiza* [2, e]

[1] Academician M.F. Reshetnev Information Satellite Systems, 52 Lenin str., Zheleznogorsk, 662972, Russian Federation
[2] Siberian Aeronautical Research Institute named after S. A. Chaplygin, 21 Polzunov str., Novosibirsk, 630051, Russian Federation
[3] Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

[a] https://orcid.org/0000-0002-1280-5303, testoedov@iss-reshetnev.ru, [b] https://orcid.org/0000-0002-2231-7581, v.berns@yandex.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0001-6378-6352, zh-ep@yandex.ru, [d] https://orcid.org/0000-0001-5561-2934, mla340@iss-reshetnev.ru,
[e] https://orcid.org/0000-0002-3863-2762, qinterfly@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:
Received: 11 March 2021
Revised: 19 March 2021
Accepted: 29 March 2021
Available online: 15 June 2021

Keywords:
Technical structures
Gaps in moving structural connections
Backlashes in force-displacement application systems
Backlashes and gaps as structural defects
Aeronautical vehicles
Ground vibration testing
Portrait of oscillations
Nonlinear distortions of a portrait of oscillations
Gap control

ABSTRACT

Introduction. A fair number of technical structures have gaps (backlashes) which can be contingently divided into two types. One of them is the gaps in connections between substructures which are introduced so that the connections may operate correctly. Sizes of such gaps are usually normalized. Another type is the backlashes which occur during operation. Due to the normalized gaps usually expand while operating, both of the types may lead to increased loading and wear of mechanical parts, an alteration in dynamical characteristics and a deterioration in a technical state of mechanical structures. It explains the necessity to control the gaps. When the ground vibration testing of the structures is performed, it seems appropriate to use these tests to detect such gaps. **Research Objective:** developing the method to control the gaps in the technical structures during the ground vibration testing based on distortions of portraits of forced oscillations. **Research Technique.** The steady-state forced oscillations of the technical structures, which were measured by acceleration sensors, are excited by means of shakers. The sensor signals are represented as the portraits: the vertical scanning is proportional to the signal and the horizontal scanning – to its first harmonic with the phase shift of $\pi/2$. In case of a linear system, the portraits are circles. The presence of the gaps distorts the portraits of oscillations specifically. To estimate the distortions numerically, the first harmonic is subtracted from the Fourier series of the portrait of oscillations, the absolute maximum of the residue is calculated over the oscillation period and used subsequently as the distortion parameter Ψ. The value of the parameter Ψ is normalized and denoted as ξ. The ξ distributions are plotted on controlled objects. The locations of the gaps are determined through the positions of the local maxima of the distortions. While calculating the parameter ξ, the two types of normalization, which were conditionally named the global and local ones, are being used. In case of the global normalization, the value of Ψ is related to the amplitude of the first harmonic at the control point of the structure. The local normalization means that the magnitude of Ψ is related to the amplitude of the first harmonic of the sensor where that parameter was previously calculated. The global normalization is required to analyze the distortion distribution of the portraits of oscillations of the entire technical structure. The local normalization of the distortions of the portraits of oscillations is utilized to establish the locations of the gaps in the mechanical parts and structural connections. The ground vibration tests were carried out via *Test.Lab soft*ware. The subprogram is integrated into the software interface in order to analyze the portraits of oscillations. It enabled one to calculate the distortions of the portraits of oscillations, plot the distortion distributions of the structure and save it for further use. It allowed one to control the gaps during vibration strength tests, as well as while the structures being used, by means of comparing the distortion distributions of the parameter ξ related to different states of the structure. Additionally, the plotting of the distortion distributions of the portraits of oscillations for each structural component is added to the subprogram so as to control the defects subsequently. Not only the locations of the gaps are determined in the force-displacement application systems but also the equation is given to calculate its magnitudes. The practical recommendations on using that equation are presented. **Results and Discussion.** The possibility of detecting the gaps by the distortions of the portraits of oscillations is illustrated with the example of the diagnostics of the layout of the control wiring and the airplanes during the ground vibration testing as well as the open-type spacecraft structures. It is shown that the developed method enables one to detect all the gaps in the testing object which distort the portraits of oscillations.

For citation: Testoyedov N.A., Berns V.A., Zhukov EP., Lysenko E.A., Lakiza P.A. Control of gaps in technical structures during ground vibration testing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 40–53. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-40–53. (In Russian).

*** Corresponding author**
Berns Vladimir A., D.Sc. (Engineering), Associate Professor
Siberian Aeronautical Research Institute named after
S.A. Chaplygin 21 Polzunov str.,
630051, Novosibirsk, Russian Federation
Tel.: 8 (383) 278-70-42, **e-mail:** v.berns@yandex.ru

References

1. Tiwari R. *Rotor systems: analysis and identification*. Boca Raton, CRC Press, 2017. 1069 p. ISBN 978-1-138-03628-4.

2. Bachschmid N., Pennacchi P., Tanzi E. *Cracked rotors: a survey on static and dynamic behaviour including modelling and diagnosis*. Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag, 2010. 408 p. ISBN 978-3-642-01485-7.

3. Kostyukov V.N., Naumenko A.P. *Osnovy vibroakusticheskoi diagnostiki i monitoringa mashin* [Basics of vibroacoustic diagnostics and monitoring of machines]. Omsk, OmSTU Publ., 2011. 360 p. ISBN 978-5-8149-1101-8.

4. Balitskii F.Ya., Barkov A.V., Barkova N.A. et al. *Nerazrushayushchii kontrol'*. T. 7, kn. 2. *Vibrodiagnostika* [Non-destructive testing. Vol. 7, bk. 2. Vibration-based diagnostics]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005. 829 p. ISBN 5-217-03298-7.

5. Zhukov R.V. Obzor nekotorykh standartov ISO/TC-108 v oblasti diagnostiki mashinnogo oborudovaniya [An overview of some ISO/TC-108 standards in the field of machinery diagnostics]. *Kontrol'. Diagnostika = Testing. Diagnostics*, 2004, no. 12, pp. 61–66.

6. Zhuge Qi, Lu Yongxiang, Yang Shichao. Non-stationary modelling of vibration signals for monitoring the condition of machinery. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 1990, vol. 4, iss. 5, pp. 355–365.

7. Lacey S.J. Using vibration analysis to detect early failure of bearings. *Insight – Non-Destructive Testing and Condition Monitoring*, 2007, vol. 49, no. 8, pp. 444–446.

8. Litak G., Friswell M.I. Dynamics of a gear system with faults in meshing stiffness. *Nonlinear Dynamics*, 2005, vol. 41, iss. 1–3, pp. 415–421. DOI: 10.1007/s11071-005-1398-y.

9. *Vibrodiagnostika aviatsionnykh konstruktsii* [Vibrodiagnostics aircraft structures]. Moscow, GosNIIGA Publ., 1986. 95 p.

10. Postnov V.A. Opredelenie povrezhdenii uprugikh sistem putem matematicheskoi obrabotki chastotnykh spektrov, poluchennykh iz eksperimenta [Determination of elastic systems damages by mathematical treatment of frequency spectra obtained from the experiment]. *Izvestiya Rossiiskoi akademii nauk. Mekhanika tverdogo tela = Mechanics of Solids*, 2000, no. 6, pp. 155–160. (In Russian).

11. Kositsyn A.V. Metod vibrodiagnostiki defektov uprugikh konstruktsii na osnove analiza sobstvennykh form kolebanii [Method of the vibrating diagnostics of deffects of elastic designs on the basis of the analysis own forms of fluctuations]. *Pribory i metody izmerenii = Devices and Methods of Measurements*, 2011, no. 2 (3), pp. 129–135. (In Russian).

12. Perera R., Fang S.E., Huerta C. Structural crack detection without updated baseline model by single and multi-objective optimization. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2009, vol. 23, iss. 3, pp. 752–768. DOI: 10.1016/j.ymssp.2008.06.010.

13. Dilena M., Morassi A. Damage detection in discrete vibrating systems. *Journal of Sound and Vibration*, 2006, vol. 289, pp. 830–850. DOI: 10.1016/j.jsv.2005.02.020.

14. Xu M., Wang S., Jiang Y. Structural damage identification by a cross modal energy sensitivity based mode subset selection strategy. *Marine Structures*, 2021, vol. 77, pp. 1–22. DOI: 10.1016/j.marstruc.2021.102968.

15. Barbieri N., Barbieri R. Study of damage in beams with different boundary conditions. *International Journal of Civil, Environmental, Structural, Construction and Architectural Engineering*, 2013, vol. 7, iss. 6, pp. 399–405.

16. Doebling S.W., Farrar C.R., Prime M.B., Shevitz D.W. *Damage identification and health monitoring of structural and mechanical systems from changes in their vibration characteristics: a literature review*. Technical Report LA-13070-MS. Los Alamos National Laboratory. Los Alamos, NM, 1996. 132 p.

17. Viktorov I.A. *Fizicheskie osnovy primeneniya ul'trazvukovykh voln Releya i Lemba v tekhnike* [Physical fundamentals of application of the Rayleigh and Lamb ultrasonic waves to technical devices]. Moscow, Nauka Publ., 1966. 169 p.

18. Worlton D.C. Ultrasonic testing with Lamb waves. *Non-Destructive Testing*, 1957, vol. 15, iss. 4, pp. 218–222.

19. Worlton D.C. Experimental confirmation of Lamb waves at megacycle frequencies. *Journal of Applied Physics*, 1961, vol. 32, pp. 967–971.

20. Kessler S.S., Spearing M.S., Soutis C. Structural health monitoring in composite materials using Lamb wave methods. *Smart Materials and Structures*, 2002, vol. 11, pp. 269–278. DOI: 10.1999/1307-6892/9351.

21. Zaitsev V, Sas P. Nonlinear response of a weakly damaged metal sample. *Journal of Vibration and Control*, 2000, vol. 6, pp. 803–822.

22. Bovsunovskii A.P., Matveev V.V. Vibrodiagnosticheskie parametry ustalostnoi povrezhdennosti uprugikh tel [Vibrational diagnostics parameters of fatigue damage in elastic bodies]. *Mechanical Fatigue of Metals: Proceeding of the 13-th International Colloquium (MFM)*, Ternopil, 25–28 September 2006, pp. 212–218. (In Russian).

23. Tsyfanskii S.L., Beresnevich V.I., Lushnikov B.V. *Nelineinaya vibrodiagnostika mashin i mekhanizmov* [Nonlinear vibration of machines and mechanisms]. Riga, Riga Technical University Publ., 2008. 366 p. ISBN 978-9984-32-194-3.

24. Diana G., Bachmid N., Angel F. An on-line crack detection method for turbo generator rotors. *Proceedings of International Conference on the Rotordynamics*, JSME, September 14–17, 1986, Tokyo, pp. 385–390.

25. Berns V.A., Bobryshev A.P., Prisekin V.L., Samuilov V.F. *Kontrol' soosnosti ustanovki otklonyaemykh poverkhnostei po rezul'tatam vibratsionnykh ispytanii* [Coaxiality monitoring for deflecting surfaces basing on vibration tests]. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo institute = Aerospace MAI Journal*, 2008, vol. 15, no. 1, pp. 87–91.

26. Bobryshev A.P., Berns V.A., Prisekin V.L., Belousov A.I., Samuilov V.F. Sposob kontrolya lyuftov v mekhanicheskikh provodkakh upravleniya samoletov [Play control method in mechanical aircraft control joints]. *Polet = Polyot*, 2007, no. 12, pp. 50–53. (In Russian).

27. Al-Khazali H.A.H., Askari M.R. Geometrical and graphical representations analysis of Lissajous figures in rotor dynamic system. *IOSR Journal of Engineering*, 2012, vol. 2 (5), pp. 971–978.

28. Berns V.A., Dolgopolov A.V. Kontrol' zazorov v podvizhnykh soedineniyakh po rezul'tatam rezonansnykh ispytanii [Gaps control in movable joints by the results of resonance test]. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta im. akademika M.F. Reshetneva = Vestnik SibGAU*, 2013, no. 6 (52), pp. 149–153.

29. Berns V.A., Lysenko E.A., Dolgopolov A.V., Zhukov E.P. Opyt kontrolya defektov letatel'nykh apparatov po parametram vibratsii [Experience of aircraft defects monitoring by vibration parameters]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk = Proceedings of the Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2016, vol. 18, no. 4, pp. 86–96. (In Russian).

30. Berns V.A., Zhukov E.P., Malenkova V.V., Lysenko E.A. Diagnostirovanie treshchin v metallicheskikh panelyakh po nelineinym iskazheniyam portretov kolebanii [Diagnosis of cracks in metal panels by non-linear distortions of vibration portraits]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 6–17. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-6-17.

Conflicts of Interest

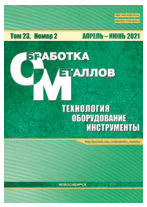
The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2021 Том 23 № 2 с. 54–65
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-54-65

НГТУ НЭТИ

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Стационарность профиля инструмента при моделировании поверхностного пластического деформирования обкатыванием как процесса плоской дробной деформации

Андрей Кречетов [a, *]

Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева, ул. Весенняя, 28, г. Кемерово, 650000, Россия

[a] https://orcid.org/0000-0002-7569-7362, krechetovaa@kuzstu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.787

История статьи:
Поступила: 03 марта 2021
Рецензирование: 16 марта 2021
Принята к печати: 03 апреля 2021
Доступно онлайн: 15 июня 2021

Ключевые слова:
Поверхностное пластическое деформирование обкатыванием
Механика технологического наследования
Моделирование накопления деформаций и поврежденности металла

Финансирование:
Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00587.

АННОТАЦИЯ

Введение. Поверхностное пластическое деформирование, в том числе обкатывание, является эффективным способом повышения эксплуатационных свойств деталей машин. Одним из перспективных подходов к проектированию упрочняющих технологических процессов является механика технологического наследования. Для расчета наследственных параметров, характеризующих накопленную деформацию и поврежденность металла, возможно моделирование обкатывания как процесса плоской дробной деформации, что позволяет существенно сократить сроки моделирования процесса. Однако при вращении плоскости, в которой рассматривается напряженно-деформированное состояние, происходит изменение профиля ролика. **Целью работы** является оценка величины изменения профиля ролика в плоскости деформации в процессе деформирования как важного фактора, обеспечивающего точность получаемого решения. **Методы исследования**. Профиль ролика в плоскости деформации определяется линией пересечения поверхности ролика и этой плоскости. В работе приведен порядок расчета координат точек линий пересечения, представляющих собой кривые четвертого порядка, в зависимости от геометрических размеров ролика и детали, а также угла наклона плоскости деформации. **Результаты и обсуждение**. Для оценки величины изменения профиля ролика были определены координаты точек линий пересечения поверхности ролика и плоскости деформации для режимов обкатывания, соответствующих достаточно развитой пластической деформации, проведена аппроксимация полученных линий в системе координат, связанной с плоскостью деформации, и оценено относительное изменение координат линий пересечения при повороте плоскости деформации. В результате проведенных аналитических исследований установлено, что даже при развитой пластической деформации относительное изменение координат точек линий пересечения не превышает 0,1 %. Это свидетельствует о возможности использования при моделировании обкатывания с использованием модели плоской дробной деформации стационарного профиля ролика.

Для цитирования: *Кречетов А.А.* Стационарность профиля инструмента при моделировании поверхностного пластического деформирования обкатыванием как процесса плоской дробной деформации // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 54–65. – DOI 10.17212/1994-6309-2021-23.2-54-65.

Введение

Одним из эффективных методов повышения эксплуатационных свойств деталей машин, особенно с точки зрения повышения характеристик усталостной прочности, является поверхностное пластическое деформирование. Упрочнение поверхностного слоя, уменьшение шероховатости, формирование благоприятных сжимающих остаточных напряжений позволяют значительно повысить предел выносливости и циклическую долговечность деталей [1–7]. Поверхностным пластическим деформированием обрабатывают как поверхности, имеющие относительно простые формы (например, наружные и внутренние цилиндрические поверхности), так и сложные криволинейные поверхности (например, поверхности лопаток реактивных двигателей) [8].

Степень и глубина упрочнения поверхностного слоя, качество поверхности, распределение

***Адрес для переписки**
Кречетов Андрей Александрович, к.т.н., доцент
Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева,
ул. Весенняя, 28,
650000, г. Кемерово, Россия
Тел.: 8 (3842) 39-63-75, **e-mail:** krechetovaa@kuzstu.ru

остаточных напряжений после поверхностного пластического деформирования зависят от технологических режимов обработки и физико-механических свойств обрабатываемого материала [9–10]. Неправильно назначенные режимы обработки приводят к тому, что увеличение характеристик сопротивления усталости и улучшение качества поверхности являются незначительными и в ряде случаев могут приводить к ухудшению качества поверхности [11–13].

Задача определения свойств поверхностного слоя при поверхностном пластическом деформировании осложняется тем, что итоговые значения свойств определяются не только режимами окончательной обработки, но и историей нагружения металла поверхностного слоя на предшествующих операциях обработки [14, 15]. Это явление получило название технологического наследования.

В настоящее время имеется большое количество работ, позволяющих прогнозировать результат обработки путем моделирования процесса поверхностного пластического деформирования, при этом в качестве исходных данных для моделирования могут использоваться непосредственно режимы обработки или определяемые параметры процесса (например, контактное давление) [16–19].

Одним из перспективных подходов к проектированию упрочняющих технологических процессов обкатыванием с учетом истории нагружения является механика технологического наследования [20]. В соответствии с основными положениями механики технологического наследования главными параметрами состояния поверхностного слоя являются степень деформации сдвига Λ, характеризующая упрочнение поверхностного слоя, степень исчерпания запаса пластичности Ψ, характеризующая накопленную поврежденность металла поверхностного слоя, и тензор остаточных напряжений.

Расчет значений напряжений и деформаций, необходимых для расчета значений накопленной степени деформации сдвига и степени исчерпания запаса пластичности, возможен путем конечно-элементного моделирования объемного напряженно-деформированного состояния при контактном взаимодействии ролика и детали. Однако нелинейный характер этой задачи, необходимость использования элементов малого размера, что обусловливает их большое количество, приводят к существенному увеличению трудоемкости создания модели и времени расчета. Поэтому важным является возможность конечно-элементного моделирования контактного взаимодействия ролика и обрабатываемой детали в плоской постановке.

В работе [21] показано, что деформации в тангенциальном сечении обрабатываемой детали (в плоскости, перпендикулярной оси образца) малы по сравнению с деформациями в осевом сечении (в плоскости, на которой лежит ось детали). Это обусловливает возможность проведения расчета напряженно-деформированного состояния при обкатывании в плоскодеформированной постановке, рассматривая его как процесс плоской дробной деформации. При этом смещение материальных частиц, возникновение и изменение напряжений и деформаций рассматривается в плоскости деформации (осевом сечении детали) при ее вращении относительно оси детали в процессе обработки.

Профиль ролика в каждый момент определяется как линия пересечения поверхности ролика и плоскости деформации. Очевидно, что при изменении угла поворота плоскости деформации профиль ролика будет изменяться.

В связи с этим важным вопросом, определяющим возможность моделирования процесса обкатывания в плоской постановке с использованием модели ролика постоянного профиля, является оценка величины изменения профиля ролика при повороте плоскости деформации.

Цель работы: оценка величины изменения профиля ролика в плоскости деформации в процессе обкатывания при ее повороте.

Задачи работы: аналитическое описание профиля инструмента в плоскости деформации в зависимости от угла поворота плоскости деформации; определение координат точек линий профиля инструмента при повороте плоскости деформации; определение относительного изменения координат точек профиля ролика при повороте плоскости деформации.

Методика исследований

В процессе обкатывания в зоне контакта инструмента с деталью возникает очаг деформации – локальная область пластической деформа-

ции. Характерным признаком очага деформации в осевом сечении детали является наличие пластической волны перед роликом. На каждом обороте детали ролик смещается относительно очага деформации, образованного на предыдущем обороте, на величину подачи.

Вместе с тем при предположении о неподвижности ролика каждая материальная точка детали движется по спирали, перемещаясь в осевом направлении относительно ролика на величину подачи за каждый оборот детали. При прохождении материальной частицы в очаге деформации вдоль линии тока происходит накопление деформации и поврежденности металла.

Размеры очага деформации зависят от режимов: силы обкатывания P, профильного радиуса ролика R_{pr}, диаметра ролика D_r, подачи s, диаметра детали D_p и в окружном направлении характеризуются углом деформации φ_d (рис. 1).

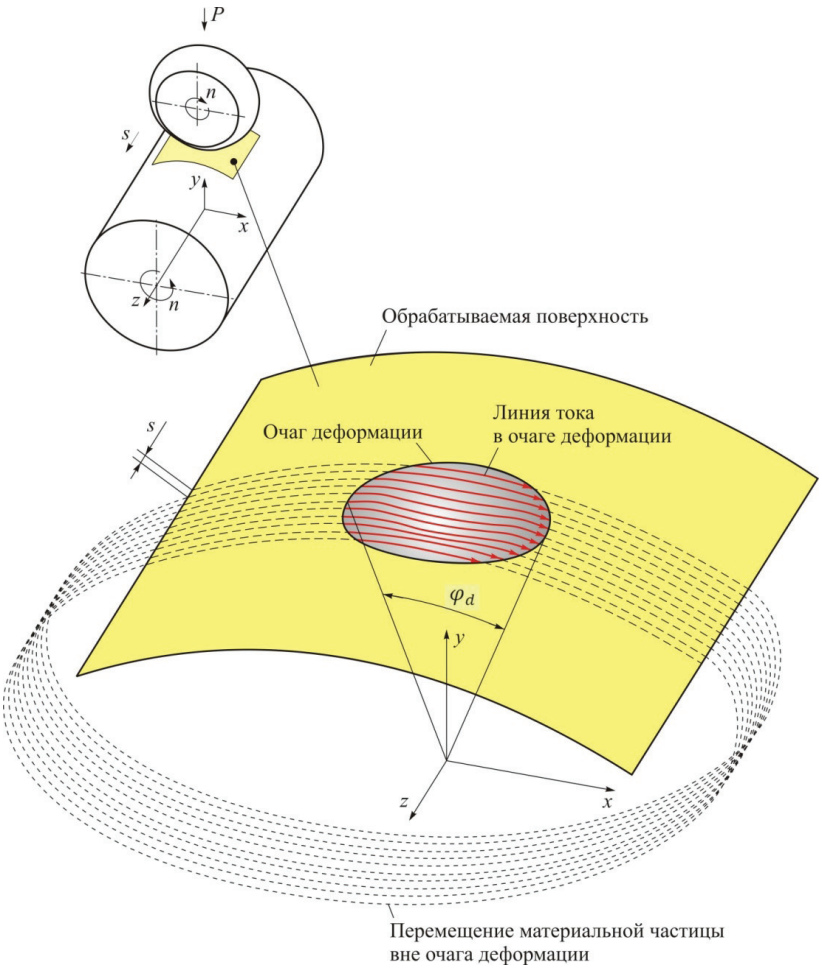


Рис. 1. Линия тока при движении материальной частицы в очаге деформации

Fig. 1. The flow line while the material particle movement in the deformation area

Перемещение материальной частицы в очаге деформации складывается вследствие поворота детали относительно инструмента (эта величина одинакова для всех материальных частиц на одинаковой глубине) v_{rot} и перемещения относительно других материальных частиц вследствие контактного взаимодействия поверхности детали с инструментом v_d (рис. 2).

Возникновение и изменение напряжений и деформаций обусловлено последовательными перемещениями материальных частиц v_d при повороте детали относительно ролика.

При взаимодействии ролика и обрабатываемой детали рассматриваемое сечение последовательно поворачивается относительно оси детали (рис. 3), что вызывает в плоскости сечения перемещение профиля ролика v_t и материальных частиц обрабатываемого тела v_d (рис. 4). Перемещение профиля ролика состоит из вертикального перемещения v_{ty}, обусловленного последовательным поворотом сечения по направлению к центральному сечению ролика, и горизонтального перемещения v_{tx}, которое возникает вследствие подачи инструмента s. Величину v_{tx} можно оценить как

$$v_{tx} = \frac{\varphi_d}{4\pi} s. \qquad (1)$$

Профиль ролика при повороте плоскости деформации изменяется, в каждом сечении он определяется как линия пересечения поверхности ролика и плоскости деформации. В момент времени, соответствующий положению плоскости деформации *3* (рис. 3), профиль инструмента представляет собой дугу окружности. В моменты, соответствующие положениям плоскости деформации *1* и *2*, линия пересечения представляет собой кривую четвертого порядка, координаты точек которой определяются решением системы уравнений. Одно из них описывает уравнение поверхности ролика, второе – плоскость деформации.

Поверхность рассматриваемого ролика представляет собой тор, в случае выбора системы координат, при которой ось z совпадает с осью враще-

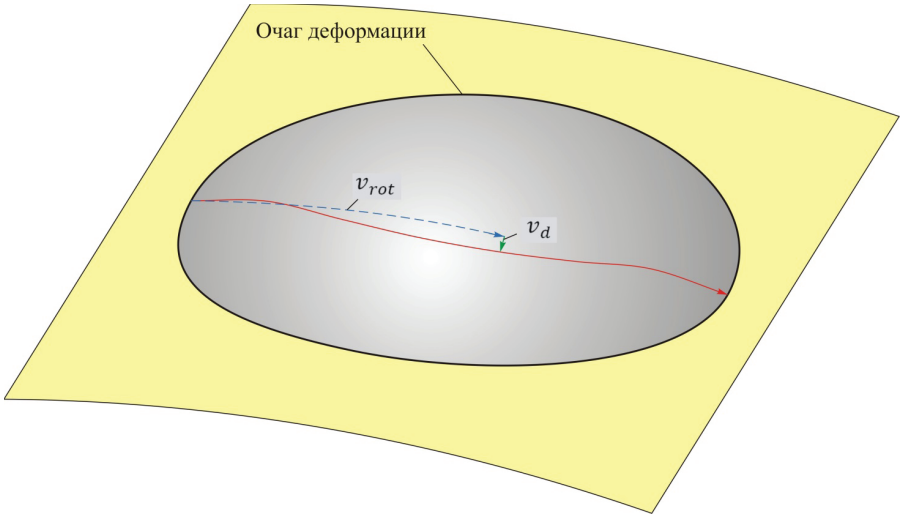


Рис. 2. Перемещение материальной частицы при движении вдоль линии тока в очаге деформации

Fig. 2. Material particle displacement while moving along the flow line in the deformation area

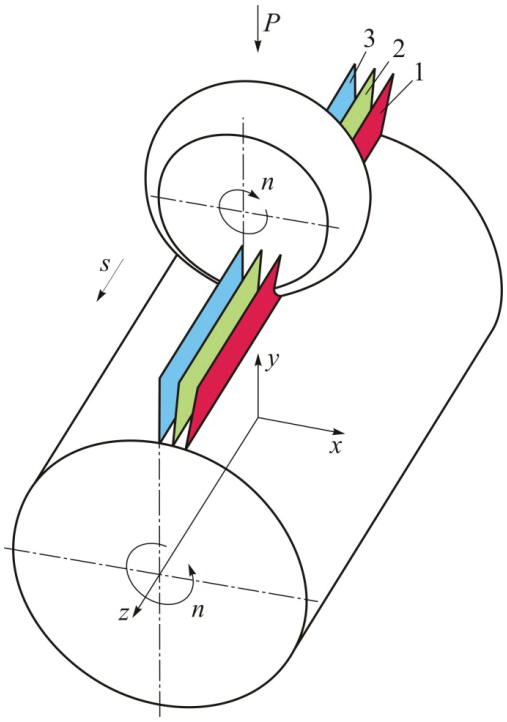


Рис. 3. Положения плоскости деформации при повороте детали

Fig. 3. Deformation plane positions when the piece is rotated

ния образующей окружности (рис. 5), уравнение поверхности будет иметь вид

$$\left(x^2 + y^2 + z^2 + R_r^2 - R_{pr}^2\right)^2 - \\ -4R_r^2(x^2 + y^2) = 0, \quad (2)$$

где R_r – радиус вращения образующей поверхности; R_{pr} – профильный радиус ролика (радиус образующей поверхности).

Ось детали параллельна оси z и лежит в плоскости yoz, плоскость деформации проходит через ось детали и расположена под некоторым углом а относительно плоскости yoz.

Тогда уравнение плоскости деформации относительно x будет иметь вид

$$x = \mathrm{tg}\alpha(\Sigma R - y), \quad (3)$$

где ΣR – расстояние от оси вращения образующей окружности ролика до оси детали, определяемое суммой всех радиусов:

$$\Sigma R = R_r + R_{pr} + R_p, \quad (4)$$

где R_p – радиус детали.

После подстановки уравнения плоскости деформации (3) в уравнение поверхности ролика (2) и введения обозначений получим

$$(z^2 + B)^2 - C = 0, \quad (5)$$

где

$$B = A + R_r^2 - R_{pr}^2, \quad (6)$$

$$C = 4AR_r^2, \quad (7)$$

$$A = y^2(1 + \mathrm{tg}^2\alpha) + \Sigma R(\Sigma R - 2y)\mathrm{tg}^2\alpha. \quad (8)$$

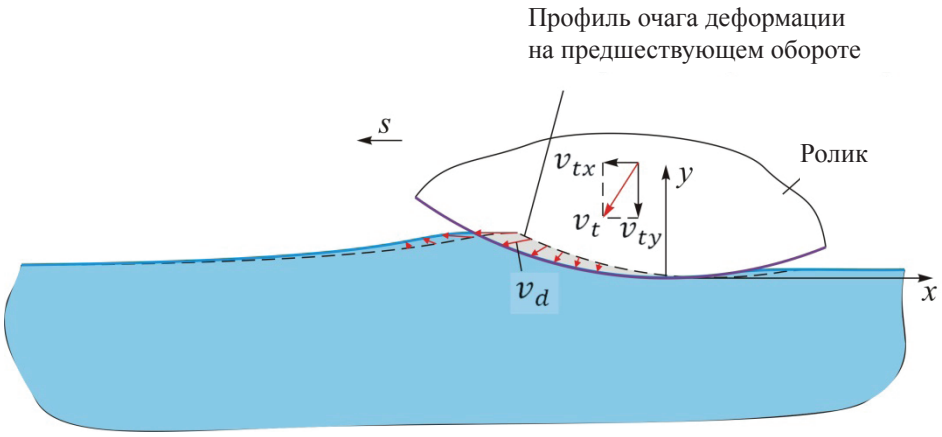


Рис. 4. Перемещения в плоскости деформации при ее повороте

Fig. 4. Displacements in the deformation plane while it is rotated

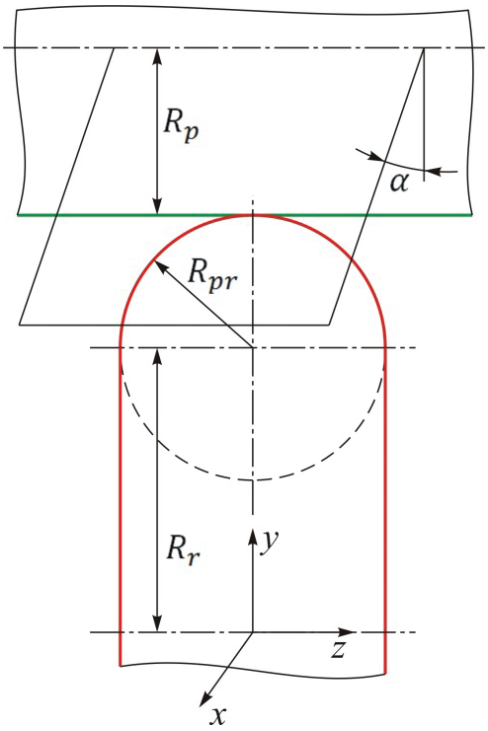


Рис. 5. Система координат для определения линии пересечения поверхности ролика и плоскости деформации

Fig. 5. Coordinate system for determining the intersection line of the roller surface and the deformation plane

Полагая $\zeta = z^2$, из (5) получим квадратное уравнение

$$\zeta^2 + 2B\zeta + (B^2 - C) = 0. \quad (9)$$

Решив это уравнение, можно определить z как $\sqrt{\zeta}$.

Таким образом, координаты x и z каждой точки линии пересечения поверхности ролика и плоскости деформации, повернутой на угол α, можно определить по заданному значению координаты y с использованием выражений (3) и (9).

Для расчета координат точек линии пересечения в системе координат, связанной с плоскостью деформации, можно воспользоваться следующими выражениями:

$$x_{\text{ср}} = 0\,; \quad (10)$$

$$y_{\text{ср}} = y\cos\alpha\,; \quad (11)$$

$$z_{\text{ср}} = z\,. \quad (12)$$

Результаты и их обсуждение

Для оценки изменения профиля при повороте плоскости деформации были рассчитаны координаты точек линий пересечения поверхности ролика и плоскости деформации при R_{pr} = 7 мм, R_r = 8 мм, R_p = 20 мм, ΣR = 35 мм для угла наклона плоскости деформации α 0°, 2°, 4° и 6° (рис. 6, табл. 1).

Значение угла деформации φ_d в этом случае составляет 12°, что заведомо больше реальных значений φ_d при обработке. Далее координаты точек линий пересечения переводились в систему координат плоскости деформации по формулам (10)–(12) и приводились к общей координате $y_{\text{ср}}$ для верхней точки линии

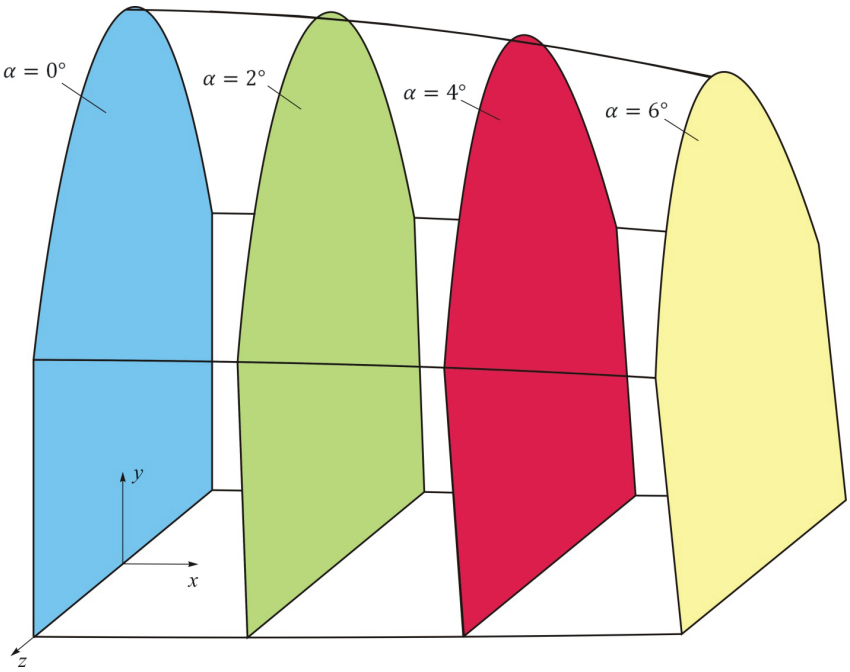


Рис. 6. Линии пересечения поверхности ролика и плоскости деформации при ее повороте

Fig. 6. The intersection lines of the roller surface and the deformation plane while this plane is rotated

Таблица 1

Table 1

Координаты точек линий пересечения в глобальной системе координат, мм

Coordinates of the intersection lines points in the global coordinate system, mm

α = 0°			α = 2°			α = 4°			α = 6°		
x	*y*	*z*	*x*	*y*	*z*	*x*	*y*	*z*	*x*	*y*	*z*
0,00	14,00	3,61	0,73	13,99	3,57	1,47	13,97	3,47	2,22	13,92	3,30
0,00	14,10	3,43	0,73	14,09	3,40	1,46	14,07	3,30	2,20	14,02	3,11
0,00	14,20	3,25	0,73	14,19	3,21	1,46	14,17	3,10	2,19	14,12	2,91
0,00	14,30	3,05	0,72	14,29	3,01	1,45	14,27	2,90	2,18	14,22	2,69
0,00	14,40	2,84	0,72	14,39	2,79	1,44	14,36	2,67	2,17	14,32	2,44
0,00	14,50	2,60	0,72	14,49	2,55	1,44	14,46	2,41	2,16	14,42	2,16
0,00	14,60	2,33	0,71	14,59	2,28	1,43	14,56	2,13	2,15	14,52	1,83
0,00	14,70	2,03	0,71	14,69	1,97	1,42	14,66	1,79	2,14	14,62	1,42
0,00	14,80	1,66	0,71	14,79	1,59	1,42	14,76	1,36	2,13	14,72	0,82
0,00	14,90	1,18	0,70	14,89	1,08	1,41	14,86	0,69	2,13	14,74	0,64
0,00	15,00	0,00	0,70	14,97	0,00	1,41	14,90	0,00	2,13	14,77	0,00

пересечения (табл. 2). Линии пересечения для углов наклона плоскости деформации 0° и 6° показаны на рис. 7.

Линии пересечения поверхности ролика и плоскости деформации представляют собой в общем случае кривые четвертого порядка, коэффициенты аппроксимации этих линий полиномами четвертого порядка вида

$$y_{\text{ср}} = a_0 + a_1 z_{\text{ср}} + a_2 z_{\text{ср}}^2 + a_3 z_{\text{ср}}^3 + a_4 z_{\text{ср}}^4 \quad (13)$$

приведены в табл. 3.

Таблица 2
Table 2

Координаты точек линий пересечения в системе координат плоскости деформации, мм

Coordinates of the intersection lines points in the coordinate system of the deformation plane, mm

α=0°		α=2°		α=4°		α=6°	
$z_{ср}$	$y_{ср}$	$z_{ср}$	$y_{ср}$	$z_{ср}$	$y_{ср}$	$z_{ср}$	$y_{ср}$
3,606	14,000	3,573	14,017	3,475	14,068	3,301	14,155
3,434	14,100	3,400	14,117	3,296	14,168	3,112	14,254
3,250	14,200	3,214	14,217	3,104	14,268	2,908	14,354
3,051	14,300	3,013	14,317	2,896	14,367	2,685	14,453
2,835	14,400	2,795	14,417	2,667	14,467	2,438	14,553
2,598	14,500	2,553	14,517	2,414	14,567	2,158	14,652
2,332	14,600	2,283	14,617	2,125	14,667	1,830	14,752
2,027	14,700	1,970	14,716	1,786	14,766	1,422	14,851
1,661	14,800	1,591	14,816	1,357	14,866	0,823	14,951
1,179	14,900	1,078	14,916	0,688	14,966	0,636	14,970
0,000	15,000	0,000	15,000	0,000	15,000	0,000	15,000

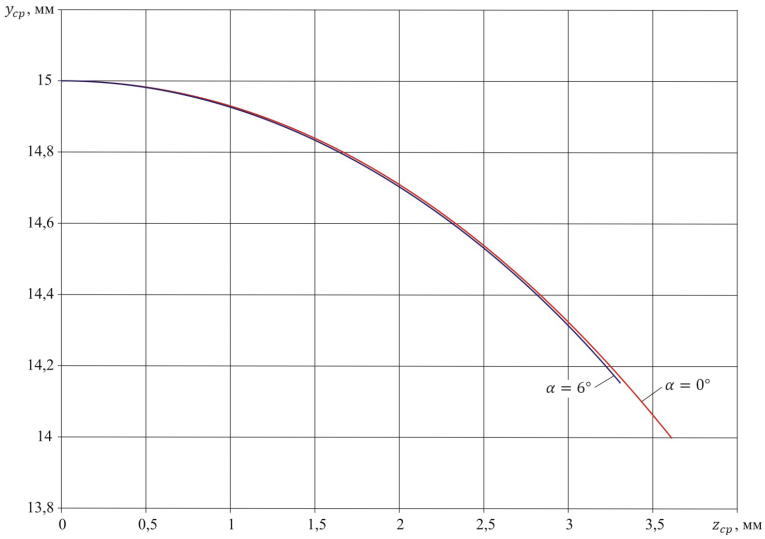


Рис. 7. Линии пересечения поверхности ролика и плоскости деформации

Fig. 7. The intersection lines of the roller surface and the deformation plane

В табл. 4 приведены расчетные значения $y_{ср}$ по заданным значениям $z_{ср}$ для углов поворота плоскости деформации 0° и 6°, отклонение профиля для 6° относительно профиля для 0°

$$\Delta_{ср} = \frac{y_{ср0^\circ} - y_{ср6^\circ}}{y_{ср0^\circ}}, \qquad (14)$$

а также отклонение профиля для 0° от образующей детали,

$$h = 15 - y_{ср0^\circ} \qquad (15)$$

Эта величина характеризует вертикальный размер пластической волны, в том случае если контакт инструмента и детали начнется при этом значении $z_{ср}$.

Зависимость отклонения профиля от h представлена на рис. 8. Анализ полученных результатов показывает, что даже для h = 0,6 мм, что соответствует интенсивному пластическому течению металла при обкатывании, изменение координат точек профиля ролика при повороте плоскости деформации не превышает 0,1 %. При увеличении диаметра детали, диаметра ролика, а также при уменьшение высоты волны изменение профиля ролика уменьшается. Это дает основание утверждать, что моделирование обкатывания как процесса плоской дробной деформации с использованием постоянного профиля ролика не приводит к возникновению сколько-нибудь значимой погрешности.

Таблица 3

Table 3

Коэффициенты аппроксимации линий пересечения поверхности ролика и плоскости деформации полиномами четвертого порядка

Coefficients of intersection lines approximation of the roller surface and the deformation plane by fourth-order polynomials

Коэффициент Coefficient	$\alpha = 0°$	$\alpha = 6°$
α_0	15	15
α_1	0,0009	0,0005
α_2	–0,0731	–0,0741
α_3	0,0011	0,001
α_4	–0,0006	–0,0006

Таблица 4

Table 4

Изменение профиля инструмента при повороте плоскости деформации

Changing the tool profile when the deformation plane is rotated

z_p, мм	$y_{ср\ 0°}$, мм	$y_{ср\ 6°}$, мм	$\Delta_{ср}$, %	h, мм
0,5	14,982	14,982	0,003	0,018
1,0	14,928	14,927	0,010	0,073
1,5	14,838	14,834	0,021	0,166
2,0	14,709	14,703	0,038	0,297
2,5	14,539	14,530	0,061	0,470
3,0	14,326	14,313	0,090	0,687

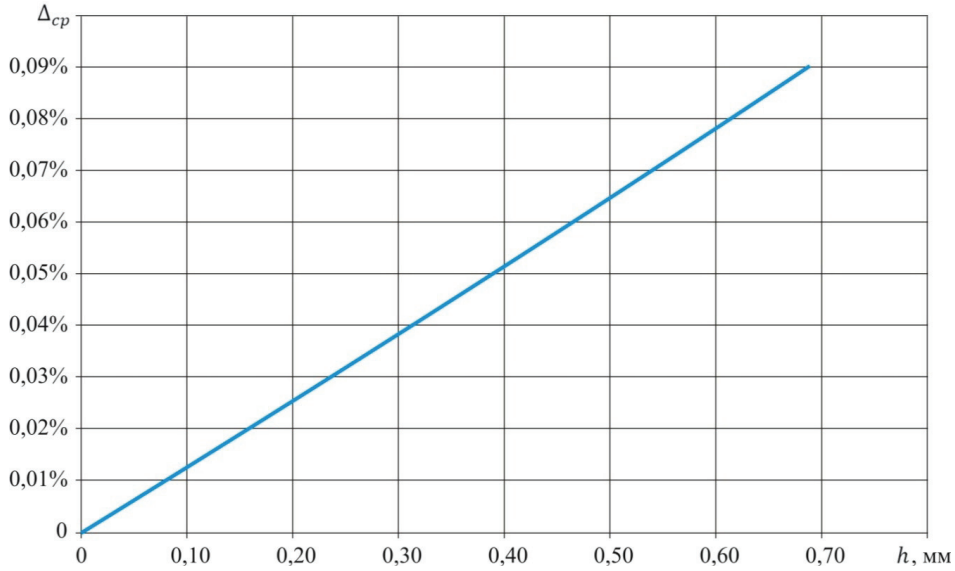


Рис. 8. Зависимость отклонения профиля от высоты пластической волны очага деформации

Fig. 8. Dependence of the profile deviation on the plastic wave height of the deformation area

Выводы

1. Получено аналитическое решение для определения координат точек линий пересечения поверхности ролика и плоскости деформации в зависимости от угла поворота плоскости деформации, в качестве исходных данных используются геометрические размеры детали и ролика, а также угол наклона плоскости деформации.

2. Получено относительное изменение координат точек линий профиля в плоскости деформации при ее повороте, показано, что даже при режимах обкатывания, сопровождающихся интенсивным пластическим течением, изменение координат не превышает 0,1 %.

3. Полученные результаты показывают возможность использования постоянного профиля ролика при моделировании обкатывания как процесса плоской дробной деформации.

Список литературы

1. Технология и инструменты отделочно-упрочняющей обработки деталей поверхностным пластическим деформированием. В 2 т. Т. 1: справочник / А.Г. Суслов, В.Ю. Блюменштейн, Р.В. Гуров, А.Н. Исаев, Л.Г. Одинцов, В.В. Плешаков, В.П. Федоров, Ю.Г. Шнейдер; под общ. ред. А.Г. Суслова. – М.: Машиностроение, 2014. – 480 с.

2. State of the art of Deep Rolling / P. Delgado, I.I. Cuesta, J.M. Alegre, A. Díaz // Precision Engineering. – 2016. – Vol. 46. – P. 1–10. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2016.05.001.

3. *Altenberger I.* Deep Rolling – the past, the present and the future // 9th International Conference on Shot Peening ICSP-9. – Paris, France, 2005. – P. 144–155.

4. Технологическое обеспечение заданного качества поверхностного слоя деталей при обработке динамическими методами поверхностного пластического деформирования / М.А. Тамаркин, А.С. Шведова, Р.В. Гребенкин, С.А. Новокрещенов // Вестник Донского государственного технического университета. – 2016. – Т. 16, № 3. – С. 46–52. – DOI: 10.12737/20220.

5. *Волков А.Н.,Сазонов М.Б., Чигринев И.А.* Исследование влияния методов ППД на структуру поверхностного слоя и сопротивление усталости // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. – 2012. – № 3 (34). – С. 153–156.

6. *Зайдес С.А., Бобровский И.Н., Фам Ван Ань.* Влияние кинематики локального деформирования на напряженное состояние поверхностного слоя // Наукоемкие технологии в машиностроении. – 2019. – № 5 (95). – С. 32–38. – DOI: 10.30987/article_5ca3030a5bfe86.87759559.

7. Influence of process and geometry parameters on the surface layer state after roller burnishing of IN718 / F. Klocke, V. Bäcker, H. Wegner, B. Feldhaus, H.-U. Baron, R. Hessert // Production Engineering. – 2009. – Vol. 3 (4). – P. 391–399. – DOI: 10.1007/s11740-009-0182-0.

8. *Wonga C.C., Hartawana A., Teoa W.K.* Deep cold rolling of features on aero-engine components // Procedia CIRP. – 2014. – Vol. 13. – P. 350–354. – DOI: 10.1016/j.procir.2014.04.059.

9. *Fu H., Liu Y., Xu Q.* Effect of deep rolling parameters on surface integrity of LZ50 axles // International Journal of Modern Physics B. – 2019. – Vol. 33, N 25. – P. 1950298. – DOI: 10.1142/S0217979219502989.

10. *Wagner L., Ludian T., Wollmann M.* Ball-burnishing and roller-burnishing to improve fatigue performance of structural alloys // Engineering Against Fracture / ed. by S. Pantelakis, C. Rodopoulos. – Dordrecht: Springer, 2009. – DOI: 10.1007/978-1-4020-9402-6_1.

11. *Swirada S., Wdowika R.* Determining the effect of ball burnishing parameters on surface roughness using the Taguchi method // Procedia Manufacturing. – 2019. – Vol. 34. – P. 287–292. – DOI: 10.1016/j.promfg.2019.06.152.

12. The influence of deep rolling on the surface integrity of AISI 1060 high carbon steel / A.M. Abrãoa, B. Denkenab, J. Köhlerb, B. Breidensteinb, T. Mörkeb // Procedia CIRP. – 2014. – Vol. 13. – P. 31–36. – DOI: 10.1016/j.procir.2014.04.006.

13. Prediction of roughness after ball burnishing of thermally coated surfaces / L. Hiegemann, C. Weddeling, N. BenKhalifa, A.E. Tekkaya // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol. 217. – P. 193–201. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.008.

14. *Курицына В.В., Мартынюк А.В., Грачев М.В.* Направленное поверхностно-пластическое деформирование в системе управления формой прецизионных деталей пневмогидроагрегатов // Известия МГТУ «МАМИ». – 2014. – № 2 (20). – С. 55–63.

15. *Kinner-Becker T., Sölter J., Karpuschewski B.* A simulation-based analysis of internal material loads and material modifications in multi-step deep rolling // Procedia CIRP. – 2020. – Vol. 87. – P. 515–520. – DOI: 10.1016/j.procir.2020.02.060.

16. *Meyer D.* Cryogenic deep rolling – An energy based approach for enhanced cold surface hardening // CIRP Annals. – 2012. – Vol. 61, iss. 1. – P. 543–546. – DOI: 10.1016/j.cirp.2012.03.102.

17. Finite element analysis of the roller burnishing process for fatigue resistance increase of engine comonents / F. Klocke, V. Bäcker, H. Wegner, M. Zimmermann // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2011. – Vol. 225, iss. 1. – P. 2–11. – DOI: 10.1243/09544054JEM2044.

18. Time-efficient prediction of the surface layer state after Deep Rolling using similarity mechanics approach / D. Trauth, F. Klocke, P. Mattfeld, A. Klinka // Procedia CIRP. – 2013. – Vol. 9. – P. 29–34. – DOI: 10.1016/j.procir.2013.06.163.

19. *Hettig M., Meyera D.* Sequential multistage deep rolling under varied contact conditions // Procedia CIRP. – 2020. – Vol. 87. – P. 291–296. – DOI: 10.1016/j.procir.2020.02.027.

20. *Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М.* Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. – М.: Машиностроение-1, 2007. – 400 с.

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

Конфликт интересов

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2021 vol. 23 no. 2 pp. 54–65
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-54-65

NSTU NETI

Obrabotka metallov -
Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Tool profile stationarity while simulating surface plastic deformation by rolling as a process of flat periodically reproducible deformation

Andrey Krechetov [a, *]

T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, 28 Vesennyaya str., Kemerovo, 650000, Russian Federation

[a] https://orcid.org/0000-0002-7569-7362, krechetovaa@kuzstu.ru

ARTICLE INFO

Article history:
Received: 03 March 2021
Revised: 16 March 2021
Accepted: 03 April 2021
Available online: 15 June 2021

Keywords:
Deep rolling
Technological inheritance mechanics
Modeling of the accumulation of deformations and metal damage

Funding
The work was supported by RFBR, project number 20-08-00587.

ABSTRACT

Introduction. Surface plastic deformation is an effective way to improve the operating performance of machine parts. One of the promising approaches to the design of surface hardening technological processes is the technological inheritance mechanics. To calculate the hereditary parameters characterizing the accumulated deformation and damage to the metal, it is possible to simulate spinning as a process of plane fractional deformation, which significantly reduces the time required for modeling the process. However, upon rotation of the plane in which the stress-strain state is considered, the roller profile changes. **The aim of the work** is to assess the magnitude of the change in the roller profile in the deformation plane during deformation as an important factor ensuring the accuracy of the solution obtained. **Research methods**. The roll profile in the warp plane is defined by the intersection line of the roll surface and this plane. The paper presents the procedure for calculating the coordinates of the points of intersection lines, which are curves of the fourth order, depending on the geometric dimensions of the roller and the part, as well as the angle of inclination of the deformation plane. **Results and discussion.** To estimate the value of the roller profile change, the coordinates of the points of the intersection lines of the roller surface and the deformation plane are determined for the rolling modes corresponding to a sufficiently developed plastic deformation, the obtained lines are approximated in the coordinate system associated with the deformation plane, and the relative change in the coordinates of the intersection lines when the plane was rotated are estimated. As a result of the conducted analytical studies, it is found that even with developed plastic deformation, the relative change in the coordinates of the points of intersection lines does not exceed 0.1%. This indicates the possibility of using a stationary roller profile when simulating rolling using the plane fractional deformation model.

For citation: Krechetov A.A. Tool profile stationarity while simulating surface plastic deformation by rolling as a process of flat periodically reproducible deformation. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 54–65. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-54-65. (In Russian).

References

1. Suslov A.G., ed. *Tekhnologiya i instrumenty otdelochno-uprochnyayushchei obrabotki detalei poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem*. V 2 t. T. 1 [Technology and tools of finishing and strengthening processing of parts by surface plastic deformation. In 2 vol. Vol. 1]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2014. 480 p.

2. Delgado P., Cuesta I.I., Alegre J.M., Díaz A. State of the art of Deep Rolling. *Precision Engineering*, 2016, vol. 46, pp. 1–10. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2016.05.001.

3. Altenberger I. Deep Rolling – the past, the present and the future. *9th International Conference on Shot Peening ICSP-9*, Paris, France, 2005, pp. 144–155.

4. Tamarkin M.A., Shvedova A.S., Grebenkin R.V., Novokreshchenov S.A. Tekhnologicheskoe obespechenie zadannogo kachestva poverkhnostnogo sloya detalei pri obrabotke dinamicheskimi metodami poverkhnostnogo plasticheskogo deformirovaniya [Engineering support for specified quality of parts surface layer under dynamic

*** Corresponding author**
Krechetov Andrey A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University
28 Vesennyaya str.,
650000, Kemerovo, Russian Federation
Tel.: 8 (3842) 39-63-75, **e-mail:** krechetovaa@kuzstu.ru

methods processing of surface plastic deformation]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2016, vol. 16, no. 3, pp. 46–52. DOI: 10.12737/20220. (In Russian).

5. Volkov A.N., Sazonov M.B., Schigrinyev I.A. Issledovanie vliyaniya metodov PPD na strukturu poverkhnostnogo sloya i soprotivlenie ustalosti [Research of influence of methods SPD on stpucture surface layer and resistance of fatigue]. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta = Vestnik of the Samara State Aerospace University*, 2012, no. 3 (34), pp. 153–156.

6. Zaides S.A., Bobrovsky I.N., Fam Van. Vliyanie kinematiki lokal'nogo deformirovaniya na napryazhennoe sostoyanie poverkhnostnogo sloya [Impact of local deformation kinematics upon stressed state of surface layer]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science intensive technologies in mechanical engineering*, 2019, no. 5, pp. 32–38. DOI: 10.30987/article_5ca3030a5bfe86.87759559.

7. Klocke F., Bäcker V., Wegner H., Feldhaus B., Baron H.-U., Hessert R. Influence of process and geometry parameters on the surface layer state after roller burnishing of IN718. *Production Engineering*, 2009, vol. 3 (4), PP. 391–399. DOI: 10.1007/s11740-009-0182-0.

8. Wonga C.C., Hartawana A., Teoa W.K. Deep cold rolling of features on aero-engine components. *Procedia CIRP*, 2014, vol. 13, pp. 350–354. DOI: 10.1016/j.procir.2014.04.059.

9. Fu H., Liu Y., Xu Q. Effect of deep rolling parameters on surface integrity of LZ50 axles. *International Journal of Modern Physics B*, 2019, vol. 33, no. 25, p. 1950298. DOI: 10.1142/S0217979219502989.

10. Wagner L., Ludian T., Wollmann M. Ball-burnishing and roller-burnishing to improve fatigue performance of structural alloys. *Engineering Against Fracture*. Ed. by S. Pantelakis, C. Rodopoulos. Dordrecht, Springer, 2009. DOI: 10.1007/978-1-4020-9402-6_1.

11. Swirada S., Wdowika R. Determining the effect of ball burnishing parameters on surface roughness using the Taguchi method. *Procedia Manufacturing*, 2019, vol. 34, pp. 287–292. DOI: 10.1016/j.promfg.2019.06.152.

12. Abrãoa A.M., Denkenab B., Köhlerb J., Breidensteinb B., Mörkeb T. The influence of deep rolling on the surface integrity of AISI 1060 high carbon steel. *Procedia CIRP*, 2014, vol. 13, pp. 31–36. DOI: 10.1016/j.procir.2014.04.006.

13. Hiegemann L., Weddeling C., BenKhalifa N. Tekkaya A.E. Prediction of roughness after ball burnishing of thermally coated surfaces. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 217, pp. 193–201. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.008.

14. Kuritsyna V.V., Martynyuk A.V., Grachev M.V. Napravlennoe poverkhnostno-plasticheskoe deformirovanie v sisteme upravleniya formoi pretsizionnykh detalei pnevmogidroagregatov [Directional surface plastic deformation in the shape control system of precision parts of pneumatic hydraulic units]. *Izvestiya MGTU "MAMI"*, 2014, no. 2 (20), pp. 55–63. (In Russian).

15. Kinner-Becker T., Sölter J., Karpuschewski B. A simulation-based analysis of internal material loads and material modifications in multi-step deep rolling. *Procedia CIRP*, 2020, vol. 87, pp. 515–520. DOI: 10.1016/j.procir.2020.02.060.

16. Meyer D. Cryogenic deep rolling – An energy based approach for enhanced cold surface hardening. *CIRP Annals*, 2012, vol. 61, iss. 1, pp. 543–546. DOI: 10.1016/j.cirp.2012.03.102.

17. Klocke F., Bäcker V., Wegner H., Zimmermann M. Finite element analysis of the roller burnishing process for fatigue resistance increase of engine components. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2011, vol. 225, iss. 1, pp. 2–11. DOI: 10.1243/09544054JEM2044.

18. Trauth D., Klocke F., Mattfeld P., Klinka A. Time-efficient prediction of the surface layer state after Deep Rolling using similarity mechanics approach. *Procedia CIRP*, 2013, vol. 9, pp. 29–34. DOI: 10.1016/j.procir.2013.06.163.

19. Hettig M., Meyera D. Sequential multistage deep rolling under varied contact conditions. *Procedia CIRP*, 2020, vol. 87, pp. 291–296. DOI: 10.1016/j.procir.2020.02.027.

20. Blyumenshtein V.Yu., Smelyanskii V.M. *Mekhanika tekhnologicheskogo nasledovaniya na stadiyakh obrabotki i ekspluatatsii detalei mashin* [Technological inheritance mechanics at the stages of processing and operation of machine parts]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2007. 400 p.

21. Smelyanskii V.M. *Mekhanika uprochneniya detalei poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem* [Hardening mechanics of parts by surface plastic deformation]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2002. 300 p.

Conflicts of Interest

The author declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2021 Том 23 № 2 с. 66–80
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-66-80

НГТУ НЭТИ

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Повышение эффективности концевого алмазного абразивного инструмента на металлической связке за счет совершенствования технологии изготовления

Валентин Смирнов [1, a], *Дмитрий Лобанов* [1, b, *], *Вадим Скиба* [2, c], *Иван Голюшов* [1, d]

[1] Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, пр. Московский, 15, г. Чебоксары, 428015, Россия
[2] Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

[a] https://orcid.org/0000-0003-2721-9849, vms53@inbox.ru, [b] https://orcid.org/0000-0002-4273-5107, lobanovdv@list.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0002-8242-2295, skeeba_vadim@mail.ru, [d] https://orcid.org/0000-0001-9757-1368, ivan.golyushov.97@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.047

История статьи:
Поступила: 14 марта 2021
Рецензирование: 27 марта 2021
Принята к печати: 14 апреля 2021
Доступно онлайн: 15 июня 2021

Ключевые слова:
Абразивный инструмент
Металлическая связка
Сварка конденсаторная
Конструкция инструмента
Технология

Финансирование:
Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках Тематического плана НИР НГТУ по проекту ТП-ПТМ-1_21.

Благодарности:
Исследования выполнены в ЦКП ССМ НГТУ.

АННОТАЦИЯ

Введение. В различных отраслях промышленности все более широкое использование находят труднообрабатываемые материалы с повышенными физико-механическими свойствами. Они применяются в машиностроении для изготовления деталей и узлов машин и механизмов, в производстве и переработке пищевых продуктов, где требуются повышенные эксплуатационные требования. В современном производстве наряду с традиционными методами интенсификации технологических операций применяют комбинированные и гибридные технологии обработки. Для финишной обработки изделий применяется абразивное шлифование алмазным инструментом. Одной из проблем, сдерживающих широкое практическое применение такого метода в промышленности, является высокая себестоимость, вызванная стоимостью используемых при изготовлении материалов и трудоемкость процесса формообразования инструмента. Это ведет к необходимости разработки новой технологии получения алмазного инструмента. **Цель работы** – повышение эффективности концевого алмазного абразивного инструмента на металлической связке за счет использования в качестве материала корпуса углеродистых сталей, увеличение прочности соединения между корпусом и алмазоносной частью, а также выбор эффективной технологии изготовления инструмента. **Методика исследований.** Для выполнения поставленной задачи нами разработана и испытана технология изготовления концевого алмазного абразивного инструмента. Применение в качестве материала хвостовика среднеуглеродистых закаленных качественных сталей с твердостью 45...60 HRC позволило использовать технологию конденсаторной сварки для соединения алмазоносной части с хвостовиком. Прочность соединения корпуса с рабочей алмазоносной частью образцов шлифовальных головок определяли методом испытания на растяжение на разрывной машине 1958У10 с максимальной нагрузкой 100 кН. Качество соединения оценивали визуально по наличию несплошностей в соединении, а также исследованием микроструктуры и измерением микротвердости шва и зон термического влияния. Измерение микротвёрдости сварного соединения проводили на полуавтоматическом микротвердомере HMV-G21ST (Шимадзу, Япония) при нагрузке 50 г. **Результаты и обсуждение.** Таким образом, результаты сравнительных исследований позволяют утверждать, что прочность соединения между хвостовиком и рабочей алмазоносной частью по предлагаемой технологии превосходят аналогичные характеристики прочности соединения между хвостовиком и алмазоносным слоем шлифовальных головок, получаемых способом, выбранным прототипом. **Выводы.** Предлагаемая технология изготовления алмазных головок увеличивает прочность соединения между корпусом и алмазоносной рабочей частью, снижает затраты на изготовление шлифовальных головок за счет применения закаленных среднеуглеродистых сталей в качестве материала корпуса инструмента взамен быстрорежущих марок сталей, упрощается технология и появляется возможность автоматизации изготовления инструмента.

Для цитирования: Повышение эффективности концевого алмазного абразивного инструмента на металлической связке за счет совершенствования технологии изготовления / В.М. Смирнов, Д.В. Лобанов, В.Ю. Скиба, И.С. Голюшов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 66–80. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-66-80.

Введение

В условиях современной экономики одним из основополагающих показателей является конкурентоспособность продукции. В машиностроении довольно часто большей конкурентоспособностью обладает продукция, гарантиру-

***Адрес для переписки**
Лобанов Дмитрий Владимирович, д.т.н., доцент
Чувашский государственный университет им. И.Н.Ульянова,
пр. Московский, 15,
428015, г. Чебоксары, Россия
Тел.: +7-908-303-47-45, **e-mail:** lobanovdv@list.ru

ющая повышенные эксплуатационные свойства изделий наряду с высокими качественными характеристиками. Таким критериям в полной мере соответствуют детали из высокопрочных, труднообрабатываемых и наноструктурированных материалов [1–5]. Высокие качественные показатели таких изделий формируются, как правило, на финишных операциях формообразования, среди которых особо выделяется абразивная обработка [6–23]. Однако в силу высоких физико-механических свойств перечисленных конструкционных материалов не все абразивные материалы справляются с этой задачей [24, 25]. Положительные результаты наблюдаются, как правило, при использовании высокопрочных абразивных материалов (например, алмаз или кубический нитрид бора). Кроме того, работоспособность такого инструмента напрямую зависит от связки абразивного инструмента [26]. Органические связки, часто применяемые для обработки высокопрочных материалов, обеспечивают хорошую режущую способность инструмента, но при этом повышают расход дорогостоящего высокопрочного абразива [27]. Круги на металлических связках имеют значительно меньший расход при обработке высокопрочных материалов, но при этом более склонны к потере режущей способности вследствие явления «засаливания» [25, 28, 29]. Наибольшую эффективность алмазные круги на металлических связках обнаруживают при реализации комбинированных методов обработки [24, 29–36]. При этом и алмазоносный слой, и корпус инструмента должны отвечать требованиям токо-, теплопроводности, прочности. Особо актуально это при использовании в качестве инструмента алмазных концевых инструментов (шлифовальных головок). Эксплуатационные характеристики алмазных шлифовальных головок на металлических связках помимо физико-механических свойств алмазоносного слоя определяются также прочностными свойствами корпуса (хвостовика).

Выбор материала корпуса алмазных инструментов зависит также от материала связки [26] и способа прикрепления алмазосодержащего элемента к хвостовику инструмента. Например, алмазные инструменты на органических связках изготавливают напрессовкой алмазоносного слоя на корпус или одновременного прессования и спекания (полимеризации) порошковой алмазосодержащей шихты и корпуса в штампах. В данном случае температура полимеризации не превышает 200 °C, и в качестве материала корпуса алмазных головок на органических связках в соответствии с рекомендациями ГОСТ 17122–85 можно применять углеродистые инструментальные стали с твердостью до 63 HRC.

В качестве материалов металлических связок алмазного инструмента для обработки изделий из высокопрочных материалов используют широко известные сплавы на основе Cu-Sn и Cu-Al-Zn [26]. Температура спекания алмазоносных элементов на таких металлических связках составляет 600…700 °C. При применении матрично-наполненных материалов на основе меди в качестве связки температура спекания алмазоносной части может достигать до 750 °C [5]. Такие температуры спекания требуют соответственно применения теплостойких сталей для изготовления корпусов (хвостовиков) шлифовальных головок при применении традиционной технологии, когда корпус инструмента соединяется с алмазоносной частью в процессе холодного прессования, спекания и последующего горячего прессования в жаропрочной металлической пресс-форме. Поэтому с целью сохранения высокой твердости и прочности на изгиб корпуса инструмента в процессе спекания и горячего прессования их рекомендуют изготавливать в соответствии с ГОСТ 17122–85 из быстрорежущих инструментальных сталей (ГОСТ 19265–73). Они способны сохранять высокую твердость и прочность при нагревах до 650 °C, причем прочность быстрорежущих сталей на изгиб $\sigma_{из}$ достигает 3000 МПа. Углеродистые инструментальные стали, например У8, имеют предел прочности на изгиб до 2000 МПа. Сталь 45 в состоянии закалки и низкого отпуска (48 HRC) имеет предел прочности на изгиб равный 1200 МПа [37].

Необходимая прочность на изгиб материала корпуса шлифовальной головки, обеспечивающая безопасные и надежные условия работы алмазного инструмента, определяется силой прижима P при шлифовании. В соответствии с рекомендациями ГОСТ 17122–85, при шлифовании цилиндрическими алмазными головками типа AW сила прижима составляет 0,4 Н на 1 мм контактообразующей головки, что при

максимальной высоте алмазоносной части головок 20 мм, составляет 8 Н. Такая сила прижима приводит в хвостовике с диаметром 6 мм и длиной вылета 40 мм к появлению в опасном сечении корпуса максимального изгибающего напряжения, равного 15 МПа, что многократно ниже, например, допускаемого напряжения $[\sigma_{из}]$ = 270 МПа для стали 45 после закалки и низкого отпуска при твердости 48 HRC.

Однако применение нетеплостойких инструментальных сталей или углеродистых конструкционных сталей в качестве корпуса шлифовальных алмазных головок на металлических связках требует дополнительной термической обработки, закалки и низкого отпуска готового инструмента, изготовленного по традиционной технологии. Такая конечная операция в технологии изготовления алмазной шлифовальной головки не всегда допустима из-за возможности разупрочнения металлической связки алмазоносного слоя.

Наиболее перспективным способом соединения закаленного стального корпуса в виде цилиндрического хвостовика с алмазоносной рабочей частью шлифовальной головки, как показали предварительные исследования [38, 39], является метод стыковой конденсаторной сварки, осуществляемый с поджигом дуги и оплавлением соединяемых поверхностей [37]. Этот метод в промышленности находит широкое применение для приварки низкоуглеродистых стальных шпилек диаметром от 2 до 12 мм к тонкостенным корпусным деталям [26]. Применение дополнительной насадки [38] к стандартному пистолету аппарата конденсаторной сварки обеспечивает стыковое сварное соединение цилиндрического корпуса (хвостовика) инструмента с алмазоносной частью с требуемой точностью. С целью увеличения прочности соединения между корпусом и алмазоносной частью авторами [39] предлагается переходной корпус из стали Ст.3, вставляемый в алмазоносную часть при её изготовлении. Авторам [38] удалось показать, что применение метода конденсаторной сварки благодаря высокой плотности энергии и краткости импульса не приводит к разупрочнению основного корпуса, изготовленного из термоупрочненной инструментальной стали У8. Однако, как показывает практика, применение закаленной углеродистой инструментальной стали У8 в качестве корпуса не всегда обеспечивает стабильность прочностных свойств соединения между хвостовиком и алмазоносной частью, получаемых методом конденсаторной сварки. Общеизвестно [37], что свариваемость сталей ухудшается при увеличении содержания углерода. Это обычно связывают с появлением хрупких структурных составляющих в виде мартенсита и остаточных напряжений в сварном соединении. Поэтому представляет практический интерес исследование возможности применения среднеуглеродистых конструкционных сталей в качестве корпуса алмазных шлифовальных головок, которые после закалки и низкого отпуска, как было показано выше, обладают достаточным пределом прочности на изгиб.

Цель работы – повышение эффективности концевого алмазного абразивного инструмента на металлической связке за счет использования в качестве материала корпуса углеродистых сталей, увеличение прочности соединения между корпусом и алмазоносной частью, а также упрощение технологии изготовления инструмента.

Методика исследований

Предлагаемым способом повышения эффективности изготовления алмазного концевого инструмента, как уже было отмечено, является применение для соединения корпуса из закаленной углеродистой стали с алмазоносной рабочей частью шлифовальной головки метода стыковой конденсаторной сварки с поджигом дуги и оплавлением соединяемых поверхностей [37]. Преимуществами конденсаторного метода сварки являются: минимальная зона термического влияния за счёт высокой плотности энергии и краткости импульса (1…3 мс); прочность соединения; высокая производительность, простота технологии и возможность автоматизации [40]. При этом расплавляемый поверхностный слой не превышает 0,2 мм [37]. Соответственно стальной закаленный хвостовик в процессе приваривания к рабочему алмазоносному слою инструмента не будет терять практически свои прочностные характеристики, тем более в области действия максимальных изгибных напряжений в ходе эксплуатации инструмента.

Процесс конденсаторной приварки цилиндрического корпуса к алмазоносной части ин-

струмента рекомендуется осуществлять импульсной дугой с использованием пистолетов, оснащенных пружинным механизмом для поджатия свариваемых поверхностей. Выпускаемые промышленностью сварочные аппараты, например, обеспечивают соединение подобных шпилек от 2 до 12 мм. Обязательным условием является наличие в основании одного из привариваемых элементов осевого контактного выступа в виде цилиндра с диаметром от 0,6 до 0,75 мм и высотой от 0,55 до 0,75 мм [41]. Это служит двум основным целям:

– позволяет путем нанесения предварительной центровой разметки определить точное место приварки элемента на поверхности корпуса;

– обеспечивает зажигание сварочной дуги и устойчивое горение по всей поверхности привариваемого элемента при осуществлении разряда конденсатора.

Для обеспечения высокой прочности соединения между корпусом и рабочей частью алмазной шлифовальной головки в настоящей работе используется переходная стальная вставка *3* (рис. 1) в виде винтовой шпильки с контактным концом типа РТ (ГОСТ Р 55738–2013 (ИСО 13918:2008) и высотой не более 2/3 от высоты рабочей части головки. При изготовлении рабочей алмазоносной части такая шпилька устанавливается в пресс-форму вдоль ее оси и фиксируется в этом положении своим контактным концом в отверстии торца нижнего пуансона пресс-инструмента для холодного прессования. Затем готовая алмазоносная порошковая смесь засыпается в пресс-форму и подвергается холодному прессованию при давлении 300…400 МПа. Готовый алмазоносный брикет со вставкой в виде винтовой шпильки извлекается из формы и спекается в вакууме или в защитной среде при температуре 700 °С. Процесс изготовления алмазоносного рабочего слоя со вставкой завершается горячим прессованием (уплотнением) в жаропрочном пресс-инструменте при давлении не более 300 МПа и температуре не более 500 °С. Далее готовый инструмент выпрессовывается из формы. Для удобства реализации процесса горячей допрессовки холоднопрессованный брикет изготавливают по диаметру на 0,5…1,0 мм меньше, чем диаметр готовой рабочей части алмазной головки.

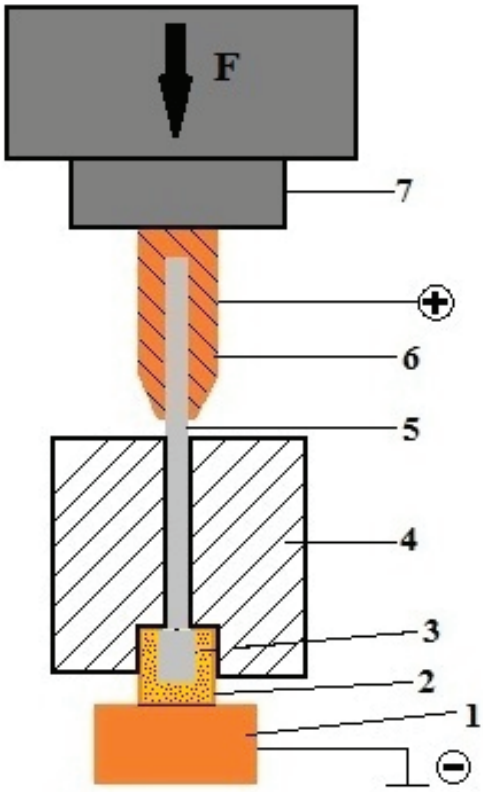


Рис. 1. Схема конденсаторной приварки стального хвостовика к рабочей части:

1 – нижний медный электрод; *2* – рабочая алмазоносная часть; *3* – переходный корпус – стальная вставка в виде винтовой шпильки с контактным выступом; *4* – соединительная диэлектрическая муфта; 5 – цилиндрический корпус (хвостовик); 6 – цанговый захват сварочного пистолета; *7* – сварочный пистолет

Fig. 1. Scheme of capacitor welding of a steel shank to the working part:

1 – lower copper electrode; *2* – working diamond-bearing part; *3* – steel insert in the form of a screw pin with a contact ledge; *4* – dielectric coupling; *5* – cylindrical body (shank); *6* – collet grip of the welding gun; *7* – welding gun

Приваривание корпуса шлифовальной головки из закаленной стали к рабочей алмазоносной части инструмента способом конденсаторной стыковой сварки включает следующие операции. Предварительно очищают и обезжиривают свариваемые поверхности. Включают сварочный аппарат. Закаленный хвостовик *5* вставляют, как показано на рис. 1, в цангу сварочного пистолета *6*. Рабочую часть алмазной головки *2* устанавливают в соединительную муфту *4* снизу, причем со стальной вставкой *3* и с контактным выступом вверх. Соединительную муфту со

вставленной рабочей частью алмазной головки упирают в медную пластину-электрод *1*. Форма поверхности электрода определяется формой рабочей части головки. Сварочный пистолет *7* с закрепленным хвостовиком вставляют в муфту так, чтобы торец хвостовика касался контактного выступа рабочей головки, затем надавливают на рукоятку пистолета до тех пор, пока пружина не перестанет сжиматься. В последнюю очередь нажимают на кнопку разряда на сварочном пистолете.

Для изготовления экспериментальных образцов алмазных шлифовальных головок типа AW описанным выше способом, например диаметром 12 мм и высотой 12 мм (ГОСТ 17122), использовались цилиндрические корпуса (хвостовики) диаметром 6 мм и длиной 68 мм из разных марок закаленных углеродистых сталей 35, 45, 60 и У8. Закалка на максимальную твердость хвостовиков из стали 35 и 45 проводилась в воде, а из стали 60 и У8 – в масле.

Рабочая алмазоносная часть всех головок изготавливалась на металлической связке М2-01 со 100%-й концентрацией алмазного порошка марки АС32 160/125 (ГОСТ 9206-80) по вышеописанной технологии изготовления. В качестве переходного корпуса *3*, размещаемого по центру алмазоносной рабочей части (рис. 1), использовались готовые омедненные винтовые шпильки М6 с контактным концом типа РТ (ГОСТ Р 55738-2013 (ИСО 13918:2008) и длиной 8 мм. Такие стальные шпильки класса прочности 4,8 (ГОСТ ИСО 898-1–2014) имеют предел прочности не менее 400 МПа и условный предел текучести не менее 320 МПа. По химическому составу близки к сталям Ст.3 (или Ст.4).

Конденсаторную приварку корпусов из закаленных углеродистых сталей диаметром 6 мм к торцу переходного корпуса рабочей алмазоносной части выполняли на сварочном аппарате для конденсаторной сварки модели STC-2500 в последовательности, описанной выше. Рекомендуемое производителем напряжение зарядки конденсаторов для приварки стальных шпилек диаметром 6 мм к стальному корпусу составляет 100… 120 В. Исследуемые образцы алмазных головок, представленные на рис. 2, были соединены с закаленным стальным корпусом по вышеописанной технологии при напряжении зарядки конденсаторов 110 В.

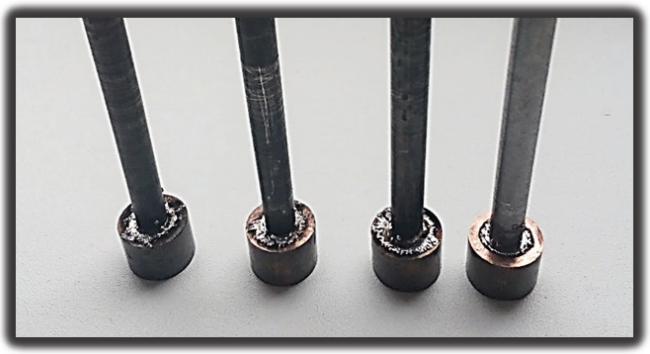


Рис.2. Экспериментальные образцы алмазных головок с диаметром 12 мм, изготовленные с применением метода конденсаторной сварки

Fig. 2. Experimental samples of diamond heads with a diameter of 12 mm, made using the method of capacitor welding

В дальнейшем для снятия остаточных напряжений в сварном соединении исследуемые алмазные шлифовальные головки, соединенные с хвостовиком с использованием метода конденсаторной сварки, подвергались отпуску при температуре 240±10 °С в течение 1,5 ч.

Качество соединения оценивали визуально по наличию несплошностей в соединении, а также исследованием микроструктуры и измерением микротвердости шва и зон термического влияния. Измерение микротвёрдости сварного соединения проводили на полуавтоматическом микротвердомере HMV-G21ST (Шимадзу, Япония) при нагрузке 50 г.

Прочность соединения корпуса с рабочей алмазоносной частью образцов шлифовальных головок определяли методом испытания на растяжение на разрывной машине 1958У10 с максимальной нагрузкой 100 кН.

Результаты и их обсуждение

Подбор режима конденсаторной сварки проводили визуальным путем по внешнему виду сварного соединения. При напряжениях более 110 В наблюдалось значительное разбрызгивание жидкого метала из сварного шва, а при меньших напряжениях, наоборот, недостаточное расплавление поверхностей свариваемых изделий и образование пустот по краям сварного соединения между основным и переходным корпусами.

Как известно [37], конденсаторная сварка позволяет получать достаточно прочные соедине-

ния между разнородными металлическими материалами из-за малой толщины оплавляемого слоя и отсутствия перемешивания разнородных металлов из-за малости промежутка времени горения дуги. Однако при сварке изделий из углеродистых сталей наиболее прочные и надежные соединения в случае конденсаторной стыковой сварки с поджигом дуги и оплавлением соединяемых поверхностей формируются в том случае, когда соединяемые изделия изготовлены из низкоуглеродистых сталей [37, 42]. Увеличение содержания углерода в свариваемых изделиях ведет к снижению прочностных свойств, что обычно связывается появлением в сварном соединении хрупких структурных составляющих в виде мартенсита и остаточных напряжений. Тем более, как показывают результаты моделирования и экспериментальные данные, полученные авторами [43], не удается полностью избежать образования пустот в области сварного шва при конденсаторной сварке оплавлением. Действительно, как видно из фотографии продольного макротемплета (рис. 3), вырезанного из исследуемой алмазной шлифовальной головки, в области сварного соединения имеются несплошности, достигающие в нашем случае 0,15×0,5 мм. Наличие несплошностей и остаточных напряжений в сварном шве является одной из причин низкой прочности сварного соединения между цилиндрическим корпусом из закаленных углеродистых сталей и переходным корпусом из низкоуглеродистой стали. Например, прочность соединения корпуса из закаленной стали 45 с переходным корпусом из низкоуглеродистой стали ст.3 не превышает 300 МПа, и разрушение обычно происходит хрупко по сварному шву. Поэтому с целью снятий остаточных напряжений и повышения сопротивления к хрупкому разрушению исследуемые шлифовальные головки после конденсаторной приварки закаленного корпуса подвергались низкому отпуску при температуре 240 °С 2 ч.

Результаты испытаний на прочность соединения хвостовика с алмазоносной частью при растяжении исследуемых образцов шлифовальных головок приведены в таблице. Наименьшую прочность соединения на растяжение имеют алмазные шлифовальные головки, изготовленные с использованием традиционной технологии, так как в этом случае часть корпуса (хвостовика), находящаяся внутри алмазоносного слоя, имеет гладкую поверхность, и прочность соединения обеспечивается только за счет сил сцепления, формирующихся между омедненной поверхностью корпуса и металлической связкой в результате спекания и горячего прессования.

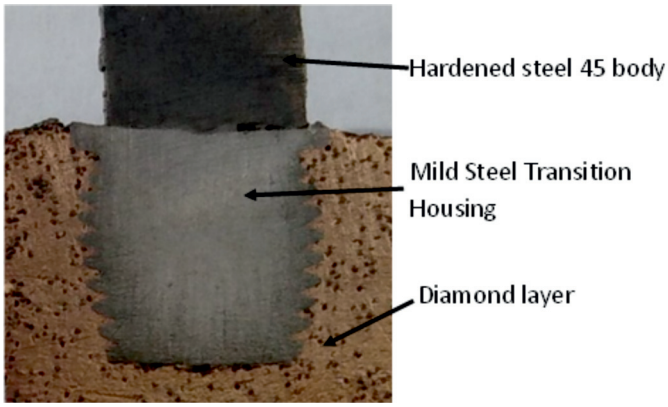


Рис. 3. Макроструктура области сварного соединения исследуемой алмазной шлифовальной головки

Fig. 3. The macrostructure of the welded joint area of the investigated diamond grinding head

Исследуемые алмазные шлифовальные головки, соединяемые с корпусом из закаленных углеродистых сталей с использованием метода конденсаторной сварки, обладают более высокой прочностью на растяжение между корпусом и алмазоносной частью, чем алмазные головки, соединяемые с корпусом из стали Р6М5, по традиционной технологии в результате спекания и горячего прессования. Такая разница в прочности соединении обусловлена тем, что при изготовлении исследуемых алмазных головок по предлагаемому нами способу в алмазоносный слой запрессовывается омедненная стальная винтовая шпилька *3* (рис. 1), которая обеспечивает как значительное механическое сцепление алмазоносным слоем, так и большее межатомное сцепление за счет большей поверхности диффузионного припекания к металлической связке.

Наибольшие значения прочности соединения, обеспечиваемые конденсаторной приваркой корпуса к рабочей алмазоносной части, наблюдаются в шлифовальных головках с хвостовиками, изготовленными из среднеуглеродистых марок стали 35 и стали 45. Предел прочности соединения между корпусом из закаленной стали 45 и шпилькой М6, запрессованной в алмазоносную часть, составляет 500 МПа, а предел прочности соединения между корпусом из зака-

Зависимость прочности соединения хвостовика Ø 6 мм с рабочим алмазоносным слоем шлифовальной головки Ø 12 мм от способа соединения и материала корпуса

Dependence of the strength of the connection of the shank 6 mm with the working diamond layer of the grinding head 12 mm on the connection method and body material

Способ соединения корпуса к рабочему алмазоносному слою	Материал корпуса	Твердость корпуса после закалки и отпуска, HRC	Предел прочности соединения корпуса с рабочей частью $\sigma_в$, МПа	Примечание
Традиционная технология диффузионного припекания	Быстрорежущая сталь Р6М5 (прототип)	62(55*)	200±20	Отрыв между корпусом и рабочей алмазоносной частью
Способ конденсаторной приварки с использованием переходного корпуса	Сталь У8	62(56)	350±35	Разрыв по сварному шву
	Сталь 60	61(55)	400±36	Разрыв по сварному шву
	Сталь 45	54(48)	500±30	Разрыв по сварному шву
	Сталь 35	45(42)	520±35	Разрыв по сварному шву
* Твердость корпуса из стали Р6М5 после процесса спекания и горячего прессования при 700 °С				

ленной стали 35 и шпилькой М6 – 520 МПа. При этом немаловажно, что прочность соединения между корпусом и алмазоносной частью в этих шлифовальных головках не ниже предела прочности переходного корпуса, представляющего собой приварочную шпильку класса прочности 4,8, которая, как было отмечено выше, в соответствии с требованиями ГОСТ должна иметь предел прочности не ниже 400 МПа.

Как видно из таблицы, разрушение при растяжении исследуемых шлифовальных головок, изготовленных с применением метода конденсаторной сварки с оплавлением, происходит в области сварного шва. Измерения микротвердости области сварного соединения хвостовика из стали 45 с переходным корпусом в виде винтовой шпильки показывают (рис. 4), что материал винтовой шпильки имеет микротвердость 200 HV 0,05, а корпус (хвостовик) инструмента из стали 45 после закалки и отпуска имеет 500 HV 0,05. Толщина области сварного соединения, включая зону термического влияния, где происходит уменьшение твердости корпуса инструмента (рис. 4), составляет 0,3…0,4 мм.

Работоспособность исследуемых шлифовальных головок с хвостовиком из термоупрочненной стали 45 проверялось сравнительными испытаниями их при обработке пластин из твердого сплава Т15К6 на фрезерно-гравировальном станке модели «CARVER Mini-0609». Испытания проводились при следующих режимах:

- частота вращения головки 24 000 об/мин;
- глубина резания 0,04 мм на двойной ход;
- скорость продольной подачи 0,5 м/мин;
- длина хода головки 15 мм;
- продолжительность испытаний 60 мин;
- без применения СОЖ.

Все исследуемые образцы шлифовальных головок в количестве 3 шт. с хвостовиком из термообработанной среднеуглеродистой стали 45, изготовленные по вышеописанной технологии с применением конденсаторной сварки, и одна шлифовальная головка с хвостовиком из стали Р6М5, изготовленная по традиционной технологии, данные испытания выдержали, сохранив дальнейшую работоспособность.

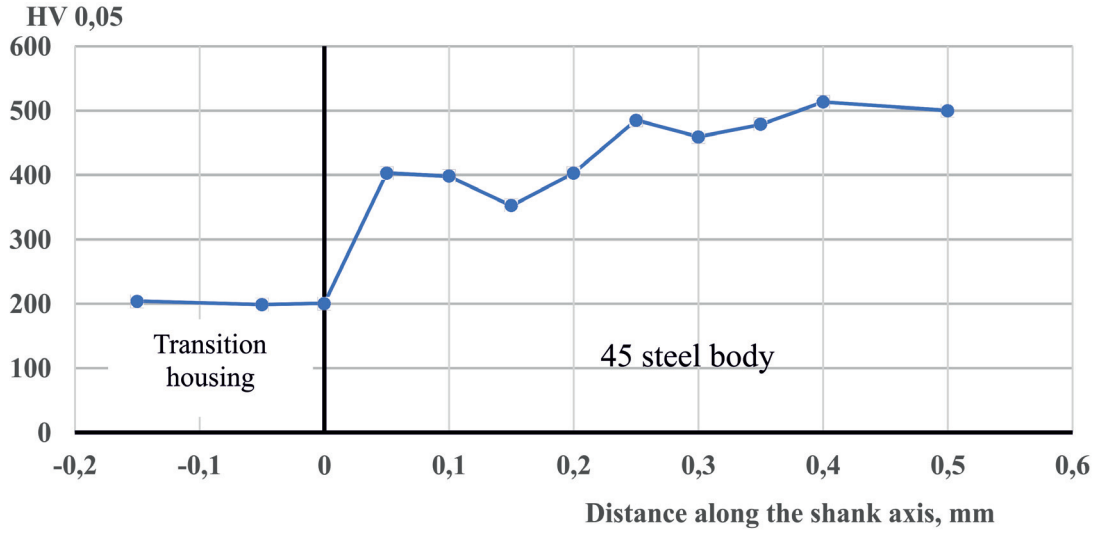


Рис. 4. Изменение микротвердости в области сварного соединения корпуса с переходным корпусом алмазной головки

Fig. 4. Change in microhardness in the area of the welded joint of the body with the transition body of the diamond grinding head

Выводы

Таким образом, результаты сравнительных исследований позволяют утверждать, что прочность соединения между хвостовиком и рабочей алмазоносной частью по предлагаемой технологии превосходят аналогичные характеристики прочности соединения между хвостовиком и алмазоносным слоем шлифовальных головок, получаемых по традиционной технологии соединения.

Предлагаемая технология изготовления алмазных головок увеличивает прочность соединения между корпусом и алмазоносной рабочей частью, снижает затраты на изготовление шлифовальных головок за счет применения закаленных среднеуглеродистых сталей в качестве материала корпуса инструмента взамен быстрорежущих марок сталей, а также упрощается технология и появляется возможность автоматизации изготовления инструмента.

Сравнительные эксплуатационные испытания шлифовальных головок показывают соотносимый с традиционными инструментами ресурс работы. Это свидетельствует о возможности применения среднеуглеродистых закаленных сталей с твердостью 45…55 HRC в качестве материала хвостовика.

Все это свидетельствует о возможности применения среднеуглеродистых закаленных качественных сталей с твердостью 45..55 HRC в качестве материала хвостовика и использования предлагаемой технологии изготовления алмазных шлифовальных головок на металлической связке, что позволит увеличить прочность соединения корпуса с алмазоносной рабочей частью и снизить расходы и упростить технологические процессы изготовления инструмента, тем самым повысить эффективность концевого алмазного абразивного инструмента.

Список литературы

1. *Владимирова Ю.О., Шалунов Е.П.* Разработка жаро- и износостойкого нано-композиционного материала на основе порошковой меди и технологии его изготовления для поршней машин литья под давлением // Новые материалы и перспективные технологии: сборник материалов 4-го междисциплинарного научного форума. – М.: Буки Веди, 2018. – Т. 1. – С. 106–110.

2. Патент 2195511 Российская Федерация, МПК[7] C 22 C 9/01, 1/10 C2. Дисперсно-упрочненный композиционный материал для электроконтактных деталей / Шалунов Е.П., Матросов А.Л., Липатов Я.М., Берент В.Я. – № 2001103228/02; заявл. 05.02.2001; опубл. 27.12.2002.

3. *Шалунов Е.П.* Наноструктурные материалы на основе порошковой меди // Литейщик России. – 2016. – № 2. – С. 37–40.

4. Hard-alloy metal-cutting tool for the finishing of hard materials / D.S. Rechenko, A.Y. Popov, D.Y. Be-

lan, A.A. Kuznetsov // Russian Engineering Research. – 2017. – Vol. 37. – N 2. – P. 148–149. – DOI: 10.3103/S1068798X17020162.

5. *Smirnov V.M., Shalunov E.P.* The possibilities of creation and the prospects of application of a binder with the matrix-filled structure "tin bronze – the mechanically alloyed granules" for production of diamond tools // Materials Today: Proceedings. – 2019. – Vol. 11, pt. 1. – P. 270–275. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.12.142.

6. Исследование и внедрение в производство разработок по внутреннему шлифованию глубоких отверстий / Д.П. Салова, Т.Г. Виноградова, М.В. Купцов, Д.А. Юрпалов, И.С. Спиридонова // Высокие технологии в машиностроении: материалы XVI Всероссийской научно-технической конференции. – Самара, 2017. – С. 33–35.

7. *Bratan S., Vladetskaya E., Kharchenko A.* Improvement of quality of details at round grinding in the conditions of a floating workshop // MATEC Web of Conferences. – 2017. – Vol. 129. – P. 01083. – DOI: 10.1051/matecconf/201712901083.

8. Theoretical-probabilistic model of the rotary belt grinding process / S. Bratan, A. Kolesov, S. Roshchupkin, T. Stadnik // MATEC Web of Conferences. – 2017. – Vol. 129. – P. 01078. – DOI: 10.1051/matecconf/201712901078.

9. *Бржозовский Б.М., Захаров О.В.* Обеспечение технологической надежности при бесцентровой абразивной обработке: монография. – Саратов: Сарат. гос. техн. ун-т, 2010. – 216 с. – ISBN 978-5-7433-2220-6.

10. Probing the effect of abrasive wear on the grinding performance of rail grinding stones / W. Zhang, Ch. Liu, Y. Yuan, P. Zhang, X. Fan, M. Zhu // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 64. – P. 493–507. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.02.014.

11. *Nosenko V.A., Nosenko S.V.* Mathematical models of operating time and cutting capacity for various stages of flat creep feed grinding of horizontal surface by circle of direct profile // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2010. – Vol. 39, N 4. – P. 380–385. – DOI: 10.3103/S1052618810040138.

12. Интегральная обработка как эффективное направление решения задачи перехода к ресурсосберегающим технологиям / В.Ю. Скиба, В.В. Иванцивский, Н.П. Зуб, С.В. Туревич // Инновационная деятельность. – 2010. – № 10-1. – С. 66–69.

13. *Li H.N., Axinte D.* On the inverse design of discontinuous abrasive surface to lower friction-induced temperature in grinding: an example of engineered abrasive tools // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2018. – Vol. 132. – P. 50–63. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2018.04.006.

14. Grinding performance and wear of metal bond super-abrasive tools in grinding of Zr-based bulk metallic glass / F.-L. Zhang, G.-W. Huang, J.-M. Liu, Z.-J. Du, S.-X. Wu, C.-Y. Wang // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2021. – Vol. 97. – P. 105501. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2021.105501.

15. *Иванцивский В.В., Скиба В.Ю., Пушнин В.Н.* Методика назначения режимов обработки при совмещении операций абразивного шлифования и поверхностной закалки ТВЧ // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 4 (53). – С. 19–25.

16. A strategy on generating structured plateau surface by the sinusoidal oscillatory lapping of the grinding wheel with the phyllotactic pattern of abrasive grains / Y. Lyu, Y. Liu, X. Li, H. Di, H. Wang // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 65. – P. 435–444. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.03.010.

17. Effects of abrasive material and hardness of grinding wheel on rail grinding behaviors / R.X. Wang, K. Zhou, J.Y. Yang, H.H. Ding, W.J. Wang, J. Guo, Q.Y. Liu // Wear. – 2020. – Vol. 454–455. – P. 20332. – DOI: 10.1016/j.wear.2020.203332.

18. *Shekhar M., Yadav S.K.S.* Diamond abrasive based cutting tool for processing of advanced engineering materials: a review // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 22, pt. 4. – P. 3126–3135. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.03.449.

19. Modelling and monitoring of abrasive finishing processes using artificial intelligence techniques: a review / V. Pandiyan, S. Shevchik, K. Wasmer, S. Castagne, T. Tjahjowidodo // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 57. – P. 114–135. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.06.013.

20. Developing a machining strategy for hard-alloy polyhedral inserts on cnc grinding and sharpening machines / E.V. Vasil'ev, A.Y. Popov, A.A. Lyashkov, P.V. Nazarov // Russian Engineering Research. – 2018. – Vol. 38, N 8. – P. 642–644. – DOI: 10.3103/S1068798X18080166.

21. Grinding of Ti2AlNb intermetallics using silicon carbide and alumina abrasive wheels: tool surface topology effect on grinding force and ground surface quality / X. Xi, T. Yu, W. Ding, J. Xua // Precision Engineering. – 2018. – Vol. 53. – P. 134–145. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2018.03.007.

22. *Roshchupkin S., Bratan S., Novosyolov Yu.* Modeling of cutting forces in diamond drilling // International Journal of Innovative and Information Manufacturing Technologies. – 2015. – N 2. – P. 59–63.

23. Grinding force and surface quality in creep feed profile grinding of turbine blade root of nickel-based superalloy with microcrystalline alumina abrasive wheels / Q. Miao, W. Ding, W. Kuang, Ch. Yang // Chinese Journal of Aeronautics. – 2021. – Vol. 34, iss. 2. – P. 576–585. – DOI: 10.1016/j.cja.2019.11.006.

24. *Зорина М.М.* Выбор материала круга для электрохимической обработки безвольфрамовых твердых сплавов // Journal of Advanced Research in Technical Science. – 2018. – № 9–1. – С. 65–66.

25. Probabilities of abrasive tool grain wearing during grinding / V.A. Nosenko, E.V. Fedotov, S.V. Nosenko, M.V. Danilenko // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2009. – Vol. 38, N 3. – P. 270–276. – DOI: 10.3103/S1052618809030108.

26. *Галицкий В.Н., Курищук А.В., Муровский В.А.* Алмазно-абразивный инструмент на металлических связках для обработки твердого сплава и стали. – Киев: Наукова думка, 1986. – 144 с.

27. Шлифование труднообрабатываемых материалов кругами на связке Б156 / П.М. Салов, Д.П. Салова, Н.В. Мулюхин, В.В. Плотников // Материалы II международной научно-практической конференции «Современные технологии в машиностроении и литейном производстве». – Чебоксары, 2016. – С. 285–288.

28. Повышение эффективности обработки высокопрочных композиционных материалов / А.С. Янюшкин, В.Ю. Попов, Н.П. Петров, Д.А. Рычков // Труды Братского государственного университета. Серия: Естественные и инженерные науки. – 2013. – Т. 1. – С. 146–149.

29. *Yanyushkin A.S., Lobanov D.V., Arkhipov P.V.* Research of influence of electric conditions of the combined electro-diamond machining on quality of grinding of hard alloys // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2015. – Vol. 91. – P. 012051. – DOI: 10.1088/1757-899X/91/1/012051.

30. *Борисов М.А., Мишин В.А., Дементьев Д.А.* Разработка программируемого устройства для управления параметрами тока при электрохимической обработке // Материалы III Всероссийской научно-практической конференции «Проектирование и перспективные технологии в машиностроении, металлургии и их кадровое обеспечение». – Чебоксары, 2017. – С. 188–192.

31. *Борисов М.А., Мишин В.А.* Аспекты применения электрохимического шлифования зубопротезных металлических изделий // Новые технологии науки, техники, педагогики высшей школы: материалы международной научно-практической конференции «Наука – Общество – Технологии – 2017». – М., 2017. – С. 157–159.

32. *Попов В.Ю., Янюшкин А.С.* Формирование поверхностного слоя режущего инструмента при алмазной обработке кругами на металлической связке // Решетневские чтения. – 2014. – Т. 1. – С. 306–308.

33. *Bratan S., Roshchupkin S., Revenko D.* Probabilistic approach for modeling electroerosion removal of grinding wheel bond // Procedia Engineering. – 2017. – Vol. 206. – P. 1426–1431. – DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.656.

34. Research of influence electric conditions combined electro-diamond processing by on specific consumption of wheel / D.V. Lobanov, P.V. Arkhipov, A.S. Yanyushkin, V.Yu. Skeeba // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 142. – P. 012081. – DOI: 10.1088/1757-899X/142/1/012081.

35. Integrated processing: quality assurance procedure of the surface layer of machine parts during the manufacturing step “diamond smoothing” / V.Yu. Skeeba, V.V. Ivancivsky, A.K. Zhigulev, P.Yu. Skeeba, D.V. Lobanov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 125. – P. 012031. – DOI: 10.1088/1757-899X/125/1/012031.

36. The research into the effect of conditions of combined electric powered diamond processing on cutting power / D.V. Lobanov, P.V. Arkhipov, A.S. Yanyushkin, V.Yu. Skeeba // Key Engineering Materials. – 2017. – Vol. 736. – P. 81–85. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.736.81.

37. *O’Brien R.L.* Welding handbook. Vol. 2. Welding processes, pt. 1. – 9th ed. – American Welding Society, 2004. – 720 p. – ISBN 0871717298. – ISBN 978-0871717290.

38. *Голюшов И.С., Смирнов В.М., Цай В.Н.* О возможности применения конденсаторной сварки для соединения стального хвостовика с алмазной головкой на наноструктурированных медных связках // Материалы IV международной научно-практической конференции «Современные технологии в машиностроении и литейном производстве» (Чебоксары, 18–19 декабря 2018 г.). – Чебоксары, 2018. – С. 475–481.

39. *Голюшов И.С., Смирнов В.М.* О применении конденсаторной сварки в технологии изготовления алмазных головок на наноструктурированных медных связках // Современные технологии: проблемы и перспективы: сборник материалов Всероссийской научно-практической конференции для аспирантов, студентов и молодых ученых (Севастополь,

20–23 мая 2019 г.). – Севастополь, 2019. – Электронное издание № 195/19. – С. 66–72.

40. Study of weld strength variability for capacitor discharge welding process automation / B.K. Paul, D.D. Wilson, E. McDowell, J. Benjarattananon // Science and Technology of Welding and Joining. – 2001. – Vol. 6, iss. 2. – P. 109–115. – DOI: 10.1179/136217101101538613.

41. Characterization of steel welded joints with hybrid projection and capacitor discharge welding (CDW) processes / F. Palano, S. Chiozzi, F.W. Panella, V. Dattoma // Materials and Manufacturing Processes. – 2012. – Vol. 27, iss. 12. – P. 1387–1391. – DOI: 10.1080/10426914.2012.663140.

42. *Magda A., Burcal M., Lego M.* Research regarding capacitor discharge stud welding with tip ignition on galvanized thin sheets // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 416. – P. 012015. – DOI: 10.1088/1757-899X/416/1/012015.

43. *Oh H.S., Lee J.H., Yoo C.D.* Simulation of capacitor discharge stud welding process and void formation // Science and Technology of Welding and Joining. – 2007. – Vol. 12, iss. 3. – P. 274–281. – DOI: 10.1179/174329307X166803.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2021 vol. 23 no. 2 pp. 66–80
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-66-80

NSTU NETI

Obrabotka metallov -
Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Improving the efficiency of metal-bonded diamond abrasive end tools by improving manufacturing technology

Valentin Smirnov [1, a], *Dmitry Lobanov* [1, b, *], *Vadim Skeeba* [2, c], *Ivan Golyushov* [1, d].

[1] I.N. Ulianov Chuvash State University, 15 Moskovsky Prospekt, Cheboksary, 428015, Russian Federation
[2] Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

[a] https://orcid.org/0000-0003-2721-9849, vms53@inbox.ru, [b] https://orcid.org/0000-0002-4273-5107, lobanovdv@list.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0002-8242-2295, skeeba_vadim@mail.ru, [d] https://orcid.org/0000-0001-9757-1368, ivan.golyushov.97@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:
Received: 14 March 2021
Revised: 27 March 2021
Accepted: 14 April 2021
Available online: 15 June 2021

Keywords:
Abrasive tools
Metal bond
Condenser welding
Tool design
Technology

Funding:
This work was financially supported within the framework of the NSTU Research and Development Thematic Plan (project No. TP–PTM–1_21 project).

Acknowledgements:
The studies were performed at the Collective use center "Structure, mechanical and physical properties of materials" NSTU for help in conducting joint research work.

ABSTRACT

Introduction. Difficult-to-machine materials with enhanced physical and mechanical properties are increasingly being used in various industries. Such materials are used in mechanical engineering for the manufacture of parts and assemblies of machines and mechanisms, in the production and processing of food products where increased operational requirements are required. In modern production, along with traditional methods of intensifying technological operations, combined and hybrid processing technologies are used. For the finishing of products, abrasive grinding with a diamond tool is used. One of the problems hindering the wide practical application of this method in industry is the fact that it has a high prime cost caused by the cost of materials used in the manufacture and the laboriousness of the tool shaping process. This leads to the need to develop a new technology for manufacturing diamond tools**. The purpose of the work** is to increase the efficiency of the end diamond abrasive tool with a metal bond by using carbon steels as a body material, increasing the strength of the connection between the body and the diamond-bearing part, as well as choosing an effective tool manufacturing technology**. Research methodology.** To gain this task, a technology for manufacturing end diamond abrasive tools is developed and tested. Allowing using the technology of capacitor welding to connect the diamond-bearing part with the shank and use medium-carbon hardened high-quality steels with a hardness of 45-60 HRC as the shank material. The strength of the connection of the body with the working diamond-bearing part of the grinding head samples is determined by tensile testing on a 1958U10 tensile machine with maximum load 100 kN. The quality of the joint is assessed visually by the presence of discontinuities in the joint, as well as by examining the microstructure and measuring the microhardness of the weld and heat-affected zones. The microhardness of the welded joint is measured using an HMV-G21ST semi-automatic microhardness tester (Shimadzu, Japan) at a load of 50 g. **Results and discussion.** Thus, the results of comparative studies allow us to assert that the strength of the connection between the shank and the working diamond-bearing part according to the proposed technology surpasses similar characteristics of the strength of the connection between the shank and the diamond-bearing layer of grinding heads obtained by the method selected by the prototype. **Conclusions**. The proposed technology for the manufacture of diamond heads increases the strength of the connection between the body and the diamond-bearing working part, reduces the cost of manufacturing the grinding heads due to the use of hardened medium-carbon steels as the material of the tool body instead of high-speed steel grades, the technology is simplified and the possibility of automating the manufacture of tools appears**.**

For citation: Smirnov V.M., Lobanov D.V., Skeeba V.Yu., Golyushov I.S. Improving the efficiency of metal-bonded diamond abrasive end tools by improving manufacturing technology. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 66–80. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-66-80. (In Russian).

References

1. Vladimirova Yu.O., Shalunov E.P. [Development of heat- and wear-resistant nano-composite material based on powdered copper and its manufacturing technology for pistons of injection molding machines]. *Novye materialy i perspektivnye tekhnologii*: sbornik materialov 4-go mezhdistsiplinarnogo nauchnogo foruma [Proceedings of the 4th

*** Corresponding author**
Lobanov Dmitry V., D.Sc. (Engineering), Associate Professor
I.N. Ulianov Chuvash State University,
15 Moskovsky Prospekt,
428015, Cheboksary, Russian Federation
Tel.: + 7-908-303-47-45, **e-mail:** lobanovdv@list.ru

Interdisciplinary Scientific Forum “New materials and advanced technologies”]. Moscow, 2018, vol. 1, pp. 106–110. (In Russian).

2. Shalunov E.P., Matrosov A.L., Lipatov Ya.M., Berent V.Ya. *Dispersno-uprochnennyi kompozitsionnyi material dlya elektrokontaktnykh detalei* [Dispersion-strengthened composite material for electric contact parts]. Patent RF, no. 2195511, 2002.

3. Shalunov E.P. Nanostrukturnye materialy na osnove poroshkovoi medi [Nanostructured materials based on powder copper]. *Liteishchik Rossii = Foundrymen of Russia*, 2016, no. 2, pp. 37–40.

4. Rechenko D.S., Popov A.Y., Belan D.Y., Kuznetsov A.A. Hard-alloy metal-cutting tool for the finishing of hard materials. *Russian Engineering Research*, 2017, vol. 37, no. 2, pp. 148–149. DOI: 10.3103/S1068798X17020162.

5. Smirnov V.M., Shalunov E.P. The possibilities of creation and the prospects of application of a binder with the matrix-filled structure “tin bronze – the mechanically alloyed granules” for production of diamond tools. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 11, pt. 1, pp. 270–275. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.12.142.

6. Salova D.P., Vinogradova T.G., Kuptsov M.V., Yurpalov D.A., Spiridonova I.S. [Research and implementation in production of developments on internal grinding of deep holes]. *Vysokie tekhnologii v mashinostroenii*: materialy XVI Vserossiiskoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii [Proceedings of the XVI All-Russian scientific and technical conference “High technologies in mechanical engineering”], Samara, 2017, pp. 33–35. (In Russian).

7. Bratan S., Vladetskaya E., Kharchenko A. Improvement of quality of details at round grinding in the conditions of a floating workshop. *MATEC Web of Conferences*, 2017, vol. 129, p. 01083. DOI: 10.1051/matecconf/201712901083.

8. Bratan S., Kolesov A., Roshchupkin S., Stadnik T. Theoretical-probabilistic model of the rotary belt grinding process. *MATEC Web of Conferences*, 2017, vol. 129, p. 01078. DOI: 10.1051/matecconf/201712901078.

9. Brzhozovskii B.M., Zakharov O.V. *Obespechenie tekhnologicheskoi nadezhnosti pri bestsentrovoi abrazivnoi obrabotke* [Provision of technological reliability with centerless abrasive processing]. Saratov, 2010. 216 p. ISBN 978-5-7433-2220-6.

10. Zhang W., Liu Ch., Yuan Y., Zhang P., Fan X., Zhu M. Probing the effect of abrasive wear on the grinding performance of rail grinding stones. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 64, pp. 493–507. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.02.014.

11. Nosenko V.A., Nosenko S.V. Mathematical models of operating time and cutting capacity for various stages of flat creep feed grinding of horizontal surface by circle of direct profile. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2010, vol. 39, pp. 380–385. DOI: 10.3103/S1052618810040138.

12. Skeeba V.Yu., Ivancivskiy V.V., Zub N.P., Turevich S.V. Integral’naya obrabotka kak effektivnoe napravlenie resheniya zadachi perekhoda k resursosberegayushchim tekhnologiyam [Integrated processing as an effective direction of the decision problems of transition to alternative technologies]. *Innovatsionnaya deyatel’nost’ = Innovative Activities*, 2010, no. 10-1, pp. 66–69.

13. Li H.N., Axinte D. On the inverse design of discontinuous abrasive surface to lower friction-induced temperature in grinding: an example of engineered abrasive tools. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2018, vol. 132, pp. 50–63. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2018.04.006.

14. Zhang F.-L., Huang G.-W., Liu J.-M., Du Z.-J., Wu S.-X., Wang C.-Y. Grinding performance and wear of metal bond super-abrasive tools in grinding of Zr-based bulk metallic glass. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2021, vol. 97, p. 105501. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2021.105501.

15. Ivancivsky V.V., Skeeba V.Yu., Pushnin V.N. Metodika naznacheniya rezhimov obrabotki pri sovmeshchenii operatsii abrazivnogo shlifovaniya i poverkhnostnoi zakalki TVCh [Methods of appointment processing conditions when combining the operations of abrasive grinding and surface induction hardening]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2011, no. 4 (53), pp. 19–25.

16. Lyu Y., Liu Y., Li X., Di H., Wang H. A strategy on generating structured plateau surface by the sinusoidal oscillatory lapping of the grinding wheel with the phyllotactic pattern of abrasive grains. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 65, pp. 435–444. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.03.010.

17. Wang R.X., Zhou K., Yang J.Y., Ding H.H., Wang W.J., Guo J., Liu Q.Y. Effects of abrasive material and hardness of grinding wheel on rail grinding behaviors. *Wear*, 2020, vol. 454–455, p. 20332. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203332.

18. Shekhar M., Yadav S.K.S. Diamond abrasive based cutting tool for processing of advanced engineering materials: a review. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 22, pt. 4, pp. 3126–3135. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.03.449.

19. Pandiyan V., Shevchik S., Wasmer K., Castagne S., Tjahjowidodo T. Modelling and monitoring of abrasive finishing processes using artificial intelligence techniques: a review. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 57, pp. 114–135. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.06.013.

20. Vasil'ev E.V., Popov A.Y., Lyashkov A.A., Nazarov P.V. Developing a machining strategy for hard-alloy polyhedral inserts on cnc grinding and sharpening machines. *Russian Engineering Research*, 2018, vol. 38, no. 8, pp. 642–644. DOI: 10.3103/S1068798X18080166.

21. Xi X., Yu T., Ding W., Xua J. Grinding of Ti2AlNb intermetallics using silicon carbide and alumina abrasive wheels: tool surface topology effect on grinding force and ground surface quality. *Precision Engineering*, 2018, vol. 53, pp. 134–145. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2018.03.007.

22. Roshchupkin S., Bratan S., Novosyolov Yu. Modeling of cutting forces in diamond drilling. *International Journal of Innovative and Information Manufacturing Technologies*, 2015, no. 2, pp. 59–63.

23. Miao Q., Ding W., Kuang W., Yang Ch. Grinding force and surface quality in creep feed profile grinding of turbine blade root of nickel-based superalloy with microcrystalline alumina abrasive wheels. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2021, vol. 34, iss. 2, pp. 576–585. DOI: 10.1016/j.cja.2019.11.006.

24. Zorina M.M. Vybor materiala kruga dlya elektrokhimicheskoi obrabotki bezvol'framovykh tverdykh splavov [Selection of the material of the grinding circle for electrochemical processing solid alloys without tungsten]. *Journal of Advanced Research in Technical Science*, 2018, no. 9-1, pp. 65–66.

25. Nosenko V.A., Fedotov E.V., Nosenko S.V., Danilenko M.V. Probabilities of abrasive tool grain wearing during grinding. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2009, vol. 38, no. 3, pp. 270–276. DOI: 10.3103/S1052618809030108.

26. Galitskii V.N., Kurishchuk A.V., Murovskii V.A. *Almazno-abrazivnyi instrument na metallicheskikh svyazkakh dlya obrabotki tverdogo splava i stali* [Diamond-abrasive tool on metal bonds for processing hard alloy and steel]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1986. 144 p.

27. Salov P.M., Salova D.P., Mulyukhin N.V., Plotnikov V.V. [Sanding of hard materials circles on a bunch of B156]. *Materialy II-oi mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii "Sovremennye tekhnologii v mashinostroenii i liteinom proizvodstve"* [Proceedings of the II International scientific-practical conference "Modern technologies in mechanical engineering and foundry"]. Cheboksary, 2016, pp. 285–288. (In Russian).

28. Yanyushkin A.S., Popov V.Yu., Petrov N.P., Rychkov D.A. [Improved processing of high strength composite materials]. *Trudy Bratskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Estestvennye i inzhenernye nauki = Proceedings of the Bratsk State University. Series: Natural and engineering sciences*, 2013, vol. 1, pp. 146–149. (In Russian).

29. Yanyushkin A.S., Lobanov D.V., Arkhipov P.V. Research of influence of electric conditions of the combined electro-diamond machining on quality of grinding of hard alloys. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2015, vol. 91, p. 012051. DOI: 10.1088/1757-899X/91/1/012051.

30. Borisov M.A., Mishin V.A., Dement'ev D.A. [Development of a programmable device for controlling current parameters during electrochemical processing]. *Materialy III-ei Vserossiiskoi nauchno-prakticheskoi konferentsii "Proektirovanie i perspektivnye tekhnologii v mashinostroenii, metallurgii i ikh kadrovoe obespechenie"* [Proceedings of the III All-Russian scientific-practical conference "Design and advanced technologies in mechanical engineering, metallurgy and their staffing"]. Cheboksary, 2017, pp. 188–192. (In Russian).

31. Borisov M.A., Mishin V.A. Aspekty primeneniya elektrokhimicheskogo shlifovaniya zuboproteznykh metallicheskikh izdelii [Aspects of the use of electrochemical grinding of dental prosthetic metal products]. *Novye tekhnologii nauki, tekhniki, pedagogiki vysshei shkoly* [New technologies of science, technology, pedagogy of higher education]. Moscow, 2017, pp. 157–159.

32. Popov V.Yu., Yanyushkin A.S. Formirovanie poverkhnostnogo sloya rezhushchego instrumenta pri almaznoi obrabotke krugami na metallicheskoi svyazke [Developing a surface layer of cutting tools in diamond grinding wheels on a metal bond]. *Reshetnevskie chteniya = Reshetnev Readings*, 2014, vol. 1, pp. 306–308.

33. Bratan S., Roshchupkin S., Revenko D. Probabilistic approach for modeling electroerosion removal of grinding wheel bond. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 206, pp. 1426–1431. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.656.

34. Lobanov D.V., Arkhipov P.V., Yanyushkin A.S., Skeeba V.Yu. Research of influence electric conditions combined electro-diamond processing by on specific consumption of wheel. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 142, p. 012081. DOI: 10.1088/1757-899X/142/1/012081.

35. Skeeba V.Yu., Ivancivsky V.V., Zhigulev A.K., Skeeba P.Yu., Lobanov D.V. Integrated processing: quality assurance procedure of the surface layer of machine parts during the manufacturing step "diamond smoothing". *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 125, p. 012031. DOI: 10.1088/1757-899X/125/1/012031.

36. Lobanov D.V., Arkhipov P.V., Yanyushkin A.S., Skeeba V.Yu. The research into the effect of conditions of combined electric powered diamond processing on cutting power. *Key Engineering Materials*, 2017, vol. 736, pp. 81–85. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.736.81.

37. O'Brien R.L. *Welding handbook*. Vol. 2. *Welding processes*, pt. 1. 9th ed. American Welding Society Publ., 2004. 720 p. ISBN 0871717298. ISBN 978-0871717290.

38. Golyushov I.S., Smirnov V.M., Tsai V.N. [On the possibility of using capacitor welding for joining a steel shank with a diamond head on nanostructured copper bonds]. *Materialy IV mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii "Sovremennye tekhnologii v mashinostroenii i liteinom proizvodstve"* [Proceedings of the IV International scientific and practical conference "Modern technologies in mechanical engineering and foundry"]. Cheboksary, 2018, pp. 475–481. (In Russian).

39. Golyushov I.S., Smirnov V.M. [On the application of the condenser welding in the technology of manufacturing of diamond heads on nano-structured copper bond]. *Sovremennye tekhnologii: problemy i perspektivy*: sbornik materialov Vserossiiskoi nauchno-prakticheskoi konferentsii dlya aspirantov, studentov i molodykh uchenykh [Proceedings of the All-Russian scientific and practical conference for graduate students, students and young scientists "Modern technologies: problems and prospects"]. Sevastopol', 2019, pp. 66–72. (In Russian).

40. Paul B.K., Wilson D.D., McDowell E., Benjarattananon J. Study of weld strength variability for capacitor discharge welding process automation. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2001, vol. 6, iss. 2, pp. 109–115. DOI: 10.1179/136217101101538613.

41. Palano F., Chiozzi S., Panella F.W., Dattoma V. Characterization of steel welded joints with hybrid projection and capacitor discharge welding (CDW) processes. *Materials and Manufacturing Processes*, 2012, vol. 27, iss. 12, pp. 1387–1391. DOI: 10.1080/10426914.2012.663140.

42. Magda A., Burcal M., Lego M. Research regarding capacitor discharge stud welding with tip ignition on galvanized thin sheets. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 416, p. 012015. DOI: 10.1088/1757-899X/416/1/012015.

43. Oh H.S., Lee J.H., Yoo C.D. Simulation of capacitor discharge stud welding process and void formation. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2007, vol. 12, iss. 3, pp. 274–281. DOI: 10.1179/174329307X166803.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2021 Том 23 № 2 с. 81–97
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-81-97

НГТУ НЭТИ

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Влияние насыщения водородом на структуру и механические свойства аустенитной стали 01Х17Н13М3, формируемые в процессе прокатки при разных температурах

Евгений Мельников [a, *], *Галина Майер* [b], *Валентина Москвина* [c], *Елена Астафурова* [d]

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

[a] https://orcid.org/0000-0001-8238-6055, melnickow-jenya@yandex.ru, [b] https://orcid.org/0000-0003-3043-9754, galinazg@yandex.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0002-6128-484X, valya_moskvina@mail.ru, [d] https://orcid.org/0000-0002-1995-4205, elena.g.astafurova@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 538.9

История статьи:
Поступила: 15 февраля 2021
Рецензирование: 09 марта 2021
Принята к печати: 29 марта 2021
Доступно онлайн: 15 июня 2021

Ключевые слова:
Аустенитная сталь
Пластическая деформация
Наводороживание
Микроструктура
Механические свойства

Финансирование:
Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0030.

Благодарности:
Исследования проведены на оборудовании ИФПМ СО РАН (ЦКП «Нанотех») и НИУ «БелГУ» (ЦКП «Диагностика структуры и свойств наноматериалов»).

АННОТАЦИЯ

Введение. Развитие водородной энергетики предполагает уменьшение зависимости различных сфер человеческой деятельности от ископаемых энергоносителей и значительное сокращение выбросов углекислого газа в атмосферу. Исходя из этого возрастают требования к качеству конструкционных материалов, которые имеют перспективу использования для хранения и транспортировки водорода, а также для создания инфраструктурных объектов водородной энергетики. Поэтому большое значение приобретают научные исследования, направленные на изучение влияния водорода на закономерности изменения микроструктуры и механического поведения конструкционных материалов при различных схемах нагружения. **Цель работы** – установить влияние химико-деформационной обработки, включающей прокатку, комбинированную с наводороживанием, на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства образцов аустенитной нержавеющей стали 01Х17Н13М3. **Методами исследования** являются просвечивающая электронная микроскопия и дифракция обратнорассеянных электронов, рентгеноструктурный, рентгенофазовый и магнитофазовый анализ, микроиндентирование и одноосное статическое растяжение. **Результаты и обсуждение.** Экспериментально показано, что морфология дефектной структуры и фазовый состав стали 01Х17Н13М3, формируемые при прокатке со степенями осадки 25 и 50 %, существенным образом зависят от температуры деформации (при комнатной температуре или с охлаждением образцов до температуры кипения жидкого азота), а также насыщения образцов водородом (в течение 5 часов при плотности тока 200 мА/см^2). Основными механизмами деформации стали при прокатке являются скольжение, двойникование и микролокализация пластического течения, которые обеспечивают формирование субмикрокристаллических структурных состояний в образцах. Кроме этого в структуре прокатанных образцов происходит образование деформационных ε и α' мартенситных фаз. Независимо от режима химико-деформационной обработки в стали формируется зеренно-субзеренная структура с высокой плотностью дефектов кристаллического строения, но морфология такой микроструктуры определяется режимом обработки. Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что предварительное насыщение образцов водородом и понижение температуры деформации способствуют более активному развитию механического двойникования и реализации деформационных фазовых превращений при прокатке. Несмотря на обнаруженные эффекты по влиянию насыщения водородом на механизмы деформации и морфологию формируемой при прокатке дефектной микроструктуры, предварительное наводороживание слабо влияет на механические свойства стали при фиксированных степени и температуре деформации. Эти данные свидетельствуют о том, что независимо от морфологии дефектной зеренно-субзеренной структуры измельчение зерна, накопление деформационных дефектов и рост внутренних напряжений приводят к увеличению прочностных характеристик стали.

Для цитирования: Влияние насыщения водородом на структуру и механические свойства аустенитной стали 01Х17Н13М3, формируемые в процессе прокатки при разных температурах / Е.В. Мельников, Г.Г. Майер, В.А. Москвина, Е.Г. Астафурова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 81–97. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-81-97.

Введение

Развитие техники и технологий дает основание полагать, что водородные топливные элементы будут играть все более важную роль в получении энергии, а развитие водородной энергетики будет способствовать уменьшению зависимости от ископаемых энергоносителей и

***Адрес для переписки**
Мельников Евгений Васильевич, м.н.с.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
пр. Академический, 2/4,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: 8 (3822) 28-68-65, **e-mail**: melnickow-jenya@yandex.ru

значительному сокращению выбросов углекислого газа в атмосферу. Безопасное хранение (резервуары и баллоны сверхвысокого давления) и транспортировка (трубопроводы, клапаны, гильзы, пружины и датчики для регулировки давления) водорода являются ключевыми проблемами широкомасштабного использования водородной энергии. В связи с этим возрастают требования к качеству и эксплуатационным свойствам конструкционных материалов, которые непосредственно подвергаются воздействию водорода [1–3]. Одним из важных направлений исследований в этой области является установление механического поведения конструкционных материалов, которые подвергались наводороживанию, при различных схемах нагружения.

Аустенитные нержавеющие стали (АНС) обладают хорошей коррозионной стойкостью и менее восприимчивы к водородному охрупчиванию, чем другие конструкционные стали [4, 5]. Поэтому они являются материалами-кандидатами для различных компонентов систем транспортировки и хранения водорода. Холодная пластическая деформация АНС вызывает образование разного рода деформационных дефектов в структуре, а в ряде случаев сопровождается $\gamma \rightarrow \varepsilon$ и $\gamma \rightarrow \alpha'$ фазовыми превращениями [6–13]. Это приводит к деформации и фрагментации зеренной структуры и, как следствие, к изменению механических свойств стали при холодном деформировании (повышению микротвердости, пределов текучести и прочности и снижению пластичности). При выборе материалов для водородной энергетики важно учитывать влияние водорода как легирующего элемента на процессы пластической деформации аустенитных нержавеющих сталей. Достаточно много работ свидетельствуют о том, что АНС с высокой стабильностью аустенита к фазовым превращениям (например, Х17Н14М3 или Х18Н20С2) менее чувствительны к водородному охрупчиванию, чем марки стали с низкой стабильностью (например, Х18Н8, Х18Н10, Х18Н10Т) [3, 5, 14–18]. При этом стабильность АНС к фазовым превращениям, в свою очередь, напрямую связана с энергией дефекта упаковки (ЭДУ), которая определяется химическим составом стали [19–22]. Вместе с тем в работе [4] показано, что не только деформационные фазовые переходы, в том числе индуцируемые водородом, вызывают водородную деградацию механических свойств аустенитных сталей, но и тип развивающейся при деформации дислокационной структуры. Стабильные стали с высокой ЭДУ, в которых развивается планарная дислокационная структура, более подвержены водородному охрупчиванию по сравнению с теми, для которых характерно волнистое скольжение [4]. Все приведенные выше исследования подтверждают тот факт, что водород эффективно воздействует как на тип развивающейся микроструктуры, так и на фазовые превращения, реализуемые в аустенитных сталях.

Сталь 01Х17Н13М3 (аналог AISI 316L) является разновидностью аустенитной хромоникелевой нержавеющей стали. Она имеет высокую скорость упрочнения при деформации, обладает низкой склонностью к деформационным фазовым превращениям при комнатной температуре, что обусловлено ее высокой ЭДУ [7, 10, 11, 19]. Несмотря на то что процессы водородного охрупчивания для хромоникелевых сталей с разной ЭДУ изучены подробно для условий деформации одноосным растяжением [3–5, 14–18, 23], в литературе практически отсутствуют данные о влиянии водорода на закономерности измельчения структуры и упрочнение этих сталей при других видах нагружения, например, при прокатке [24, 25].

В настоящей работе исследовали влияние режимов химико-деформационной обработки (ХДО), включающих многоходовую прокатку с предварительным насыщением образцов водородом, на фазовый состав, микроструктуру, механизмы деформации и механические свойства аустенитной стали 01Х17Н13М3.

Методика исследований

В качестве материала для исследования была выбрана стабильная аустенитная нержавеющая сталь 01Х17Н13М3 промышленной плавки. Заготовки для исследований вырезали на электроискровом станке в форме прямоугольных пластин. После химической чистки в «царской водке» пластины выдерживали при температуре 1100 °С в течение часа, а затем закаливали в воде комнатной температуры. Термическую обработку проводили в среде инертного газа (гелия). После термообработки пластины механически шлифовали и электролитически полировали в

растворе 25 г CrO_3 + 210 мл H_3PO_4. Перед насыщением водородом все пластины имели одинаковый размер 10×20×1 мм^3.

Первую партию образцов электролитически насыщали водородом в течение 5 часов при комнатной температуре. Наводороживание осуществляли с использованием 1*N* раствора серной кислоты (H_2SO_4) с добавлением тиомочевины (CH_4N_2S) при плотности тока j = 200 мА/см^2. Непосредственно после наводороживания проводили прокатку пластин с использованием двух режимов: режим I – при комнатной температуре (23 °C), режим II – с охлаждением пластин до температуры жидкого азота перед каждым циклом прокатки (–196 °C). Пластическая деформация за один проход через валки прокатного стана составляла ≈ 3–4 %. Степень обжатия при прокатке рассчитывали как $\varepsilon = ((h_0 - h_1)/h_0)100$ %, где h_0 – исходная толщина пластин (1 мм), h_1 – толщина пластин после прокатки. Общая степень деформации составляла 25 и 50 %. Вторую партию образцов прокатывали с использованием тех же режимов, но без предварительного насыщения стали водородом. Далее по тексту образцы в закаленном (не деформированном) состоянии будем называть исходными.

Микротвердость образцов определяли по методу Виккерса на микротвердомере Duramin 5 при нагрузке на индентор 200 г. Одноосное статическое растяжение с автоматической записью кривых нагружения проводили на испытательной машине Instron 3369 при комнатной температуре с начальной скоростью 4,2×10^{-4} с$^{-1}$. Образцы для растяжения в форме двойных лопаток вырезали из прокатанных по различным режимам пластинок. Образцы имели размеры рабочей части 9×2,6×h_1 мм.

Исследования фазового состава и структурных параметров стали проводили с использованием рентгенофазового (РФА) и рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре Rigaku Ultima IV (Cu *Kα*-излучение). Расчет микродеформации кристаллической решетки ($\Delta d/d$) и размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) выполнен методом аппроксимации. Количество образовавшегося в результате прокатки α′-мартенсита деформации ($V_{\alpha'}$) в образцах АНС определяли методом измерения удельной намагниченности в зависимости от напряжения магнитного поля на установке «Магнитометр Н-04» (магнитофазовый анализ, МФА) [26].

Электронно-микроскопические исследования структуры образцов проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Фольги для исследований подготавливали стандартным методом, описанным в работе [27]. Плотность дислокаций определяли по методике, описанной в [27]. Размеры зерна исходной закаленной заготовки определяли по картинам зеренной структуры, полученным методом дифракции обратно рассеянных электронов (ДОЭ) на сканирующем электронном микроскопе Quanta 200 3D при ускоряющем напряжении 30 кВ.

Результаты и их обсуждение

Результаты рентгеновских исследований

На рис. 1 представлены рентгенограммы, полученные для стальных образцов в исходном состоянии и после различных режимов ХДО. Согласно данным рентгеновских исследований исходная структура стали 01Х17Н13М3 представляет собой аустенит с параметром решетки a = 0,3603 нм, микродеформацией кристаллической решетки $\Delta d/d = 7{,}3 \cdot 10^{-4}$ и размером ОКР более 200 нм.

РФА стальных образцов, подвергнутых разным режимам ХДО, выявил наличие пиков только γ-фазы. Таким образом, АНС сохраняет однофазную ГЦК кристаллическую структуру независимо от режима обработки (рис. 1). РСА свидетельствует об измельчении структуры и повышении внутренних напряжений в образцах в результате ХДО. Независимо от температуры деформации и наводороживания микродеформация кристаллической решетки аустенита после прокатки возрастает до 1,5…2,9 · 10^{-3}. При прокатке значительно уменьшаются размеры ОКР (табл. 1). Значение параметра решетки аустенита изменяется незначительно при всех видах обработки. Следует отметить, что при одинаковых степенях осадки два фактора – снижение температуры прокатки и предварительное насыщение водородом – способствуют росту значений ОКР относительно значений, полученных для образцов, прокатанных при комнатной температуре и

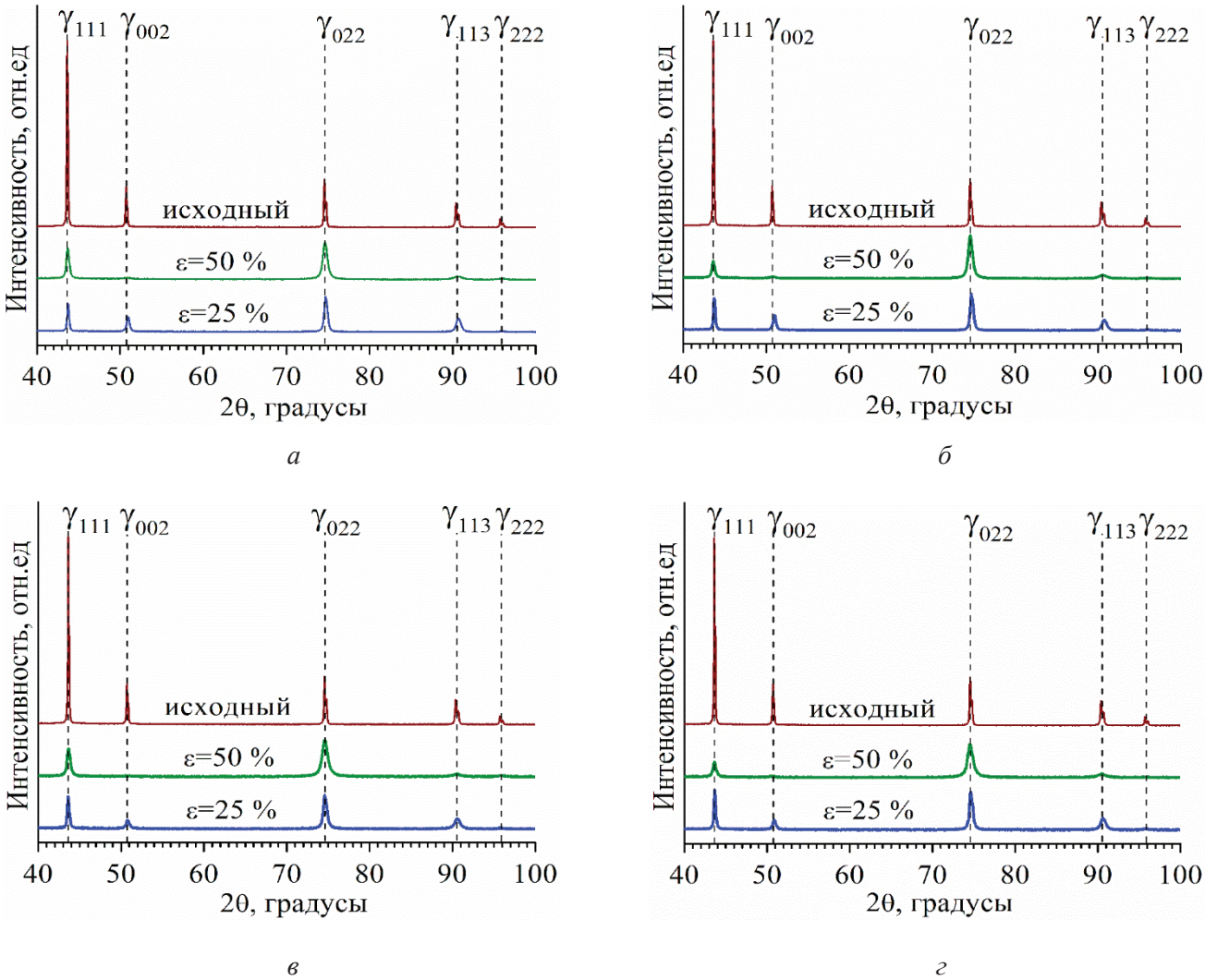


Рис. 1. Рентгенограммы стали 01Х17Н13М3 в исходном состоянии и после обработки по режимам I (*а*, *б*) и II (*в*, *г*):

а, *в* – прокатка без наводороживания; *б*, *г* – прокатка наводороженных образцов. Степень осадки приведена на рисунках

Fig. 1. XRD patterns of Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C steel in the initial state, after processing according to mode I (*а*, *б*) and mode II (*в*, *г*):

а, *в* – rolling of hydrogen-free specimens; *б*, *г* – rolling of hydrogen saturated specimens. The reduction in rolling is shown in the figures

без насыщения водородом. Этот результат указывает, во-первых, на изменение закономерностей фрагментации микроструктуры образцов и, вероятно, механизмов их деформации при прокатке в присутствии водорода в кристаллической решетке аустенита и при понижении температуры испытания. Во-вторых, эти данные указывают на единый механизм воздействия обоих вышеупомянутых факторов на особенности формирования микроструктуры исследуемой стали при прокатке.

При сравнительном анализе рентгенограмм наблюдали уменьшение интенсивности и уширение рентгеновских линий с повышением степени обжатия при деформации (рис. 1). При прокатке происходит формирование деформационной текстуры типа {220} в плоскости прокатки, об этом свидетельствует изменение соотношения интенсивностей рентгеновских линий (рис. 1, табл. 1). При степени осадки 25 %, т. е. на ранних степенях деформирования, наводороживание и понижение температуры испытания незначительно подавляют формирование текстуры типа {220} в плоскости прокатки. С увеличением степени деформации до 50 %, напротив, оба этих фактора способствуют зна-

Таблица 1

Table 1

Относительная интенсивность рентгеновских пиков (в процентах), отношение интенсивностей линий 111γ и 022γ и значения ОКР для образцов стали 01Х17Н13М3 до и после ХДО

Relative intensities of XRD maxima, the ratios of intensities for 111γ and 022γ reflections and sizes of the coherent scattering regions (CSR) for Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C steel before and after chemical-deformation treatment

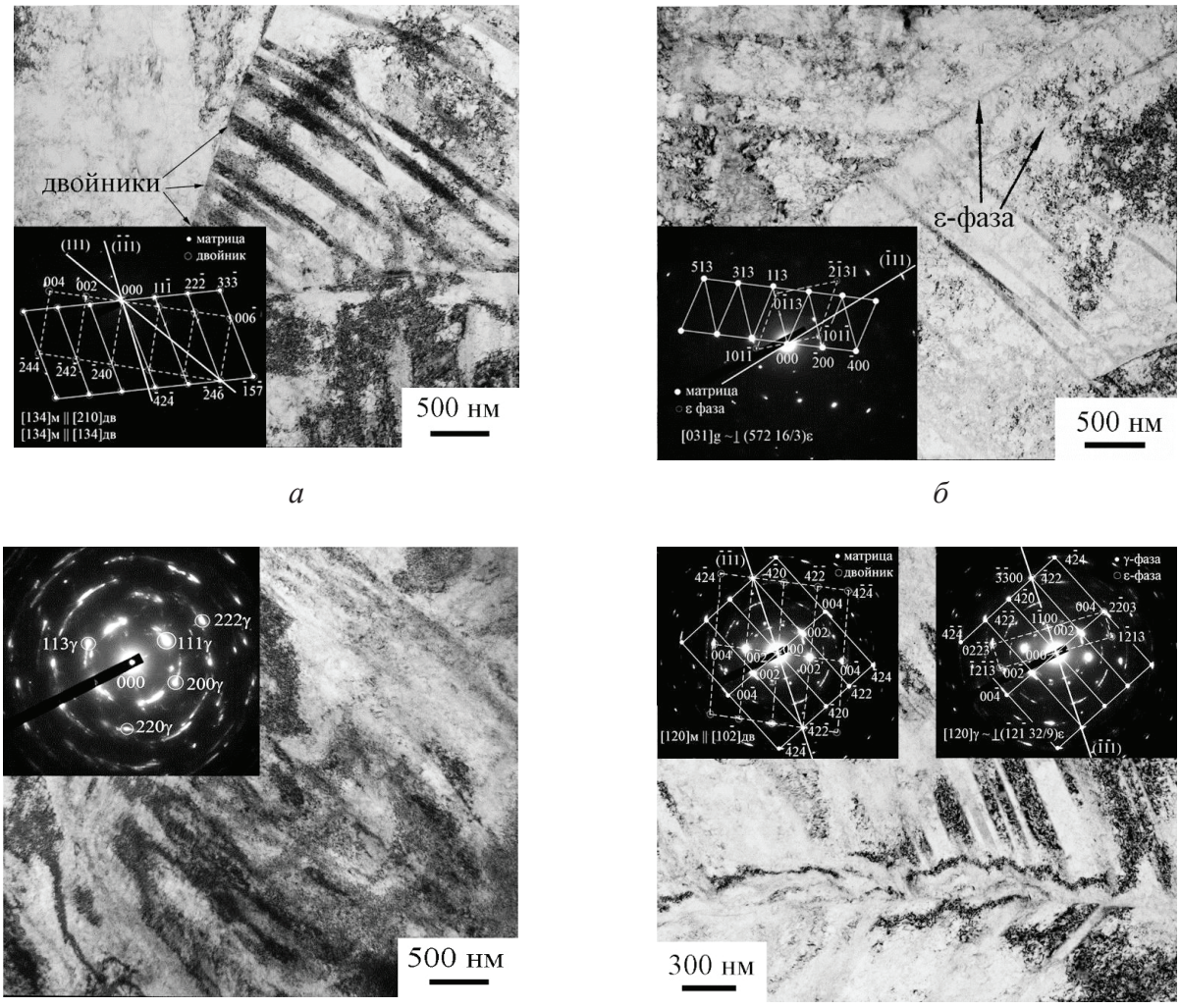
ХДО treatment	111γ	002γ	022γ	113γ	$I_{111\gamma}/I_{022\gamma}$	ОКР, нм CSR, nm
Исходный / initial	100,00	20,67	26,76	13,50	3,74	>200
Прокатка без наводороживания / Rolling without hydrogen saturation						
Режим I, ε=25 % Regime I, ε=25 %	44,44	19,13	100,00	23,90	0,44	11
Режим I, ε=50 % Regime I, ε=50 %	78,64	3,05	100,00	7,96	0,79	7
Режим II, ε=25 % Regime II, ε=25 %	92,16	20,97	100,00	28,07	0,92	44
Режим II, ε=50 % Regime II, ε=50 %	73,73	0,78	100,00	6,24	0,74	30
Прокатка после наводороживания / Rolling after hydrogen saturation						
Режим I, ε=25 % Regime I, ε=25 %	83,19	36,57	100,00	26,59	0,83	14
Режим I, ε=50 % Regime I, ε=50 %	36,35	2,94	100,00	7,55	0,36	7
Режим II, ε=25 % Regime II, ε=25 %	98,50	20,47	100,00	29,28	0,98	70
Режим II, ε=50 % Regime II, ε=50 %	42,04	1,91	100,00	9,39	0,42	40

чительному возрастанию относительной интенсивности линии 220γ аустенита по сравнению с меньшей степенью осадки (табл. 1). В совокупности с данными об изменении величин ОКР это может свидетельствовать об активации деформационного двойникования и/или γ→ε деформационного превращения, индуцированных водородом и понижением температуры испытания, при малых степенях осадки. Оба этих механизма способствуют формированию сетки специальных границ $\Sigma 3^n$, которые препятствуют движению дислокаций, распространению микрополос деформации в кристалле и формированию разориентированной зеренно-субзеренной структуры с границами общего типа [28–30]. В результате разрушения сетки специальных границ, сформированной на начальных степенях деформации, при последующей прокатке до 50 % осадки происходит формирование текстуры прокатки по аналогии с образцами, деформированными без насыщения водородом (см. рис. 1, табл. 1).

Результаты электронно-микроскопических исследований

Исходные образцы АНС обладают равновесной зеренной структурой. Средний размер зерна аустенита, определенный по ДОЭ-картам, составляет 15 мкм. ХДО способствует существенному измельчению зерна и формированию зеренно-субзеренной структуры с высокой плотностью дефектов кристаллического строения (рис. 2 и 3). Плотность дислокаций увеличивается с ~10^{12} до ~10^{15} м$^{-2}$ при прокатке.

На рис. 2 показаны светлопольные ПЭМ-изображения микроструктуры исследуемой стали и соответствующие им микродифракционные картины (вклейки) для образцов, прокатанных



а *б*

в *г*

Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры стали после обработки по режиму I:

а, *в* – прокатка без наводороживания; *б*, *г* – прокатка наводороженных образцов; степень обжатия: 25 % (*а*, *б*) и 50 % (*в*, *г*); МД сняты с площади 1,4 мкм^2

Fig. 2. Electron microscope images of the microstructure in steel after processing in mode I:

а, *в* – rolling of hydrogen-free specimens; *б*, *г* – rolling of hydrogen saturated specimens. Reduction: 25 % (*а*, *б*) and 50 % (*в*, *г*); microdiffraction patterns are obtained from an area of 1.4 μm^2

при комнатной температуре (режим I). После прокатки образца без предварительного насыщения водородом при степени осадки ε = 25 % наблюдали исходные крупные зерна аустенита, дифракционный контраст внутри которых свидетельствовал о накоплении высокой плотности дислокаций (рис. 2, *а*, табл. 2). Микродифракционные картины для такой микроструктуры имеют точечный характер со слабыми азимутальными размытиями рефлексов. Характер распределения дислокаций позволяет сделать вывод о том, что для стали характерно «волнистое скольжение», типичное для деформации сталей со средней и высокой ЭДУ [31]. В структуре наблюдали как зерна, в которых деформация реализуется только за счет скольжения, так и зерна, в которых скольжение и двойникование развивались совместно. Это вызвано ориентационной зависимостью механизма деформации двойникованием в аустенитных сталях [32, 33]. В условиях стесненной деформации напряжения двойникования в стали 01Х17Н13М3, не содержащей атомов внедрения, достигаются не во всех зернах, но в части из них этот механизм реализуется. Чаще всего наблюдали двойники толщиной (шириной ламелей)

Таблица 2

Table 2

Характеристики микроструктуры (ρ – плотность дислокаций, *t* – толщина двойников, *e* – расстояние между двойниками, $\rho_{t\omega}$ – линейная плотность двойниковых границ) в микроструктуре стали 01Х17Н13М3 после ХДО

Microstructure characteristics (ρ – dislocation density, *t* – twin thickness, *e* – distance between twins, $\rho_{t\omega}$ – the linear density of twin boundaries) of steel microstructure after chemical-deformation processing

ХДО treatment	ρ, м$^{-2}$ ρ, m^{-2}	*t*, нм *t*, nm	*e*, нм *e*, nm	$\rho_{t\omega}$, м$^{-1}$ $\rho_{t\omega}$, m^{-1}
Прокатка без наводороживания / Rolling without hydrogen saturation				
Режим I, ε = 25 % Regime I, ε = 25 %	$0{,}4 \cdot 10^{15}$	50…100 (15…25*)	60…100 (15…40*)	$2 \cdot 10^6$ ($12 \cdot 10^{6*}$)
Режим I, ε = 50 % Regime I, ε = 50 %	$0{,}8 \cdot 10^{15}$	60…150 (15…30*)	40…130 (20…40*)	$6 \cdot 10^6$ ($16 \cdot 10^{6*}$)
Режим II, ε = 25 % Regime II, ε = 25 %	$0{,}7 \cdot 10^{15}$	20…100	50…150	$7 \cdot 10^6$
Режим II, ε = 50 % Regime II, ε = 50 %	$1{,}0 \cdot 10^{15}$	30…60	30…60	$10 \cdot 10^6$
Прокатка после наводороживания / Rolling after hydrogen saturation				
Режим I, ε = 25 % Regime I, ε = 25 %	$0{,}8 \cdot 10^{15}$	50…200 (20…50)*	70…250 (25…50*)	$8 \cdot 10^6$ ($29 \cdot 10^{6*}$)
Режим I, ε = 50 % Regime I, ε = 50 %	$1{,}2 \cdot 10^{15}$	50…100 (15…45*)	50…150 (30…50*)	$13 \cdot 10^6$ ($34 \cdot 10^{6*}$)
Режим II, ε = 25 % Regime II, ε = 25 %	$0{,}8 \cdot 10^{15}$	10…60	40…150	$30 \cdot 10^6$
Режим II, ε = 50 % Regime II, ε = 50 %	$1{,}5 \cdot 10^{15}$	10…40	20…60	$40 \cdot 10^6$

* В отдельных зернах, наиболее благоприятно ориентированных для двойникования.

* In individual grains, most favorably oriented for twinning.

t = 50…100 нм и с расстоянием между ними *e* = 60…100 нм (табл. 2). Линейная плотность двойниковых границ в таких зернах составляет $\rho_{t\omega}$ = 2 · 106 м$^{-1}$ (табл. 2). Наблюдали также отдельные зерна, в которых плотность двойниковых границ была выше средней ($\rho_{t\omega}$ = = 12 · 106 м$^{-1}$), но их доля была невелика. Очевидно, что эти зерна были наиболее благоприятно ориентированы для развития механического двойникования (обладали максимальными факторами Шмида для двойникования).

При степени осадки ε = 50 % формируется неоднородная зеренно-субзеренная структура (рис. 2, *в*). Микродифракционные картины содержат многочисленные рефлексы аустенитной фазы, распределенные по кольцу (рис. 2, *в*, вклейка). Это указывает на формирование высокоугловых разориентировок в структуре стали в результате пластической деформации, при этом значительные азимутальные размытия рефлексов подтверждают присутствие малоугловых разориентаций. В структуре формируются полосы локализованной деформации различного масштаба, внутри и между таких полос наблюдаются фрагментированные двойниковые границы (рис. 2, *в*). Двойники деформации наблюдали в подавляющем большинстве зерен в образцах, прокатанных со степенью осадки 50 %. Анализ ПЭМ-изображений свидетельствует о росте линейной плотности двойниковых границ и плот-

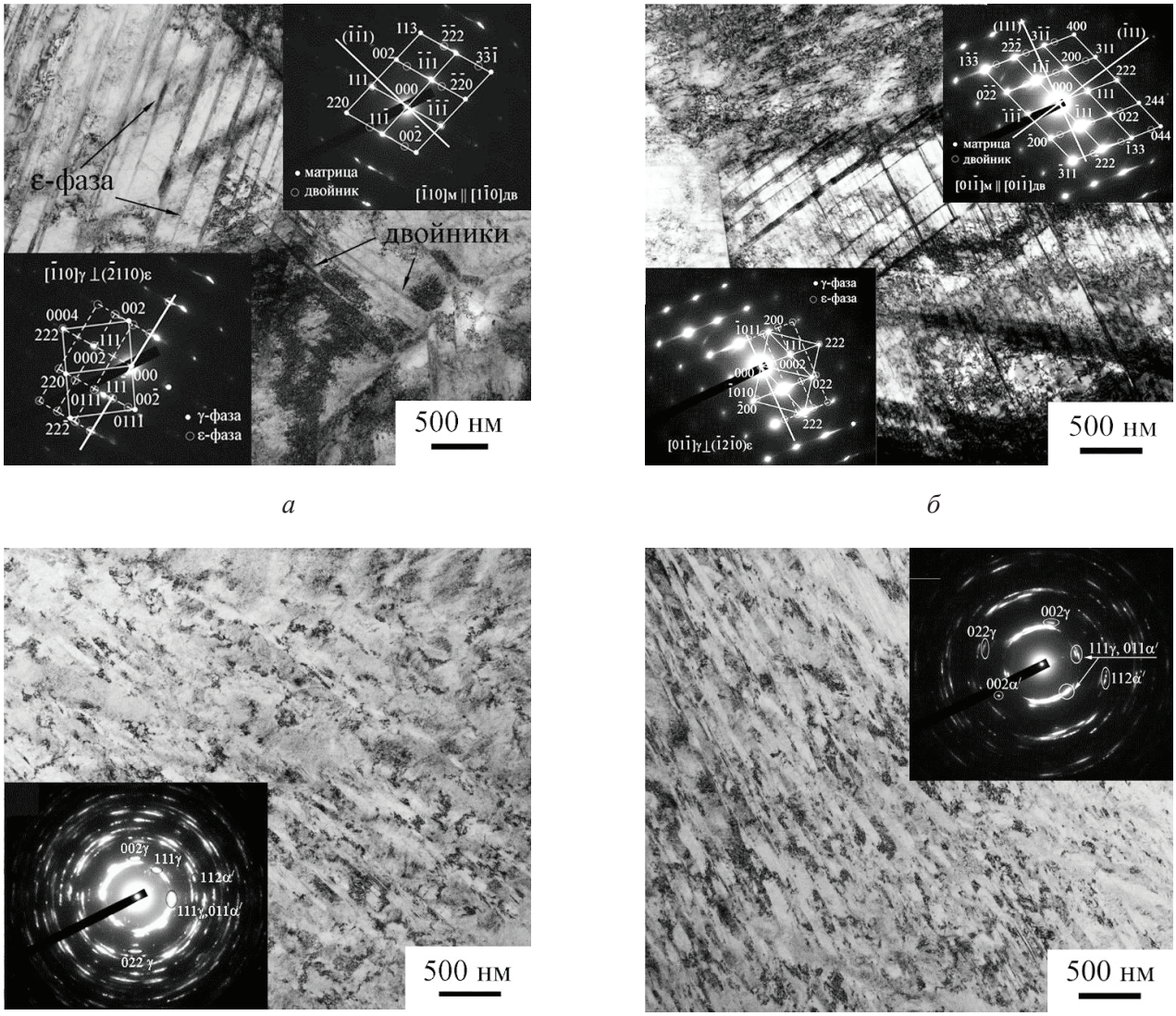
ности дислокаций по сравнению с состоянием после прокатки с осадкой 25 % (табл. 2).

Введение водорода перед прокаткой способствует развитию деформационного двойникования, что ведет к существенному росту линейной плотности двойниковых границ по сравнению со структурой после прокатки по режиму I без наводороживания (табл. 2, рис. 2). При степени осадки 50 % двойникование наблюдали практически во всех зернах (рис. 2, *г*). При легировании атомами водорода механическое двойникование, как механизм деформации, облегчается прежде всего из-за понижения ЭДУ стали, и формирование двойников может наблюдаться даже в зернах, неблагоприятно ориентированных для этого механизма деформации [34, 35]. ПЭМ-исследования образцов показали также наличие тонких пластин ε-мартенсита в аустенитных зернах, однако их количество было невелико (рис. 2, *б, г*). Поскольку ε-фаза не определяется рентгенографически, можно сделать вывод, что ее объемная доля не превышает 5 %. Формирование ε-фазы также подтверждает факт снижения ЭДУ стали при легировании водородом. Микродифракционные картины после осадки до 50 % имеют преимущественно точечный характер, хотя азимутальные размытия рефлексов также присутствуют (рис. 2, *г*, вклейки). Электронно-микроскопические исследования показали, что предварительное наводороживание пластин перед прокаткой способствует формированию менее разориентированной структуры по сравнению с прокаткой без наводороживания, что очевидно связано с формированием высокой плотности специальных границ (двойников и ε-фазы). Наряду с развитием двойникования наблюдали повышение плотности дислокаций скольжения в микроструктуре по сравнению с образцами, прокатанными до тех же степеней деформации без предварительного насыщения водородом (табл. 2), что также обусловлено затруднением передачи сдвига через двойниковые границы и накоплением дислокаций скольжения в областях между специальными границами. Микроструктурные ПЭМ-исследования подтверждают данные рентгеноструктурного анализа о закономерностях формирования текстуры при прокатке образцов, приведенные и обсуждаемые выше. С точки зрения формирования сетки специальных границ микроструктура наводороженных и прокатанных образцов выглядит более однородной по сравнению с образцами, прокатанными без насыщения атомами водорода.

При понижении температуры деформирования образцов (охлаждении пластин перед каждым циклом прокатки, режим II) последовательность структурных превращений в образцах, прокатанных без наводороживания, была аналогична тем, которые наблюдали для образцов, прокатанных при комнатной температуре после насыщения водородом (рис. 2, 3). Уменьшение ЭДУ стали при понижении температуры деформации является известным фактом и в этом отношении оно вызывает эффекты, аналогичные легированию водородом перед прокаткой.

На рис 3, *а* приведено светлопольное ПЭМ-изображение микроструктуры и соответствующая микродифракционная картина (вклейки) после прокатки ε = 25 % по режиму II без наводороживания. Понижение температуры деформации способствует образованию большего количества двойников в микроструктуре, уменьшению ширины двойниковых пластин и расстояния между ними, что является причиной увеличения линейной плотности двойниковых границ (табл. 2). Анализ дифракционной картины (рис. 3, *а*, вклейки показывают варианты расшифровки рефлексов, соответствующих двойникам и ε-фазе) свидетельствует, о том, что помимо двойников в зернах аустенита наблюдали пластины ε-мартенсита, которые при ХДО по режиму I исследовали только после прокатки с насыщением водородом (рис. 2, *б*).

На рис 3, *в* приведено светлопольное ПЭМ-изображение разориентированной зеренно-субзеренной структуры и микродифракционная картина после прокатки по режиму II со степенью осадки ε = 50 % (без наводороживания). Сопоставление ПЭМ-изображений на рис. 2, *в* и 3, *в* свидетельствует о том, что в отличие от деформации при комнатной температуре охлаждение образцов до температуры жидкого азота сопровождается формированием более однородной разориентированной структуры с микрополосами деформации, двойниками и высокой плотностью дислокаций (табл. 2). Анализ микродифракционных картин подтверждает образовании α′-фазы в структуре таких образцов. На микродифракционной картине, имеющей квазикольцевой характер, видны многочислен-



а *б*

в *г*

Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры стали после обработки по режиму II:

а, *в* – прокатка без наводороживания; *б*, *г* – прокатка наводороженных образцов; степень обжатия: 25 % (*а*, *б*) и 50 % (*в*, *г*); МД сняты с площади 1,4 мкм^2

Fig. 3. Electron microscope images of the microstructure in steel after processing in mode II:

а, *в* – rolling of hydrogen-free specimens; *б*, *г* – rolling of hydrogen saturated specimens; reduction: 25 % (*а*, *б*) and 50 % (*в*, *г*); microdiffraction patterns are obtained from an area of 1.4 μm^2

ные рефлексы аустенита с сильными азимутальными размытиями, а также отражения от ε- и α′-деформационного мартенсита (рис. 3, *в*, вклейка). Однако доля ε- и α′-фаз невелика, так как они не идентифицируются на рентгенограммах (рис. 1, *в*). По результатам МФА, объемная доля α′-мартенсита в этих образцах составляет $V_{\alpha'}$ = 4,5 %.

В образцах, прокатанных по режиму II после насыщения водородом, при ε = 25 % формируется однородная плотная двойниковая сетка (рис. 3, *б*). Стенки этой сетки состоят из двойниковых ламелей толщиной 30…60 нм. Внутри сетки наблюдаются тонкие двойники толщиной 10…15 нм, плотность которых достигает $\rho_{t\omega}$ = = 30 · 10^6 м$^{-1}$ (табл. 2). На микродифракционной картине, соответствующей структуре образца, прокатанного на 50 % после насыщения водородом, видны точечные рефлексы, соответствующие α′-фазе, а также отражения от γ-фазы с сильными азимутальными размытиями (рис. 3, *г*, вклейка). Но в отличие от микродифракции, соответствующей ненаводороженному образцу (рис. 3, *в*, вклейка), аустенитные рефлек-

сы не образуют квазикольцевую электронограмму. Магнитофазовый анализ говорит о том, что в образцах, обработанных по такому режиму, также формируется деформационная α′-фаза, но ее объемная доля ниже, чем после прокатки без насыщения водородом ($V_{\alpha'}$ = 2,7 %). Этот экспериментальный факт требует детального исследования и анализа в рамках отдельной публикации.

Реализация фазовых превращений, микролокализация деформации, высокая линейная плотность двойниковых границ и дислокаций после ХДО по режиму II способствуют более интенсивному измельчению зерна и формированию более однородной зеренно-субзеренной структуры по сравнению с образцами, подвергнутыми обработке по режиму I. При этом насыщение водородом и понижение температуры деформации АНС способствует формированию самой высокой из исследуемых плотности двойниковых границ в структуре деформированных образцов.

Результаты механических испытаний

На рис. 4 приведены диаграммы статического растяжения образцов, обработанных по разным режимам ХДО. Значения механических свойств, определенные из диаграмм, полученные при одноосном статическом растяжении (удлинения (δ), пределов текучести ($\sigma_{0.2}$) и прочности ($\sigma_в$)) приведены в табл. 3.

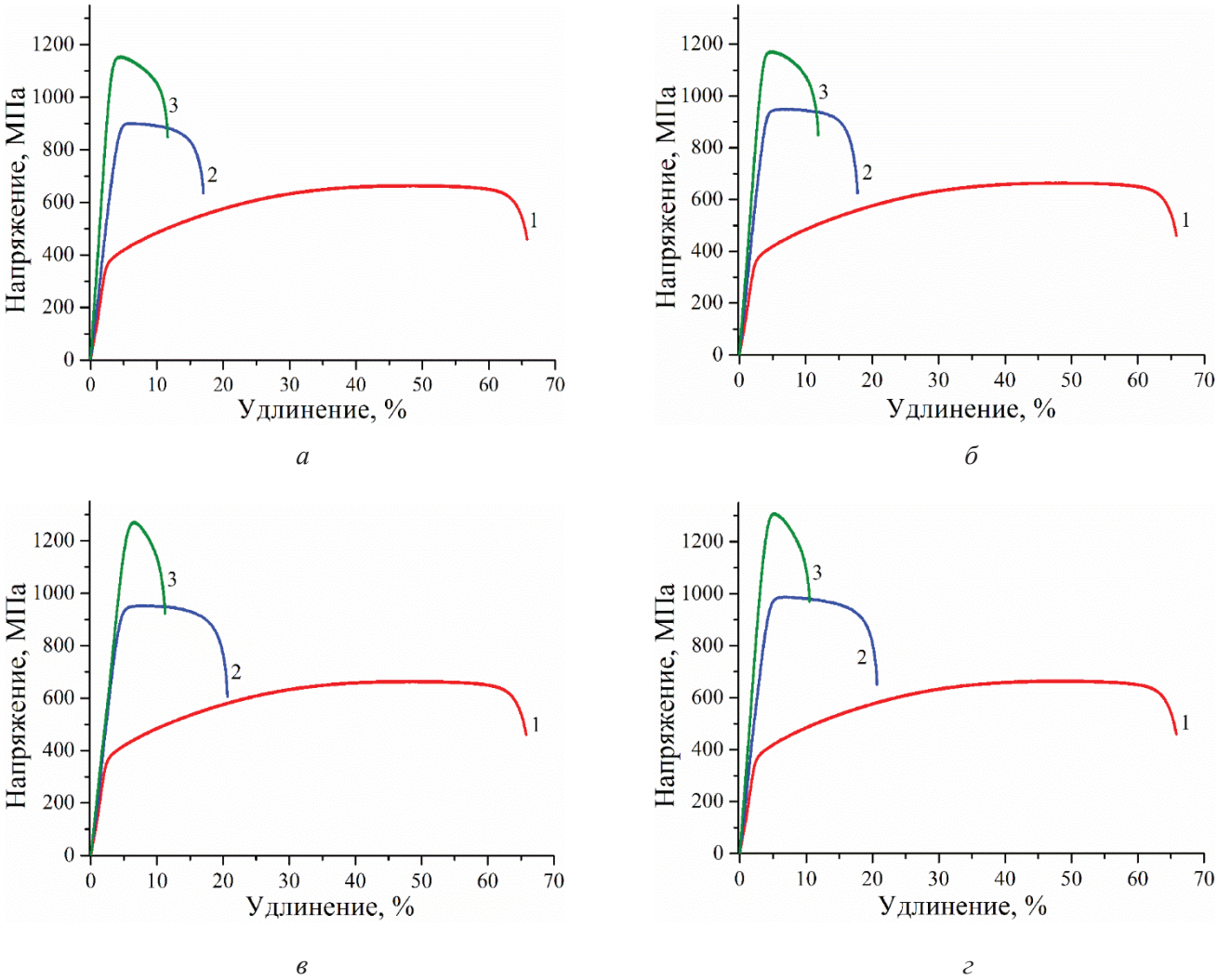


Рис. 4. Диаграммы статического растяжения исходных (кривая *1*) образцов стали 01Х17Н13М3 и образцов, обработанных по режиму I (*а*, *б*) и режиму II (*в*, *г*) (кривая *2* – ε=25 % и кривая 3 – ε=50 %); *а*, *в* – после прокатки без наводороживания; *б*, *г* – после наводороживания и прокатки

Fig. 4. Tensile diagrams of initial (curve *1*) specimens of steel Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C and specimens processed according to mode I (*а*, *б*) and mode II (*в*, *г*) (curve *2* – ε=25 % and curve 3 – ε=50 %); *а*, *в* – after rolling of hydrogen saturation; *б*, *г* – after hydrogen saturation and rolling

Таблица 3

Table 3

Механические свойства исходных образцов стали 01Х17Н13М3 и образцов после химико-деформационной обработки

The mechanical properties of the initial specimens of steel Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C and specimens after chemical-deformation processing

ХДО treatment	$\sigma_{0,2}$, МПа $\sigma_{0,2}$, MPa	$\sigma_в$, МПа $\sigma_в$, MPa	δ, % δ, %	Hμ, ГПа Hμ, GPa
исходный / initial	370	660	63	2,17
Прокатка без наводороживания / Rolling without hydrogen saturation				
Режим I, ε=25 % Regime I, ε=25 %	830	900	14	3,18
Режим I, ε=50 % Regime I, ε=50 %	1110	1150	9	3,53
Режим II, ε=25 % Regime II, ε=25 %	850	950	18	3,27
Режим II, ε=50 % Regime II, ε=50 %	1230	1270	7	3,97
Прокатка после наводороживания / Rolling after hydrogen saturation				
Режим I, ε=25 % Regime I, ε=25 %	910	950	15	3,31
Режим I, ε=50 % Regime I, ε=50 %	1120	1170	9	3,92
Режим II, ε=25 % Regime II, ε=25 %	950	990	18	3,42
Режим II, ε=50 % Regime II, ε=50 %	1230	1300	7	4,19

На рис. 4 кривая *1* соответствует диаграмме растяжения крупнокристаллического образца стали 01Х17Н13М3 без каких-либо деформационных обработок. В исходном состоянии сталь обладает высокой пластичностью (δ ≈ 63 %) и низкими значениями предела текучести ($\sigma_{0,2}$ = = 370 МПа) и предела прочности ($\sigma_в$ = 660 МПа). ХДО приводит к росту микротвердости, существенному повышению прочностных свойств и к снижению пластичности стальных образцов (табл. 3). В зависимости от режима обработки величина предела текучести стали повышается в 2,5–2,6 раза, а предел прочности в 1,4–1,6 раза, при этом удлинение до разрушения уменьшается принципиально (табл. 3). При достижении предела текучести в образцах, подвергнутых ХДО со степенью осадки 50 %, происходит образование полос локализованной пластической деформации и формирование шейки, в которой происходит разрушение. Измельчение зерна аустенита, увеличение линейной плотности двойниковых границ и формирование мартенсита деформации способствуют значительному повышению прочностных характеристик стали, но они проявляют высокую склонность к макроскопической локализации деформации, типичной для сталей с высокодефектными зеренно-субзеренными структурами субмикронного масштаба [36]. Несмотря на различия в микроструктуре, формируемой при разных режимах ХДО, принципиальных отличий в механических свойствах образцов, прокатанных до одинаковой степени осадки, не обнаружено. Тем не менее для образцов, деформированных с охлаждением и после насыщения водородом, механические свойства самые высокие (табл. 3).

Выводы

Химико-деформационная обработка образцов аустенитной нержавеющей стали 01Х17Н13М3, включающая прокатку, комбинированную с наводороживанием, приводит к формированию зеренно-субзеренной структуры с высокой плотностью дефектов кристаллического строения. Температура деформации и наводороживание существенным образом влияют на закономерности формирования микроструктуры и механизмы структурно-фазовых превращений в стали.

Предварительное насыщение водородом и понижение температуры деформации (за счет охлаждения образцов перед каждым циклом прокатки) способствуют более активному развитию механического двойникования, а также реализации деформационных фазовых превращений при прокатке стальных образцов. Несмотря на формирование небольшой доли ε и α' мартенситных фаз в структуре таких образцов, основными механизмами деформации стали при прокатке являются скольжение, двойникование и микролокализация пластического течения, которые обеспечивают формирование субмикрокристаллических структурных состояний различной морфологии.

Измельчение зерна, накопление дефектов кристаллического строения и рост внутренних напряжений приводят к увеличению прочностных характеристик стали. Несмотря на тот факт, что предварительное наводороживание и понижение температуры значительно влияют на морфологию зеренно-субзеренной структуры и дефектной микроструктуры, формируемой при прокатке, они не вызывают значительного упрочнения и потери пластичности стальных образцов по сравнению с прокатанными при комнатной температуре и без предварительного насыщения водородом.

Список литературы

1. “Hybrid hydrogen storage vessel”, a novel high pressure hydrogen storage vessel combined with hydrogen storage material / N. Takeichi, H. Senoh, T. Yokota, H. Tsuruta, K. Hamada, H.T. Takeshita, H. Tanaka, T. Kiyobayashi, T. Takano, N. Kuriyama // International Journal of Hydrogen Energy. – 2003. – Vol. 28, iss. 10. – P. 1121–1129. – DOI: 10.1016/S0360-3199(02)00216-1.

2. *Duschek D., Wellnitz J.* High pressure hydrogen storage system based on new hybrid concept // Sustainable Automotive Technologies. – Cham, 2013. – P. 27–33. – DOI: 10.1007/978-3-319-01884-3_3.

3. Effects of hydrogen pressure and test frequency on fatigue crack growth properties of Ni-Cr-Mo steel candidate for a storage cylinder of a 70 MPa hydrogen filling station / A. Macadre, M. Artamonova, S. Matsuoka, J. Furtado // Engineering Fracture Mechanics. – 2011. – Vol. 78, iss. 18. – P. 3196–3211. – DOI: 10.1016/j.engfracmech.2011.09.007.

4. Hydrogen environment embrittlement of stable austenitic steels / T. Michler, C.S. Marchi, J. Naumann, S. Weber, M. Martin // International Journal of Hydrogen Energy. – 2012. – Vol. 37. – P. 16231–16246. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2012.08.071.

5. *Perng T.P., Altstetter C.J.* Comparison of hydrogen gas embrittlement of austenitic and ferritic stainless steels // Metallurgical Transactions A. – 1987. – Vol. 18. – P. 123–134. – DOI: 10.1007/BF02646229.

6. Effect of large strain cold rolling and subsequent annealing on microstructure and mechanical properties of an austenitic stainless steel / I. Shakhova, V. Dudko, A. Belyakov, K. Tsuzaki, R. Kaibyshev // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – Vol. 545. – P. 176–186. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.02.101.

7. Cold rolled texture and microstructure in types 304 and 316L austenitic stainless steels / D.N. Wasnik, I.K. Gopalakrishnan, J.V. Yakhmi, V. Kain, I. Samajdar // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43, N 10. – P. 1581–1589. – DOI: 10.2355/isijinternational.43.1581.

8. *Padilha A.F., Plaut R.L., Rios P.R.* Annealing of cold-worked austenitic stainless steels // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43, N 2. – P. 135–143. – DOI: 10.2355/isijinternational.43.135.

9. *Ghosh S.K., Mallick P., Chattopadhyay P.P.* Effect of cold deformation on phase evolution and mechanical properties in an austenitic stainless steel for structural and safety applications // Journal of Iron and Steel Research International. – 2012. – Vol. 19, N 4. – P. 63–68 – DOI: 10.1016/s1006-706x(12)60089-2.

10. *Ren-bo S., Jian-ying X., Dong-po H.* Characteristics of mechanical properties and microstructure for 316l austenitic stainless steel // Journal of Iron and Steel Research International. – 2011 – Vol. 18, N 11. – P. 53–59. – DOI: 10.1016/S1006-706X(11)60117-9.

11. Фазовый состав и дефектная субструктура аустенитной стали 02Х17Т14М2 после деформации прокаткой при комнатной температуре / И.Ю. Литовченко, Н.В. Шевченко, А.Н. Тюменцев, Е.П. Найден // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9, спец. вып. 1. – С. 137–140. – DOI: 10.24411/1683-805X-2006-00050.

12. *Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Найден Е.П.* Особенности мартенситных превращений и эволюция дефектной микроструктуры в процессе прокатки метастабильной аустенитной стали при комнатной температуре // Физическая мезомеханика. – 2014. – Т. 17, № 1. – С. 31–42. – DOI: 10.24411/1683-805X-2014-00045.

13. *Hadji M., Badji R.* Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steels after cold rolling // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2002. – Vol. 11. – P. 145–151. – DOI: 10.1361/105994902770344204.

14. The influence of austenite stability on the hydrogen embrittlement and stress-corrosion cracking of stainless steel / D. Eliezer, D.G. Chakrapani, C.J. Altstetter, E.N. Pugh // Metallurgical Transactions A. – 1979. – Vol. 10. – P. 935–941. – DOI: 10.1007/BF02658313.

15. *Singh S., Altstetter C.* Effects of hydrogen concentration on slow crack growth in stainless steels // Metallurgical Transactions A. – 1982. – Vol. 13. – P. 1799–1808. – DOI: 10.1007/BF02647836.

16. *Rozenak P., Bergman R.* X-ray phase analysis of martensitic transformations in austenitic stainless steels electrochemically charged with hydrogen // Materials Science and Engineering A. – 2006. – Vol. 437. – P. 366–378. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.07.140.

17. *Yang Q., Luo J.L.* Martensite transformation and surface cracking of hydrogen charged and outgassed type 304 stainless steel // Materials Science and Engineering: A. – 2000. – Vol. 288, iss. 1. – P. 75–83. – DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00833-9.

18. Effects of high-pressure hydrogen charging on the structure of austenitic stainless steels / M. Hoelzel, S.A. Danilkin, H. Ehrenberg, D.M. Toebbens, T.J. Udovic, H. Fuessa, H. Wipf // Materials Science and Engineering: A. – 2004. – Vol. 384, iss. 1–2. – P. 255–261. – DOI: 10.1016/j.msea.2004.06.017.

19. *Schramm R., Reed R.* Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels // Metallurgical Transactions A. – 1975. – Vol. 6. – P. 1345–1351. – DOI: 10.1007/bf02641927.

20. *Rhodes C., Thompson A.* The composition dependence of stacking fault energy in austenitic stainless steels // Metallurgical Transactions A. – 1977. – Vol. 8. – P. 1901–1906. – DOI: 10.1007/BF02646563.

21. *Piatti G., Schiller P.* Thermal and mechanical properties of the Cr-Mn-(Ni-free) austenitic steels for fusion reactor applications // Journal of Nuclear Materials. – 1986. – Vol. 141–143. – P. 417–426. – DOI: 10.1016/S0022-3115(86)80076-9.

22. Stacking fault energy of cryogenic austenitic steels / D. Qi-Xun, W. Xiao-Nong, A.-D. Cheng, L. Xin-Min, L. Xin-Min // Chinese Physics. – 2002. – Vol. 11, N 6. – P. 596–600. – DOI: 10.1088/1009-1963/11/6/315.

23. Hydrogen-assisted quasi-cleavage fracture in a single crystalline type 316 austenitic stainless steel / M. Koyama, E. Akiyama, T. Sawaguchi, K. Ogawa, I.V. Kireeva, Yu.I. Chumlyakov, K. Tsuzaki // Corrosion Science. – 2013. – Vol. 75. – P. 345–353. – DOI: 10.1016/j.corsci.2013.06.018.

24. Structure, phase composition and mechanical properties of austenitic steel Fe–18Cr–9Ni–0.5Ti–0.08C subjected to chemical deformation processing / E. Melnikov, G. Maier, V. Moskvina, E. Astafurova // AIP Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1783. – P. 020151-1 – 020151-4. – DOI: 10.1063/1.4966444.

25. Influence of hydrogenation regime on structure, phase composition and mechanical properties of Fe18Cr9Ni0.5Ti0.08C steel in cold rolling / E. Melnikov, G. Maier, V. Moskvina, E. Astafurova // AIP Conference Proceedings. – 2017. – Vol. 1909. – P. 020136-1 – 020136-4. – DOI: 10.1063/1.5013817.

26. *Креслин В.Ю., Найден Е.П.* Автоматизированный комплекс для исследования характеристик магнитожестких материалов // Приборы и техника эксперимента. – 2002. – № 1. – С. 83–86.

27. *Утевский Л.М.* Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

28. *Christian J.W., Mahajan S.* Deformation twinning // Progress in Materials Science. – 1995. – Vol. 39, N 1–2. – P. 1–157. – DOI: 10.1016/0079-6425(94)00007-7.

29. Unusual strain-induced martensite and absence of conventional grain refinement in twinning induced plasticity high-entropy alloy processed by high-pressure torsion / P. Sathiyamoorthi, P. Asghari-Rad, G.M. Karthik, A. Zargaran, H.S. Kim // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – Vol. 803. – P. 140570. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.140570.

30. Microstructure and mechanical response of single-crystalline high-manganese austenitic steels under high-pressure torsion: the effect of stacking-fault energy / E.G. Astafurova, M.S. Tukeeva, G.G. Maier, E.V. Melnikov, H.J. Maier // Materials Science and Engineering: A. – 2014. – Vol. 604. – P. 166–175. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.03.029.

31. *Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Лузгинова Н.В.* Скольжение и двойникование в монокристаллах аустенитных нержавеющих сталей с азотом // Физика металлов и металловедение. – 2002. – Т. 94, № 5. – С. 92–104.

32. Двойникование в монокристаллах стали Гадфильда / Е.И. Литвинова, И.В. Киреева, Е.Г. Захарова, Н.В. Лузгинова, Ю.И. Чумляков, Х. Сехитоглу,

И. Караман // Физическая мезомеханика. – 1999. – Т. 7 (1–2). – С. 115–121.

33. Механизмы деформации монокристаллов аустенитных нержавеющих сталей, легированных азотом / А.А. Шульмина, Н.В. Лузгинова, И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков, В.Ф. Ульянычева // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7, спец. вып., ч. 1. – С. 253–265.

34. *Astafurova E.G., Zakharova G.G., Maier H.J.* Hydrogen-induced twinning in ‹001› Hadfield steel single crystals // Scripta Materialia. – 2010. – Vol. 63, iss. 12. – P. 1189–1192. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.08.029.

35. Effect of hydrogen charging on mechanical twinning, strain hardening, and fracture of ‹111› and ‹144› hadfield steel single crystals / E.G. Astafurova, G.G. Maier, E.V. Melnikov, V. Moskvina, V. Vojtsik, G. Zakharov, A. Smirnov, V. Bataev // Physical Mesomechanics. – 2018. – Vol. 21. – P. 263–273. – DOI: 10.1134/S1029959918030116.

36. Основы пластической деформации наноструктурных материалов / Э.В. Козлов, А.М. Глезер, Н.А. Конева, Н.А. Попова, И.А. Курзина; под ред. А.М. Глезера. – М.: Физматлит, 2016. – 304 с. – ISBN 978-5-9221-1689-3.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2021 vol. 23 no. 2 pp. 81–97
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-81-97

NSTU NETI

Obrabotka metallov -
Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Influence of hydrogen saturation on the structure and mechanical properties of Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C austenitic steel during rolling at different temperatures

Evgeny Melnikov [a, *], *Galina Maier* [b], *Valentina Moskvina* [c], *Elena Astafurova* [d]

Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 2/4 pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

[a] https://orcid.org/0000-0001-8238-6055, melnickow-jenya@yandex.ru, [b] https://orcid.org/0000-0003-3043-9754, galinazg@yandex.ru, [c] https://orcid.org/0000-0002-6128-484X, valya_moskvina@mail.ru, [d] https://orcid.org/0000-0002-1995-4205, elena.g.astafurova@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:
Received: 15 February 2021
Revised: 09 March 2021
Accepted: 29 March 2021
Available online: 15 June 2021

Keywords:
Austenitic steel
Plastic deformation
Hydrogenization
Microstructure
Mechanical properties

Funding
The work was carried out within the framework of the state assignment of the IPPM SB RAS, topic number FWRW-2019-0030.

Acknowledgements
The studies were carried out on the equipment of IPPM SB RAS (Center for Collective Use "Nanotech") and NRU "BelGU" (Center for Collective Use "Diagnostics of the structure and properties of nano-materials").

ABSTRACT

Introduction. The development of hydrogen energy implies a decrease in the dependence of various human activities on fossil energy sources and a significant reduction in carbon dioxide emission into the atmosphere. Therefore, the requirements for the quality of structural materials, which have the prospect of being used for storage and transportation of hydrogen, as well as for the creation of infrastructure facilities for hydrogen energy, are increasing. Therefore, the scientific researches on the hydrogen-assisted microstructure and mechanical behavior of structural materials in various loading schemes are of great importance. **The aim of this work** is to establish the effect of chemical-deformation treatment, including rolling combined with hydrogen saturation, on the microstructure, phase composition, and mechanical properties of 316L-type austenitic stainless steel. **Methods.** Transmission electron microscopy and backscattered electron diffraction, X-ray diffraction, X-ray phase and magnetic phase analysis, microindentation and uniaxial static tension are utilized. **Results and Discussion.** It is shown experimentally that after rolling with 25 and 50 % upset, the morphology of the defect structure and the phase composition of 316L steel substantially depends on the deformation temperature (at room temperature or with the cooling of the samples in the liquid nitrogen) and on hydrogen saturation rate (for 5 hours at a current density of 200 mA/cm2). The main deformation mechanisms of the steel in rolling are slip, twinning, and microlocalization of plastic flow, which all provide the formation of ultrafine grain-subgrain structure in the samples. In addition, deformation-induced ε and α' martensitic phases are formed in the structure of the rolled samples. Regardless of the regime of chemical-deformation processing, grain-subgrain structures with a high density of deformation defects are formed in steel, but its morphologies are dependent on the processing regime. The experimental data indicate that both preliminary hydrogen saturation and a decrease in the deformation temperature contribute to the more active development of mechanical twinning and deformation-induced phase transformations during rolling. Despite the discovered effects on the influence of hydrogen saturation on the deformation mechanisms and the morphology of a defective microstructure formed during rolling, preliminary hydrogenation has little effect on the mechanical properties of steel at a fixed degree and temperature of deformation.These data indicate that irrespective of the morphology of the defective grain-subgrain structure, grain refinement, accumulation of deformation defects and an increase in internal stresses lead to an increase in the strength characteristics of the steel.

For citation: Melnikov E.V., Maier G.G., Moskvina V.A., Astafurova E.G. Influence of hydrogen saturation on the structure and mechanical properties of Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C austenitic steel during rolling at different temperatures. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 81–97. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-81-97. (In Russian).

*** Corresponding author**
Melnikov Evgeny V., Junior Researcher
Institute of Strength Physics and Materials,
Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
2/4 pr. Akademicheskii,
634055, Tomsk, Russian Federation
Tel: 8 (3822) 28-68-65, **e-mail:** melnickow-jenya@yandex.ru

References

1. Takeichi N., Senoh H., Yokota T., Tsuruta H., Hamada K., Takeshita H.T., Tanaka H., Kiyobayashi T., Takano T., Kuriyama N. "Hybrid hydrogen storage vessel", a novel high pressure hydrogen storage vessel combined with hydrogen storage material. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2003, vol. 28, iss. 10, pp. 1121–1129. DOI: 10.1016/S0360-3199(02)00216-1.

2. Duschek D., Wellnitz J. High pressure hydrogen storage system based on new hybrid concept. *Sustainable Automotive Technologies*. Cham, 2013, pp. 27–33. DOI: 10.1007/978-3-319-01884-3_3.

3. Macadre A., Artamonova M., Matsuoka S., Furtado J. Effects of hydrogen pressure and test frequency on fatigue crack growth properties of Ni-Cr-Mo steel candidate for a storage cylinder of a 70 MPa hydrogen filling station. *Engineering Fracture Mechanics*, 2011, vol. 78, iss. 18, pp. 3196–3211. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2011.09.007.

4. Michler T., Marchi C.S., Naumann J., Weber S., Martin M. Hydrogen environment embrittlement of stable austenitic steels. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2012, vol. 37, pp. 16231–16246. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2012.08.071.

5. Perng T.P., Altstetter C.J. Comparison of hydrogen gas embrittlement of austenitic and ferritic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*, 1987, vol. 18, pp. 123–134. DOI: 10.1007/BF02646229.

6. Shakhova I., Dudko V., Belyakov A., Tsuzaki K., Kaibyshev R. Effect of large strain cold rolling and subsequent annealing on microstructure and mechanical properties of an austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 545, pp. 176–186. DOI: 10.1016/j.msea.2012.02.101.

7. Wasnik D.N., Gopalakrishnan I.K., Yakhmi J.V., Kain V., Samajdar I. Cold rolled texture and microstructure in types 304 and 316L austenitic stainless steels. *ISIJ International*, 2003, vol. 43, no. 10, pp. 1581–1589. DOI: 10.2355/isijinternational.43.1581.

8. Padilha A.F., Plaut R.L., Rios P.R. Annealing of cold-worked austenitic stainless steels. *ISIJ International*, 2003, vol. 43, no. 2, pp. 135–143. DOI: 10.2355/isijinternational.43.135.

9. Ghosh S.K., Mallick P., Chattopadhyay P.P. Effect of cold deformation on phase evolution and mechanical properties in an austenitic stainless steel for structural and safety applications. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2012, vol. 19, no. 4, pp. 63–68. DOI: 10.1016/s1006–706x(12)60089-2.

10. Ren-bo S., Jian-ying X., Dong-po H. Characteristics of mechanical properties and microstructure for 316l austenitic stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2011, vol. 18, no. 11, pp. 53–59. DOI: 10.1016/S1006-706X(11)60117-9.

11. Litovchenko I.Yu., Shevchenko N.V., Tyumentsev A.N., Naiden E.P. Fazovyi sostav i defektnaya substruktura austenitnoi stali 02X17T14M2 posle deformatsii prokatkoi pri komnatnoi temperature [Phase composition and defective substructure of austenitic steel 02Cr17Ni14Mo2 after room temperature rolling]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical mesomechanics*, 2006, vol. 9, spec. iss. 1, pp. 137–140. DOI: 10.24411/1683-805X-2006-00050.

12. Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Naiden E.P. Osobennosti martensitnykh prevrashchenii i evolyutsiya defektnoi mikrostruktury v protsesse prokatki metastabil'noi austenitnoi stali pri komnatnoi temperature [Peculiarities of martensite transformations and evolution of defect microstructure in metastable austenitic steel rolled at room temperature]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical mesomechanics*, 2014, vol. 17, no. 1, pp. 31–42. DOI: 10.24411/1683-805X-2014-00045.

13. Hadji M., Badji R. Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steels after cold rolling. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2002, vol. 11, pp. 145–151. DOI: 10.1361/105994902770344204.

14. Eliezer D., Chakrapani D.G., Altstetter C.J., Pugh E.N. The influence of austenite stability on the hydrogen embrittlement and stress-corrosion cracking of stainless steel. *Metallurgical Transactions A*, 1979, vol. 10, pp. 935–941. DOI: 10.1007/BF02658313.

15. Singh S., Altstetter C. Effects of hydrogen concentration on slow crack growth in stainless steels. *Metallurgical Transactions A*, 1982, vol. 13, pp. 1799–1808. DOI: 10.1007/BF02647836.

16. Rozenak P., Bergman R. X-ray phase analysis of martensitic transformations in austenitic stainless steels electrochemically charged with hydrogen. *Materials Science and Engineering A*, 2006, vol. 437, pp. 366–378. DOI: 10.1016/j.msea.2006.07.140.

17. Yang Q., Luo J.L. Martensite transformation and surface cracking of hydrogen charged and outgassed type 304 stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 288, iss. 1, pp. 75–83. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00833-9.

18. Hoelzel M., Danilkin S.A., Ehrenberg H., Toebbens D.M., Udovic T.J., Fuessa H., Wipf H. Effects of high-pressure hydrogen charging on the structure of austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 384, iss. 1–2, pp. 255–261. DOI: 10.1016/j.msea.2004.06.017.

19. Schramm R., Reed R. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*, 1975, vol. 6, pp. 1345–1351. DOI: 10.1007/bf02641927.

20. Rhodes C., Thompson A. The composition dependence of stacking fault energy in austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*, 1977, vol. 8, pp. 1901–1906. DOI: 10.1007/BF02646563.

21. Piatti G., Schiller P. Thermal and mechanical properties of the Cr-Mn-(Ni-free) austenitic steels for fusion reactor applications. *Journal of Nuclear Materials*, 1986, vol. 141–143, pp. 417–426. DOI: 10.1016/S0022-3115(86)80076-9.

22. Qi-Xun D., Xiao-Nong W., Cheng A.-D., Xin-Min L., Xin-Min L. Stacking fault energy of cryogenic austenitic steels. *Chinese Physics*, 2002, vol. 11, no. 6, pp. 596–600. DOI: 10.1088/1009-1963/11/6/315.

23. Koyama M., Akiyama E., Sawaguchi T., Ogawa K., Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I., Tsuzaki K. Hydrogen-assisted quasi-cleavage fracture in a single crystalline type 316 austenitic stainless steel. *Corrosion Science*, 2013, vol. 75, pp. 345–353. DOI: 10.1016/j.corsci.2013.06.018.

24. Melnikov E., Maier G., Moskvina V., Astafurova E. Structure, phase composition and mechanical properties of austenitic steel Fe–18Cr–9Ni–0.5Ti–0.08C subjected to chemical deformation processing. *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1783, pp. 020151-1 – 020151-4. DOI: 10.1063/1.4966444.

25. Melnikov E., Maier G., Moskvina V., Astafurova E. Influence of hydrogenation regime on structure, phase composition and mechanical properties of Fe18Cr9Ni0.5Ti0.08C steel in cold rolling. *AIP Conference Proceedings*, 2017, vol. 1909, pp. 020136-1 – 020136-4. DOI: 10.1063/1.5013817.

26. Kreslin V.Y., Naiden E.P. Automatic complex for a study of the characteristics of hard magnetic materials. *Instruments and Experimental Techniques*, 2002, vol. 45, pp. 55–57. DOI: 10.1023/A:1014548225622. Translated from *Pribory i tekhnika eksperimenta*, 2002, no. 1, pp. 83–86.

27. Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* [Diffraction electron microscopy in metal science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 584 p.

28. Christian J.W., Mahajan S. Deformation twinning. *Progress in Materials Science*, 1995, vol. 39, no. 1–2, pp. 1–157. DOI: 10.1016/0079-6425(94)00007-7.

29. Sathiyamoorthi P., Asghari-Rad P., Karthik G.M., Zargaran A., Kim H.S. Unusual strain-induced martensite and absence of conventional grain refinement in twinning induced plasticity high-entropy alloy processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 803, p. 140570. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140570.

30. Astafurova E.G., Tukeeva M.S., Maier G.G., Melnikov E.V., Maier H.J. Microstructure and mechanical response of single-crystalline high-manganese austenitic steels under high-pressure torsion: The effect of stacking-fault energy. *Materials Science and Engineering:A*, 2014, vol. 604, pp. 166–175. DOI: 10.1016/j.msea.2014.03.029.

31. Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I., Luzginova N.V. Skol'zhenie i dvoinikovanie v monokristallakh austenitnykh nerzhaveyushchikh stalei s azotom [Slip and twinning in single crystals of austenitic stainless steels with nitrogen]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 2002, vol. 94, no. 5, pp. 92–104. (In Russian).

32. Litvinova E.I., Kireeva I.V., Zakharova E.G., Luzginova N.V., Chumlyakov Yu.I., Sekhitoglu Kh., Karaman I. Dvoinikovanie v monokristallakh stali Gadfil'da [Twinning of Hadfield steel single crystals]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical mesomechanics*, 1999, vol. 7 (1–2), pp. 115–121.

33. Shul'mina A.A., Luzginova N.V., Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I., Ul'yanycheva V.F. Mekhanizmy deformatsii monokristallov austenitnykh nerzhaveyushchikh stalei, legirovannykh azotom [Deformation mechanisms of austenitic stainless steel single crystals alloyed with nitrogen]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical mesomechanics*, 2004, vol. 7, spec. iss., pt. 1, pp. 253–265.

34. Astafurova E.G., Zakharova G.G., Maier H.J. Hydrogen-induced twinning in ‹001› Hadfield steel single crystals. *Scripta Materialia*, 2010, vol. 63, iss. 12, pp. 1189–1192. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.08.029.

35. Astafurova E.G., Maier G.G., Melnikov E.V., Moskvina V., Vojtsik V., Zakharov G., Smirnov A., Bataev V. Effect of hydrogen charging on mechanical twinning, strain hardening, and fracture of ‹111› and ‹144› hadfield steel single crystals. *Physical Mesomechanics*, 2018, vol. 21, pp. 263–273. DOI: 10.1134/S1029959918030116.

36. Kozlov E.V., Glezer A.M., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. *Osnovy plasticheskoi deformatsii nanostrukturnykh materialov* [Fundamentals of plastic deformation of nanostructured materials]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2016. 304 p. ISBN 978-5-9221-1689-3.

Conflicts of Interest

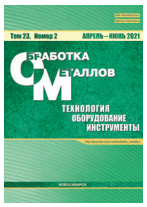
The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2021 Том 23 № 2 с. 98–115
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-98-115

НГТУ НЭТИ

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Особенности процессов структурообразования в соединениях сплава Д16, полученных сваркой трением с перемешиванием с инструментом типа “bobbin tool”

Алексей Иванов [1, 2, a, *], *Валерий Рубцов* [1, 2, b], *Андрей Чумаевский* [1, c], *Ксения Осипович* [1, d], *Евгений Колубаев* [1, 2, e], *Владимир Бакшаев* [3, f], *Иван Ивашкин* [3, g]

[1] Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055, Россия
[2] Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса 20, г. Новосибирск, 630073, Россия
[3] ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель», ул. Ленинградская 36, г. Чебоксары, 428021, Чувашская республика, Россия

[a] https://orcid.org/0000-0001-8959-8499, ivan@ispms.ru, [b] https://orcid.org/0000-0003-0348-1869, rvy@ispms.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0002-1983-4385, tch7av@gmail.com, [d] https://orcid.org/0000-0001-9534-775X, osipovich_k@ispms.tsc.ru,
[e] https://orcid.org/0000-0001-7288-3656, eak@ispms.ru, [f] https://orcid.org/0000-0001-9777-0164, bakshaevva@mail.ru,
[g] https://orcid.org/0000-0001-8808-2183, ivashkin_in@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.14:539.24

История статьи:
Поступила: 15 марта 2021
Рецензирование: 25 марта 2021
Принята к печати: 07 апреля 2021
Доступно онлайн: 15 июня 2021

Ключевые слова:
Сварка трением с перемешиванием
Bobbin tool
Формирование структуры
Алюминиевый сплав

Финансирование:
Работа выполнена в рамках комплексного проекта «Создание производства высокотехнологичного крупногабаритного оборудования интеллектуальной адаптивной сварки трением с перемешиванием для авиакосмической и транспортной отраслей РФ» (соглашение о предоставлении субсидии от 22.11.2019 № 075-11-2019-033), реализуемого ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель», НГТУ и ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

АННОТАЦИЯ

Введение. Одним из типов сварки трением с перемешиванием является сварка инструментом типа “bobbin tool”» (BFSW), позволяющая получать сварные соединения различной конфигурации без использования подложки и осевого усилия внедрения, а также снизить тепловые потери и градиент температурного воздействия по толщине свариваемого материала. Это делает процесс BFSW эффективным для сварки алюминиевых сплавов, свойства которых определяются структурно-фазовым состоянием. По данным исследований, температура и скорость деформирования свариваемого материала имеют некоторые интервалы значений, в которых формируются прочные соединения без дефектов. При этом вопросам механизмов формирования структуры в процессе BFSW уделено гораздо меньшее внимание. Поэтому для решения задачи получения бездефектных и прочных сварных соединений сваркой типа BFSW требуется расширенное понимание основных механизмов структурообразования в процессе сварки. **Целью работы** является исследование механизмов формирования структуры в сварном соединении сплава Д16 при изменении скорости сварки в процессе сварки трением с перемешиванием инструментом типа “bobbin tool”. **Результаты и обсуждение.** Условия формирования сварного соединения в процессе BFSW определяются тепловложением в свариваемый материал, его фрагментацией и пластическим течением по контуру инструмента, которые зависят от соотношения скоростей вращения и перемещения сварочного инструмента. Механизмы формирования соединения основаны на сочетании равнозначимых процессов адгезионного взаимодействия в системе «инструмент – материал» и экструзивного выдавливания металла в зону за сварочным инструментом. В сочетании с условиями теплоотвода и конфигурацией системы «инструмент – материал» это приводит к экструзии материала из сварного соединения и его разуплотнению. Результатом является формирование протяженных дефектов. Повышение скорости перемещения инструмента способствует снижению удельного тепловложения, но при сварке протяженных соединений из-за характерных условий теплоотвода количество тепла, выделяющегося в соединении, возрастает. В результате происходит изменение условий протекания процессов адгезионного взаимодействия и экструзивного выдавливания, что приводит либо к росту уже имеющихся, либо к формированию новых дефектов. С учетом комплексности механизмов формирования структуры сварных соединений способом BFSW получение бездефектных сварных соединений подразумевает обязательное использование различных методов неразрушающего контроля в сочетании с адаптивным регулированием технологических параметров непосредственно в ходе сварочного процесса.

Для цитирования: Особенности процессов структурообразования в соединениях сплава Д16, полученных сваркой трением с перемешиванием с инструментом типа «bobbin tool» / А.Н. Иванов, В.Е. Рубцов, А.В. Чумаевский, К.С. Осипович, Е.А. Колубаев, В.А. Бакшаев, И.Н. Ивашкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 98–115. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-98-115.

***Адрес для переписки**
Иванов Алексей Николаевич, к.т.н., научный сотрудник
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический, 2/4,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: 8 (382) 228–68–63, **e-mail:** ivan@ispms.ru

Введение

Сварка трением с перемешиванием (СТП/CFSW (Conventional friction stir welding) была разработана для получения неразъемных соединений сплавов на основе алюминия, обладающих ограниченной свариваемостью. Одним из типов СТП является сварка инструментом типа “bobbin tool” (BFSW), обеспечивающая синхронное воздействие на лицевую и тыльную поверхность свариваемого материала. Это позволяет получать сварные соединения различной конфигурации без использования подложки и снизить жесткость сварочного оборудования за счет отсутствия осевого усилия внедрения, характерного для обычной СТП [1, 2]. Для BFSW также характерно снижение тепловых потерь и градиента температурного воздействия по толщине свариваемого материала [3, 4]. В сравнении с CFSW это обеспечивает гомогенизацию структуры сварного соединения, снижение внутренних напряжений и градиента свойств его основных характерных зон. В работе [5] показано, что при CFSW и BFSW сплава A6061 свойства полученных соединений сопоставимы между собой, но процесс BFSW имеет более ограниченный диапазон допустимых параметров. При сравнении CFSW и BFSW сплава AA6005 [6] было установлено, что при одинаковых параметрах процесса BFSW позволяет выполнять более прочные соединения. По мнению авторов работ, данные эффекты обусловлены указанными выше особенностями температурного воздействия при BFSW, определяющими кинетику процессов структурообразования в сварном соединении.

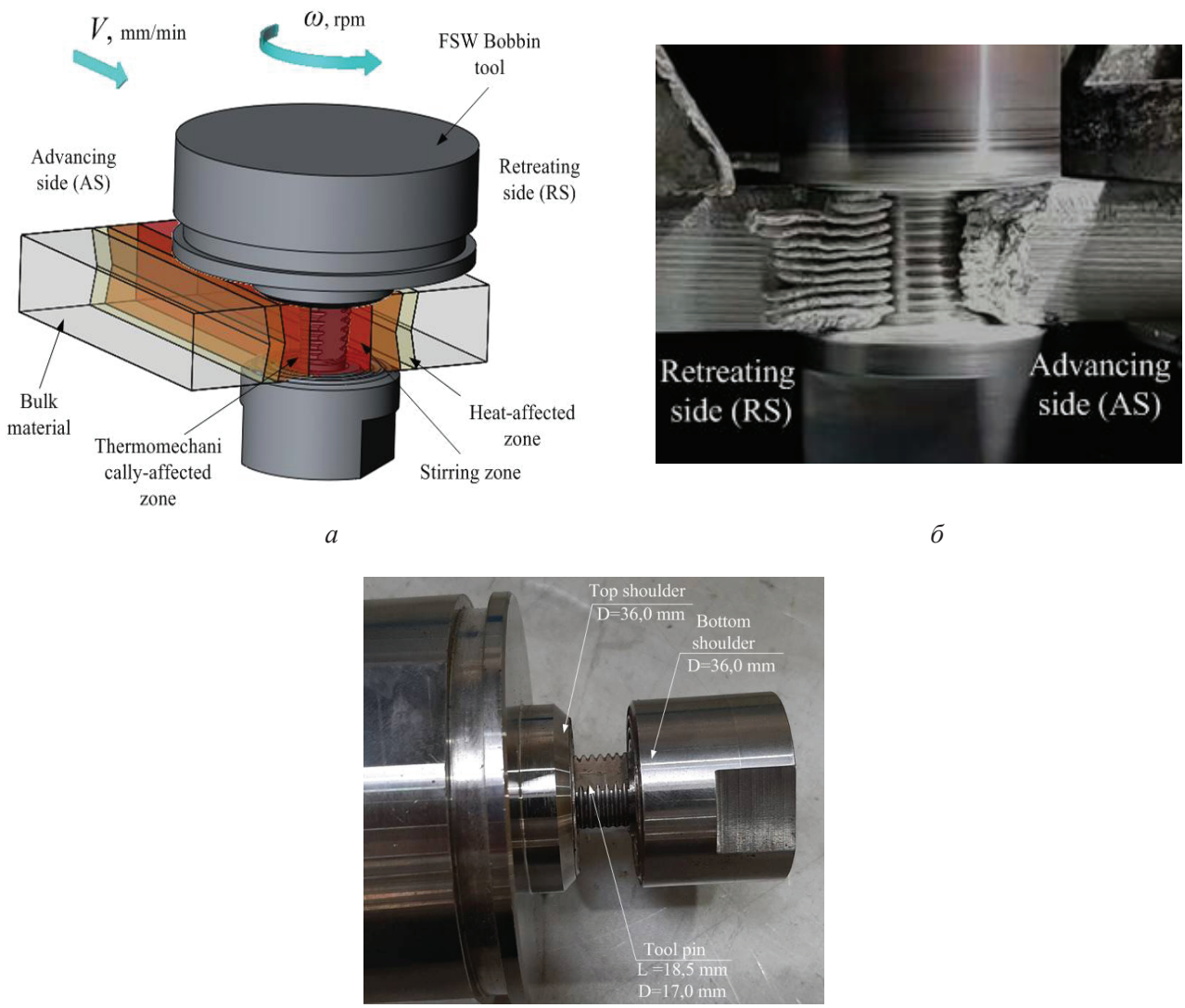
Указанные особенности делают процесс BFSW эффективным для сварки термически обрабатываемых алюминиевых сплавов. В работе [7] при выполнении BFSW сплава AA2198 авторами получены сварные соединения с прочностью 82 % от исходного сплава. При сварке соединений из сплава AA7085 [8] также удалось достичь показателя прочности при разрыве более 80 % от исходного сплава. С учетом этого интересным представляется процесс BFSW сплава Д16, свойства которого определяются его структурно-фазовым состоянием. Оно же, в свою очередь, тесно связано с оказываемым на него термомеханическим воздействием [9, 10], поэтому конечные характеристики сварных соединений из сплава Д16 в высокой степени зависят от параметров процесса сварки [11, 12]. При рассмотрении процесса BFSW параметрами, определяющими свойства сварных соединений, являются скорости сварки и вращения инструмента, глубина его внедрения, форма плечевой и стержневой части [13–17]. По данным исследований, обусловленные ими температура и скорость деформирования свариваемого материала имеют некоторые интервалы значений, в которых формируются прочные соединения без дефектов. При этом вопросам механизмов формирования структуры в процессе BFSW уделено гораздо меньшее внимание. На сегодняшний день имеется несколько работ, моделирующих механизм послойного переноса свариваемого материала в ходе BFSW [18, 19]. Но для решения задачи получения бездефектных и прочных сварных соединений сваркой типа BFSW требуется расширенное понимание основных механизмов структурообразования в процессе сварки.

Исходя из этого целью работы является исследование механизмов формирования структуры в сварном соединении сплава Д16 при изменении скорости сварки в процессе сварки трением с перемешиванием инструментом типа “bobbin tool”.

Методика исследований

Исследования проводились совместно с ЗАО «Чебоксарское предприятие “Сеспель”», с использованием оригинальных оборудования и инструмента собственной разработки для сварки трением с перемешиванием. Сварные соединения получали при BFSW (рис. 1, *а*, *б*) заготовок из листового проката сплава Д16 с размерами 100×250 мм и толщиной 20 мм. Параметры инструмента показаны на рис. 1, *в*. Химический состав сплава Д16 приведен в табл. 1.

Сварка выполнялась следующим образом: в стык свариваемых кромок с торцевой стороны заготовок вводился сварочный инструмент, вращающийся с частотой ω = 250 об/мин. При введении инструмента скорость его перемещения *V* составляла 5 мм/мин. Далее, после перемещения инструмента на расстояние 15 мм в глубь материала, скорость перемещения увеличивалась через каждые 5 мм до величин 7,5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40 мм/мин. Процесс сварки выпол-



а *б* *в*

Рис. 1. Схема (*а*) и изображение (*б*) процесса BFSW инструментом типа “bobbin tool” (*в*)

Fig. 1. Schematics (*а*) and image (*б*) of BFSW process with “bobbin tool” (*в*)

Таблица 1

Table 1

Химический состав сплава Д16

Chemical composition of A2024 alloy

Fe Fe	Si Si	Mn Mn	Ti Ti	Cu Cu	Mg Mg	Zn Zn	Прочие Others	Al Al
≤0,5	≤0,5	0,3...0,9	≤0,15	1,4…2,0	1,2…1,8	≤0,25	≤0,15	Остальное The rest

нялся при скорости перемещения инструмента 40 мм/мин, частота вращения инструмента при этом оставалась постоянной.

Исследования проводились на образцах, полученных с использованием электроэрозионного станка DK7750 путем резки сварных соединений согласно схеме, изображенной на рис. 2. Была исследована структура сварного соединения на его начальном/конечном участке (IN/OUT на рис. 2). Для исследований выбирались продольные сечения в центральной области соединения (CTR, рис. 2) и в граничной подплече-

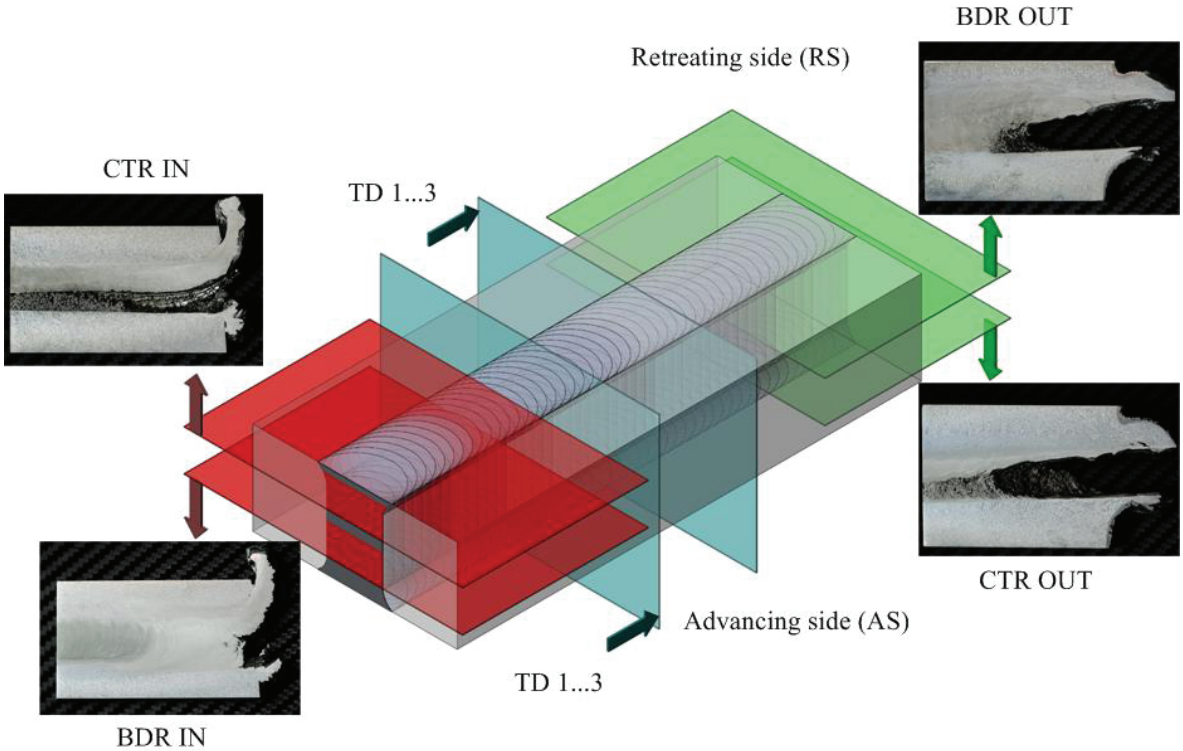


Рис. 2. Схема резки для исследований структуры сварного соединения: CTR/BDR – продольное сечение центральной/подплечевой области; IN/OUT – начальный/конечный участок; TD – поперечное сечение

Fig. 2. Cutting scheme for investigation of a joint's structure: CTR/BDR longitudinal section of central/sub-shoulder zone; IN/OUT – initial/outgoing section; TD – transversely-directed cross-section

вой зоне соединения между зонами воздействия стержня и плечевых частей сварочного инструмента (BDR, рис. 2). Были исследованы также несколько поперечных сечений сварного соединения (TD 1...3, рис. 2). Образцы для анализа макро- и микроструктуры механически шлифовали и полировали, после чего химически травили с помощью реактива Келлера (2 мл HF, 3 мл HCl, 5 мл HNO 3 и 190 мл H2O) и исследовали на оптическом микроскопе Altami MET-1C. Размеры зерен определялись методом произвольных секущих. Измерения микротвердости материала производили по ГОСТ 9450–76 с помощью твердомера Duramin 5 при нагрузке 50 гс. В качестве индентора использовали четырехгранную алмазную пирамиду. Обработка и визуализация полученных данных проводилась с помощью программного пакета Origin.

Результаты и обсуждения

Внешний вид зоны входа инструмента в начале неразъемного соединения приведен на рис. 3, *а*. В обычных условиях, когда стержень инструмента полностью погружен в материал, пластифицированный металл непрерывно переносится с наступающей стороны (advancing side, AS) на отступающую сторону соединения (retreating side, RS) перед стержнем и обратно позади него [20]. Это связано с тем, что объем пластифицированного металла ограничен плечевой частью инструмента и неразогретым металлом заготовки, вследствие чего происходит направленная адгезионно инициированная экструзия материала с отступающей стороны в зону за инструментом. При вхождении инструмента в свариваемый материал пространство позади стержня металлом заготовки не ограничено, поэтому с отступающей стороны происходит интенсивная ненаправленная экструзия пластифицированного металла. Она обусловлена контактом материала с вращающимся инструментом, когезионным взаимодействием между исходным и пластифицированным материалом, а также интенсивным переносом пластифицированного материала с наступающей стороны на отступающую в зоне перед инструментом. В результате с отступающей стороны форми-

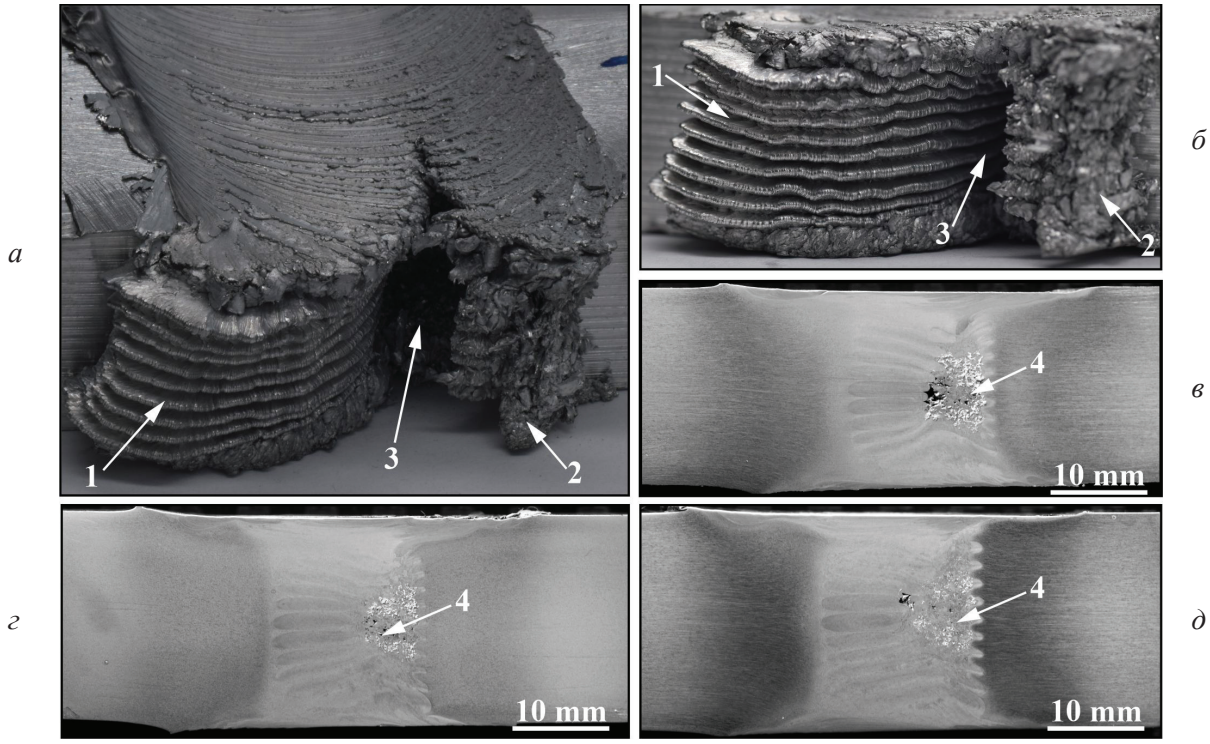


Рис. 3. Зона входа инструмента в начале сварного соединения:

а, *б* – внешний вид; *в*, *г*, *д* – поперечные сечения в области, соответствующей скорости сварки 30–40 мм/мин; *1* – область выдавленного металла сложной формы; *2* – зона налипшего металла неправильной формы; *3* – дефект в виде канала; *4* – несплошности в области продолжения канала

Fig. 3. Tool entry zone at the beginning of joint:

а, *б* – general view, *в*, *г*, *д* – cross-sectional views in region of 30–40 mm/min welding speed; *1* – region of upset metal with a complex shape; *2* – region of adhered metal with an irregular shape; *3* – channel-type defect; *4* – discontinuity flaws at channel extension zone

руется область выдавленного материала с формой поверхности, соответствующей профилю стержня инструмента, и следами экструзивного процесса (*1*, на рис. 3, *а*, *б*). Данный процесс по своей природе имеет общие черты с выдавливанием материала из зоны трения при испытаниях на сухое или адгезионное фрикционное взаимодействие с образованием наплыва металла. По этой причине процесс сварки трением с перемешиванием или процесс фрикционной перемешивающей обработки можно представить как динамическое экструдирование материала по отступающей стороне, инициированное адгезионным фрикционным контактом, из зоны перед инструментом в зону за инструментом. При этом для реализации процесса сварки также необходимо наличие перед инструментом фрагментированного слоя [22], способного к течению вокруг стержня инструмента без прямого схватывания и образования вырывов материала или эффектов резания.

При этом перенос «RS – AS» за инструментом характеризуется значительно меньшим объемом переносимого материала, поскольку он обусловлен только адгезионным взаимодействием части материала с инструментом. В этих условиях переносимый материал также подвергается изначальной экструзии и адгезионному контакту с формированием на наступающей стороне области налипшего металла неправильной формы (*2*, рис. 3, *а*, *б*). Результатом этих процессов является обеднение сварного соединения материалом с наступающей стороны, которое приводит к образованию протяженного макродефекта структуры в виде канала (*3*, рис. 3, *а*, *б*). В дальнейшем в структуре соединения могут формироваться дефекты в виде несплошностей с локализацией в области образования исходного канала на входе инструмента (*4*, рис. 3, *в*–*д*), которые также связаны с недостаточным уплотнением материала зоны сварки, обусловливающим выдавливание материала и образование пор и несплошностей.

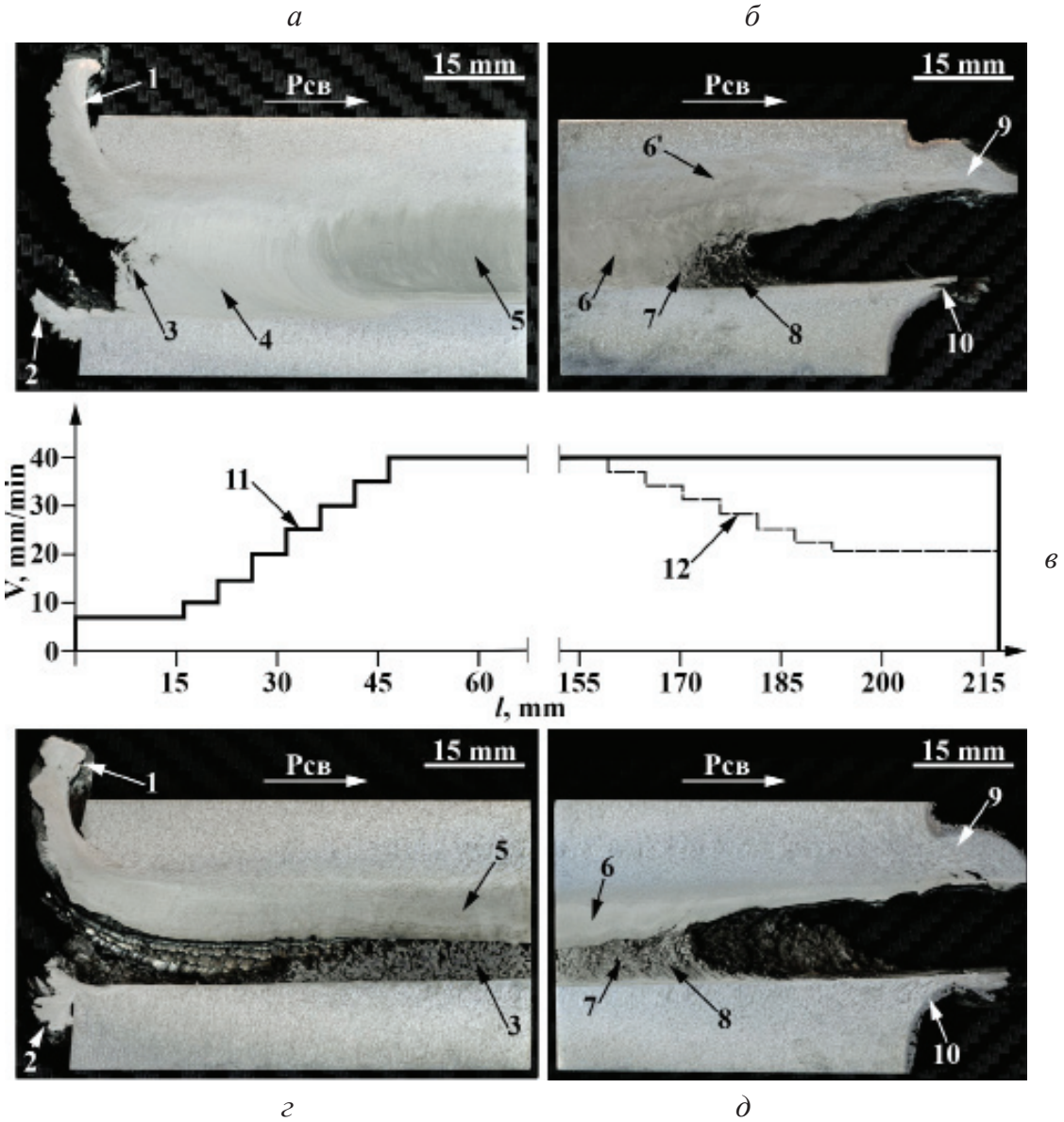


Рис. 4. Формирование соединения на входе инструмента и его разрушение на выходе. Металлографические шлифы продольных сечений соединения:

а, *б* – подплечевая область; *г*, *д* – центральная область; *а*, *г* – зона входа инструмента; *б*, *д* – зона выхода инструмента; *в* – изменение скорости движения инструмента при сварке; *1*, *2* – наплыв в зоне входа инструмента с отступающей стороны и с наступающей стороны; *9*, *10* – в зоне выхода инструмента с отступающей стороны и с наступающей стороны; *3* – зона уплотнения соединения на входе инструмента; *4* – зона пластифицированного металла на входе инструмента; *5* – зона перемешивания, сформированная на входе инструмента; *6* – перед разрушением на выходе инструмента; *7* – зона разуплотнения на выходе инструмента; *8* – зона несплошной структуры; *11* – кривая изменения скорости сварки, использованная в работе; *12* – кривая, предположительно приводящая к меньшей дефектности зоны выхода инструмента

Fig 4. Joint formation at tool entry zone and joint failure at tool exit zone. Metallographic specimens at longitudinal sections of the joint:

а, *б* – sub-shoulder zone; *г*, *д* – central zone; *а*, *г* – tool entry zone; *б*, *д* – tool exit zone; *в* – variation of tool positioning speed; *1*, *2* – an overlap at retreating side and advancing side in tool entry zone; *9*, *10* – an overlap at retreating side and advancing side in tool exit zone; *3* – joint packing region at tool entry zone; *4* – region of plasticized metal at tool entry zone; *5* – stirred zone at tool entry zone; *6* – stired zone before joint failure at tool exit zone; *7* – softened zone at tool exit zone; *8* – zone of discontinuous structure; *11* – the curve of variation of tool positioning speed; *12* – the tool positioning speed curve supposed to provide low structure imperfection at tool exit zone

В зоне входа инструмента формируемый наплыв материала с отступающей стороны (*1*, рис. 4, *а*, *г*) имеет сложную форму. При этом структура металла в зоне наплыва, как будет показано далее, аналогична структуре металла зоны перемешивания и частично зоны термомеханического влияния. Налипший с наступающей стороны материал (*2*, рис. 4, *а*, *г*) также имеет структуру, близкую к структуре зоны перемешивания, но по причине отличной природы образования он меньше наплыва с отступающей стороны. При развитии процесса сварки с продвижением инструмента вдоль линии стыка происходит частичное смыкание экструдированного с отступающей стороны материала с образованием высокодефектной структуры зоны перемешивания (*3*, рис. 4, *а*, *г*). В подплечевой зоне по причине большего количества вовлекаемого в процесс материала и более ограниченной зоны формирования «смыкание» материала происходит намного раньше, чем в центральной части соединения. На начальных этапах в граничной и центральной областях соединения отчетливо просматривается объем пластифицируемого материала, который обусловлен значительным удельным тепловложением от вращения инструмента из-за малой скорости его перемещения (*4*, рис. 4, *а*, *в*).

При постепенном повышении скорости перемещения до значений 20 мм/мин и выше удельное тепловложение снижается. Это приводит к снижению количества пластифицируемого металла и уменьшению зоны термомеханического воздействия. Кроме того, при дальнейшем перемещении инструмента наблюдается постепенное уплотнение материала за инструментом и уменьшение дефекта. Такое положение обусловлено интенсификацией процесса экструзии материала (рис. 4, *а*, *г*). Согласно литературным данным [21], чем ниже соотношение скоростей вращения и перемещения инструмента в определенном интервале значений, тем эффективнее механизмы переноса между отступающей и наступающей стороной соединения. На рис. 4, *а*, *в*, *г* отчетливо видно, что с ростом скорости перемещения инструмента (при сохранении его скорости вращения) количество материала на наступающей стороне соединения возрастает и формируется зона перемешивания с более плотной и менее дефектной структурой (*5*, рис. 4, *а, г*). С приближением к зоне выхода инструмента (рис. 4, *б*, *д*) наблюдается разуплотнение зоны перемешивания с формированием более дефектной структуры (*6*, рис. 4, *б*, *д*), с разделением на две и более части (*6′*, рис. 4, *б*, *д*). Далее количество дефектов возрастает (*7*, рис. 4, *б*, *д*) и формируется канал (*8*, рис. 4, *б*, *д*). Непосредственно на выходе инструмента образуются большая (*9*, рис. 4, *б*, *д*) и малая (*10*, рис. 4, *б*, *д*) зоны выдавливания материала, представленные в отличие от области входа инструмента существенно деформированным материалом.

Протяженность зон выдавливания материала на выходе инструмента обусловлена, помимо физической природы процесса скоростью сварки (*11*, рис. 4, *в*). В процессе входа инструмента постепенное увеличение скорости сварки позволяет уменьшить дефектообразование и ускорить процесс формирования соединения. Однако в зоне выхода инструмента высокая скорость сварки предположительно приводит к уменьшению фрагментированного слоя материала перед инструментом и большему деформационному влиянию на материал перед этим слоем.

В свою очередь, этот процесс приводит к опережающему разрушению структуры соединения в зоне выхода инструмента. Снизить дефектность структуры в конце соединения возможно предположительно путем увеличения локального теплового и деформационного влияния на материал (для увеличения степени фрагментации) за счет уменьшения скорости сварки (*12*, рис. 4, *в*).

Отличия в формировании зоны перемешивания на входе и выходе инструмента были исследованы с использованием оптической микроскопии (рис. 5). Границы зоны на наступающей стороне соединения выделяются более отчетливо (рис. 5, *б*, *е*, *з*, *м*), чем на отступающей стороне (рис. 5, *а*, *д*, *ж*, *л*), что можно объяснить различием локальных термомеханических процессов. Материал наступающей стороны соединения менее подвержен температурному и деформационному воздействию, так как при сварке происходит в основном первичная деформация лишь небольшой его части. С отступающей стороны помимо аналогичного процесса деформирования происходит экструдирование практически всего объема пластифицированного материала. По этой причине в области наступающей стороны

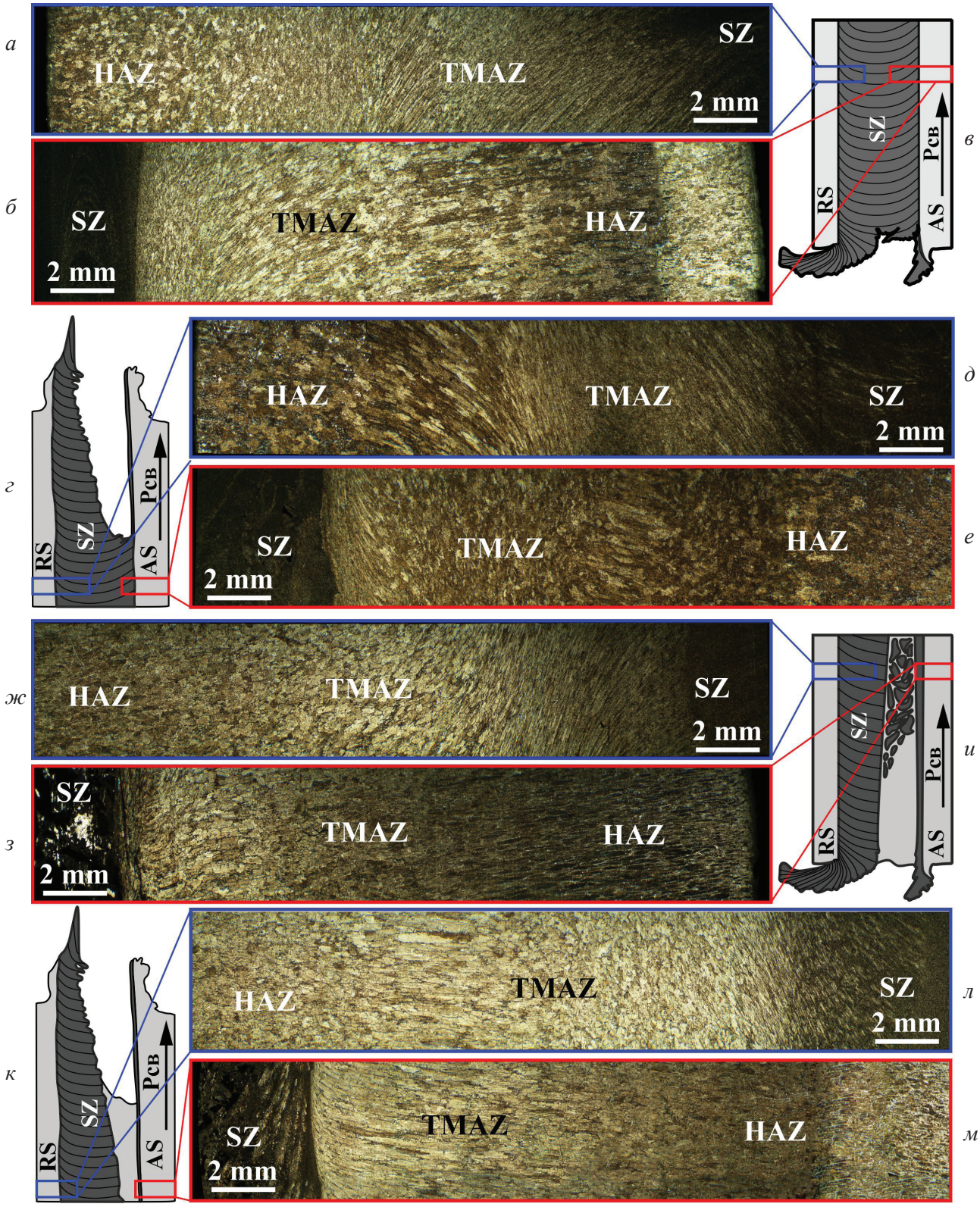


Рис. 5. Структурообразование в сварном соединении, полученном BFSW:

а, *б*, *д*, *е*, *ж*, *з*, *л*, *м* – структура зоны перемешивания (SZ) и зоны термомеханического влияния (TMAZ) в подплечевой (*а*, *б*, *д*, *е*) и центральной (*ж*, *з*, *л*, *м*) области с наступающей (*б*, *е*, *з*, *м*) и отступающей (*а*, *д*, *ж*, *л*) стороны соединения; *в*, *г*, *и*, *к* – схемы областей съемки структуры

Fig. 5. Structure formation at joint obtained by BFSW:

а, *б*, *д*, *е*, *ж*, *з*, *л*, *м* – structure in stirred zone (SZ) and thermomechanically affected zone (TMAZ) of sub-shoulder region (*а*, *б*, *д*, *е*) and central region (*ж*, *з*, *л*, *м*) at advancing (*б*, *е*, *з*, *м*) and retreating (*а*, *д*, *ж*, *л*) side of the joint; *в*, *г*, *и*, *к* – schematics of area for structure research

имеется более резкий градиент структуры в направлении от основного металла к зоне перемешивания. В области структурного градиента на входе (рис. 5, *з*) и на выходе (рис. 5, *к*) инструмента наблюдаются дефекты в виде несплошностей в зоне перемешивания.

В подплечевой области сварного соединения (рис. 5, *а–е*) размер основных структурных зон существенно выше, чем в области деформации материала стержнем инструмента (рис. 5, *ж–м*). Материал основных структурных зон в подплечевой области характеризуется меньшей дефектностью, что обусловлено процессом «смыкания» за инструментом выдавленного из области фрикционного взаимодействия материала.

Помимо меньшего размера основных структурных зон с наступающей стороны можно отметить более резкий градиент структуры зоны термомеханического влияния по сравнению со структурой с отступающей стороны (TMAZ, рис. 5). В области входа и выхода инструмента наблюдается тонкая зона термомеханического влияния (рис. 5, *з*, *к*). Материал зоны термического влияния на большинстве изображений четко выделен относительно зоны основного металла, что обусловлено его повышенной травимостью (например HAZ, рис. 5, *б*, *к*). Типичное строение основных структурных зон соединения, полученного BFSW, представлено на рис. 6.

Зона основного металла в данном сечении представлена преимущественно крупными равноосными зернами (рис. 6, *а*). Средний размер зерна в зоне основного металла и граничащей

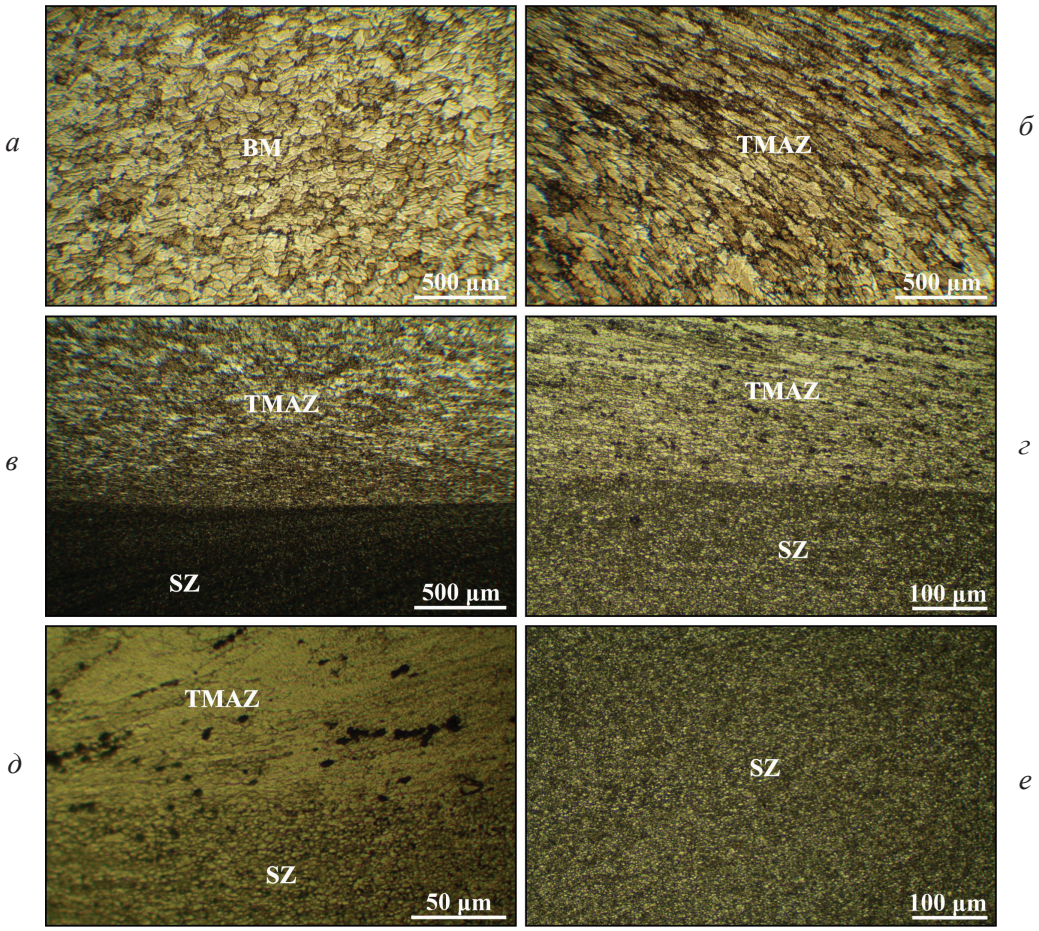


Рис. 6. Типичные структурные зоны в неразъемном соединении, полученном BFSW:

а – основной металл; *б* – зона термомеханического влияния; *в, г, д* – граница зоны термомеханического влияния и зоны перемешивания; *е* – зона перемешивания

Fig. 6. Characteristic zones in structure of a joint obtained by BFSW:

а – bulk metal; *б* – thermomechanically affected zone; *в, г, д* – boundary between thermomechanically affected zone and stirred zone; *е* – stirred zone

с ней зоне термического влияния находится на уровне 40…45 мкм. Материал в зоне термомеханического влияния представлен вытянутыми и сильно деформированными в направлении течения металла зернами (рис. 6, *б–д*). В зоне термомеханического влияния в направлении к зоне перемешивания наблюдается снижение размера зерен от 40…45 мкм до 2…3 мкм, средний размер зерна составляет 40,9 мкм.

Граница между зоной перемешивания и зоной термомеханического влияния в основном является плавной (рис. 6, *в–д*), но отличается для наступающей и отступающей стороны. При приближении от зоны термомеханического влияния к зоне перемешивания наблюдается измельчение крупных включений вторичных фаз (рис. 6, *д*), в зоне перемешивания крупных включений не выявляется. Структура зоны перемешивания (рис. 6, *е*) представлена мелкодисперсными равноосными зернами со средним размером 2,7 мкм.

В структуре основных зон неразъемных соединений, полученных методом BFSW, возможно формирование дефектов различного типа и структурно-масштабного уровня (рис. 7). Причины образования дефектов могут заключаться

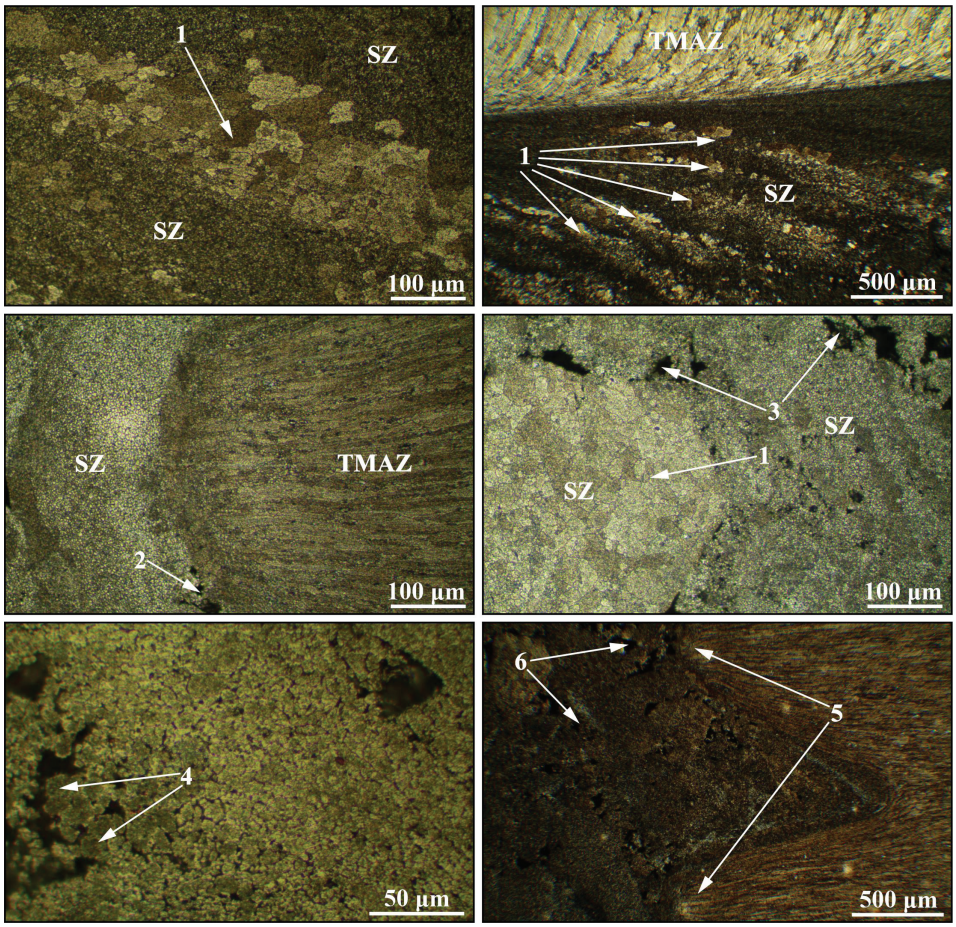


Рис. 7. Типичные дефекты в неразъемном соединении, полученном BFSW:

а, *б* – неоднородности зеренной структуры зоны перемешивания; *в–е* – несплошности и поры в зоне перемешивания и на границе с зоной термомеханического влияния; *1* – неоднородности зеренной структуры; *2* – несплошности на границе зоны перемешивания; *3*, *4*, *6* – несплошности в структуре зоны перемешивания; *5* – неоднородность деформации с наступающей стороны

Fig. 7. Common structural defects of a joint obtained by BFSW:

а, *б* – inhomogeneity in grain structure of a stirred zone; *в–е* – discontinuities and pores at stirred zone and its boundary with thermomechanically affected zone; *1* – inhomogeneity of grain structure; *2* – discontinuities at the boundary of a stirred zone; *3*, *4*, *6* – discontinuities in structure of a stirred zone; *5* – heterogeneity of deformation at advancing side of a joint

в асимметрии процесса перемешивания материала, нарушении адгезионного контакта, дисбалансе скоростей сварки и вращения инструмента, недостаточном уплотнении материала в зоне сварки и др. На границе зоны перемешивания и зоны термомеханического влияния наблюдаются несплошности различной геометрии (*2*, рис. 7).

Аналогичные дефекты формируются в зоне перемешивания совместно с дефектами типа неоднородностей зеренной структуры (*3*, рис. 7). В ряде областей зоны перемешивания дефекты в виде несплошностей формируются по границам зерен (*4*, рис. 7). Наиболее критическим дефектом структуры является дефект в виде канала с наступающей стороны соединения, который может быть частично заполнен материалом зоны перемешивания (*6*, рис. 7). Такие дефекты формируются из-за того, что в область за инструментом с наступающей стороны пластифицированный материал поступает в последнюю очередь. В сочетании с непрерывным смещением инструмента в направлении сварки и наличием уже имеющихся несплошностей в материале это приводит к постоянному дефициту пластифицированного металла в указанной области.

Таким образом, образование в зоне перемешивания с наступающей стороны крупноразмерного дефекта по типу канала свидетельствует о существенном отклонении параметров режима сварки, а наличие полости, заполненной материалом с высоким содержанием структурных несплошностей, говорит о занижении параметров режима. В результате образование структурных дефектов носит постоянный характер и сопровождается формированием повторяющей контур стержня инструмента зоны термомеханического влияния с неоднородной деформацией материала (*5*, рис. 7).

На рис. 8, *а*, *б* показана зона перемешивания участка сварного соединения с явно выраженными дефектами структуры. Указанные выше особенности структурообразования приводят к формированию зоны несплошностей структуры (*1*, рис. 8), которая может быть разделена на две части и содержать крупные поры (*1*, *1′* и *5*, рис. 8). Потоки металла по контуру инструмента в области между дефектом и отступающей стороной (I, II, II′, II″, рис. 8) формируют неоднородную структуру с «винтовым строением», состоящую из зон с различным направлением деформации материала, смыкающихся между собой.

При рассмотрении участка сварного соединения без явно выраженных дефектов структуры наблюдаются существенные отличия (рис. 8, *г*). В структуре соединения потоки металла (I–IV, рис. 8) воспроизводят контур инструмента и образуют систему параллельных зон деформации материала. На наступающей стороне соединения граница зон перемешивания и термомеханического влияния также повторяет форму инструмента (*2*, рис. 8). С отступающей стороны соединения форма границы зон перемешивания и термомеханического влияния близка к прямолинейной (*3*, рис. 8). При оптимальных параметрах процесса CFSW в сварном соединении происходит образование монолитного ядра со структурой, в литературе называемой “onion rings” (концентрических и сходных по форме областей деформированного материала), в противном же случае происходит формирование отдельных разрозненных потоков металла [23]. В структуре рассматриваемого соединения четко прослеживаются области, сформированные отдельными потоками металла, в каждой из которых можно выделить области с признаками “onion rings” (рис. 8, *д*). Такая структура свидетельствует о том, что в каждом отдельном потоке металла по контуру инструмента происходят процессы, которые аналогичны процессам, возникающим в зоне перемешивания при CFSW. Как было указано ранее, формирование соединения сопровождается выдавливанием на его отступающей стороне фрагментированного материала из зоны перед инструментом в зону за инструментом. Если давление, оказываемое выдавливаемым материалом на материал за инструментом, определяет процесс формирования структуры, то его наибольшее влияние будет в области, где температура на момент локального процесса переноса материала является максимальной, т. е., в центре потока (так как условия отвода тепла в центре существенно более затруднены, чем по краям). В результате на каждом этапе локальный поток металла будет иметь форму, близкую к куполообразной. При этом в поперечном сечении результирующая структура будет иметь вид концентрических колец неправильной формы в отдельных потоках металла (рис. 8, *г*, *д*).

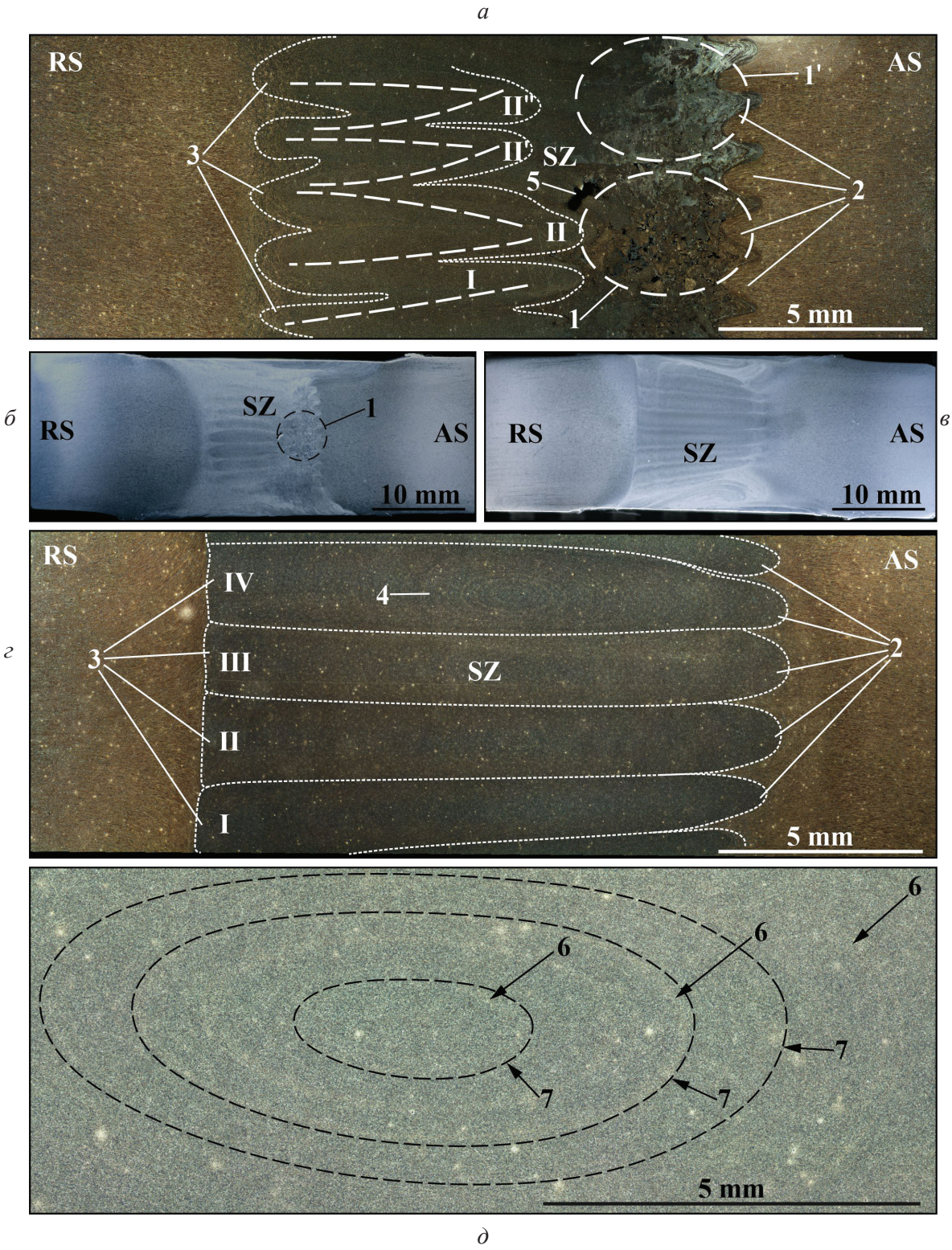


Рис. 8. Формирование потоков металла по контуру инструмента:

а, *б* – в дефектной зоне; *в–д* – в бездефектной зоне; *1* – дефект в виде канала; *2* – выступы, сформированные стержнем инструмента; *3* – потоки металла в зоне перемешивания; *4* – область формирования структуры типа “onion rings” в потоке; *5* – крупные несплошности в зоне перемешивания; *6* – “onion rings” в структуре потоков металла; *7* – контуры “onion rings”

Fig. 8. Formation of metal flows around the tool:

а, *б* – at defective zone; *в*, *г* – at non-defective zone; *1* – channel-type defect; *2* – spikes formed with welding tool’s pin; *3* – metal flows at stirred zone; *4* – region of “onion rings” structure formation from metal flow; *5* – large imperfections at stirred zone; *6* – “onion rings” in metal flow’s structure; *7* – “onion rings” lines

Эти особенности структуры зоны перемешивания наряду с формированием области выдавленного металла со следами экструдирования в зоне входа инструмента не объясняются исключительно адгезионным взаимодействием инструмента и свариваемого материала с его послойным переносом, что на сегодняшний день принято считать основным механизмом структурообразования при сварке трением с перемешиванием [23]. Одним из возможных путей образования такой структуры является поэтапное экструзивное формирование зоны перемешивания, что согласуется с данными структурных исследований. Экструзивное выдавливание материала проявляется уже на начальной стадии формирования соединения (см. рис. 3–5). При этом структуры выдавленного материала на входе инструмента и материала соединения являются практически идентичными, с наличием мелкодисперсного зерна и градиентным переходом к основному металлу через зону термомеханического влияния (см. рис. 5). Предположительно формирование соединения сопровождается измельчением размера зерна до величин, способствующих деформации путем зернограничного скольжения [24] с последующим сверхпластическим течением материала экструзивной природы. Это делает сходными процессы сварки и обработки трением с перемешиванием (friction stir processing, FSP) с процессом сверхпластического деформирования, который производится в условиях измельчения размера зерна в материале до 1…10 мкм при соответствующей температуре [25]. Таким образом, полученные данные говорят о двойственной физической природе формирования структуры в зоне перемешивания, основанной на адгезионном переносе и экструзии материала из области перед инструментом в область за инструментом.

Данные о микротвердости и размерах зерна материала характерных зон сварного соединения в его поперечном сечении были сопоставлены (рис. 9). Среднее значение микротвердости в зоне перемешивания составляет $HV_{ЗП}$ = = 1,43 ГПа, в зоне термического влияния $HV_{ЗТВ}$ = 1,17 ГПа и в зоне термомеханического влияния $HV_{ЗТМВ}$ = 1,21 ГПа. Минимальные значения микротвердости соответствуют зоне термического влияния, что обусловлено перестариванием материала после сварки и ослаблением твердого раствора основного металла. Твердость на наступающей стороне соединения больше,

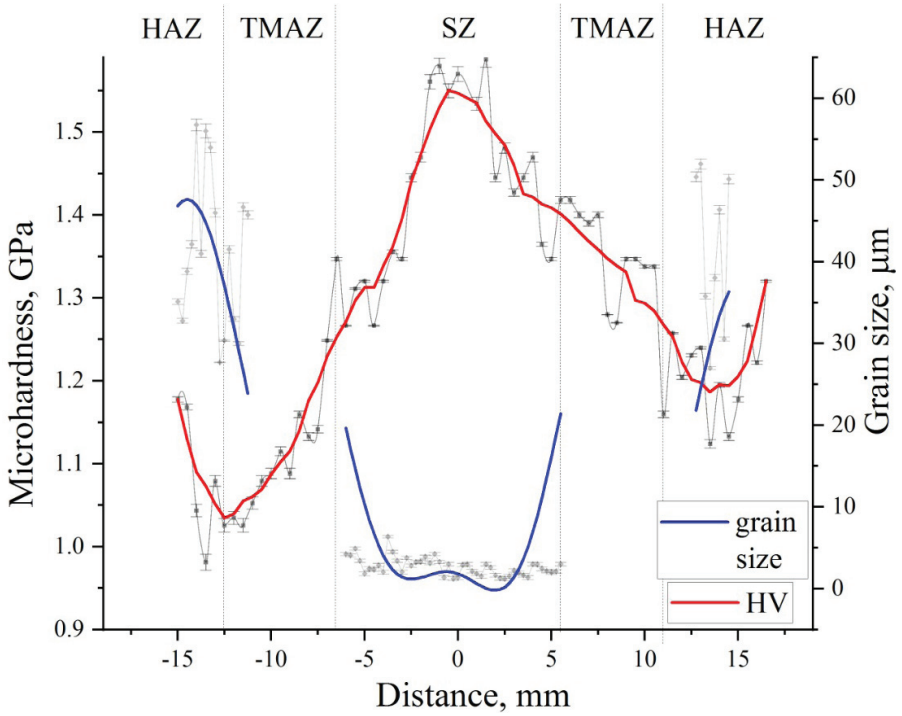


Рис. 9. Распределение микротвердости и размеров зерен по ширине образца сварного соединения в его поперечном сечении

Fig. 9. Distribution of microhardness and grain size across the width of cross-sectional sample of the joint

чем на отступающей стороне, что связано с вышеуказанными различиями термомеханических процессов на соответствующих сторонах и, следовательно, разным температурным воздействием на материал. Средний размер зерна основного металла находится в пределах 40…45 мкм, зоны термомеханического влияния – 40,9 мкм, а зоны перемешивания – 2,7 мкм. Уменьшение размера зерна в зоне перемешивания благоприятно влияет на характеристики механических свойств исходя из барьерного эффекта Холла-Петча. Но наиболее существенным эффектом упрочнения в данном случае может служить формирование пересыщенного твердого раствора за счет растворения частиц вторичных фаз и обогащения алюминиевой матрицы легирующими элементами [10]. Это подтверждается и разбросом измеренных значений микротвердости, которые превышают интервалы погрешности в связи с попаданием индентора в частицы вторичных фаз.

Выводы

Условия формирования сварного соединения в процессе BFSW определяются тепловложением в свариваемый материал, его фрагментацией и пластическим течением по контуру инструмента, которые зависят от соотношения скоростей вращения и перемещения сварочного инструмента. Сопутствующие механизмы формирования соединения основаны на сочетании равнозначимых процессов адгезионного взаимодействия в системе «инструмент – материал» и экструзивного выдавливания металла в зону за сварочным инструментом. В сочетании с условиями теплоотвода и конфигурацией системы «инструмент – материал» это приводит к экструзии материала из сварного соединения и его разуплотнению. Результатом является формирование протяженных дефектов, при этом в конце сварного соединения характерный дефект формируется независимо от режима сварки. Повышение скорости перемещения инструмента способствует снижению удельного тепловложения, но при сварке протяженных соединений из-за характерных условий теплоотвода количество тепла, выделяющегося в соединении, возрастает. В результате происходит изменение условий протекания процессов адгезионного взаимодействия и экструзивного выдавливания, что приводит либо к росту уже имеющихся, либо к формированию новых дефектов. С учетом комплексности механизмов формирования структуры сварных соединений способом BFSW получение бездефектных сварных соединений подразумевает обязательное использование различных методов неразрушающего контроля в сочетании с адаптивным регулированием технологических параметров непосредственно в ходе сварочного процесса.

Список литературы

1. The use of bobbin tools for friction stir welding of aluminium alloys / P.L. Threadgill, M.M.Z. Ahmed, J.P. Martin, J.G. Perrett, B.P. Wynne // Materials Science Forum. – 2010. – Vol. 638–642. – P. 1179–1184. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.1179.

2. *Fuse K., Badheka V.* Bobbin tool friction stir welding: a review // Science and Technology of Welding and Joining. – 2019. – Vol. 24 (4). – P. 277–304. – DOI: 10.1080/13621718.2018.1553655.

3. Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir welded thick 5083 aluminum alloy / M. Imam, Y. Sun, H. Fujii, N. Ma, S. Tsutsumi, H. Murakawa // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2017. – Vol. 48. – P. 208–229. – DOI: 10.1007/s11661-016-3819-6.

4. Simulation on the temperature field of bobbin tool friction stir welding of AA 2014 aluminium alloy / X.M. Liu, J.S. Yao, Y. Cai, H. Meng, Z.D. Zou // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 433–435. – P. 2091–2095. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.433-435.2091.

5. A comparative research on bobbin tool and conventional friction stir welding of Al-Mg-Si alloy plates / C. Yang, D.R. Ni, P. Xue, B.L. Xiao, W. Wang, K.S. Wang, Z.Y. Ma // Materials Characterization. – 2018. – Vol. 145. – P. 20–28. – DOI: 10.1016/j.matchar.2018.08.027.

6. Bobbin and conventional friction stir welding of thick extruded AA6005-T6 profiles / M. Esmaily, N. Mortazavi, W. Osikowicz, H. Hindsefelt, J.E. Svensson, M. Halvarsson, J. Martin, L.G. Johansson // Materials and Design. – 2016. – Vol. 108. – P. 114–125. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.06.089.

7. Semi-stationary shoulder bobbin tool friction stir welding of AA2198-T851 / J. Goebel, M. Reimann, A. Norma, J.F. Dos Santos // Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Vol. 245. – P. 37–45. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.011.

8. Comparative study on local and global mechanical properties of bobbin tool and conventional friction stir welded 7085-T7452 aluminum thick plate / W. Xu,

Y. Luo, W. Zhang, M. Fu // Journal of Materials Science and Technology. – 2018. – Vol. 34. – P. 173–184. – DOI: 10.1016/j.jmst.2017.05.015.

9. Experimental investigation of fatigue properties of FSW in AA2024-T351 / M. Milčić, Z. Burzić, I. Radisavljević, T. Vuherer, D. Milčić, V. Grabulov // Procedia Structural Integrity. – 2018. – Vol. 13. – P. 1977–1984. – DOI: 10.1016/j.prostr.2018.12.220.

10. Ultrasonic assisted second phase transformations under severe plastic deformation in friction stir welding of AA2024 / A.A. Eliseev, T.A. Kalashnikova, D.A. Gurianov, V.E. Rubtsov, A.N. Ivanov, E.A. Kolubaev // Materials Today Communications. – 2019. – Vol. 21. – P. 100660. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2019.100660.

11. Microstructural characteristics and mechanical properties of bobbin-tool friction stir welded 2024–T3 aluminum alloy / J. Dong, C. Gao, Y. Lu, J. Han, X. Jiao, Z. Zhu // International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. – 2017. – Vol. 24. – P. 171–178. – DOI: 10.1007/s12613-017-1392-7.

12. Влияние режима сварки трением с перемешиванием и ее направления относительно направления прокатки сплава Д16 на структуру и свойства его сварных соединений / А.Н. Иванов, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев, В.А. Бакшаев, И.Н. Ивашкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 4. – С. 110–123. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.4-110-123.

13. Quality improvement of bobbin tool friction stir welds in Mg-Zn-Zr alloy by adjusting tool geometry / G.H. Li, L. Zhou, S.F. Luo, F.B. Dong, N. Guo // Journal of Materials Processing Technology. – 2020. – Vol. 282. – P. 116685. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116685.

14. Effect of an improved pin design on weld formability and mechanical properties of adjustable-gap bobbin-tool friction stir welded Al-Cu aluminum alloy joints / D. Wu, W.Y. Li, Y.J. Gao, J. Yang, Y. Su, Q. Wen, A. Vairis // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 58. – P. 1182–1188. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.09.015.

15. Microstructural characteristics and mechanical properties of bobbin tool friction stir welded 2A14-T6 aluminum / H. Zhang, M. Wang, X. Zhang, G. Yang // Materials and Design. – 2015. – Vol. 65. – P. 559–566. – DOI: 10.1016/j.matdes.2014.09.068.

16. Macrostructure, microstructure and mechanical properties of bobbin tool friction stir welded ZK60 Mg alloy joints / G. Li, L. Zhou, J. Zhang, S. Luo, N. Guo // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9, iss. 4. – P. 9348–9361. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.05.067.

17. Temperature measurement and control of bobbin tool friction stir welding / S. Chen, H. Li, S. Lu, R. Ni, J. Dong. // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 86. – P. 337–346. – DOI: 10.1007/s00170-015-8116-9.

18. *Tamadon A., Pons D.J., Clucas D.* Structural anatomy of tunnel void defect in bobbin friction stir welding, elucidated by the analogue modelling // Applied System Innovation. – 2020. – Vol. 3. – P. 2. – DOI: 10.3390/asi3010002.

19. Internal material flow layers in AA6082-T6 butt-joints during bobbin friction stir welding / A. Tamadon, D.J. Pons, D. Clucas, K. Sued // Metals. – 2019. – Vol. 9. – P. 1059. – DOI: 10.3390/met9101059.

20. *Seidel T.U., Reynolds A.P.* Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2001. – Vol. 32. – P. 2879–2884. – DOI: 10.1007/s11661-001-1038-1.

21. A finite element model to simulate defect formation during friction stir welding / Z. Zhu, M. Wang, H. Zhang, X. Zhang, T. Yu, Z. Wu // Metals. – 2017. – Vol. 7. – P. 256. – DOI: 10.3390/met7070256.

22. Formation mechanisms for entry and exit defects in bobbin friction stir welding / A. Tamadon, D.J. Pons, K. Sued, D. Clucas // Metals. – 2018. – Vol. 8. – P. 33. – DOI: 10.3390/met8010033.

23. Microstructural analysis of friction stir butt welded Al-Mg-Sc-Zr alloy heavy gauge sheets / T. Kalashnikova, A. Chumaevskii, K. Kalashnikov, S. Fortuna, E. Kolubaev, S. Tarasov // Metals. – 2020. – Vol. 10 (6). – P. 1–20. – DOI: 10.3390/met10060806.

24. Dislocation physics in the multilevel approach to plastic deformation / E.V. Kozlov, L.I. Trishkina, N.A. Popova, N.A. Koneva // Physical Mesomechanics. – 2011. – Vol. 14. – P. 283. – DOI: 10.1016/j.physme.2011.12.007.

25. *Grimes R.* Superplastic forming of aluminium alloys // Superplastic forming of advanced metallic materials: methods and applications / ed. by G. Giuliano. – Cambridge; Philadelphia, PA: Woodhead Publishing, 2011. – P. 247–271. – (Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering).

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2021 vol. 23 no. 2 pp. 98–115
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-98-115

NSTU NETI

Obrabotka metallov -
Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Features of structure formation processes in AA2024 alloy joints formed by the friction stir welding with bobbin tool

Alexey Ivanov [1, 2, a, *], *Valery Rubtsov* [1, 2, b], *Andrey Chumaevskii* [1, c], *Kseniya Osipovich* [1, d], *Evgeny Kolubaev* [1, 2, e], *Vladimir Bakshaev* [3, f], *Ivan Ivashkin* [3, g]

[1] Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 2/4 pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation
[2] Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation
[3] SESPEL Cheboksary enterprise, CJSC, 36 Leningradskaya st., Cheboksary, 428021, Chuvash Republic, Russian Federation

[a] https://orcid.org/0000-0001-8959-8499, ivan@ispms.ru, [b] https://orcid.org/0000-0003-0348-1869, rvy@ispms.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0002-1983-4385, tch7av@gmail.com, [d] https://orcid.org/0000-0001-9534-775X, osipovich_k@ispms.tsc.ru,
[e] https://orcid.org/0000-0001-7288-3656, eak@ispms.ru, [f] https://orcid.org/0000-0001-9777-0164, bakshaevva@mail.ru,
[g] https://orcid.org/0000-0001-8808-2183, ivashkin_in@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:
Received: 15 March 2021
Revised: 25 March 2021
Accepted: 07 April 2021
Available online: 15 June 2021

Keywords:
Friction stir welding
Bobbin tool
Structure formation
Aluminum alloy

Funding
This work was performed within the frame of integrated project « Building of manufacturing of high-tech large-sized equipment for intelligent adaptive friction stir welding for aerospace and transport industries of the Russian Federation» (grant agreement from 22.11.2019 № 075-11-2019-033), implemented by SESPEL Cheboksary enterprise, CJSC, NETI and ISPMS SB RAS with the financial support of the Ministry of Education and Science of Russia in the context of Russian Government decree from 09.04.2010 № 218.

ABSTRACT

Introduction. One of friction stir welding types is the *bobbin friction stir welding* (BFSW) process, which allows to obtain welded joints in various configurations without using a substrate and axial embedding force, as well as to reduce heat loss and temperature gradient across the welded material thickness. This makes the BFSW process effective for welding aluminum alloys, which properties are determined by their structural-phase state. According to research data, the temperature and strain rate of the welded material have some value intervals in which strong defect-free joints are formed. At the same time, much less attention has been paid to the mechanisms of structure formation in the BFSW process. Therefore, to solve the problem of obtaining defect-free and strong welded joints by BFSW, an extended understanding of the basic mechanisms of structure formation in the welding process is required. **The aim of this work** is to research the mechanisms of structure formation in welded joint of AA2024 alloy obtained by bobbin tool friction stir welding with variation of the welding speed. **Results and discussion.** Weld formation conditions during BFSW process are determined by heat input into a welded material, its fragmentation and plastic flow around the welding tool, which depend on the ratio of tool rotation speed and tool travel speed. Mechanisms of joint formation are based on a combination of equally important processes of adhesive interaction in "tool-material" system and extrusion of metal into the region behind the welding tool. Combined with heat dissipation conditions and the configuration of the "tool-material" system, this leads to material extrusion from a welded joint and its decompaction. This results in formation of extended defects. Increasing in tool travel speed reduce the specific heat input, but in case of extended joints welding an amount of heat released in joint increases because of specific heat removal conditions. As a result, the conditions of adhesion interaction and extrusion processes change, which leads either to the growth of existing defects or to the formation of new ones. Taking into account the complexity of mechanisms of structure formation in joint obtained by BFSW, an obtaining of defect-free joints implies a necessary usage of various nondestructive testing methods in combination with an adaptive control of technological parameters directly in course of a welding process.

For citation: Ivanov A.N., Rubtsov V.E., Chumaevskii A.V., Osipovich K.S., Kolubaev E.A., Bakshaev V.A., Ivashkin I.N. Features of structure formation processes in AA2024 alloy joints formed by the friction stir welding with bobbin tool. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 98–115. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-98-115. (In Russian).

*** Corresponding author**
Ivanov Alexey N., Ph.D. (Engineering), Scientific associate
Institute of Strength Physics and Materials,
Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
2/4 pr. Akademicheskii,
634055, Tomsk, Russian Federation
Tel.: 8 (382) 228–68–63, **e–mail:** ivan@ispms.tsc.ru

References

1. Threadgill P.L., Ahmed M.M.Z., Martin J.P., Perrett J.G., Wynne B.P. The use of bobbin tools for friction stir welding of aluminium alloys. *Materials Science Forum*, 2010, vol. 638–642, pp. 1179–1184. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.1179.

2. Fuse K., Badheka V. Bobbin tool friction stir welding: a review. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2019, vol. 24 (4), pp. 277–304. DOI: 10.1080/13621718.2018.1553655.

3. Imam M., Sun Y., Fujii H., Ma N., Tsutsumi S., Murakawa H. Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir welded thick 5083 aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, vol. 48, pp. 208–229. DOI: 10.1007/s11661-016-3819-6.

4. Liu X.M., Yao J.S., Cai Y., Meng H., Zou Z.D. Simulation on the temperature field of bobbin tool friction stir welding of AA 2014 aluminium alloy. *Applied Mechanics and Materials*, 2013, vol. 433–435, pp. 2091–2095. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.433-435.2091.

5. Yang C., Ni D.R., Xue P., Xiao B.L., Wang W., Wang K.S., Ma Z.Y. A comparative research on bobbin tool and conventional friction stir welding of Al-Mg-Si alloy plates. *Materials Characterization*, 2018, vol. 145, pp. 20–28. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.08.027.

6. Esmaily M., Mortazavi N., Osikowicz W., Hindsefelt H., Svensson J.E., Halvarsson M., Martin J., Johansson L.G. Bobbin and conventional friction stir welding of thick extruded AA6005-T6 profiles. *Materials and Design*, 2016, vol. 108, pp. 114–125. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.06.089.

7. Goebel J., Reimann M., Norma A., Dos Santos J.F. Semi-stationary shoulder bobbin tool friction stir welding of AA2198-T851. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 245, pp. 37–45. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.011.

8. Xu W., Luo Y., Zhang W., Fu M. Comparative study on local and global mechanical properties of bobbin tool and conventional friction stir welded 7085-T7452 aluminum thick plate. *Journal of Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34, pp. 173–184. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.05.015.

9. Milčić M., Burzić Z., Radisavljević I., Vuherer T., Milčić D., Grabulov V. Experimental investigation of fatigue properties of FSW in AA2024-T351. *Procedia Structural Integrity*, 2018, vol. 13, pp. 1977–1984. DOI: 10.1016/j.prostr.2018.12.220.

10. Eliseev A.A., Kalashnikova T.A., Gurianov D.A., Rubtsov V.E., Ivanov A.N., Kolubaev E.A. Ultrasonic assisted second phase transformations under severe plastic deformation in friction stir welding of AA2024. *Materials Today Communications*, 2019, vol. 21, p. 100660. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2019.100660.

11. Dong J., Gao C., Lu Y., Han J., Jiao X., Zhu Z. Microstructural characteristics and mechanical properties of bobbin-tool friction stir welded 2024–T3 aluminum alloy. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2017, vol. 24, pp. 171–178. DOI: 10.1007/s12613-017-1392-7.

12. Ivanov A.N., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Bakshaev V.A., Ivashkin I.N. Vliyanie rezhima svarki treniem s peremeshivaniem i ee napravleniya otnositel'no napravleniya prokatki splava D16 na strukturu i svoistva ego svarnykh soedinenii [Effect of friction stir welding mode and its direction relative to the rolling direction of 2024 alloy on the structure and mechanical properties of its weld joints]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 4, pp. 110–123. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.4-110-123.

13. Li G.H., Zhou L., Luo S.F., Dong F.B., Guo N. Quality improvement of bobbin tool friction stir welds in Mg-Zn-Zr alloy by adjusting tool geometry. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, vol. 282, p. 116685. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116685.

14. Wu D., Li W.Y., Gao Y.J., Yang J., Su Y., Wen Q., Vairis A. Effect of an improved pin design on weld formability and mechanical properties of adjustable-gap bobbin-tool friction stir welded Al-Cu aluminum alloy joints. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 58, pp. 1182–1188. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.09.015.

15. Zhang H., Wang M., Zhang X., Yang G. Microstructural characteristics and mechanical properties of bobbin tool friction stir welded 2A14-T6 aluminum. *Materials and Design*, 2015, vol. 65, pp. 559–566. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.09.068.

16. Li G., Zhou L., Zhang J., Luo S., Guo N. Macrostructure, microstructure and mechanical properties of bobbin tool friction stir welded ZK60 Mg alloy joints. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9, iss. 4, pp. 9348–9361. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.05.067.

17. Chen S., Li H., Lu S., Ni R., Dong J. Temperature measurement and control of bobbin tool friction stir welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 86, pp. 337–346. DOI: 10.1007/s00170-015-8116-9.

18. Tamadon A., Pons D.J., Clucas D. Structural anatomy of tunnel void defect in bobbin friction stir welding, elucidated by the analogue modelling. *Applied System Innovation*, 2020, vol. 3, p. 2. DOI: 10.3390/asi3010002.

19. Tamadon A., Pons D.J., Clucas D., Sued K. Internal material flow layers in AA6082-T6 butt-joints during bobbin friction stir welding. *Metals*, 2019, vol. 9, p. 1059. DOI: 10.3390/met9101059.

20. Seidel T.U., Reynolds A.P. Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, vol. 32, pp. 2879–2884. DOI: 10.1007/s11661-001-1038-1.

21. Zhu Z., Wang M., Zhang H., Zhang X., Yu T., Wu Z. A finite element model to simulate defect formation during friction stir welding. *Metals*, 2017, vol. 7, p. 256. DOI: 10.3390/met7070256.

22. Tamadon A., Pons D.J., Sued K., Clucas D. Formation mechanisms for entry and exit defects in bobbin friction stir welding. *Metals*, 2018, vol. 8, p. 33. DOI: 10.3390/met8010033.

23. Kalashnikova T., Chumaevskii A., Kalashnikov K., Fortuna S., Kolubaev E., Tarasov S. Microstructural analysis of friction stir butt welded Al-Mg-Sc-Zr alloy heavy gauge sheets. *Metals*, 2020, vol. 10 (6), p. 1–20. DOI: 10.3390/met10060806.

24. Kozlov E.V., Trishkina L.I., Popova N.A., Koneva N.A. Dislocation physics in the multilevel approach to plastic deformation. *Physical Mesomechanics*, 2011, vol. 14, p. 283. DOI: 10.1016/j.physme.2011.12.007.

25. Grimes R. Superplastic forming of aluminium alloys. *Superplastic forming of advanced metallic materials: methods and applications*. Ed. by G. Giuliano. Cambridge, Philadelphia, PA, Woodhead Publishing, 2011, pp. 247–271.

Conflicts of Interest

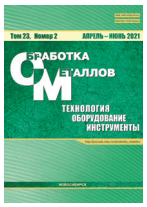
The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2021 Том 23 № 2 с. 116–146
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146

НГТУ НЭТИ

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Обзор исследований сплавов, разработанных на основе энтропийного подхода

Зинаида Батаева [1, a], *Алексей Руктуев* [2, b, *], *Иван Иванов* [2, c], *Александр Юргин* [2, d], *Иван Батаев* [2, e]

[1] Сибирский государственный университет водного транспорта, ул. Щетинкина, 33, г. Новосибирск, 630099, Россия
[2] Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

[a] https://orcid.org/0000-0001-5027-6193, bataevazb@ngs.ru, [b] https://orcid.org/0000-0002-1325-1533, ruktuev@corp.nstu.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0001-5021-0098, i.ivanov@corp.nstu.ru, [d] https://orcid.org/0000-0003-0473-7627, yurgin2012@yandex.ru,
[e] https://orcid.org/0000-0003-2871-0269, i.bataev@corp.nstu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.15

История статьи:
Поступила: 03 марта 2021
Рецензирование: 22 марта 2021
Принята к печати: 17 апреля 2021
Доступно онлайн: 15 июня 2021

Ключевые слова:
Высокоэнтропийные сплавы
Многокомпонентные сплавы
Обзор
Состав
Получение
Пластическая деформация
Кристаллическая структура
Метастабильность
Свойства

Финансирование:
Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-73-10215 “In-situ исследование эволюции дислокационной структуры пластически деформированных высокоэнтропийных сплавов в условиях действия высоких давлений и температур с применением синхротронного излучения”).

АННОТАЦИЯ

Статья содержит обзор исследований, связанных с разработкой, анализом структуры и свойств высокоэнтропийных сплавов (ВЭС). **Разработка сплавов на основе энтропийного подхода. Ожидания и современные представления.** Отражены заложенные первоначально принципы создания многокомпонентных сплавов, характеризующихся стабильностью структуры и механических свойств. Отмечено, что представления о роли высокой энтропии смешения в формировании неупорядоченных твердых растворов замещения и подавлении охрупчивающих интерметаллидных фаз со временем были существенно изменены. Полагают, что получение однофазной структуры твердого раствора в настоящее время не является обязательным требованием к разрабатываемым ВЭС. **Состав высокоэнтропийных сплавов.** Отражены примеры разработанных многокомпонентных сплавов различного состава. Отмечается, что одними из наиболее изученных в настоящее время являются сплавы на основе 3d переходных элементов. На примере сплавов этой группы показана возможность обеспечения как высоких, так и низких значений показателей прочности и пластичности. **Методы получения высокоэнтропийных сплавов.** Перечислены методы получения высокоэнтропийных сплавов. Отмечается, что чаще всего используют методы, основанные на плавлении исходных материалов и последующей их кристаллизации. Приведены примеры работ, в которых использованы технические решения, основанные на методах порошковой металлургии, магнетронного распыления мишеней, самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, спиннингования, диффузионной сварки. **Структура высокоэнтропийных сплавов.** Приведены сведения о высокоэнтропийных сплавах, характеризующихся многофазным строением, присутствием мелкодисперсных, в том числе наноразмерных выделений. Отмечены работы, в которых высокоэнтропийные сплавы были получены в виде металлических стекол, металлоподобных соединений, карбидов, оксидов, боридов. Представлены результаты анализа ряда факторов, которые, по мнению исследователей, способны влиять на структурное состояние создаваемых многокомпонентных сплавов. Отмечается неоднозначность суждений, сформулированных различными группами специалистов. **Свойства высокоэнтропийных сплавов. Пластическая деформация ВЭС.** Приведены работы по изменению структуры и свойств ВЭС методами термопластического воздействия. **Методы изучения высокоэнтропийных сплавов.** Представлен перечень методов исследования, наиболее часто используемых при работе с ВЭС. Для структурных исследований используют методы просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноспектрального анализа, световой микроскопии. Дан краткий анализ подходов к оценке свойств сплавов. **Назначение высокоэнтропийных сплавов.** Описаны перспективные области применения ВЭС. Отмечается возможность использования сплавов в ракетно-космической отрасли, самолето- и машиностроении, атомной энергетике, устройствах СВЧ, акустоэлектронике. **Русскоязычные публикации в области ВЭС**. Даны ссылки на публикации отечественных специалистов. Отмечены диссертационные работы, выполненные в российских научных и образовательных организациях.

Для цитирования: Обзор исследований сплавов, разработанных на основе энтропийного подхода / З.Б. Батаева, А.А. Руктуев, И.В. Иванов, А.Б. Юргин, И.А. Батаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 116–146. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146.

***Адрес для переписки**
Руктуев Алексей Александрович, к.т.н., доцент
Новосибирский государственный технический университет,
пр. К. Маркса, 20,
630073, г. Новосибирск, Россия
Тел.: 8 (383) 346-06-12, **e-mail:** ruktuev@corp.nstu.ru

Разработка сплавов на основе энтропийного подхода

Ожидания и современные представления

Первые работы, связанные с созданием и исследованием высокоэнтропийных сплавов, были выполнены в конце XX века. Американский патент на материалы этого типа на имя тайваньского ученого J.-W. Yeh зарегистрирован в 2002 году [1]. В 2004 году были опубликованы работы J.W. Yeh с соавторами [2] и B. Cantor с соавторами [3], широко цитируемые в настоящее время. Таким образом, примерно 20 лет назад появился новый класс материалов, получивший название «высокоэнтропийные сплавы» (ВЭС) [2, 3- 6]. В состав этих сплавов входит от 5 до 13 элементов примерно в эквиатомном или эквимолярном соотношении [2, 7]. Содержание каждого элемента в ВЭС составляет от 5 до 35 %. Об уровне интереса, который вызывает новое направление материаловедения, свидетельствует тот факт, что за столь короткое время анализу высокоэнтропийных сплавов было посвящено более 5000 значимых работ. Среди них могут быть выделены публикации, содержащие обзор проблем, связанных с особенностями получения, исследования, структуры и свойств многокомпонентных сплавов [8–17]. Интерес, проявляемый по отношению к высокоэнтропийным сплавам, был обусловлен привлекательным комплексом их свойств, в том числе прочностью, пластичностью, износостойкостью, коррозионной стойкостью [2, 18, 19].

В отличие от традиционных сплавов, например сталей, латуней, бронз, алюминиевых или титановых сплавов, у высокоэнтропийных сплавов отсутствует понятие «основной» либо «матричный» компонент. Все присутствующие в эквиатомных соотношениях элементы являются основными, поскольку в неупорядоченном твердом растворе каждый из элементов системы имеет одинаковую вероятность присутствия в каком-либо из узлов кристаллической решетки [20]. Следовательно, в высокоэнтропийных сплавах со структурой твердого раствора деление компонентов на основные и дополнительные (легирующие) сделать нельзя. По сути, эквиатомные сплавы располагаются в центральных областях многокомпонентных диаграмм состояния. В связи с тем что из совокупности компонентов, присутствующих в значительных количествах, какой-либо из них нельзя выделить в качестве базового, иногда анализируемые многокомпонентные сплавы называют безосно́вными (не имеющими основы), или композиционно-сложными [21].

Недостаточное внимание к разработке эквиатомных сплавов, содержащих пять и более компонентов, и доминирование в прежние годы принципа разработки материалов на основе какой-либо из металлических матриц объяснялось ожиданием образования в многокомпонентных смесях хрупких интерметаллических соединений и формирования сложных по строению фаз. Таким образом, можно говорить об использовании в течение последних двух десятилетий «энтропийного» подхода к конструированию сплавов [22]. Одна из основных идей разработки ВЭС заключалась в получении однофазной структуры в виде неупорядоченного твердого раствора замещения. Полагали, что присутствие фаз с упорядоченной структурой, в том числе интерметаллидов различного состава, приведет к охрупчиванию материала, состоящего из различных компонентов.

Характерной особенностью многокомпонентных сплавов является высокая энтропия смешения, снижающая склонность к образованию в сплавах интерметаллидов и способствующая образованию однофазных растворов замещения с ОЦК- или ГЦК-структурой. Высокая энтропия смешения рассматривается как мера вероятности сохранения структуры и фазового состава сплавов, обеспечения их термической стабильности, сохранения высоких значений механических, физических и химических свойств [23, 24]. Энтропия сплава определяется величиной четырех составляющих – конфигурационной энтропии смешения ($\Delta S_{конф}$), энтропией колебания атомов (ΔS_v), энтропией движения электронов (ΔS_e) и энтропией магнитных моментов (ΔS_m) [11].

Концепция разработки ВЭС основана на том, что в многокомпонентных сплавах конфигурационная энтропия характеризуется высоким уровнем, не типичным для традиционных материалов [2, 25, 26]. По сравнению с конфигурационной энтропией вклад составляющих ΔS_v, ΔS_m и ΔS_e в ВЭС мал. Таким образом, наименование

«высокоэнтропийные сплавы» связывают с повышенной конфигурационной составляющей энтропии.

О переходе системы из нестабильного состояния в более стабильное свидетельствует снижение энергии Гиббса. Увеличение количества элементов системы, приводящее к росту конфигурационной энтропии, является фактором, способствующим снижению энергии Гиббса. При этом снижается склонность системы к образованию фаз в виде упорядоченных твердых растворов и интерметаллидов и повышается вероятность образования неупорядоченных твердых растворов [26].

Множество исследований в анализируемой области было связано с поиском параметров, определяющих условия формирования высокоэнтропийных сплавов, предсказанием их структурно-фазового состояния. В работе В.Ф. Горбаня с соавторами проведен анализ более 200 высокоэнтропийных сплавов, на основе которого были сделаны выводы о взаимосвязи между электронной концентрацией, фазовым составом, параметрами решетки и свойствами твердых растворов с решетками ОЦК и ГЦК типа [27]. В качестве основного фактора, определяющего характер фазообразования в эквиатомных высокоэнтропийных сплавах, была выделена усредненная атомная концентрация (эл/ат.). Полученные данные позволили авторам исследования сформулировать условия формирования высокоэнтропийных химических соединений (фазы Лавеса, σ-фазы, μ-фазы). Отмечается, что 100 %-я σ-фаза возникает в тех сплавах, в которых фазу этого типа образуют все пары входящих в них элементов. Вторым необходимым условием является величина электронной концентрации в диапазоне 6,7…7,3 эл/ат. 100 %-я высокоэнтропийная фаза Лавеса, по представлениям авторов отмеченной работы, возникает при суммарной отрицательной энтальпии смешения сплавов равной либо ниже –7 кДж/моль. При этом в сплаве должны присутствовать два элемента с энтальпией смешения менее –30 кДж/моль, а усредненная электронная концентрация должна находиться в диапазоне 6…7 эл/ат. Отмечается, что зародыши твердой фазы в высокоэнтропийном сплаве формируются на базе наиболее тугоплавкого элемента [27].

В работе С.А. Фирстова с соавторами на примере ряда ВЭС проведен анализ связи электронной концентрации с типом кристаллической решетки твердого раствора [23]. Отмечается, что при концентрации до 4 эл/ат. образуется пластичный твердый раствор на базе решетки ГПУ типа. Диапазону концентраций от 4,25 до 7,2 эл/ат. соответствует один или несколько типов твердых растворов на основе ОЦК-решетки. В диапазоне электронной концентрации 7,2…8,3 эл/ат. формируются двухфазные твердые растворы с ОЦК- и ГЦК-решетками. Сплавам с решеткой ГЦК соответствует электронная концентрация, превышающая значение 8,4 эл/ат. Для них характерно такое важное свойство как пластичность. Анализ результатов, представленных в анализируемой статье, позволяет сделать вывод о том, что хрупкие ВЭС обладают преимущественно решеткой ОЦК-типа и соответствуют диапазону электронной концентрации ~ 5,5…7,5 эл/ат.

В то же время следует отметить неоднозначность суждений о роли различных факторов, которые потенциально могли бы влиять на формирование высокоэнтропийных сплавов, определять их структурное состояние. На основании анализа ряда факторов, характерных для разнородных атомов, входящих в многокомпонентные системы, таких как атомные радиусы, значения валентности, электроотрицательности, типы кристаллических структур элементарных металлических компонентов, энтальпийный критерий, А.С. Рогачев сделал вывод о том, что основным критерием возможности образования высокоэнтропийных сплавов является близость размеров составляющих их атомов [17]. Роль других факторов, по его мнению, менее значима, что согласуется с выводами, сделанными ранее в ряде других работ.

Таким образом, многочисленные попытки выявить факторы, определяющие фазовый состав и детали тонкого строения высокоэнтропийных сплавов, к формулированию надежных, четко обоснованных выводов не привели. Пользуясь обсуждаемыми в литературе критериями, предсказать безошибочно структуру вновь разрабатываемых ВЭС и степень ее стабильности при термическом и термопластическом воздействии не представляется возможным. Большинство конкретных выводов и заключений о строении ВЭС сделано по результатам экспери-

ментальных исследований. На примере системы CoCrFeNi показано, что структура сплавов, полученных при добавлении в них таких элементов, как марганец, алюминий или ванадий, существенно отличается. Так, например, введение в сплав алюминия приводит к формированию многофазной структуры [28]. При соблюдении определенных условий для системы CoCrFeNiV также характерно присутствие нескольких фаз [29]. Следует подчеркнуть, что информация о строении ВЭС, считавшихся изученными, постоянно корректируется и дополняется новыми данными.

В своем обзоре [17] А.С. Рогачев в качестве предшественников высокоэнтропийных сплавов отмечает объемные аморфные сплавы (bulk amorphous alloys, металлические стекла), которые, как и ВЭС, могут содержать широкий набор компонентов. Материалы обоих типов принципиально отличаются степенью стабильности структуры. Металлическое стекло представляет собой метастабильную фазу, атомы которой на стадии охлаждения не успевают перестроиться и сформировать структуру кристаллического типа. Метастабильность аморфной фазы проявляется в том, что при нагреве материала и выполнении определенных температурно-временных условий атомы перестраиваются с формированием кристаллической структуры. В однофазных ВЭС разнородные атомы на стадии охлаждения расплава случайным образом располагаются в узлах кристаллической решетки (ГПУ, ОЦК или ГЦК) и образуют, таким образом, разупорядоченный твердый раствор замещения. По степени стабильности ВЭС, решетки которых существенно искажены из-за соседства различных по размеру атомов, занимают промежуточное положение между металлическими стеклами и стабильными фазами, характеризующимися малой плотностью дефектов кристаллического строения [17].

Активно анализируются многокомпонентные высокоэнтропийные сплавы, характеризующиеся сложным многофазным строением [30]. Экспериментально установлено, что в сплаве CrFeNiCoAlCu может быть образовано более шести фаз [31], часть из которых является наноразмерными. К ним могут быть отнесены сплавы, содержащие аморфную фазу [32], а также смеси интерметаллидных фаз [33].

Состав высокоэнтропийных сплавов

Общее число элементов, входящих в различные семейства высокоэнтропийных сплавов, составляет около 40. Сочетание в сплавах пятидвадцати компонентов дает возможность получения огромного числа высокоэнтропийных сплавов [10, 34]. Отмечается, что реально изучено всего лишь около пятисот материалов, относящихся к семейству ВЭС [11, 17]. Стратегия выбора состава ВЭС определяется множеством факторов, важнейшие из которых связаны с условиями эксплуатации материала [26].

Сплавы на основе 3d переходных элементов являются одними из наиболее изученных в настоящее время ВЭС. В каждый из них входит, по крайней мере, 4 из 9 элементов: Fe, Co, Cr, Ni, Mn, Al, Ti, Cu, V [2, 3, 15, 35]. Интерес к материалам этого семейства был обусловлен такими их качествами, как высокая твердость, положительный температурный коэффициент упрочнения, высокие значения износо- и коррозионной стойкости [2, 5, 18, 30, 36, 37]. Хорошо известным и часто обсуждаемым пятикомпонентным ВЭС является сплав CoCrFeMnNi, предложенный научному сообществу в 2004 году [3]. В литературе этот однофазный материал со структурой неупорядоченного твердого раствора замещения именуется иногда сплавом Кантора или «канторовским сплавом». Одним из наиболее изученных материалов, относящихся к классу высокоэнтропийных сплавов, является AlCoCrCuFeNi [2, 7, 30, 38, 39]. Кроме 3d переходных элементов в состав полиметаллических ВЭС входят и другие элементы, например цирконий: AlTiVFeNiZr, AlTiVFeNiZrCoCr, CuTiVFeNiZrCoCr, MoTiVFeNiZrCo, MoTiVFeNiZrCoCr, CuTiVFeNiZrCo и др. [1].

Большой объем исследований связан со сплавами на основе тугоплавких металлов (Hf, Ta, Mo, Nb, V, W, Cr, Zr, Ti). В третью группу ВЭС, которой уделяется повышенное внимание специалистов, входят легкие сплавы (Al, Sn, Be, Li, Mg, Ti, Sc, Si, Zn). Во все перечисленные многокомпонентные материалы входят алюминий и титан [17]. Четвертое семейство ВЭС основано на использовании переходных 4f-металлов (редкоземельные элементы Gd, Dy, Lu, Tm, Tb, Y). Выделяют также пятое (Cu, Al, Mn, Ni, Zn, Sn) и шестое (Au, Ag, Cu, Co, Cr, Ni, Pt, Pd, Ru, Rh)

семейство ВЭС, в которые могут входить такие элементы, как Fe, Co, Ni, Si, B, Zr, Hf, Cu, Be, Mo, Cr. Не вызывает сомнений, что номенклатура ВЭС будет расширяться.

В качестве самостоятельного семейства ВЭС выделяют также высокоэнтропийные металлические стекла. В последние годы внимание специалистов уделяется разработке высокоэнтропийных металлоподобных соединений [11, 17]. В их число входят керамические материалы в виде карбидов [40], оксидов [41], боридов [42], нитридов [43]. Примерами соединений такого рода являются (TiZrNbHfTa)C, $(AlCrTaTiZr)O_x$, $(Ti_{0.2}Hf_{0.2}Zr_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B_2$, $(AlCrTaTiZr)N_x$. Говоря об оксидных материалах [44], отмечают простые оксидные системы, образованные двух- и трехвалентными металлами, а также высокоэнтропийные системы со структурой перовскита [45] и шпинели [46].

В литературе приведены примеры композиций, в которых матричными материалами являются ВЭС, полученные методом механического сплавления чистых компонентов (CoCrFeNiMn, CoCrFeNiV, CoCrFeNiCu, CoCrFeNiAl), а упрочнение обеспечивают керамические частицы (WC, TiB2, Ti(C,N)) [17, 47–49].

С учетом основных компонентов, входящих в высокоэнтропийные сплавы, последние условно делят на несколько групп [17]. Так, например, выделяют высокоэнтропийные стали, жаропрочные сплавы, легкие сплавы, редкоземельные сплавы, бронзы и латуни, катализаторы. Подчеркивают, однако, что такой тип классификации не является общепризнанным.

Методы получения высокоэнтропийных сплавов

Для получения сплавов, характеризующихся высокой энтропией смешения, могут быть использованы различные технические решения, связанные с процессами плавления, порошковой металлургии (механического легирования порошков), сварки, спиннингования, splat-охлаждения, самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, магнетронного распыления мишеней, наплавки порошковых смесей на металлическую основу.

В большинстве случаев высокоэнтропийные сплавы получают плавлением материалов с последующей их кристаллизацией [17]. Используют методы электродугового плавления в вакууме [2, 5, 6, 50–52], аргонодугового [53] и индукционного [3, 54] плавления, плавления в печах сопротивления. Одним из наиболее распространенных методов получения ВЭС является вакуумно-дуговое плавление [55, 56]. Исходным материалом является смесь металлов чистотой более 99 %. Выплавку сплавов выполняют в среде инертного газа, предотвращающего материал от окисления. С целью повышения степени однородности отливок их переплавляют несколько раз. Важным фактором, определяющим выбор метода получения ВЭС, является температура плавления материала и входящих в него компонентов. Для получения тугоплавких ВЭС рациональным является применение технологии электродугового плавления.

С целью формирования оптимальной структуры и улучшения комплекса механических свойств высокоэнтропийные сплавы, полученные методом литья, как правило, подвергают термопластической обработке – прокатке в холодном и горячем состоянии [54, 57, 58], ковке [7], волочению [59]. В качестве окончательной технологической операции обычно используют гомогенизирующий отжиг либо иные способы термической обработки, способствующие формированию равновесной структуры [54, 59, 60].

К часто используемым методам получения ВЭС относят также механическое сплавление чистых порошковых компонентов в планетарных шаровых мельницах [26, 61–67]. Деформированием в высокоэнергетических шаровых мельницах смеси элементарных порошков осуществляют их взаимодействие. Длительность обработки составляет ~ 10…20 часов. Горячее изостатическое прессование является способом компактирования материалов, позволяющим улучшить качество структуры ВЭС [68]. Методом механического сплавления были получены, например, материалы типа CoFeNiXY. Компонентами X в них являются Cr и Cu, а функцию компонентов Y выполняют Mn, Al, Ti или Zn [17].

Частицы износа, оставляемые стальными шарами в процессе обработки порошковых смесей, содержащих железо, на качестве получаемых ВЭС не отражаются. В иных случаях можно ожидать влияние продуктов намола, попавших в многокомпонентные материалы при обработке

их шарами. Особенностью, характерной для механического сплавления порошков высокопластичных материалов, является налипание их на поверхность деформирующих шаров, что в итоге отражается на качестве формируемых ВЭС. Полученные методом механического легирования порошковые материалы требуют консолидации. Одним из наиболее эффективных подходов к выполнению этой задачи служит искровое плазменное спекание (*spark plasma sintering*) [64–66, 69]. В ряде работ многокомпонентные высокоэнтропийные сплавы получали с использованием технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [70, 71].

Высокоэнтропийные сплавы в виде тонких пленок и многослойных покрытий получают методом магнетронного распыления [9, 11, 17, 43, 72]. Тонкослойный ВЭС может быть получен путем распыления одной мишени, в состав которой входит несколько компонентов. Второй подход к решению задачи основан на одновременном магнетронном распылении нескольких мишеней [73]. Методом магнетронного распыления получают высокоэнтропийные сплавы в виде нитридов [74], карбидов [40] и других материалов. Чередуя мишени разного состава, методом магнетронного распыления были сформированы также наноструктуры, состоящие из слоев ВЭС и чистых металлов [75].

Одной из разновидностей многокомпонентных сплавов, анализируемых в последнее время, являются высокоэнтропийные металлические стекла [17, 76, 77]. Технологический процесс их получения основан на спиннинговании расплавов ВЭС. Полученное таким образом металлическое стекло представляет собой аморфную ленту, охлажденную с высокой скоростью на вращающемся медном барабане. Одна из технологий ускоренной закалки ВЭС из жидкого состояния основана на использовании splat-охлаждения, заключающегося в столкновении капли расплава с внутренней поверхностью вращающегося с высокой скоростью медного цилиндра [78].

В работе [79] изучали возможность получения жаропрочных композитов на основе высокоэнтропийных сплавов FeCoNiMnCr и $FeCoNi_2MnCrCu$. Слоистые композиты формировали методом диффузионной сварки алюминиевых фольг и тонких слоев высокоэнтропийных сплавов. Слитки ВЭС, полученные в вакуумно-дуговой печи, деформировали прокаткой до толщины 0,4 мм на двухвалковых станах при комнатной температуре со степенью ~ 15 % за один проход [79, 80]. Слоистые заготовки сваривали диффузионным методом за два этапа. На первом этапе длительностью 2 ч температура составляла 600 °C, на втором – 950 °C.

Структура высокоэнтропийных сплавов

Наиболее важные разделы большинства исследований высокоэнтропийных сплавов связаны с изучением их структуры, особенности которой определяют комплекс свойств и область возможного применения анализируемых материалов. Строение высокоэнтропийных сплавов, полученных методом кристаллизации расплава, в значительной степени определяется скоростью охлаждения материала. По данным, представленным в работе [17], процессы кристаллизации ВЭС и традиционных сплавов идентичны. В условиях высокоскоростного охлаждения материалов формируется мелкозернистая структура. В тех случаях, когда расплав охлаждается с невысокой скоростью, составляющей десятки градусов в секунду, образуется структура дендритного типа [81]. При высокоскоростном охлаждении расплава склонность к образованию дендритов исчезает.

На начальном этапе разработки концепции ВЭС широко обсуждалось положение о том, что высокая энтропия смешения, являясь фактором, препятствующим образованию упорядоченных фаз и интерметаллидов, способствует формированию неупорядоченных твердых растворов замещения. Учитывая это, можно было ожидать, что анализ структурных механизмов упрочнения ВЭС не будет представлять собой особо сложную задачу. Однако на этапе разработки многокомпонентных эквиатомных сплавов, характеризующихся многофазным строением, оказалось, что, как и при изучении традиционных легированных сплавов, структурные исследования являются не менее сложной задачей. Для ее решения также необходимо использование самых разнообразных методов исследования. Важнейшими из них являются методы рентгеноструктурного анализа, трансмисионной и растровой электронной микроскопии. Комплекс привлека-

емых методов исследований определяется решаемыми в работе задачами, составом материала, геометрическими параметрами полученных заготовок и другими особенностями анализируемых ВЭС.

Анализ свойств «классических» однофазных ВЭС проводился с учетом расположения атомов разнородных элементов в объеме кристаллической решетки. Полагают, что находящиеся в многокомпонентной системе атомы, различающиеся размерами, электронным строением, термодинамическими свойствами, приводят к существенному искажению кристаллической решетки твердого раствора, повышению эффективности механизма твердорастворного упрочнения и стабилизации свойств материала [23]. Эта особенность существенно отличает ВЭС от обычных сплавов [20]. В работе [17] на примере пятикомпонентного эквиатомного сплава ABCDE графически показано, что в элементарных ячейках типа ОЦК и ГЦК дальний порядок для атомов каждого типа отсутствует и возникающая фаза представляет собой полностью разупорядоченный твердый раствор замещения. Эквиатомный сплав типа ABCDE может быть построен только из множества элементарных ячеек, отличающихся между собой составом.

Характерными представителями однофазных высокоэнтропийных сплавов, обладающих структурой неупорядоченного твердого раствора замещения с кристаллической решеткой ГЦК типа, являются сплавы CoCrFeNi и CoCrFeNiMn. В диссертационной работе, выполненной Д.Г. Шайсултановым [82], показано, что при добавлении в систему CoCrFeNi ванадия либо ванадия совместно с марганцем в структуре сплавов наряду с ГЦК-фазой формируется тетрагональная σ-фаза. Еще более сложная структура образуется в сплаве, содержащем кроме четырех указанных компонентов алюминий и медь (CoCrFeNiAlCu). В структуре этого сплава зафиксированы четыре фазы, в том числе разупорядоченная ОЦК-фаза (с преимущественным содержанием хрома и железа), упорядоченная B2 фаза (с преимущественным содержанием алюминия и никеля), упорядоченная $L1_2$ фаза (обогащенная медью), упорядоченная $L1_2$ фаза (обогащенная кобальтом, хромом, железом).

Важнейшей характеристикой, определяющей интерес многих специалистов к высокоэнтропийным сплавам, является стабильность их структуры, а значит, и свойств. Тезис о связи этого качества лишь с высокими значениями конфигурационной составляющей энтропии, характерной для многокомпонентных сплавов, в настоящее время свою актуальность утратил. Во многих работах экспериментально показано, что и в сплавах с высокими значениями энтропии смешения наряду с твердым раствором могут возникать иные фазы, в том числе интерметаллидные.

Посредством использования метода аномального рассеяния рентгеновских лучей и дифракции нейтронов в работе [83] было показано, что двухнедельная выдержка при 753 К четырехкомпонентного сплава FeCoCrNi, полученного методом дуговой плавки, не привела к проявлению эффекта упорядочения твердого раствора и формированию в нем дальнего порядка. Такую стабильность анализируемого сплава связывают с его высокой конфигурационной энтропией.

Вопрос о стабильности ВЭС в условиях термического и термопластического воздействия остается открытым. Подробный анализ этой проблемы представлен в работе А.С. Рогачева [17]. Большой объем исследований связан с оценкой стабильности пятикомпонентного сплава CoCrFeNiMn (сплава Кантора). Диаметр атомов марганца в нем (0,274 нм) существенно больше по сравнению с атомами, входящими в четырехкомпонентную систему CoCrFeNi. По этой причине максимальные искажения кристаллической решетки, локализованные вблизи атомов марганца, в пятикомпонентной системе существенно выше, чем в сплаве CoCrFeNi. Анализ поведения сплава Кантора в различных условиях термического и термопластического воздействия не дает оснований сформулировать однозначные выводы о его стабильности. В литературе имеются данные о длительном сохранении однофазной структуры материала в широком диапазоне температур (1273…1473 К), что свидетельствует о его высокой стабильности [29, 84–86]. В то же время на основании результатов экспериментальных исследований сделаны выводы о том, что пластическая деформация и высокотемпературное воздействие являются факторами, приводящими к выделению из сплава CoCrFeNiMn вторичных фаз [17, 50, 85, 87, 88],

в том числе наноразмерных интерметаллидов типа NiMn, FeCo.

Увеличение доли хрома и марганца ускоряет образование вторичных фаз. При этом отмечается [17], что при выделении из высокоэнтропийного сплава CoCrFeNiMn какой-либо вторичной фазы его матричная фаза остается твердым раствором с ГЦК-структурой. Система CoCrFeNiAl, как и CoCrFeNiMn, характеризуется метастабильностью. В результате непродолжительного отжига этого типа ВЭС в нем возникает несколько типов структурных составляющих [89].

Анализ структуры термически и пластически обработанных сплавов, состоящих из тугоплавких компонентов (TiZrTaHf, TiZrTaNb, TiZrHfNbV), свидетельствует о том, что так же, как и многие другие ВЭС, их можно отнести к метастабильным материалам [90–93]. Учитывая изложенное, А.С. Рогачев делает вывод о том, что большинство высокоэнтропийных сплавов содержат несколько фаз, количество которых в результате отжига увеличивается [17]. К числу стабильных или ограниченно стабильных ВЭС отнесены: CoFeNiMnCu [94], $AlNbTiVZr_x$ [95], $CoCrFeNiMnTi_{0.1}$ [96], ZrTiHfCuNiFe [97] и ряд других. При этом следует иметь в виду, что оценка степени стабильности ВЭС во многих случаях представляет собой методически сложную задачу. Речь идет, например, о наблюдении особо дисперсных фаз, объемная доля которых в сплавах мала. Вполне вероятно, что при выполнении структурного анализа какие-либо из них могут быть упущены.

Следует отметить, что понятие «метастабильности», находящееся в противоречии с исходными свойствами высокоэнтропийных сплавов и выражающееся в формировании в них нескольких фаз, предлагается не рассматривать в качестве принципиального недостатка реальных многокомпонентных систем. Положительный эффект, обусловленный их присутствием, может быть связан с проявлением эффекта дисперсионного упрочнения материалов [17]. При этом во избежание охрупчивания ВЭС стремятся предотвращать образование в них σ-фаз.

Представленный в работе [17] анализ структурных преобразований в сплавах, отнесенных к семейству высокоэнтропийных, позволил сделать вывод о сложности интерпретации явлений, связанных со стабильностью многокомпонентных систем. Полагают, что связь стабильности анализируемых материалов лишь с уровнем конфигурационной энтропии является весьма упрощенной. Более обоснованный подход к решению этой проблемы связывают с развитием полуэмпирических критериев стабильности ВЭС, проведением квантовомеханических расчетов [98–100], термодинамическим анализом многокомпонентных систем.

Как и следовало ожидать, менее стабильными являются интенсивно деформированные сплавы, а также сплавы с измельченной зеренной структурой [101]. Задачи, решаемые М.В. Ивченко, при выполнении им диссертационной работы были связаны с изучением структуры и свойств высокоэнтропийного сплава AlCrFeCoNiCu [102]. Особый интерес представляют полученные экспериментально данные о структурно-фазовых преобразованиях, происходящих в быстрозакаленном спиннингованием и сплэтингом расплаве, о влиянии мегапластической деформации и термическом воздействии на структуру и фазовый состав сплава AlCrFeCoNiCu.

При охлаждении со скоростью 10 К/с в сплаве AlCrFeCoNiCu формируется сложная по составу структура дендритного типа, каждая из фаз которой является шестикомпонентной. Выделившиеся в пределах дендритов и в междендритном пространстве фазы равномерно распределены по объему слитка, являются наноразмерными, характеризуются равноосной и пластинчатой морфологией, являются упорядоченными (структурные типы B2 и $L1_2$) и неупорядоченными (A1, A2) твердыми растворами [102]. Высокоскоростное охлаждение расплава по методу сплэтинга (~10^6 К/с), как и при спиннинговании (~10^5 К/с), приводит к формированию ультрамелкозернистой (560 нм) структуры бездендритного типа, в которой содержатся наноразмерные шестикомпонентные фазы.

Одна из особенностей, зафиксированных при исследовании шестикомпонентных сплавов AlCrFeCoNiCu после высокоскоростной закалки и интенсивной пластической деформации, заключается в присутствии распределенных в объеме фаз локальных наносегрегаций из некоторых элементов. Результатом соответствующего перестроения компонентов сплава служит проявление размерно-пространственной периодичности

элементного и фазового состава в объеме слитка [102]. Методом 3D-AP томографии в сплаве AlCrFeCoNiCu зафиксированы концентрационные флуктуации в виде кластеров в диапазоне размеров от одного до нескольких десятков нанометров.

Дислокационные механизмы упрочнения высокоэнтропийных сплавов изучены гораздо в меньшей степени, чем классических легированных сталей и сплавов. Тем не менее во многих работах этой проблеме уделяется особое внимание. В качестве основных рассматривают твердорастворный механизм упрочнения, упрочнение границами зерен, скоплениями дислокаций, а также дисперсными фазами.

Одна из задач, решаемых в работе [21], была связана с изучением структуры и свойств сплава CoCrFeMnNi, легированного углеродом и алюминием. Установлено, что введение 0,7 ат. % C и 3,4 ат. % Al сопровождается ростом энергии дефекта упаковки сплава и замедлением процесса двойникования на начальных этапах деформации. Высокие прочностные свойства деформированного на 80 % сплава CoCrFeMnN(Al,C) по сравнению с эквиатомным пятикомпонентным сплавом CoCrFeMnNi обусловлены бóльшим вкладом твердорастворного упрочнения в присутствии легирующих элементов – углерода и алюминия. Установлено, что в отожженном после холодной прокатки (ε = 80 %) сплаве CoCrFeMnN(Al,C) наиболее значимым является зернограничное упрочнение. Влияние наноразмерных карбидов, возникших в процессе отжига при 700…900 °C холоднокатаного сплава, соизмеримо с механизмом зернограничного упрочнения.

Свойства высокоэнтропийных сплавов

Основным фактором, определяющим интерес специалистов к разрабатываемым материалам, является характер их поведения в различных условиях воздействия внешней среды. Комплекс параметров, зафиксированных на начальных этапах разработки ВЭС, а также ожидания, основанные на теоретических представлениях о возможных проявлениях многокомпонентных систем, позволяют сделать вывод о перспективности их использования в различных отраслях производства. Учитывая, что анализируемые в литературе высокоэнтропийные сплавы представляют собой семейство существенно различающихся по составу материалов, в каждом конкретном случае необходимо оценивать комплекс свойств, соответствующих их назначению и условиям эксплуатации. Свойства ВЭС определяются входящими в их состав компонентами, структурным состоянием и технологией производства.

В литературе содержится широкий спектр представлений (иногда противоречивых) о свойствах высокоэнтропийных сплавов. В качестве важных показателей ВЭС отмечают их твердость, прочность, износостойкость [2, 7, 102, 103], повышенную пластичность при низких температурах, коррозионную стойкость, термическую стабильность [17], устойчивость к ионизирующим излучениям [22, 104]. Следует подчеркнуть, что такого рода характеристика является обобщенной и ко всем типам ВЭС не может быть применима. Для материалов конструкционного назначения особое значение имеет сочетание прочностных свойств, показателей пластичности, трещиностойкости и ряда других характеристик, определяющих поведение сплавов в тяжелых условиях внешнего нагружения.

Уникальные свойства многокомпонентных ВЭС обусловлены проявлением четырех эффектов [17, 9–13]. Один из них связан с высокой энтропией сплава, второй – с искажениями кристаллической решетки, третий – с замедленной диффузией компонентов сплава. Четвертый получил название «коктейльный эффект».

Эффект высокой энтропии, от которого происходит название анализируемых в работе сплавов, определяется уровнем конфигурационной энтропии. В соответствии с одной из классификаций анализируемых сплавов к низкоэнтропийным относят сплавы, у которых $\Delta S_{mix} \leq 0{,}69R$, где R – универсальная газовая постоянная. Среднеэнтропийные сплавы описываются соотношением $0{,}69R \leq \Delta S_{mix}$ $1{,}61R$. К высокоэнтропийным относят сплавы с $\Delta S_{mix} \geq 1{,}61R$ [4]. Поиск составов высокоэнтропийных стабильных сплавов осложняется рядом обстоятельств [17]. Одно из них заключается в том, что применимость зависимостей, надежно описывающих условия стабильности идеальных растворов, по отношению к реальным твердым растворам неочевидна [11].

Второй из основных эффектов высокоэнтропийных сплавов – эффект искажений кристаллической решетки. Обусловлен он различием размеров атомов, из которых состоит многокомпонентная система. Степень искажений минимальна при соседстве атомов, близких по своим размерам. В сплавах, состоящих из атомов, существенно различающихся по размерам, формируются более крупные пустоты – междоузлия. В этих пустотах могут располагаться внедренные атомы, формирующие область локальных напряжений [17]. Источниками искажений являются также крупные атомы, расположенные в узлах кристаллической решетки и окруженные более мелкими атомами, положение которых также соответствует узлам решетки. Искажения кристаллической решетки в значительной степени определяют уровень прочностных свойств ВЭС.

Замедленная диффузия представляет собой третий эффект, определяющий стабильность структуры и комплекс свойств высокоэнтропийных сплавов. Благоприятное влияние низкой скорости диффузии отражается в повышении термической и химической стабильности ВЭС [105, 106]. В качестве факторов, объясняющих торможение диффузионных процессов, отмечают искажения кристаллической решетки и иные особенности, характерные для ВЭС [4, 6, 37, 107]. Вскрытые в ряде работ противоречия позволяют сделать вывод, что подтверждение или опровержение эффекта замедленной диффузии в ВЭС требует дополнительных исследований [17].

Термин «коктейльный эффект» предполагает, что в сложной по составу системе проявляется эффект смешения, не доступный каждому из его компонентов в отдельности. По сути, этот термин является синонимом такого понятия, как синергетический эффект.

Из всей совокупности механических свойств ВЭС в большей степени внимание специалистов уделялось показателям прочности. В то же время принципиальное значение имеет вопрос о хрупкости высокоэнтропийных сплавов, степень которой определяется пластичностью, ударной вязкостью и трещиностойкостью материалов. Следует подчеркнуть, что отсутствие охрупчивающих фаз является одним из отличительных требований к ВЭС, определяющих их технологические свойства, в частности, деформируемость при обработке давлением в холодном состоянии. С учетом этих представлений полагают, что высокая энтропия смешения, препятствующая формированию в ВЭС интерметаллидных фаз и способствующая образованию преимущественно неупорядоченных твердых растворов замещения, является фактором, благоприятно отражающимся на сочетании прочностных свойств и склонности их к деформации [26, 7, 108–110]. Совокупность показателей прочности и пластичности позволяет в первом приближении оценить перспективы разрабатываемых материалов в качестве конструкционных.

Анализ свойств ВЭС в различных условиях внешнего воздействия описан во многих работах [8, 9, 11, 13, 15, 35, 111]. Наибольший объем информации связан с системами на основе 3d-переходных металлов. Уровень прочностных свойств некоторых из них можно определить, как высокий [17]. В соответствии с данными, представленными в работе [112], величина этого показателя для сплава $Co_{30}Cr_{10}Fe_{50}V_{10}$ достигает 2000 МПа. При этом уровень деформации ε, соответствующий разрушению материала, достигает 71 %.

Имеющие структуру ГЦК твердого раствора отливки из высокоэнтропийного сплава CoCrFeNiMn являются высокопластичными (δ = 68 %) и обладают при этом низким уровнем прочностных свойств ($\sigma_{0,2}$ = 140 МПа, $\sigma_в$ = = 443 МПа) [82]. Аналогичные выводы автор работы сделал относительно четырехкомпонентного сплава CoCrFeNi. В отличие от марганца, введение которого на прочностных свойствах и пластичности четырехкомпонентной системы существенно не отражается, роль ванадия, приводящего к формированию хрупкой σ-фазы, в снижении пластичности сплавов CoCrFeNiV и CoCrFeNiMnV весьма заметна. Легированные ванадием сплавы проявляют заметную пластичность лишь при воздействии сжимающих напряжений. Низкий уровень пластичности (0,2 %) характерен также для сплавов CoCrFeNiAlCu с многофазной структурой при комнатной температуре.

Термическая стабильность ВЭС предполагает сохранение структуры разупорядоченного твердого раствора при нагреве материала и выдержке его в высокотемпературном состоянии. Результатом упорядочения твердого раствора в

процессе отжига ВЭС, заключающегося в диффузионном перераспределении атомов с фиксацией их в определенных термодинамически выгодных позициях элементарной ячейки, может быть формирование сверхструктуры [17]. Обсуждались попытки изучения перестройки структуры твердого раствора в процессе его нагрева и контроля ее методами дифракции рентгеновского излучения. Решение этой задачи, имеющее значение с прикладной и фундаментальной точки зрения, методически проблематично.

Высокоэнтропийные сплавы рассматривают в качестве перспективных жаропрочных материалов [26, 113, 114]. В работе [24] изучали термическую стабильность сверхтвердых нитридных покрытий на основе пятикомпонентного высокоэнтропийного сплава, содержащего Ti, V, Zr, Nb, Hf. Объектами исследования являлись тонкие покрытия, полученные методом вакуумно-дугового испарения предварительно подготовленного многокомпонентного катода. Подложками служили пластины из хромоникелевой аустенитной стали. Для нитридных покрытий (TiVZrNbHf)N, полученных в присутствии азота (0,27…0,66 Па) при подаче на стальную пластину постоянного отрицательного потенциала, характерны высокие значения твердости (50…60 ГПа). Такой уровень свойств материалов объясняется формированием поликристаллической структуры с размером зерен ~ 30…50 нм и значительными по величине искажениями кристаллической решетки. Проведенные в работе исследования свидетельствуют о высокой термической стабильности однофазных нитридных покрытий. Их структура сохраняется при отжиге до 1100 °С [24]. Выводы о достаточно высокой термической стабильности в интервале температур от 20 до 1000 °С были сделаны С.А. Фирстовым с соавторами на основании экспериментальных исследований девяти высокоэнтропийных сплавов [115].

В работе [82] была изучена возможность создания новых композиционных материалов путем диффузионной сварки пластин из ВЭС типа FeCoNiMnCr и $FeCoNi_2MnCrCu$ и алюминиевого сплава системы Al-Si. Установлено, что диффузионные процессы, происходившие при нагреве слоистых пакетов, привели к формированию неоднородных по строению материалов с образованием переходных зон, дендритных построений, интерметаллических фаз. Предел прочности композита, полученного методом диффузионной сварки под давлением, стабилен на уровне ~ 615 МПа в температурном диапазоне 20 – 850 °С. При этом предел прочности пластин ВЭС при 750 °С вне композита не превышал 375 МПа.

Пятикомпонентный аморфный сплав TiZrHfCuNi, полученный путем разливки расплава в охлаждаемую медную изложницу, приобретая высокий уровень предела прочности (1930 МПа), при комнатной температуре имеет пластичность, близкую к нулевым показателям [116]. Методом магнетронного распыления была получена тонкая пленка из шестикомпонентного сплава AlCrMoTaTiZr, характеризующаяся высокими значениями модуля упругости (11,2 ГПа) и твердости (193 ГПа) [117].

В работе М.В. Карпеца с соавторами [102] представлены результаты оценки поведения высокоэнтропийного сплава $VCrMnFeCoNi_x$ (где x = 1,0; 1,5; 2,0) при трении о не жестко закрепленные частицы абразива. После аргонодуговой плавки в структуре сплава был зафиксирован твердый раствор с решеткой типа ГЦК и σ-фаза, аналогичная тетрагональной σ-фазе бинарного сплава Fe-Cr. С ростом содержания никеля объемная доля σ-фазы уменьшалась. Из трех исследованных высокоэнтропийных материалов наиболее высоким уровнем износостойкости обладает сплав $VCrMnFeCoNi_1$. Его коэффициент относительной износостойкости (К = 3,03), измеренный в соответствии с ГОСТ 3647–80, близок к значению материала, наплавленного электродом Т-590 (К = 3,09), который применяют для поверхностного упрочнения изделий, эксплуатирующихся в условиях абразивного изнашивания. Таким образом, можно сделать вывод о высокой абразивной износостойкости высокоэнтропийного сплава $VCrMnFeCoNi_1$, предложенного в работе [103].

В работе [23] на примере высокоэнтропийного сплава VNbTaCrMoW сделан вывод о том, что материал приобретает усредненные значения большинства физических характеристик. Исключение составляют лишь прочностные свойства, которые у ВЭС, благодаря аномальным значениям твердорастворного упрочнения, существенно выше [118, 119].

Пластическая деформация ВЭС

Наряду с термической обработкой пластическая деформация рассматривается в качестве одного из эффективных технологических факторов, позволяющих изменять структуру, показатели прочности, пластичности и другие свойства высокоэнтропийных сплавов. В настоящее время нет оснований утверждать, что потенциальные возможности такого подхода очевидны и могут быть применимы к большинству анализируемых материалов. В то же время при изучении ряда полиметаллических сплавов получены убедительные доказательства эффективности способов обработки металлов давлением. Так, например, после холодной прокатки со степенью 80 % сплав CoCrFeMnN(Al,C) обладает высоким комплексом механических свойств: $\sigma_{0,2}$ = = 870 МПа, $\sigma_в$ = 1060 МПа, δ = 25 % [21]. Результатом горячей пластической деформации сплава CoCrFeNiMnV является изменение его фазового состава и преобразование исходной ламельной структуры в ультрамелкозернистую, что благоприятно отражается на свойствах материала, в частности, приводит к снижению температуры вязкохрупкого перехода [82].

Исследования, ориентированные на восполнение пробелов в области пластического и термопластического воздействия, успешно выполняются в Белгородском государственном национальном исследовательском университете под руководством Г.А. Салищева. Одна из задач, решаемых в диссертационной работе Д.Г. Шайсултанова, была связана с разработкой режимов деформации, обеспечивающих повышение комплекса механических свойств сплавов CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAlCu [82]. Экспериментально установлено, что при комнатной температуре заготовки из сплава CoCrFeNiMn могут быть продеформированы методом одноосновной прокатки без потери сплошности материала на десятки процентов. В результате такого воздействия предел текучести сплава увеличился в 8 раз (со 140 до 1120 МПа), а предел прочности – в 2,7 раза (с 443 до 1175 МПа). Как и следовало ожидать, уровень относительного удлинения при этом существенно снизился (с 68 до 14 %).

Анализ влияния прокатки в холодном состоянии на структуру и свойства сплава $Al_xCoCrFeNi$ выполнен в работе [120]. Зафиксированное экспериментально повышение твердости сплавов по сравнению с литым состоянием обусловлено проявлением механизмов деформационного упрочнения. В частности, на основании результатов, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии, установлено, что повышение прочностных свойств материалов связано с формированием многочисленных построений в виде нанодвойников. С увеличением степени пластической деформации объемная доля этих дефектов кристаллического строения возрастает. В работе [82] роль процессов дислокационного скольжения и двойникования в формировании прочностных свойств показана на примере холоднокатанного сплава CoCrFeNiMn [82].

Диссертационная работа М.В. Климовой связана с изучением влияния деформационно-термической обработки на структуру и механические свойства высокоэнтропийных сплавов системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni(Al,C) [21]. Внимания заслуживает выявленная экспериментально стадийность микроструктуры сплава CoCrFeMnNi в процессе его прокатки при комнатной температуре. Автор работы выделяет три стадии структурных преобразований, связанных со степенью пластической деформации материала: увеличение плотности дислокаций (ε = 5…20 %); интенсивное деформационное двойникование (ε = 20…60 %); образование полос сдвига (ε = 60…80 %). В области криогенных температур (–196 °C) стадия двойникования сдвигается к меньшим значениям степени деформации.

После мегапластической деформации по схеме кручения под высоким давлением (6 ГПа) микротвердость сплава AlCrFeCoNiCu достигает 12 ГПа [102]. В этих условиях растворяются все избыточные фазы и развивается механоиндуцированное ОЦК→ГЦК превращение. Последующий отжиг сплава приводит к обратному ГЦК→ОЦК преобразованию структуры.

Плохая деформируемость при комнатной температуре является фактором, ограничивающим применение некоторых высокоэнтропийных сплавов [2, 7, 121]. Так, например, в работе [7] отмечается низкий комплекс механических свойств отливок из сплава AlCoCrCuFeNi. В качестве решения указанной проблемы было предложено использовать метод всесторонней горячей ковки (*a–b–c*-ковки) при температуре 950 °C. Сплав

получали методом индукционной плавки с последующим электрошлаковым переплавом и литьем в медную охлаждаемую изложницу. Ковку осуществляли в изотермическом штамповом блоке на гидравлическом прессе при скорости перемещения траверсы 1 мм/с. Общая степень деформации составила ~ 1000 %. В процессе всесторонней ковки устраняется дендритное строение литого сплава, структура ВЭС становится более мелкой (2,1 мкм) и однородной. Результатом структурных преобразований, сопровождающих горячую пластическую деформацию сплава, является рост предела текучести от 790 до 1170 МПа. Наблюдаемый в этих условиях рост относительного удлинения (с 0,2 до 1 %) не позволяет говорить о существенном улучшении показателей пластичности [122]. Одна из особенностей поведения кованного сплава AlCoCrCuFeNi, зафиксированная авторами работы [7], заключается в проявлении эффекта сверхпластичности в области высоких температур (800…1000 °С). При деформации со скоростью 10^{-2} $с^{-1}$ величина относительного удлинения подвергнутых растяжению образцов составляет 1240 % [82].

Методы изучения высокоэнтропийных сплавов

Выбор методов изучения структуры и свойств высокоэнтропийных сплавов обусловлен различными факторами, в том числе особенностями строения материалов, условиями их эксплуатации, размерами образцов. Один из наиболее важных методов исследований связан с рентгеноструктурным анализом сплавов, выявлением присутствующих фаз, определением параметров их кристаллических решеток. Во многих работах в области ВЭС структурные исследования выполнены с применением методов просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноспектрального анализа, световой микроскопии.

Методы механических и иных испытаний определяются назначением разрабатываемых высокоэнтропийных сплавов. Для конструкционных сплавов важнейшее значение имеет информация о прочностных свойствах в условиях одноосного растяжения и сжатия. Уровень надежности и долговечности изделий, изготовленных из ВЭС, связан с такими свойствами материалов, как ударная вязкость, статическая и усталостная трещиностойкость. В ряде случаев важное значение имеют характеристики коррозионной стойкости.

Задачи, связанные с исследованием наноразмерных частиц, выделяющихся в ВЭС, предполагают использование методов просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения [123]. В работе [124] для решения такого рода задач при изучении деформированного сплава CoCrFeNiMn использовали метод малоуглового рассеяния синхротронного излучения.

В работе [125] для изучения структурно-фазового состояния четырехкомпонентного сплава CoCrFeNi использовали метод, основанный на дифракции нейтронов. Полученные таким образом экспериментальные результаты позволили сделать заключение об особенностях тонкого строения сплава CoCrFeNiMn [84]. С использованием метода аномального рассеяния рентгеновских лучей и дифракции нейтронов изучали процессы структурных преобразований при нагреве четырехкомпонентного сплава FeCoCrNi, полученного методом дуговой плавки. Было показано [83], что двухнедельная выдержка сплава при 753 К не привела к проявлению эффекта упорядочения твердого раствора и формированию в нем дальнего порядка.

Одной из наиболее важных характеристик многокомпонентных сплавов является степень упорядочения структуры. В работе М.В. Ивченко для прецизионного исследования локального атомного состава шестикомпонентного сплава AlCoCrCuFeNi был использован оптический томографический атомный зонд Cameca atom probe (3D-AP) [18, 102]. Этим же методом изучали структуру и свойства шестикомпонентного сплава AlCrFeCoNiCu после литья и быстрой закалки из расплава [36].

Традиционный подход к обоснованию составов многокомпонентных систем и анализу их свойств связан с высокой трудоемкостью исследований, проведением множества экспериментов. Одна из задач, типичных для анализируемых материалов, связана с необходимостью моделирования фазовых диаграмм состояния. Примеры ее решения методом CALPHAD (CALculations of PHAse Diagrams) приведены в работах [126, 127]. Развитие компьютерных техноло-

гий и специального программного обеспечения во многих случаях позволяет существенно сократить затраты на разработку высокоэнтропийных сплавов. Методами математического моделирования с использованием термодинамических расчетов были проведены исследования по выбору рациональных составов ВЭС [128, 129]. Нет сомнений, что в ближайшие годы этот подход будет одним из наиболее перспективных при обосновании ВЭС различного назначения.

Назначение высокоэнтропийных сплавов

Свойства, характерные для различных типов ВЭС, дают основание считать эти материалы перспективными для применения в ракетно-космической отрасли, самолето- и машиностроении, атомной энергетике [9, 14, 36, 78, 104]. Предпринимаются попытки разработать ВЭС, характеризующиеся высоким уровнем жаропрочности [26]. В соответствии с результатами работы [130] некоторые ВЭС могут выполнять функцию радиационно-стойких покрытий, наносимых на оболочки тепловыделяющих элементов. Одно из приложений аморфных ВЭС связано с формированием на их основе высокотемпературных диффузионных барьеров между медью и кремнием [131]. Обсуждаются возможности использования высокоэнтропийных оксидных системы в электронике, магнитооптике, устройствах СВЧ, акустоэлектронике [44]. Некоторые из разработанных ВЭС характеризуются высокой коррозионной стойкостью и могут использоваться в качестве функциональных покрытий.

Одно из направлений развития ВЭС связано с разработкой сплавов, способных эксплуатироваться при повышенных нагрузках в высокотемпературном состоянии [2, 26]. Речь идет в первую очередь о материалах для современной авиационной промышленности. В диапазоне температур 800…1600 °C предел текучести высокоэнтропийного сплава VNbMoWTa выше, чем суперсплавов Haynes 230 и Inconel 718 [19]. Возможность использования ВЭС в качестве высокотемпературных материалов обсуждалась в работах [19, 23, 26, 130, 132–135]. Одним из основных недостатков ВЭС на основе тугоплавких металлов является высокая плотность, ограничивающая их практическое применение в качестве жаропрочных материалов. При этом специалисты ВИАМ полагают, что имеются основания для повышения пластичности жаропрочных ВЭС за счет расширения номенклатуры элементов и формирования в материалах упрочняющих фаз.

Среди положительных качеств, характерных для эквиатомного сплава CoCrFeMnNi, заслуживает внимания его высокий уровень вязкости разрушения, составляющий 200 МПа · м$^{1/2}$ [136]. Повышение прочностных свойств и пластичности указанного материала при охлаждении до криогенной температуры [58, 136] делает его привлекательным для изготовления оборудования ответственного назначения, предназначенного для эксплуатации в условиях Крайнего Севера.

В работах Д.А. Винника с соавторами [44, 137, 138] анализируются поликомпонентные оксидные фазы, обладающие высокими значениями конфигурационной энтропии смешения. Относящиеся к ним гексаферриты со структурой магнетоплюмбита рассматриваются в качестве материалов для изготовления постоянных магнитов, а также устройств, предназначенных для хранения и перезаписи информации высокой плотности. Основными факторами, объясняющими возможность широкого применения гексаферритов в магнитооптике, устройствах СВЧ, акустоэлектронике, являются высокие значения их твердости, температуры Кюри, коэрцитивной силы, показатели химической инертности [44]. В работах [139, 140] было показано, что гексаферриты, в состав которых входит более одного элемента, замещающего железо, могут отличаться частотой ферромагнитного резонанса и пропускной способностью. Таким образом, варьируя состав материала, можно плавно изменять уровень отмеченных выше свойств.

Русскоязычные публикации в области ВЭС

Исследований в области высокоэнтропийных сплавов, опубликованных на русском языке, относительно мало. Наиболее подробный обзор работ в области ВЭС, опубликованный в Российской Федерации, был выполнен А.С. Рогачевым и представлен в 2020 году в журнале «Физика металлов и металловедение» [17]. В нем отраже-

ны наиболее важные первоисточники, связанные с разработкой многокомпонентных эквиатомных сплавов, а также проведен анализ исследований, выполненных в 2017–2020 годах. Одна из поставленных автором задач заключалась в выявлении степени соотношения между конъюнктурностью концепции ВЭС и перспективностью этих сплавов как объектов, соответствующих «новой парадигме науки о материалах».

Внимания заслуживают работы В.Ф. Башева и А.И. Кушнерева [22, 78], С.А. Фирстова, М.И. Карпова, В.Ф. Горбаня, Н.А. Крапивки и др. [23, 24, 27, 103, 115], В.М. Надутова, С.Ю. Макаренко, П.Ю. Волосевич [51], В.Г. Пушина, М.В. Ивченко, Н.И. Коурова с соавторами [31, 36, 141], О.А. Чиковой, В.В. Вьюхина с соавторами [142–145], Г.А. Салищева, Д.Г. Шайсултанова, А.В. Кузнецова с соавторами [60, 122], Н.А. Кочетова, А.С. Рогачева с соавторами [65], В.Н. Санина, В.И. Юхвида с соавторами [71], И.И. Горбачева, В.В. Попова с соавторами [146], Н.Н. Трофименко с соавторами [26], Д.А. Винника с соавторами [44, 138].

Русскоязычным специалистам будут полезны также обзоры работ в виде первых разделов диссертационных исследований, выполненных в Белгородском государственном национальном исследовательском университете Д.Г. Шайсултановым [82], М.В. Климовой [21], Ю.Н. Юрченко [147], а также в Институте физики металлов УрО РАН М.В. Ивченко [102].

Заключение

Отрасль материаловедения, ориентированную на изучение структуры и свойств многокомпонентных систем, элементы которых присутствуют в эквиатомных или близких к ним соотношениях, можно определить как новую, интенсивно развивающуюся. Принципы, лежащие в основе формирования структуры многокомпонентных эквиатомных сплавов, кардинально отличаются от подходов, которые ранее были использованы при разработке иных типов металлических материалов.

Сформулированная первоначально концепция создания высокоэнтропийных сплавов, в соответствии с которой высокая энтропия смешения обеспечивает формирование неупорядоченных твердых растворов замещения и подавляет образование интерметаллидов и упорядоченных фаз, претерпела принципиальные изменения. Проведенные позднее экспериментальные исследования показали, что высокий уровень энтропии смешения не является определяющим критерием структурообразования в многокомпонентных сплавах. При этом получение однофазной структуры твердого раствора в настоящее время не является обязательным требованием к разрабатываемым ВЭС.

Представленные в литературе данные о строении многокомпонентных ВЭС, критериях их стабильности, влиянии параметров обработки на структуру и комплекс свойств неоднозначны.

На основании многочисленных исследований многокомпонентных сплавов не предложен какой-либо универсальный параметр и не выявлено сочетание нескольких параметров, с учетом которых можно было бы с высокой степенью надежности прогнозировать строение, а следовательно, и свойства материалов. Точное предсказание фазового состава высокоэнтропийных сплавов в настоящее время не достигается ни одним из имеющихся в распоряжении специалистов подходов или методов.

Список литературы

1. Patent US 20020159914 A1 US. High-entropy multielement alloys / Yeh J.-W. – N 10/133495; publ. date 31.10.2002.

2. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes / J.-W. Yeh, S.-K. Chen, S.-J. Lin, J.-Y. Gan, T.-S. Chin, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, S.-Y. Chang // Advanced Engineering Materials. – 2004. – Vol. 6. – P. 299–303. – DOI: 10.1002/adem.200300567.

3. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent // Materials Science and Engineering: A. – 2004. – Vol. 375–377. – P. 213–218. – DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.257.

4. *Yeh J.W.* Recent progress in high-entropy alloys // Annales de Chimie-Science des Materiaux. – 2006. – Vol. 31. – P. 633–648. – DOI: 10.3166/acsm.31.633-648.

5. High-entropy alloys – a new era of exploitation / J.-W. Yeh, Y.-L. Chen, S.-J. Lin, S.-K. Chen // Materials Science Forum. – 2007. – Vol. 560. – P. 1–9. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.560.1.

6. Formation of simple crystal structures in Cu-Co-Ni-Cr-Al-Fe-Ti-V alloys with multiprincipal metallic elements / J.-W. Yeh, S.-K. Chen, J.-Y. Gan, S.-J. Lin, T.-S. Chin, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, S.-Y. Chang // Metallur-

gical and Materials Transactions: A. – 2004. – Vol. 35. – P. 2533–2536. – DOI: 10.1007/s11661-006-0234-4.

7. Влияние микроструктуры на механические свойства при растяжении высокоэнтропийного сплава AlCoCrCuFeNi / А.В. Кузнецов, Г.А. Салищев, О.Н. Сеньков, Н.Д. Степанов, Д.Г. Шайсултанов // Научные ведомости Белгородского государственного университета. Математика. Физика. – 2012. – № 11. – С. 191–205.

8. *Zhang Y.* High-entropy materials: a brief introduction. – Singapore: Springer Nature, 2019. – 159 p. – ISBN 978-981-13-8526-1.

9. Microstructures and properties of high-entropy alloys / Y. Zhang, T.T. Zuo, Z. Tang, M.C. Gao, K.A. Dahmen, P.K. Liaw, Z.P. Lu // Progress in Materials Science. – 2014. – Vol. 61. – P. 1–93. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.10.001.

10. *Cantor B.* Multicomponent and high entropy alloys // Entropy. – 2014. – Vol. 16 (9). – P. 4749–4768. – DOI: 10.3390/e16094749.

11. *Miracle D.B., Senkov O.N.* A critical review of high entropy alloys and related concepts // Acta Materialia. – 2017. – Vol. 122. – P. 448–511. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.081.

12. High-entropy alloys: fundamentals and applications / ed. by M.C. Gao, J.-W. Yeh, P.K. Liaw, Y. Zhang. – Cham: Springer International Publishing, 2016. – 524 p. – ISBN 978-3-319-27013-5.

13. *Zhang W., Liaw P.K., Zhang Y.* Science and technology in high-entropy alloys // Science China Materials. – 2018. – Vol. 61 (1). – P. 2–22. – DOI: 10.1007/s40843-017-9195-8.

14. *Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S.* High entropy alloys. – Amsterdam: Elsevier, 2014. – 218 p. – ISBN 9780128002513.

15. High-entropy alloys / B.S. Murty, J.W. Yeh, S. Ranganathan, P.P. Bhattacharjee. – Amsterdam: Elsevier, 2019. – 374 p. – ISBN 978-0-12-816067-1.

16. *George E.P., Raabe D., Ritchie R.O.* High-entropy alloys // Nature Reviews Materials. – 2019. – Vol. 4. – P. 515–534. – DOI: 10.1038/s41578-019-0121-4.

17. *Рогачев А.С.* Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // Физика металлов и металловедение. – 2020. – Т. 121, № 8. – С. 807–841. – DOI: 10.31857/S0015323020080094.

18. Decomposition in multi-component AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy / S. Singh, N. Wanderka, U. Glatzel, J. Banhart // Acta Materialia. – 2011. – Vol. 59. – P. 182–190. – DOI: 10.1016/j.actamat.2010.09.023.

19. Mechanical properties of Nb25Mo25Ta25W25 and V20Nb20Mo20Ta20W20 refractory high entropy alloys / O.N. Senkov, G.B. Wilks, J.M. Scott, D.B. Miracle // Intermetallics. – 2011. – Vol. 11. – P. 698–706. – DOI: 10.1016/j.intermet.2011.01.004.

20. Solid-solution phase formation rules for multicomponent alloys / Y. Zhang, Y.J. Zhou, J.P. Lin, G.L. Chen, P.K. Liaw // Advanced Engineering Materials. – 2018. – Vol. 10 (6). – P. 534–538. – DOI: 10.1002/adem.200700240.

21. *Климова М.В.* Влияние деформационно-термической обработки на структуру и механические свойства высокоэнтропийных сплавов системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni(Al,C): дис. … канд. техн. наук: 05.16.01. – Екатеринбург, 2019. – 151 с.

22. *Башев В.Ф., Кушнерев А.И.* Структура и свойства высокоэнтропийного сплава CoCrCuFeNiSnx // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Т. 115, № 7. – С. 737–741. – DOI: 10.7868/S0015323014040020.

23. Новый класс материалов – высокоэнтропийные сплавы и покрытия / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Н.А. Крапивка, Э.П. Печковский // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2013. – Т. 18, № 4-2. – С. 1938–1940.

24. Термостабильность сверхтвердых нитридных покрытий на основе многокомпонентного высокоэнтропийного сплава системы TiVZrNbHf / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Н.И. Даниленко, М.В. Карпец, А.А. Андреев, Е.С. Макаренко // Порошковая металлургия. – 2013. – № 9/10. – С. 93–102.

25. *Oates W.A.* Configurational entropies of mixing in solid alloys // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2007. – Vol. 28. – P. 79–89. – DOI: 10.1007/s11669-006-9008-3.

26. *Трофименко Н.Н., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н.* Проблемы создания и перспективы использования жаропрочных высокоэнтропийных сплавов // Авиационные материалы и технологии. – 2018. – № 5. – С. 3–8.

27. *Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Фирстов С.А.* Высокоэнтропийные сплавы – электронная концентрация – фазовый состав – параметр решетки – свойства // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118, № 10. – С. 1017–1029. – DOI: 10.7868/S0015323017080058.

28. Phase separation in equiatomic AlCoCrFeNi high-entropy alloy / A. Manzoni, H. Daoud, R. Volkl, U. Glatzel, N. Wanderka // Ultramicroscopy. – 2013. – Vol. 163. – P. 184–189. – DOI: 10.1016/j.ultramic.2012.12.015.

29. Relative effects of enthalpy and entropy on the phase stability of equiatomic high-entropy alloys / F. Otto, Y. Yang, H. Bei, George E.P. // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61 (7). – P. 2628–2638. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.01.042.

30. Microstructure characterization of AlxCoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multiprincipal elements / C.-J. Tong, Y.-L. Chen, J.-W. Yeh, S.-J. Lin, S.-K. Chen, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, S.-Y. Chang //

Metallurgical and Materials Transactions: A. – 2005. – Vol. 36. – P. 881–893. – DOI: 10.1007/s11661-005-0283-0.

31. Особенности микроструктуры литых высокоэнтропийных сплавов AlCrFeCoNiCu / М.И. Ивченко, В.Г. Пушин, А.Н. Уксусников, Н. Вандерка // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114, № 6. – С. 561–568. – DOI: 10.7868/S0015323013060065.

32. $Pd_{20}Pt_{20}Cu_{20}Ni_{20}P_{20}$ high-entropy alloy as a bulk metallic glass in the centimeter / A. Takeuchi, N. Chen, T. Wada, Y. Yokoyama, H. Kato, A. Inoue, J.W. Yeh // Intermetallics. – 2011. – Vol. 19 (10). – P. 1546–1554. – DOI: 10.1016/j.intermet.2011.05.030.

33. *Shun T.-T., Chang L.-Y., Shiu M.-H.* Microstructure and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiMox alloys // Materials Characterization. – 2012. – Vol. 70. – P. 63–67. – DOI: 10.1016/j.matchar.2012.05.005.

34. *Cantor B.* Stable and metastable multicomponent alloys // Annales de Chimie Science des Matériaux. – 2007. – Vol. 32 (3). – P. 245–256. – DOI: 10.3166/acsm.32.245-256.

35. *Tsai M.-H., Yeh J.-W.* High-entropy alloys: a critical review // Materials Research Letters. – 2014. – Vol. 2 (3). – P. 107–123. – DOI: 10.1080/21663831.2014.912690.

36. *Ивченко М.В., Пушин В.Г., Вандерка Н.* Высокоэнтропийные эквиатомные сплавы AlCrFeCoNiCu: гипотезы и экспериментальные факты // Журнал технической физики. – 2014. – Т. 84, № 2. – С. 57–69.

37. On the elemental effect of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy system / C.C. Tung, J.W. Yeh, T.T. Shun, S.-K. Chen, Y.-S. Huang, H.-C. Chen // Materials Letters. – 2007. – Vol. 61 (1). – P. 1–5. – DOI: 10.1016/j.matlet.2006.03.140.

38. Effect of aging temperature on microstructure and properties of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy / L.H. Wen, H.C. Kou, J.S. Li, H. Chang, X.Y. Hue, L. Zhou // Intermetallics. – 2009. – Vol. 17 (4). – P. 266–269. – DOI: 10.1016/j.intermet.2008.08.012.

39. Mechanical performance of the $Al_xCoCrCuFeNi$ high-entropy alloy system with multiprincipal elements / C.-J. Tong, M.-R. Chen, J.-W. Yeh, S.-J. Lin, S.-K. Chen, T.-T. Shun, S.-Y. Chang // Metallurgical and Materials Transactions: A. – 2005. – Vol. 36 (5). – P. 1263–1271. – DOI: 10.1007/s11661-005-0218-9.

40. Nanostructured multi-element (TiZrNbHfTa) C hard coatings / V. Braic, A. Vladescu, M. Balaceanu, C.R. Luculescu, M. Braic // Surface and Coatings Technology. – 2012. – Vol. 211. – P. 117–121. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.09.033.

41. Evolution of structure and properties of multi-component $(AlCrTaTiZr)O_x$ films / M.I. Lin, M.H. Tsai, W.H. Shen, J.W. Yeh // Thin Solid Films. – 2010. – Vol. 518. – P. 2732–2737. – DOI: 10.1016/j.tsf.2009.10.142.

42. Dense and pure high-entropy metal diboride ceramics sintered from self-synthesized powders via boro/carbothermal reduction approach / J. Gu, J. Zou, S.-K. Sun, H. Wang, S.-Y. Yu, J. Zhang, W. Wang, Z. Fu // Science China Materials. – 2019. – Vol. 62 (12). – P. 1898–1909. – DOI: 10.1007/s40843-019-9469-4.

43. Mechanical properties, deformation behaviors and interface adhesion of $(AlCrTaTiZr)N_x$ multi-component coatings / S.Y. Chang, S.Y. Lin, Y.C. Huang, S.L. Wu // Surface and Coatings Technology. – 2010. – Vol. 204 (20). – P. 3307–3314. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.03.041.

44. Твердофазный синтез высокоэнтропийных кристаллов со структурой магнетоплюмбита в системе BaO-Fe2O3-TiO2-Al2O3-In2O3-Ga2O3-Cr2O3 / Д.А. Винник, Е.А. Трофимов, В.Е. Живулин, О.В. Зайцева, А.Ю. Стариков, Т.А. Жильцова, Ю.Д. Савина, С.А. Гудкова, Д.А. Жеребцов, Д.А. Попова // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Химия. – 2019. – Т. 11, № 3. – С. 32–39. – DOI: 10.14529/chem190304.

45. Nev class of high-entropy perovskite oxides / S. Jiang, T. Hu, J. Gild, N. Zhou, J. Nie, M. Qin, T. Harrington, K. Vecchio, J.A. Luo // Scripta Materialia. – 2018. – Vol. 142. – P. 116–120. – DOI: 10.1016/scriptamat. 2017.08.040.

46. Synthesis and microstructure of the $(Co,Cr,Fe,Mn,Ni)_30_4$ high entropy oxide characterized by spinel structure / J. Dabrova, M. Stygar, A. Mikula, A. Knapik, M. Danielewski, K. Mroczka, W. Tejchman, M. Martin // Materials Letters. – 2018. – Vol. 216. – P. 32–36. – DOI: 10.1016/j.matlet.2017.12.148.

47. Fabrication and characterization of WC-HEA cemented carbide based on the CoCrFeNiMn high entropy alloy / I.L. Velo, F.J. Gotor, M.D. Alcala, C. Real, J.M. Cordoba // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 746. – P. 1–8. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.02.292.

48. Development of Ti(C, N)-based cermets with (Co, Fe, Ni)-based high entropy alloys as binder phase / A.G. De la Obra, M.J. Sayagues, E. Chicardi, F.J. Gotor // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – Vol. 814. – Art. 152218. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152218.

49. Microstructure and properties of Ti(C, N)-TiB_2-FeCoCrNiAl high-entropy alloys composite cermets / Z. Li, X. Liu, K. Guo, H. Wang, B. Cai, F. Chang, C. Hong, P. Dai // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 767. – Art. 138427. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138427.

50. Mechanical properties, microstructure and thermal stability of a nanocristalline CoCrFeMnNi high-entropy alloy after severe plastic deformation / B. Schuh, F. Mendez-Martin, B. Völker, E.P. George, H. Clemens, R. Pippan, A. Hohenwarter // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 96. – P. 258–268. – DOI: 10.1016/j.actamat.2015.06.025.

51. *Надутов В.М., Макаренко С.Ю., Волосевич П.Ю.* Влияние алюминия на тонкую структуру и распределение химических элементов в высокоэнтропийных сплавах $Al_xFeNiCoCuCr$ // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116, № 5. – С. 467–472. – DOI: 10.7868/S0015323015030092.

52. The microstructure and mechanical properties of novel Al-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys with trimodal distributions of coherent B2 precipitates / L.J. Zhang, K. Guo, H. Tang, M.D. Zhang, J.T. Fan, P. Cui, Y.M. Ma, P.F. Yu, G. Li // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 757. – P. 160–171. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.104.

53. Особенности фазообразования и формирования структуры в высокоэнтропийных сплавах системы $AlCrFeCoNiCu_x$ (x = 0; 0.5; 1.0; 2.0; 3.0) / Н.А. Крапивка, С.А. Фирстов, М.В. Карпец, А.Н. Мысливченко, В.Ф. Горбань // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116, № 5. – С. 496–504. –DOI: 10.7868/S0015323015030080.

54. Regulating the strength and ductility of a cold rolled FeCrCoMnNi high-entropy alloy via annealing treatment / J. Gu, S. Ni, Y. Liu, M. Song // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 755. – P. 289–294. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.025.

55. Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy / O.N. Senkov, J.M. Scott, S.V. Senkova, F. Meisenkothen, D.B. Miracle, C.F. Woodward // Journal of Materials Science. – 2012. – Vol. 47. – P. 4062–4074. – DOI: 10.1007/s10853-012-6260-2.

56. *Tang W.-Y., Yeh J.-W.* Effect of aluminum content on plasma-nitrided AlxCoCrCuFeNi high-entropy alloys // Metallurgical and Materials Transactions: A. – 2009. – Vol. 40. – P. 1479–1486. – DOI: 10.1007/s11661-009-9821-5.

57. *Gali A., George E.P.* Tensile properties of high- and medium-entropy alloys // Intermetallics. – 2013. – Vol. 39. – P. 74–78. – DOI: 10.1016/j.intermet.2013.03.018.

58. The influence of temperature and microstructure on tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy / F. Otto, A. Dlouhy, Ch. Somsen, H. Bei, G. Eggeler, E.P. George // Acta Metallurgica. – 2013. – Vol. 61. – P. 5743–5755. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.06.018.

59. Microstructure and mechanical properties of cold drawing CoCrFeMnNi high entropy alloy / X. Ma, J. Chen, X. Wang, Y. Hu, Y. Hue // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 795. – P. 45–53. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.04.296.

60. Влияние термической обработки на структуру и твердость высокоэнтропийных сплавов $CoCrFeNiMnV_x$ (x = 0.25, 0.5, 0.75, 1) / Д.Г. Шайсултанов, Н.Д. Степанов, Г.А. Салищев, М.А. Тихоновский // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118, № 6. – С. 610–621. – DOI: 10.7868/S0015323017060080.

61. Nanocrystalline CoCrFeNiCuAl high-entropy solid solution synthesized by mechanical alloying / K.B. Zhang, Z.Y. Fu, J.Y. Zhang, J. Shi, W.M. Wang, H. Wang, Y.C. Wang, Q.J. Zhang // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – Vol. 485, № 1–2. – P. L31–L34. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.05.144.

62. Alloying behavior, microstructure and mechanical properties in a $FeNiCrCo_{0.3}Al_{0.7}$ high entropy alloy / W.P. Chen, Z.Q. Fu, S.C. Fang, H.Q. Xiao, D.Z. Zhu // Materials and Design. – 2013. – Vol. 51. – P. 854–860. – DOI: 10.1016/j.matdes.2013.04.061.

63. Alloying behavior and novel properties of CoCrFeNiMn high-entropy alloy fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering / W. Ji, W. Wang, H. Wang, J. Zhang, Y. Wang, F. Zhang, Z. Fu // Intermetallics. – 2015. – Vol. 56. – P. 24–27. – DOI: 10.1016/j.intermet.2014.08.008.

64. Microstructure and mechanical properties of $Ni_{1.5}Co_{1.5}CrFeTi_{0.5}$ high entropy alloy fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering / I. Moravcik, J. Cizek, J. Zapletal, Z. Kovasova, J. Vesely, P. Minarik, M. Kitzmantel, E. Neubauer, I. Dlouhy // Materials and Design. – 2017. – Vol. 119. – P. 141–150. – DOI: 10.1016/j.matdes.2017.01.036.

65. Механическое сплавление с частичной аморфизацией многокомпонентной порошковой смеси Fe-Cr-Co-Ni-Mn и ее электроискровое плазменное спекание для получения компактного высокоэнтропийного материала / Н.А. Кочетов, А.С. Рогачев, А.С. Щукин, С.Г. Вадченко, И.Д. Ковалев // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2018. – № 2. – С. 35–42. – DOI: 10.17073/1997-308X-2018-2-35-42.

66. Properties of high-strength ultrafine-grained CoCrFeNiMn high-entropy alloy prepared by short-term mechanical alloying and spark plasma sintering / F. Prusa, A. Senkova, V. Kusera, J. Capek, D. Vojtech // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 734. – P. 341–352. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.08.014.

67. Effects of milling time, sintering temperature, Al content on the chemical nature, microhardness and microstructure of mechanically synthesized FeCoNiCrMn high entropy alloy / M.D. Alcala, C. Real, I. Fombella, I. Trigo, J.M. Cordoba // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 749. – P. 834–843. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.03.358.

68. Hot consolidation and mechanical properties of nanocrystalline equiatimic AlFeTiCrZnCu high entropy alloy after mechanical alloying / S. Varalakshmi, G.A. Rao, M. Kamaraj, B.S. Murty // Journal of Materials Science. – 2010. – Vol. 45. – P. 5158–5163. – DOI: 10.1007/s10853-010-4246-5.

69. TiZrNiCuAl and TiNbNiCuAl alloys by thermal explosion and high-energy ball milling / S.G. Vad-

chenko, A.S. Rogachev, D.Yu. Kovalev, I.D. Kovalev, N.I. Mukhina // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis. – 2019. – Vol. 28 (2). – P. 137–142. – DOI: 10.3103/S1061386219020122.

70. *Рогачев А.С., Мукасьян А.С.* Горение для синтеза материалов: введение в структурную макрокинетику. – М.: Физматлит, 2012. – 398 с. – ISBN 978-5-9221-1441-7.

71. СВС-металлургия литых высокоэнтропийных сплавов на основе переходных металлов / В.Н. Санин, В.И. Юхвид, Д.М. Икорников, Д.Е. Андреев, Н.В. Сачкова, М.И. Алымов // Доклады Академии наук. – 2016. – Т. 470, № 4. – С. 421–426. – DOI: 10.7868/S0869565216280124.

72. Effects of substrate bias on the structure and mechanical properties of $(Al_{1.5}CrNb_{0.5}Si_{0.5}Ti)N_x$ coatings / W.J. Shen, M.-H. Tsai, Y.-S. Chang, J.-W. Yeh // Thin Solid Films. – 2012. – Vol. 520. – P. 6183–6188. – DOI: 10.1016/j.tsf.2012.06.002.

73. *Dolique V., Thomann A.L., Brault P.* High-entropy alloys deposited by magnetron sputtering // IEEE Transactions on Plasma Science. – 2011. – Vol. 39 (11). – P. 2478–2479. – DOI: 10.1109/TPS.2011.2157942.

74. Influence of substrate bias, deposition temperature and post-deposition annealing on the structure and properties of multi-principal-component (AlCrMoSiTi) N coatings / H.W. Chang, P.K. Huang, J.W. Yeh, A. Davison, C.H. Tsau, C.C. Yang // Surface and Coatings Technology. – 2008. – Vol. 202. – P. 3360–3366. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2007.12.014.

75. High strength dual-phase high entropy alloys with a tunable monolayer thickness / Z.H. Cao, Y.J. Ma, Y.P. Cai, G.J. Wang, X.K. Meng // Scripta Materialia. – 2019. – Vol. 173. – P. 149–153. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2019.08.018.

76. Soft magnetic Fe26.7Co26.7Ni26.6Si9B11 high entropy metallic glass with good bending ductility / R. Wei, J. Tao, H. Sun, C. Chen, G.W. Sun, F.S. Li // Materials Letters. – 2017. – Vol. 197. – P. 87–89. – DOI: 10.1016/j.matlet.2017.03.159.

77. Strong metallic glass: TiZrHfCuNiBe high entropy alloy / Y. Tong, J.C. Qiao, J.M. Pelletier, Y. Yao // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – Vol. 820. – Art. 153119. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.153119.

78. *Башев В.Ф., Кушнерев А.И.* Структура и свойства литых и жидкозакаленных высокоэнтропийных сплавов системы Al-Cu-Fe-Ni-Si // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118, № 1. – С. 42–50. – DOI: 10.7868/S001532301610003X.

79. Структура и механические свойства жаропрочного композита на основе высокоэнтропийного сплава / С.А. Фирстов, М.И. Карпов, В.Ф. Горбань, В.П. Коржов, Н.А. Крапивка, Т.С. Строганова // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2015. – Т. 81, № 6. – С. 28–33.

80. Структура и свойства слоистого композита из высокоэнтропийного сплава с карбидным и интерметаллидным упрочнением / С.А. Фирстов, М.И. Карпов, В.П. Коржов, В.Ф. Горбань, Н.А. Крапивка, Т.С. Строганова // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2015. – Т. 79, № 9. – С. 1267–1275. – DOI: 10.7868/S0367676515090057.

81. *Gasan H., Ozcan A.* New eutectic high-entropy alloys based on Co-Cr-Fe-Mo-Ni-Al: design, characterization and mechanical properties // Metals and Materials International. – 2020. – Vol. 26. – P. 1152–1167. – DOI: 10.1007/s12540-019-00515-9.

82. *Шайсултанов Д.Г.* Структура и механические свойства высокоэнтропийных сплавов системы CoCrFeNiX (X=Mn, V, Mn и V, Al и Cu): дис. … канд. техн. наук: 05.16.01. – Белгород, 2015. – 142 с.

83. Absence of long-range chemical ordering in equimolar FeCoCrNi / M.S. Lucas, G.B. Wilks, L. Mauger, J.A. Munoz, O.N. Senkov, E. Michel, J. Horwath, S.L. Semiatin, M.B. Stone, D.L. Abernathy, E. Karapetrova // Applied Physics Letters. – 2012. – Vol. 100 (25). – Art. 251907. – DOI: 10.1063/1.4730327.

84. An assessment of the lattice strain in the CrMnFeCoNi high-entropy alloy / L.R. Owen, E.J. Pickering, H.Y. Playford, H.J. Stone, M.G. Tucker, N.G. Jones // Acta Materialia. – 2017. – Vol. 122. – P. 11–18. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.09.032.

85. Microstructure and texture evolution during annealing of equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloy / P.P. Bhattacharjee, G.D. Sathiaraj, M. Zaid, J.R. Gatti, C. Lee, C.-W. Tsai, J.-W. Yeh // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Vol. 587. – P. 544–552. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.10.237.

86. *Gludowatz B., George E.P., Rithie R.O.* Processing, microstructure and mechanical properties of the CrMnFeCoNi high-entropy alloy // JOM. – 2015. – Vol. 67 (10). – P. 2262–2270. – DOI: 10.1007/s11837-015-1589-z.

87. Steady state flow of the FeCoNiCrMn high entropy alloy at elevated temperatures / J.Y. He, C. Zhu, D.Q. Zhou, W.H. Liu, T.G. Nieh, Z.P. Li // Intermetallics. – 2014. – Vol. 55. – P. 9–14. – DOI: 10.1016/j.intermet.2014.06.015.

88. Decomposition of the single-phase high-entropy alloy CrMnFeCoNi after prolonged anneals at intermediate temperatures / F. Otto, A. Dlouhý, K.G. Pradeep, M. Kuběnova, D. Raabec, G. Eggeler, E.P. Georgea // Acta Materialia. – 2016. – Vol. 112. – P. 40–52. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.04.005.

89. Multi-phase nature of sintered vs. arc-melted CrxAlFeCoNi high entropy alloys – experimental and theoretical study / J. Cieslac, J. Tobola, J. Przewoznik., K. Berent, U. Dahlborg, J. Cornide, S. Mehraban, N. Lavery, M. Calvo-Dahlborg // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 801. – P. 511–519. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.121.

90. Effect of metastability on non-phase-transformation high-entropy alloys / Y. Tang, R. Wang, S. Li, X. Liu, Y. Ye, L. Zhu, S. Bai, B. Xiao // Materials and Design. – 2019. – Vol. 181. – Art. 107928. – DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107928.

91. Novel metastable engineering in single-phase high-entropy alloy / R. Wang, Y. Tang, S. Li, H. Zhang, Y. Ye, L. Zhu, Y. Ai, S. Bai // Materials and Design. – 2019. – Vol. 162. – P. 256–262. – DOI: 10.1016/j.matdes.2018.11.052.

92. Thermal stability of the HfNbTiVZr high-entropy alloy / V. Pacheco, G. Lindwall, D. Karlsson, J. Cedervall, S. Fritze, G. Ek, P. Berastegui, M. Sahlberg, U. Jansson // Inorganic Chemistry. – 2019. – Vol. 58. – P. 811–820. – DOI: 10.1021/acs.inorgchem.8b02957.

93. Phase segregation discussion in a $Hf_{25}Zr_{30}Ti_{20}Nb_{15}V_{10}$ high entropy alloy: the effect of the high melting point element / A. Poulia, E. Georgatis, C. Mathiou, A.E. Karantzalis // Materials Chemistry and Physics. – 2018. – Vol. 210. – P. 251–258. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2017.09.059.

94. Nanoscale modulated structures by balanced distribution of atoms and mechanical/structural stabilities in CoCuFeMnNi high entropy alloys / S.H. Shim, S.M. Oh, J. Lee, S.-K. Hong, S.I. Hong // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 762. – Art. 138120. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138120.

95. Effect of Cr and Zr on phase stability of refractory Al-Cr-Nb-Ti-V-Zr high-entropy alloys / N.Yu. Yurchenko, N.D. Stepanov, A.O. Grigneva, M.V. Michunin, G.A. Salishchev, S.V. Zherebtsov // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 757. – P. 403–414. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.05.099.

96. Effect of Ti on phase stability and strengthening mechanisms of a nanocrystalline CoCrFeMnNi high-entropy alloy / H. Shahmir, M. Nili-Ahmadabadi, A. Shafiee, M. Andrzejczuk, M. Lewandowska, T.G. Langdon // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 725. – P. 196–206. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.04.014.

97. Phase stability of B2-ordered ZrTiHfCuNiFe high entropy alloy / Y.H. Meng, F.H. Duan, J. Pan, Y. Li // Intermetallics. – 2019. – Vol. 111. – Art. 106515. – DOI: 10.1016/j.intermet.2019.106515.

98. Alloying effect on phase stability, elastic and thermodynamic properties of Nb-Ti-V-Zr high entropy alloy / M. Liao, Y. Liu, L. Min, Z. Lai, T. Han, D. Yang, J. Zhu // Intermetallics. – 2018. – Vol. 101. – P. 152–164. – DOI: 10.1016/j.intermet.2018.08.003.

99. Local-ordering mediated configuration stability and elastic properties of aluminum-containing high entropy alloys / S. Qiu, N. Miao, Z. Guo, J. Zhou, Z. Sun // Intermetallics. – 2019. – Vol. 110. – Art. 106474. – DOI: 10.1016/j.intermet.2019.106474.

100. *Ikeda Y., Grabowski B., Körmann F.* Ab initio phase stabilities and mechanical properties of multicomponent alloys: a comprehensive review for high entropy alloys and compositionally complex alloys // Materials Characterization. – 2019. – Vol. 147. – P. 464–511. – DOI: 10.1016/j.matchar.2018.06.019.

101. Phase stability and kinetics of σ-phase precipitation in CrMnFeCoNi high-entropy alloys / G. Laplanche, S. Berglund, C. Reinhart, A. Kostka, F. Fox, E.P. George // Acta Materialia. – 2018. – Vol. 161. – P. 338–351. – DOI: 10.1016/j.actamat.2018.09.040.

102. *Ивченко М.В.* Структура, фазовые превращения и свойства высокоэнтропийных металлических сплавов на основе AlCrCoNiCu: дис. … канд. физ.-мат. наук: 01.04.07. – Екатеринбург, 2015. – 167 с.

103. Влияние содержания никеля на износостойкость литого высокоэнтропийного сплава $VCrMnFeCoNi_x$ / М.В. Карпец, В.Ф. Горбань, О.М. Мысливченко, С.В. Марченко, М.О. Крапивка // Современная электрометаллургия. – 2015. – № 1. – С. 56–60. – DOI: 10.15407/sem2015.01.09.

104. *Yeh J.-W.* Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys // JOM. – 2013. – Vol. 65 (12). – P. 1759–1771. – DOI: 10.1007/s11837-013-0761-6.

105. On the superior hot hardness and softening resistance of AlCoCrxFeMo0.5Ni high-entropy alloys / C.-Y. Hsu, C.-C. Juan, W.-R. Wang, T.-Sh. Sheu, J.-W. Yeh, S.-K. Chen // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528. – P. 3581–3588. – DOI: 10.1016/j.msea.2011.01.072.

106. *Shun T.-T., Hung C.-H., Lee C.-F.* Formation of ordered/disordered nanoparticles in FCC high entropy alloys // Journal of Alloys and Compounds. – 2010. – Vol. 493. – P. 105–109. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.12.071.

107. *Tsai K.-Y., Tsai M.-H., Yeh J.-W.* Sluggish diffusion in Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61. – P. 4847–4897. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.04.058.

108. Microstructure and compressive properties of multicomponent $Al_x(TiVCrMnFeCoNiCu)_{100-x}$ high-entropy alloys / Y.J. Zhou, Y. Zhang, Y.L. Wang, G.L. Chen // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 454–455. – P. 260–265. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.11.049.

109. Solid solution alloys of $AlCoCrFeNiTi_x$ with excellent room-temperature mechanical properties / Y.J. Zhou, Y. Zhang, Y.L. Wang, G.L. Chen // Applied Physics Letters. – 2007. – Vol. 90. – Art. 181904. – DOI: 10.1063/1.2734517.

110. Effect of addition on the microstructure and mechanical properties of $AlCoCrFeNiTi_{0.5}$ solid solution alloy / Y.J. Zhou, Y. Zhang, F.J. Wang, Y.L. Wang., G.L. Chen // Journal of Alloys and Compounds. – 2008. – Vol. 466 (1–2). – P. 201–204. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2007.11.110.

111. *Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R.* Processing, alloy composition and phase transition effect on the mechanical and corrosion properties of high entropy alloys: a review // Journal of Materials Research and Technology. – 2016. – Vol. 5 (4). – P. 384–393. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2016.03.004.

112. Ultrastrong duplex high-entropy alloy with 2 GPa cryogenic strength enabled by an accelerated martensitic transformation / D.G. Kim, Y.H. Jo, J. Yang, W.-M. Choi, H.S. Kim, B.-J. Lee, S.S. Sohn, S. Lee // Scripta Materialia. – 2019. – Vol. 171. – P. 67–72. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2019.06.026.

113. *Оспенникова О.Г.* Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № S. – С. 19–36.

114. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, И.Л. Светлов, И.М. Демонис // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № S. – С. 36–52.

115. Механические свойства литых многокомпонентных сплавов при высоких температурах / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Н.А. Крапивка, Э.П. Печковский, Н.И. Даниленко, М.В. Карпец // Современные проблемы физического материаловедения. – 2009. – Вып. 18. – С. 140–147.

116. Bulk glass formation on Ti-Zr-Hf-Cu-M (M=Fe, Co, Ni) alloys / L.Q. Ma, L.M. Wang, T. Zhang, A. Inoue // Materials Transactions. – 2002. – Vol. 43. – P. 277–280. – DOI: 10.2320/matertrans.43.277.

117. Structural and mechanical properties of multi-element (AlCrMoTaTiZr)Nx coatings by reactive magnetron sputtering / K.-H. Cheng, C.-H. Lai, S.-J. Lin, J.-W. Yeh // Thin Solid Films. – 2011. – Vol. 519. – P. 3185–3190. – DOI: 10.1016/j.tsf.2010.11.034.

118. Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy / O.N. Senkov, J.M. Scott, S.V. Senkova, D.B. Miracle, C.F. Woodward // Journal of alloys and Compounds. – 2011. – Vol. 509. – P. 6043–6048. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.02.171.

119. Твердорастворное упрочнение высокоэнтропийного сплава AlTiVCrNbMo / С.А. Фирстов, Т.Г. Рогуль, Н.А. Крапивка, С.С. Пономарев, В.Н. Ткач, В.В. Ковыляев, В.Ф. Норбань, М.В. Карпец // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – № 2. – С. 9–16.

120. Microstructure and mechanical property of as-cast, -homogenized, and -deformed AlxCoCrFeNi ($0 \le x \le 2$) high-entropy alloys / Y.-F. Kao, T.-J. Chen, S.-K. Chen, J.-W. Yeh // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – Vol. 488 (1). – P. 57–64. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.08.090.

121. Effect of temperature on mechanical properties of $Al_{0.5}$CoCrCuFeNi wrought alloy / C.W. Tsai, M.H. Tsai, J.W. Yeh, C.C. Yang // Journal of Alloys and Compounds. – 2010. – Vol. 490 (1–2). – P. 160–165. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.10.088.

122. Влияние микроструктуры на механические свойства при растяжении высокоэнтропийного сплава AlCoCrCuFeNi / А.В. Кузнецов, Г.А. Салищев, О.Н. Сеньков, Н.Д. Степанов, Д.Г. Шайсултанов // Научные ведомости Белгородского государственного университета. Серия: Математика. Физика. – 2012. – № 11. – С. 182–186.

123. Phase separation of metastable CoCrFeNi high entropy alloy at intermediate temperatures / F. He, Z. Wang, Q. Wu, J. Wang, C.T. Liu // Scripta Materialia. – 2017. – Vol. 126. – P. 15–19. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.08.008.

124. Nano-precipitates in severely deformed and low-temperature aged CoCrFeMnNi high-entropy alloy studied by synchrotron small-angle X-ray scattering / Y.-C. Huang, C.-S. Tsao, S.-K. Wu, C. Lin, C.-H. Chen // Intermetallics. – 2019. – Vol. 105. – P. 146–152. – DOI: 10.1016/j.intermet.2018.12.003.

125. Srtucture of some CoCrFeNi and CoCrFeNiPd multicomponent HEA alloys by diffraction techniques / U. Dahlborg, J. Cornide, M. Calvo-Dahlborg, T.S. Hansen, A. Fitch, Z. Leong, S. Chambreland, R. Goodal // Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – Vol. 681. – P. 330–341. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.04.248.

126. CALPHAD-aided development of quaternary multi-principal element refractory alloys based on NbTiZr / O.N. Senkov, C. Zhang, A.L. Pilchak, E.J. Payton, C. Woodward, F. Zhang // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 783. – P. 729–742. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.325.

127. Exploration and development of high entropy alloys for structural applications / D.B. Miracle, J.D. Miller, O.N. Senkov, C. Woodward, M.D. Uchic, J. Tiley // Entropy. – 2014. – Vol. 16 (1). – P. 494–525. – DOI: 10.3390/e16010494.

128. ICME approach to explore equiatomic and non-equiatomic single phase BCC refractory high entropy alloys / A. Raturi, C.J. Aditya, N.P. Gurao, K. Biswas // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 806. – P. 587–595. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.387.

129. Computational design of light and strong high entropy alloys (HEA): Obtainment of an extremely high specific solid solution hardening / E. Menou F. Tancret, I. Toda-Caraballo, G. Ramstein, P. Castany, E. Bertrand, N. Gautier, P.E.J. Rivera Diaz-Del-Castillo // Scripta Materialia. – 2018. – Vol. 156. – P. 120–123. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.07.024.

130. *Комаров Ф.Ф., Погребняк А.Д., Константитнов С.В.* Радиационная стойкость высокоэнтропийных наноструктурированных покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb) N // Журнал технической физики. – 2015. – Т. 85 (10). – С. 105–110.

131. Thermally stable amorphous (AlMoNbSiTaTiVZr) 50N50 nitride film as diffusion barrier in copper metallization / M.-H. Tsai, C.-W. Wang, C.-H. Lai, J.-W. Yeh, J.-Y. Can // Applied Physics Letters. – 2008. – Vol. 92. – Art. 052109. – DOI: 10.1063/1.2841810.

132. Microstructure and mechanical properties of refractory MoNbHfZrTi high-entropy alloy / N.N. Guo, L. Wang, L.S. Luo, X.Z. Li, Y.Q. Su, J.J. Guo, H.Z. Fu // Materials and Design. – 2015. – Vol. 81. – P. 87–94. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.05.019.

133. Enhanced mechanical properties of HfMoTaTiZr and HfMoNbTaTiZr refractory high-entropy alloys / C.-C. Juan, M.-H. Tsai, C.-W. Tsai, C.-M. Lin, W.-R. Wang, C.-C. Yang, S.-K. Chen, S.-J. Lin, J.-W. Yeh // Intermetallics. – 2015. – Vol. 62. – P. 76–83. – DOI: 10.1016/j.intermet.2015.03.013.

134. Microstructure and mechanical properties at elevated temperatures of a new Al-containing refractory high-entropy alloy Nb-Mo-Cr-Ti-Al / H. Chen, A. Kauffmann, B. Gorr, D. Schliephake, C. Seemüller, J.N. Wagner, H.-J. Christ, M. Heilmaier // Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – Vol. 661. – P. 206–215. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.11.050.

135. Microstructure and mechanical properties of a refractory HFNbTiVSi0.5 high-entropy alloy composite / Y. Zhang, Y. Liu, Y. Li, X. Chen, H. Zhang // Materials Letters. – Vol. 174. – P. 82–85. – DOI: 10.1016/j.matlet.2016.03.092.

136. A fracture-resistanz high-entropy alloy for cryogenic applications / B. Gludovatz, A. Hohenwarter, D. Catoor, E.H. Chang, E.P. George, R.O. Ritchie // Science. – 2014. – Vol. 345 (6201). – P. 1153–1158. – DOI: 10.1126/science.1254581.

137. Extremely polysubstituted magnetic material based on magnetoplumbite with a hexagonal structure: synthesis, structure, properties, prospects / D. Vinnik, V. Zhivulin, E. Trofimov, A. Starikov, D. Zherebtsov, O. Zaitseva, S. Gudkova, S. Taskaev, D. Klygach, M. Vakhitov, E. Sander, D. Sherstyuk, A. Trukhanov // Nanomaterials. – 2019. – Vol. 9 (4). – DOI: 10.3390/nano9040559.

138. Образование высокоэнтропийных октаэдрических кристаллов в многокомпонентных оксидных системах / Д.А. Винник, Е.А. Трофимов, В.Е. Живулин, О.В. Зайцева, Т.А. Жильцова, Д.В. Репин // Вестник ЮУрГУ. Серия: Химия. – 2019. – Т. 11, № 3. – С. 24–31. – DOI: 10/14529/chem190303.

139. *Pullar R.C.* Hexagonal ferrites: a reviev of the synthesis, properties and applications of hexaferrite ceramics // Progress in Materials Science. – 2012. – Vol. 57 (7). – P. 1191–1334. – DOI: 10.1016/pmatsci.2012.04001.

140. Millimeter-wave characterization of aluminum substituted barium lead hexaferrite single crystals grown from PbO-B2O3 flux / D. Vinnik, I.A. Ustinova, A.B. Ustinov, S.A. Gudkova, D.A. Zherebtsov, E.A. Trofimov, N.S. Zabeivorota, G.G. Mikhailov, R. Nieva // Ceramics International. – 2017. – Vol. 17. – P. 15800–15804. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2017.08.145.

141. Структура и физические свойства быстрозакаленного из расплава высокоэнтропийного сплава AlCrFeCoNiCu / Н.И. Коуров, В.Г. Пушин, А.В. Королев, Ю.В. Князев, Н.Н. Куранова, М.В. Ивченко, Ю.М. Устюгов, Н. Вандерка // Физика твердого тела. – 2015. – Т. 57 (8). – С. 1579–1589.

142. Кинематическая вязкость жидких высокоэнтропийных сплавов Cu-Sn-In-Bi-Pb / О.А. Чикова, В.С. Цепелев, В.В. Вьюхин, К.Ю. Шмакова // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2015. – Спецвып. – С. 57–60. – DOI: 10.17073/0021-3438-2015-0-57-60.

143. *Вьюхин В.В., Чикова О.А., Цепелев В.С.* Поверхностное натяжение жидких высокоэнтропийных эквиатомных сплавов системы Cu-Sn-In-Bi-Pb // Журнал физической химии. – 2017. – Т. 91, № 4. – С. 582–585. – DOI: 10.7868/S0044453717040343.

144. *Чикова О.А., Шмакова К.Ю., Цепелев В.С.* Определение температур фазовых равновесий высокоэнтропийных металлических сплавов вискозиметрическим методом // Металлы. – 2016. – № 2. – С. 54–59.

145. Проектирование технологии получения высокоэнтропийных сплавов (припоев) системы Cu-Ga-Pb-Sn-Bi / О.А. Чикова, В.С. Цепелев, В.В. Вьюхин, К.Ю. Шмакова // Металлург. – 2015. – № 5. – С. 82–86.

146. Прогнозирование фазового состава высокоэнтропийных сплавов на основе Cr-Nb-Ti-V-Zr с помощью CALPHAD-метода / И.И. Горбачев, В.В. Попов, А. Кац-Демьянец, В. Попов мл., Э. Эшед // Физика металлов и металловедение. – 2019. – Т. 120, № 4. – С. 408–416. – DOI: 10.1134/S0015323019040065.

147. *Юрченко Н.Ю.* Разработка и исследование высокоэнтропийных сплавов с высокой удельной прочностью на основе системы Al-Cr-Nb-Ti-V-Zr: дис. … канд. техн. наук: 05.16.01. – Белгород, 2019. – 187 с.

Конфликт интересов

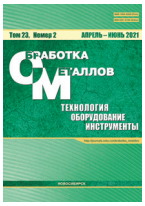
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2021 vol. 23 no. 2 pp. 116–146
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146

NSTU NETI

Obrabotka metallov -
Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Review of alloys developed using the entropy approach

Zinaida Bataeva [1, a], *Alexey Ruktuev* [2, b, *], *Ivan Ivanov* [2, c], *Aleksandr Yurgin* [2, d], *Ivan Bataev* [2, e]

[1] Siberian State University of water transport, 33 Schetinkina str., Novosibirsk, 630099, Russian Federation
[2] Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

[a] https://orcid.org/0000-0001-5027-6193, bataevazb@ngs.ru, [b] https://orcid.org/0000-0002-1325-1533, ruktuev@corp.nstu.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0001-5021-0098, i.ivanov@corp.nstu.ru, [d] https://orcid.org/0000-0003-0473-7627, yurgin2012@yandex.ru,
[e] https://orcid.org/0000-0003-2871-0269, i.bataev@corp.nstu.ru

ARTICLE INFO

Article history:
Received: 03 March 2021
Revised: 22 March 2021
Accepted: 17 April 2021
Available online: 15 June 2021

Keywords:
High-entropy alloys
Multicomponent alloys
Overview
Composition
Producing
Plastic deformation
Crystal structure
Metastability
Properties

Funding
This research was supported by Russian Science Foundation (project N 20-73-10215 "In-situ study of the evolution of the dislocation structure of plastically deformed high-entropy alloys under high pressures and temperatures using synchrotron radiation".

ABSTRACT

This paper provides a review of studies on the development and characterization of high-entropy alloys (HEAs). It is structured in the following way. **Alloys' design strategy based on entropy approach. Expectations and modern perceptions.** This section describes the initial principles of multicomponent alloys design which provide stable structure and mechanical properties. It is noted that the role of high mixing entropy in the formation of disordered solid solutions and the suppression of the brittle intermetallic phases formation have been significantly reconsidered over time. Currently, obtaining a single-phase solid solution structure is not the main requirement for HEAs. **The composition of HEAs.** This section describes some typical multicomponent alloys having different elemental compositions. It is shown, that at present time the most studied alloys are based on 3-d transition elements. Using alloys of this group the possibility of providing both high and low values of strength and ductility is shown. **Fabrication methods of HEAs.** This section describes the methods for the fabrication of high-entropy alloys. It is noted that the most commonly used methods are based on the melting of the initial materials and its subsequent crystallization. Such methods of HEAs fabrication as powder metallurgy, magnetron sputtering, self-propagating high-temperature synthesis, melt spinning, and diffusion welding are also discussed. **Structure of HEAs.** This section provides the data on HEAs possessing multiphase structure and containing fine nanosized precipitates. Besides, the studies in which HEAs have been obtained in the form of metallic glasses, carbides, oxides, and borides are reviewed. The factors that can affect the structural state of the multicomponent alloys are discussed. The ambiguity of opinions of different research groups is noted. **Properties of HEAs.** This section mainly concentrates on the mechanical properties of HEAs. However, some other promising properties of HEAs like high wear resistance and reduced diffusivity are also discussed. **Plastic deformation of HEAs.** This section describes the evolution of the structure and properties of HEAs caused by thermal and mechanical processing. **Characterization methods of HEAs.** This section lists the characterization techniques, which are most frequently used to study HEAs. The structure of these alloys is mainly studied by scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, energy-dispersive X-ray spectroscopy, and optical microscopy. The methods for properties measurements are also briefly reviewed. **Application of HEAs.** This section describes the promising fields of HEAs application. It can be utilized in the aerospace, aircraft, and nuclear industries as well as for car manufacturing, acoustelectronics, and in the design of microwave devices. **Russian-language publications on HEAs**. This section lists the studies, published in the Russian language as well as the thesis, done in Russian universities.

For citation: Bataeva Z.B., Ruktuev A.A., Ivanov I.V., Yurgin A.B., Bataev I.A. Review of alloys developed using the entropy approach. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 116–146. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146. (In Russian).

References

1. Yeh J.-W. *High-entropy multielement alloys*. Patent US, no. US 20020159914 A1, 2002.
2. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*, 2004, vol. 6, pp. 299–303. DOI: 10.1002/adem.200300567.

*** Corresponding author**
Ruktuev Alexey A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
Novosibirsk State Technical University,
20 Prospekt K. Marksa,
630073, Novosibirsk, Russian Federation
Tel.: 8 (383) 346-06-12, **e-mail:** ruktuev@corp.nstu.ru

3. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 375–377, pp. 213–218. DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.257.

4. Yeh J.W. Recent progress in high-entropy alloys. *Annales de Chimie-Science des Materiaux*, 2006, vol. 31, pp. 633–648. DOI: 10.3166/acsm.31.633-648.

5. Yeh J.-W., Chen Y.-L., Lin S.-J., Chen S.-K. High-entropy alloys – a new era of exploitation. *Materials Science Forum*, 2007, vol. 560, pp. 1–9. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.560.1.

6. Yeh J.-W., Chen S.-K., Gan J.-Y., Lin S.-J., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Formation of simple crystal structures in Cu-Co-Ni-Cr-Al-Fe-Ti-V alloys with multiprincipal metallic elements. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2004, vol. 35, pp. 2533–2536. DOI: 10.1007/s11661-006-0234-4.

7. Kuznetsov A.V., Salishchev G.A., Sen'kov O.N., Stepanov N.D., Shaisultanov D.G. Vliyanie mikrostruktury na mekhanicheskie svoistva pri rastyazhenii vysokoentropiinogo splava AlCoCrCuFeNi [Microstructure influence on tensile mechanical properties of an AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy]. *Nauchnye vedomosti Belgorodskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika. Fizika = Belgorod State University Scientific Bulletin. Mathematics and Physics*, 2012, vol. 11 (27), pp. 191–205.

8. Zhang Y. *High-entropy materials: a brief introduction*. Singapore, Springer Nature, 2019. 159 p. ISBN 978-981-13-8526-1.

9. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, 2014, vol. 61, pp. 1–93. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.10.001.

10. Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys. *Entropy*, 2014, vol. 16 (9), pp. 4749–4768. DOI: 10.3390/e16094749.

11. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*, 2017, vol. 122, pp. 448–511. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.081.

12. Gao M.C., Yeh J.-W., Liaw P.K., Zhang Y., eds. *High-entropy alloys: fundamentals and applications*. Cham, Springer International Publishing, 2016. 524 p. ISBN 978-3-319-27013-5.

13. Zhang W., Liaw P.K., Zhang Y. Science and technology in high-entropy alloys. *Science China Materials*, 2018, vol. 61 (1), pp. 2–22. DOI: 10.1007/s40843-017-9195-8.

14. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S. *High entropy alloys*. Amsterdam, Elsevier, 2014. 218 p. ISBN 9780128002513.

15. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. *High-entropy alloys*. Amsterdam, Elsevier, 2019. 374 p. ISBN 978-0-12-816067-1.

16. George E.P., Raabe D., Ritchie R.O. High-entropy alloys. *Nature Reviews Materials*, 2019, vol. 4, pp. 515–534. DOI: 10.1038/s41578-019-0121-4.

17. Rogachev A.S. Struktura, stabil'nost' i svoistva vysokoentropiinykh splavov [Structure, stability and properties of high-entropy alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 2020, vol. 121, no. 8, pp. 807–841. DOI: 10.31857/S0015323020080094. (In Russian).

18. Singh S., Wanderka N., Glatzel U., Banhart J. Decomposition in multi-component AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy. *Acta Materialia*, 2011, vol. 59, pp. 182–190. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.09.023.

19. Senkov O.N., Wilks G.B., Scott J.M., Miracle D.B. Mechanical properties of Nb25Mo25Ta25W25 and V20Nb20Mo20Ta20W20 refractory high entropy alloys. *Intermetallics*, 2011, vol. 11, pp. 698–706. DOI: 10.1016/j.intermet.2011.01.004.

20. Zhang Y., Zhou Y.J., Lin J.P., Chen G.L., Liaw P.K. Solid-solution phase formation rules for multi-component alloys. *Advanced Engineering Materials*, 2018, vol. 10 (6), pp. 534–538. DOI: 10.1002/adem.200700240.

21. Klimova M.V. *Vliyanie deformatsionno-termicheskoi obrabotki na strukturu i mekhanicheskie svoistva vysokoentropiinykh splavov sistemy Co-Cr-Fe-Mn-Ni(Al, C)*. Diss. kand. tekhn. nauk [Influence of deformation-heat treatment on the structure and mechanical properties of high entropy alloys of the Co-Cr-Fe-Mn-Ni (Al, C) system. PhD eng. sci. diss.]. Ekaterinburg, 2019. 151 p.

22. Bashev V.F., Kushnerev A.I. Struktura i svoistva vysokoentropiinogo splava $CoCrCuFeNiSn_x$ [Structure and properties of high-entropy $CoCrCuFeNiSn_x$ alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 2014, vol. 115, no. 7, pp. 737–741. DOI: 10.7868/S0015323014040020. (In Russian).

23. Firstov S.A., Gorban' V.F., Krapivka N.A., Pechkovskii E.P. Novyi klass materialov – vysokoentropiinye splavy i pokrytiya [New class of materials – high entropy alloys and coatings]. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Estestvennye i tekhnicheskie nauki = Tambov University Reports. Series: Natural and Technical Sciences*, 2013, vol. 18, no. 4-2, pp. 1938–1940.

24. Firstov S.A., Gorban' V.F., Danilenko N.I., Karpets M.V., Andreev A.A., Makarenko E.S. Thermal stability of superhard nitride coatings from high-entropy multicomponent Ti–V–Zr–Nb–Hf alloy. *Powder Metallurgy and Metal*

Ceramic, 2014, vol. 52, pp. 560–566. DOI: 10.1007/s11106-014-9560-z. Translated from *Poroshkovaya metallurgiya*, 2013, no. 9–10, pp. 93–102.

25. Oates W.A. Configurational entropies of mixing in solid alloys. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2007, vol. 28, pp. 79–89. DOI: 10.1007/s11669-006-9008-3.

26. Trofimenko N.N., Efimochkin I.Yu., Bol'shakova A.N. Problemy sozdaniya i perspektivy ispol'zovaniya zharoprochnykh vysokoentropiinykh splavov [Problems of creation and prospects for the use of heat-resistant high-entropy alloys]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation Materials and Technologies*, 2018, no. 5, pp. 3–8.

27. Gorban' V.F., Krapivka N.A., Firstov S.A. Vysokoentropiinye splavy – elektronnaya kontsentratsiya – fazovyi sostav – parametr reshetki – svoistva svoistva [High-entropy alloys: Interrelations between electron concentration, phase composition, lattice parameter, and properties]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 10, pp. 1017–1029. DOI: 10.7868/S0015323017080058. (In Russian).

28. Manzoni A., Daoud H., Volkl R., Glatzel U., Wanderka N. Phase separation in equiatomic AlCoCrFeNi high-entropy alloy. *Ultramicroscopy*, 2013, vol. 163, pp. 184–189. DOI: 10.1016/j.ultramic.2012.12.015.

29. Otto F., Yang Y., Bei H., George E.P. Relative effects of enthalpy and entropy on the phase stability of equiatomic high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61 (7), pp. 2628–2638. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.01.042.

30. Tong C.-J., Chen Y.-L., Yeh J.-W., Lin S.-J., Chen S.-K., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Microstructure characterization of AlxCoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multiprincipal elements. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2005, vol. 36, pp. 881–893. DOI: 10.1007/s11661-005-0283-0.

31. Ivchenko M.I., Pushin V.G., Uksusnikov A.N., Wanderka N. Osobennosti mikrostruktury litykh vysokoentropiinykh splavov AlCrFeCoNiCu [Microstructure features of high-entropy equiatomic cast AlCrFeCoNiCu alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2013, vol. 114, no. 6, pp. 561–568. DOI: 10.7868/S0015323013060065. (In Russian).

32. Takeuchi A., Chen N., Wada T., Yokoyama Y., Kato H., Inoue A., Yeh J.W. $Pd_{20}Pt_{20}Cu_{20}Ni_{20}P_{20}$ high-entropy alloy as a bulk metallic glass in the centimeter. *Intermetallics*, 2011, vol. 19 (10), pp. 1546–1554. DOI: 10.1016/j.intermet.2011.05.030.

33. Shun T.-T., Chang L.-Y., Shiu M.-H. Microstructure and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiMox alloys. *Materials Characterization*, 2012. vol. 70, pp. 63–67. DOI: 10.1016/j.matchar.2012.05.005.

34. Cantor B. Stable and metastable multicomponent alloys. *Annales de Chimie Science des Matériaux*, 2007, vol. 32 (3), pp. 245–256. DOI: 10.3166/acsm.32.245-256.

35. Tsai M.-H., Yeh J.-W. High-entropy alloys: a critical review. *Materials Research Letters*, 2014, vol. 2 (3), pp. 107–123. DOI: 10.1080/21663831.2014.912690.

36. Ivchenko M.V., Pushin V.G., Vanderka N. Vysokoentropiinye ekviatomnye splavy AlCrFeCoNiCu: gipotezy i eksperimental'nye fakty [High-entropy equiatomic AlCrFeCoNiCu alloy: hypotheses and experimental data]. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki = Technical Physics. The Russian Journal of Applied Physics*, 2014, vol. 84, no. 2, pp. 57–69. (In Russian).

37. Tung C.C., Yeh J.W., Shun T.T., Chen S.-K., Huang Y.-S., Chen H.-C. On the elemental effect of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy system. *Materials Letters*, 2007, vol. 61 (1), pp. 1–5. DOI: 10.1016/j.matlet.2006.03.140.

38. Wen L.H., Kou H.C., Li J.S., Chang H., Hue X.Y., Zhou L. Effect of aging temperature on microstructure and properties of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy. *Intermetallics*, 2009, vol. 17 (4), pp. 266–269. DOI: 10.1016/j.intermet.2008.08.012.

39. Tong C.-J., Chen M.-R., Yeh J.-W., Lin S.-J., Chen S.-K., Shun T.-T., Chang S.-Y. Mechanical performance of the $Al_xCoCrCuFeNi$ high-entropy alloy system with multiprincipal elements. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2005, vol. 36 (5), pp. 1263–1271. DOI: 10.1007/s11661-005-0218-9.

40. Braic V., Vladescu A., Balaceanu M., Luculescu C.R., Braic M. Nanostructured multi-element (TiZrNbHfTa)C hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 211, pp. 117–121. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.09.033.

41. Lin M.I., Tsai M.H., Shen W.H., Yeh J.W. Evolution of structure and properties of multi-component $(AlCrTaTiZr)O_x$ films. *Thin Solid Films*, 2010, vol. 518, pp. 2732–2737. DOI: 10.1016/j.tsf.2009.10.142.

42. Gu J., Zou J., Sun S.-K., Wang H., Yu S.-Y., Zhang J., Wang W., Fu Z. Dense and pure high-entropy metal diboride ceramics sintered from self-synthesized powders via boro/carbothermal reduction approach. *Science China Materials*, 2019, vol. 62 (12). – P. 1898–1909. DOI: 10.1007/s40843-019-9469-4.

43. Chang S.Y., Lin S.Y., Huang Y.C., Wu S.L. Mechanical properties, deformation behaviors and interface adhesion of $(AlCrTaTiZr)N_x$ multi-component coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2010, vol. 204 (20), pp. 3307–3314. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.03.041.

44. Vinnik D.A., Trofimov E.A., Zhivulin V.E., Zaitseva O.V., Starikov A.Yu., Zhil'tsova T.A., Savina Yu.D., Gudkova S.A., Zherebtsov D.A., Popova D.A. Tverdofaznyi sintez vysokoentropiinykh kristallov so strukturoi

magnetoplyumbita v sisteme $BaO–Fe_2O_3–TiO_2–Al_2O_3–In_2O_3–Ga_2O_3–Cr_2O_3$ [Solid-phase synthesis of high-entropy crystals with the magnetoplumbite structure in the $BaO–Fe_2O_3–TiO_2–Al_2O_3–In_2O_3–Ga_2O_3–Cr_2O_3$ system]. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Khimiya = Bulletin of the South Ural State University. Series: Chemistry*, 2019, vol. 11, no. 3, pp. 32–39. DOI: 10.14529/chem190304.

45. Jiang S., Hu T., Gild J., Zhou N., Nie J., Qin M., Harrington T., Vecchio K., Luo J.A. New class of high-entropy perovskite oxides. *Scripta Materialia*, 2018, vol. 142, pp. 116–120. DOI: 10.1016/scriptamat. 2017.08.040.

46. Dabrova J., Stygar M., Mikula A., Knapik A., Danielewski M., Mroczka K., Tejchman W., Martin M. Synthesis and microstructure of the $(Co,Cr,Fe,Mn,Ni)_30_4$ high entropy oxide characterized by spinel structure. *Materials Letters*, 2018, vol. 216, pp. 32–36. DOI: 10.1016/j.matlet.2017.12.148.

47. Velo I.L., Gotor F.J., Alcala M.D., Real C., Cordoba J.M. Fabrication and characterization of WC-HEA cemented carbide based on the CoCrFeNiMn high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 746, pp. 1–8. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.02.292.

48. De la Obra A.G., Sayagues M.J., Chicardi E., Gotor F.J. Development of Ti(C, N)-based cermets with (Co, Fe, Ni)-based high entropy alloys as binder phase. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 814, art. 152218. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152218.

49. Li Z., Liu X., Guo K., Wang H., Cai B., Chang F., Hong C., Dai P. Microstructure and properties of Ti(C, N)-TiB_2-FeCoCrNiAl high-entropy alloys composite cermets. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 767, art. 138427. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138427.

50. Schuh B., Mendez-Martin F., Völker B., George E.P., Clemens H., Pippan R., Hohenwarter A. Mechanical properties, microstructure and thermal stability of a nanocristalline CoCrFeMnNi high-entropy alloy after severe plastic deformation. *Acta Materialia*, 2015, vol. 96, pp. 258–268. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.06.025.

51. Nadutov V.M., Makarenko S.Yu., Volosevich P.Yu. Vliyanie alyuminiya na tonkuyu strukturu i raspredelenie khimicheskikh elementov v vysokoentropiinykh splavakh AlxFeNiCoCuCr [Effect of aluminum on fine structure and distribution of chemical elements in high-entropy alloys $Al_xFeNiCoCuCr$]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, no. 5, pp. 467–472. DOI: 10.7868/S0015323015030092. (In Russian).

52. Zhang L.J., Guo K., Tang H., Zhang M.D., Fan J.T., Cui P., Ma Y.M., Yu P.F., Li G. The microstructure and mechanical properties of novel Al-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys with trimodal distributions of coherent B2 precipitates. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 757, pp. 160–171. DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.104.

53. Krapivka N.A., Firstov S.A., Karpets M.V., Myslivchenko A.N., Gorban' V.F. Osobennosti fazoobrazovaniya i formirovaniya struktury v vysokoentropiinykh splavakh sistemy $AlCrFeCoNiCu_x$ (x = 0; 0.5; 1.0; 2.0; 3.0) [Features of phase and structure formation in high-entropy alloys of the $AlCrFeCoNiCu_x$system (x= 0, 0.5, 1.0, 2.0, 3.0)]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, no. 5, pp. 496–504. DOI: 10.7868/S0015323015030080. (In Russian).

54. Gu J., Ni S., Liu Y., Song M. Regulating the strength and ductility of a cold rolled FeCrCoMnNi high-entropy alloy via annealing treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 755, pp. 289–294. DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.025.

55. Senkov O.N., Scott J.M., Senkova S.V., Meisenkothen F., Miracle D.B., Woodward C.F. Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy. *Journal of Materials Science*, 2012, vol. 47, pp. 4062–4074. DOI: 10.1007/s10853-012-6260-2.

56. Tang W.-Y., Yeh J.-W. Effect of aluminum content on plasma-nitrided AlxCoCrCuFeNi high-entropy alloys. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2009, vol. 40, pp. 1479–1486. DOI: 10.1007/s11661-009-9821-5.

57. Gali A., George E.P. Tensile properties of high- and medium-entropy alloys. *Intermetallics*, 2013, vol. 39, pp. 74–78. DOI: 10.1016/j.intermet.2013.03.018.

58. Otto F., Dlouhy A., Somsen Ch., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influence of temperature and microstructure on tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Acta Metallurgica*, 2013, vol. 61, pp. 5743–5755. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.06.018.

59. Ma X., Chen J., Wang X., Hu Y., Hue Y. Microstructure and mechanical properties of cold drawing CoCrFeMnNi high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 795, pp. 45–53. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.04.296.

60. Shaisultanov D.G., Stepanov N.D., Salishchev G.A., Tikhonovskii M.A. Vliyanie termicheskoi obrabotki na strukturu i tverdost' vysokoentropiinykh splavov $CoCrFeNiMnV_x$ (x = 0.25, 0.5, 0.75, 1) [Effect of heat treatment on the structure and hardness of high-entropy alloys $CoCrFeNiMnV_x$ (x = 0.25, 0.5, 0.75, 1)]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 6, pp. 610–621. DOI: 10.7868/S0015323017060080. (In Russian).

61. Zhang K.B., Fu Z.Y., Zhang J.Y., Shi J., Wang W.M., Wang H., Wang Y.C., Zhang Q.J. Nanocrystalline CoCrFeNiCuAl high-entropy solid solution synthesized by mechanical alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 485, iss. 1–2, pp. L31–L34. DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.05.144.

62. Chen W.P., Fu Z.Q., Fang S.C., Xiao H.Q., Zhu D.Z. Alloying behavior, microstructure and mechanical properties in a $FeNiCrCo_{0.3}Al_{0.7}$ high entropy alloy. *Materials and Design*, 2013, vol. 51, pp. 854–860. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.04.061.

63. Ji W., Wang W., Wang H., Zhang J., Wang Y., Zhang F., Fu Z. Alloying behavior and novel properties of CoCrFeNiMn high-entropy alloy fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Intermetallics*, 2015, vol. 56, pp. 24–27. DOI: 10.1016/j.intermet.2014.08.008.

64. Moravcik I., Cizek J., Zapletal J., Kovasova Z., Vesely J., Minarik P., Kitzmantel M., Neubauer E., Dlouhy I. Microstructure and mechanical properties of $Ni_{1.5}Co_{1.5}CrFeTi_{0.5}$ high entropy alloy fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Materials and Design*, 2017, vol. 119, pp. 141–150. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.01.036.

65. Kochetov N.A., Rogachev A.S., Shchukin A.S., Vadchenko S.G., Kovalev I.D. Mekhanicheskoe splavlenie s chastichnoi amorfizatsiei mnogokomponentnoi poroshkovoi smesi Fe-Cr-Co-Ni-Mn i ee elektroiskrovoe plazmennoe spekanie dlya polucheniya kompaktnogo vysokoentropiinogo materiala [Mechanical alloying with partial amorphization of Fe-Cr-Co-Ni-Mn multicomponent powder mixture and its spark plasma sintering for compact high-entropy material production]. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya = Universities' Proceedings. Powder metallurgy and functional coatings*, 2018, no. 2, pp. 35–42. DOI: 10.17073/1997-308X-2018-2-35-42.

66. Prusa F., Senkova A., Kusera V., Capek J., Vojtech D. Properties of high-strength ultrafine-grained CoCrFeNiMn high-entropy alloy prepared by short-term mechanical alloying and spark plasma sintering. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 734, pp. 341–352. DOI: 10.1016/j.msea.2018.08.014.

67. Alcala M.D., Real C., Fombella I., Trigo I., Cordoba J.M. Effects of milling time, sintering temperature, Al content on the chemical nature, microhardness and microstructure of mechanically synthesized FeCoNiCrMn high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 749, pp. 834–843. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.03.358.

68. Varalakshmi S., Rao G.A., Kamaraj M., Murty B.S. Hot consolidation and mechanical properties of nanocrystalline equiatimic AlFeTiCrZnCu high entropy alloy after mechanical alloying. *Journal of Materials Science*, 2010, vol. 45, pp. 5158–5163. DOI: 10.1007/s10853-010-4246-5.

69. Vadchenko S.G., Rogachev A.S., Kovalev D.Yu., Kovalev I.D., Mukhina N.I. TiZrNiCuAl and TiNbNiCuAl alloys by thermal explosion and high-energy ball milling. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 2019, vol. 28 (2), pp. 137–142. DOI: 10.3103/S1061386219020122.

70. Rogachev A.S., Mukas'yan A.S. *Gorenie dlya sinteza materialov: vvedenie v strukturnuyu makrokinetiku* [Combustion for the synthesis of materials: Introduction to structural macrokinetics]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2012. 398 p. ISBN 978-5-9221-1441-7.

71. Sanin V.N., Yukhvid V.I., Ikornikov D.M., Andreev D.E., Sachkova N.V., Alymov M.I. SVS-metallurgiya litykh vysokoentropiinykh splavov na osnove perekhodnykh metallov [SHS metallurgy of high-entropy transition metal alloys]. *Doklady Akademii nauk = Doklady physical chemistry*, 2016, vol. 470, no. 4, pp. 421–426. DOI: 10.7868/S0869565216280124.

72. Shen W.J., Tsai M.-H., Chang Y.-S., Yeh J.-W. Effects of substrate bias on the structure and mechanical properties of $(Al_{1.5}CrNb_{0.5}Si_{0.5}Ti)N_x$ coatings. *Thin Solid Films*, 2012, vol. 520, pp. 6183–6188. DOI: 10.1016/j.tsf.2012.06.002.

73. Dolique V., Thomann A.L., Brault P. High-entropy alloys deposited by magnetron sputtering. *IEEE Transactions on Plasma Science*, 2011, vol. 39 (11), pp. 2478–2479. DOI: 10.1109/TPS.2011.2157942.

74. Chang H.W., Huang P.K., Yeh J.W., Davison A., Tsau C.H., Yang C.C. Influence of substrate bias, deposition temperature and post-deposition annealing on the structure and properties of multi-principal-component (AlCrMoSiTi)N coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2008, vol. 202, pp. 3360–3366. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2007.12.014.

75. Cao Z.H., Ma Y.J., Cai Y.P., Wang G.J., Meng X.K. High strength dual-phase high entropy alloys with a tunable monolayer thickness. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 173, pp. 149–153. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2019.08.018.

76. Wei R., Tao J., Sun H., Chen C., Sun G.W., Li F.S. Soft magnetic $Fe_{26.7}Co_{26.7}Ni_{26.6}Si_9B_{11}$ high entropy metallic glass with good bending ductility. *Materials Letters*, 2017, vol. 197, pp. 87–89. DOI: 10.1016/j.matlet.2017.03.159.

77. Tong Y., Qiao J.C., Pelletier J.M., Yao Y. Strong metallic glass: TiZrHfCuNiBe high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 820, art. 153119. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.153119.

78. Bashev V.F., Kushnerev A.I. Struktura i svoistva litykh i zhidkozakalennykh vysokoentropiinykh splavov sistemy Al-Cu-Fe-Ni-Si [Structure and properties of cast and splat-quenched high-entropy Al–Cu–Fe–Ni–Si alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 1, pp. 42–50. DOI: 10.7868/S001532301610003X. (In Russian).

79. Firstov S.A., Karpov M.I., Gorban' V.F., Korzhov V.P., Krapivka N.A., Stroganova T.S. Struktura i mekhanicheskie svoistva zharoprochnogo kompozita na osnove vysokoentropiinogo splava [The structure and mechanical properties of heat resistant composite material based of high entropy alloys]. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov = Industrial laboratory. Materials diagnostics*, 2015, vol. 81, no. 6, pp. 28–33. (In Russian).

80. Firstov S.A., Karpov M.I., Korzhov V.P., Gorban' V.F., Krapivka N.A., Stroganova T.S. Struktura i svoistva sloistogo kompozita iz vysokoentropiinogo splava s karbidnym i intermetallidnym uprochneniem [Structure and properties of a laminated composite material made of high-entropy alloy with carbide and intermetallic hardening]. *Izvestiya Rossiiskoi akademii nauk. Seriya fizicheskaya = Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2015, vol. 79, no. 9, pp. 1267–1275. DOI: 10.7868/S0367676515090057. (In Russian).

81. Gasan H., Oẓcan A. New eutectic high-entropy alloys based on Co-Cr-Fe-Mo-Ni-Al: design, characterization and mechanical properties. *Metals and Materials International*, 2020, vol. 26, pp. 1152–1167. DOI: 10.1007/s12540-019-00515-9.

82. Shaisultanov D.G. *Struktura i mekhanicheskie svoistva vysokoentropiinykh splavov sistemy CoCrFeNiX (X=Mn, V, Mn i V, Al i Cu).* Diss. kand. tekhn. nauk [Structure and mechanical properties of high-entropy alloys of CoCrFeNiX system (X = Mn, V, Mn and V, Al and Cu). PhD eng. sci. diss.]. Belgorod, 2015. 142 p.

83. Lucas M.S., Wilks G.B., Mauger L., Munoz J.A., Senkov O.N., Michel E., Horwath J., Semiatin S.L., Stone M.B., Abernathy D.L., Karapetrova E. Absence of long-range chemical ordering in equimolar FeCoCrNi. *Applied Physics Letters*, 2012, vol. 100 (25), art. 251907. DOI: 10.1063/1.4730327.

84. Owen L.R., Pickering E.J., Playford H.Y., Stone H.J., Tucker M.G., Jones N.G. An assessment of the lattice strain in the CrMnFeCoNi high-entropy alloy. *Acta Materialia*, 2017, vol. 122, pp. 11–18. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.09.032.

85. Bhattacharjee P.P., Sathiaraj G.D., Zaid M., Gatti J.R., Lee C., Tsai C.-W., Yeh J.-W. Microstructure and texture evolution during annealing of equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 587, pp. 544–552. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.10.237.

86. Gludowatẓ B., George E.P., Rithie R.O. Processing, microstructure and mechanical properties of the CrMnFeCoNi high-entropy alloy. *JOM*, 2015, vol. 67 (10), pp. 2262–2270. DOI: 10.1007/s11837-015-1589-z.

87. He J.Y., Zhu C., Zhou D.Q., Liu W.H., Nieh T.G., Li Z.P. Steady state flow of the FeCoNiCrMn high entropy alloy at elevated temperatures. *Intermetallics*, 2014, vol. 55, pp. 9–14. DOI: 10.1016/j.intermet.2014.06.015.

88. Otto F., Dlouhý A., Pradeep K.G., Kuběnova M., Raabec D., Eggeler G., Georgea E.P. Decomposition of the single-phase high-entropy alloy CrMnFeCoNi after prolonged anneals at intermediate temperatures. *Acta Materialia*, 2016, vol. 112, pp. 40–52. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.04.005.

89. Cieslac J., Tobola J., Prẓewoẓnik J., Berent K., Dahlborg U., Cornide J., Mehraban S., Lavery N., Calvo-Dahlborg M. Multi-phase nature of sintered vs. arc-melted CrxAlFeCoNi high entropy alloys – experimental and theoretical study. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 801, pp. 511–519. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.121.

90. Tang Y., Wang R., Li S., Liu X., Ye Y., Zhu L., Bai S., Xiao B. Effect of metastability on non-phase-transformation high-entropy alloys. *Materials and Design*, 2019, vol. 181, art. 107928. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107928.

91. Wang R., Tang Y., Li S., Zhang H., Ye Y., Zhu L., Ai Y., Bai S. Novel metastable engineering in single-phase high-entropy alloy. *Materials and Design*, 2019, vol. 162, pp. 256–262. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.11.052.

92. Pacheco V., Lindwall G., Karlsson D., Cedervall J., Fritẓe S., Ek G., Berastegui P., Sahlberg M., Jansson U. Thermal stability of the HfNbTiVZr high-entropy alloy. *Inorganic Chemistry*, 2019, vol. 58, pp. 811–820. DOI: 10.1021/acs.inorgchem.8b02957.

93. Poulia A., Georgatis E., Mathiou C., Karantẓalis A.E. Phase segregation discussion in a $Hf_{25}Zr_{30}Ti_{20}Nb_{15}V_{10}$ high entropy alloy: the effect of the high melting point element. *Materials Chemistry and Physics*, 2018, vol. 210, pp. 251–258. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2017.09.059.

94. Shim S.H., Oh S.M., Lee J., Hong S.-K., Hong S.I. Nanoscale modulated structures by balanced distribution of atoms and mechanical/structural stabilities in CoCuFeMnNi high entropy alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 762, art. 138120. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138120.

95. Yurchenko N.Yu., Stepanov N.D., Grigneva A.O., Michunin M.V., Salishchev G.A., Zherebtsov S.V. Effect of Cr and Zr on phase stability of refractory Al-Cr-Nb-Ti-V-Zr high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 757, pp. 403–414. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.05.099.

96. Shahmir H., Nili-Ahmadabadi M., Shafiee A., Andrẓejcẓuk M., Lewandowska M., Langdon T.G. Effect of Ti on phase stability and strengthening mechanisms of a nanocrystalline CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 725, pp. 196–206. DOI: 10.1016/j.msea.2018.04.014.

97. Meng Y.H., Duan F.H., Pan J., Li Y. Phase stability of B2-ordered ZrTiHfCuNiFe high entropy alloy. *Intermetallics*, 2019, vol. 111, art. 106515. DOI: 10.1016/j.intermet.2019.106515.

98. Liao M., Liu Y., Min L., Lai Z., Han T., Yang D., Zhu J. Alloying effect on phase stability, elastic and thermodynamic properties of Nb-Ti-V-Zr high entropy alloy. *Intermetallics*, 2018, vol. 101, pp. 152–164. DOI: 10.1016/j.intermet.2018.08.003.

99. Qiu S., Miao N., Guo Z., Zhou J., Sun Z. Local-ordering mediated configuration stability and elastic properties of aluminum-containing high entropy alloys. *Intermetallics*, 2019, vol. 110, art. 106474. DOI: 10.1016/j.intermet.2019.106474.

100. Ikeda Y., Grabowski B., Körmann F. Ab initio phase stabilities and mechanical properties of multicomponent alloys: a comprehensive review for high entropy alloys and compositionally complex alloys. *Materials Characterization*, 2019, vol. 147, pp. 464–511. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.06.019.

101. Laplanche G., Berglund S., Reinhart C., Kostka A., Fox F., George E.P. Phase stability and kinetics of σ-phase precipitation in CrMnFeCoNi high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 2018, vol. 161, pp. 338–351. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.09.040.

102. Ivchenko M.V. *Struktura, fazovye prevrashcheniya i svoistva vysokoentropiinykh metallicheskikh splavov na osnove AlCrCoNiCu*. Diss. kand. fiz.-mat. nauk [Structure, phase transformations, and properties of high entropy AlCrCoNiCu alloys. PhD. phys. and math. sci. diss.]. Ekaterinburg, 2015. 167 p.

103. Karpets M.V., Gorban' V.F., Myslivchenko O.M., Marchenko S.V., Krapivka M.O. Vliyanie soderzhaniya nikelya na iznosostoikost' litogo vysokoentropiinogo splava VCrMnFeCoNix [Effect of the nickel content on the wear resistance of the cast high-entropy VCrMnFeCoNix alloy]. *Sovremennaya elektrometallurgiya = Electrometallurgy Today*, 2015, no. 1, pp. 56–60. DOI: 10.15407/sem2015.01.09.

104. Yeh J.-W. Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys. *JOM*, 2013, vol. 65 (12), pp. 1759–1771. DOI: 10.1007/s11837-013-0761-6.

105. Hsu C.-Y., Juan C.-C., Wang W.-R., Sheu T.-S., Yeh J.-W., Chen S.-K. On the superior hot hardness and softening resistance of AlCoCrxFeMo0.5Ni high-entropy alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528, pp. 3581–3588. DOI: 10.1016/j.msea.2011.01.072.

106. Shun T.-T., Hung C.-H., Lee C.-F. Formation of ordered/disordered nanoparticles in FCC high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, vol. 493, pp. 105–109. DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.12.071.

107. Tsai K.-Y., Tsai M.-H., Yeh J.-W. Sluggish diffusion in Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, pp. 4847–4897. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.04.058.

108. Zhou Y.J., Zhang Y., Wang Y.L., Chen G.L. Microstructure and compressive properties of multicomponent $Al_x(TiVCrMnFeCoNiCu)_{100-x}$ high-entropy alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 454–455, pp. 260–265. DOI: 10.1016/j.msea.2006.11.049.

109. Zhou Y.J., Zhang Y., Wang Y.L., Chen G.L. Solid solution alloys of $AlCoCrFeNiTi_x$ with excellent room-temperature mechanical properties. *Applied Physics Letters*, 2007, vol. 90, art. 181904. DOI: 10.1063/1.2734517.

110. Zhou Y.J., Zhang Y., Wang F.J., Wang Y.L., Chen G.L. Effect of addition on the microstructure and mechanical properties of $AlCoCrFeNiTi_{0.5}$ solid solution alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, vol. 466 (1–2), pp. 201–204. DOI: 10.1016/j.jallcom.2007.11.110.

111. Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R. Processing, alloy composition and phase transition effect on the mechanical and corrosion properties of high entropy alloys: a review. *Journal of Materials Research and Technology*, 2016, vol. 5 (4), pp. 384–393. DOI: 10.1016/j.jmrt.2016.03.004.

112. Kim D.G., Jo Y.H., Yang J., Choi W.-M., Kim H.S., Lee B.-J., Sohn S.S., Lee S. Ultrastrong duplex high-entropy alloy with 2 GPa cryogenic strength enabled by an accelerated martensitic transformation. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 171, pp. 67–72. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2019.06.026.

113. Ospennikova O.G. Strategiya razvitiya zharoprochnykh splavov i stalei spetsial'nogo naznacheniya, zashchitnykh i teplozashchitnykh pokrytii [Development strategics of high-temperature alloys and special steels, protective and thermoprotective coatings]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation materials and technologies*, 2012, no. S, pp. 19–36.

114. Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Demonis I.M. Nikelevye liteinye zharoprochnye splavy novogo pokoleniya [Ni-base casting superalloy of the new generation]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation materials and technologies*, 2012, no. S, pp. 36–52.

115. Firstov S.A., Gorban' V.F., Krapivka N.A., Pechkovskii E.P., Danilenko N.I., Karpets M.V. Mekhanicheskie svoistva litykh mnogokomponentnykh splavov pri vysokikh temperaturakh [Mechanical properties of cast multicomponent alloys at high temperatures]. *Sovremennye problemy fizicheskogo materialovedeniya = Modern problems of physical materials science*, 2009, iss. 18, pp. 140–147.

116. Ma L.Q., Wang L.M., Zhang T., Inoue A. Bulk glass formation on Ti-Zr-Hf-Cu-M (M=Fe, Co, Ni) alloys. *Materials Transactions*, 2002, vol. 43, pp. 277–280. DOI: 10.2320/matertrans.43.277.

117. Cheng K.-H., Lai C.-H., Lin S.-J., Yeh J.-W. Structural and mechanical properties of multi-element (AlCrMoTaTiZr)Nx coatings by reactive magnetron sputtering. *Thin Solid Films*, 2011, vol. 519, pp. 3185–3190. DOI: 10.1016/j.tsf.2010.11.034.

118. Senkov O.N., Scott J.M., Senkova S.V., Miracle D.B., Woodward C.F. Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy. *Journal of alloys and Compounds*, 2011, vol. 509, pp. 043–6048. DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.02.171.

119. Firstov S.A., Rogul' T.G., Krapivka N.A., Ponomarev S.S., Tkach V.N., Kovylyaev V.V., Norban' V.F., Karpets M.V. Tverdorastvornoe uprochnenie vysokoentropiinogo splava AlTiVCrNbMo [Solid-solution hardening of a high-entropy AlTiVCrNbMo alloy]. *Deformatsiya i razrushenie materialov = Russian metallurgy (Metally)*, 2013, no. 2, pp. 9–16. (In Russian).

120. Kao Y.-F., Chen T.-J., Chen S.-K., Yeh J.-W. Microstructure and mechanical property of as-cast, -homogenized, and -deformed AlxCoCrFeNi ($0 \le x \le 2$) high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 488 (1), pp. 57–64. DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.08.090.

121. Tsai C.W., Tsai M.H., Yeh J.W., Yang C.C. Effect of temperature on mechanical properties of $Al_{0.5}$CoCrCuFeNi wrought alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, vol. 490 (1–2), pp. 160–165. DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.10.088.

122. Kuznetsov A.V., Salishchev G.A., Sen'kov O.N., Stepanov N.D., Shaisultanov D.G. Vliyanie mikrostruktury na mekhanicheskie svoistva pri rastyazhenii vysokoentropiinogo splava AlCoCrCuFeNi [Microstructure influence on tensile mechanical properties of an AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy]. *Nauchnye vedomosti Belgorodskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika. Fizika = Belgorod State University Scientific Bulletin. Mathematics and Physics*, 2012, no. 11, pp. 182–186.

123. He F., Wang Z., Wu Q., Wang J., Liu C.T. Phase separation of metastable CoCrFeNi high entropy alloy at intermediate temperatures. *Scripta Materialia*, 2017, vol. 126, pp. 15–19. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.08.008.

124. Huang Y.-C., Tsao C.-S., Wu S.-K., Lin C., Chen C.-H. Nano-precipitates in severely deformed and low-temperature aged CoCrFeMnNi high-entropy alloy studied by synchrotron small-angle X-ray scattering. *Intermetallics*, 2019, vol. 105, pp. 146–152. DOI: 10.1016/j.intermet.2018.12.003.

125. Dahlborg U., Cornide J., Calvo-Dahlborg M., Hansen T.S., Fitch A., Leong Z., Chambreland S., Goodal R. Srtucture of some CoCrFeNi and CoCrFeNiPd multicomponent HEA alloys by diffraction techniques. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, vol. 681, pp. 330–341. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.04.248.

126. Senkov O.N., Zhang C., Pilchak A.L., Payton E.J., Woodward C., Zhang F. CALPHAD-aided development of quaternary multi-principal element refractory alloys based on NbTiZr. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 783, pp. 729–742. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.325.

127. Miracle D.B., Miller J.D., Senkov O.N., Woodward C., Uchic M.D., Tiley J. Exploration and development of high entropy alloys for structural applications. *Entropy*, 2014, vol. 16 (1), pp. 494–525. DOI: 10.3390/e16010494.

128. Raturi A., Aditya C.J., Gurao N.P., Biswas K. ICME approach to explore equiatomic and non- equiatomic single phase BCC refractory high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 806, pp. 587–595. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.387.

129. Menou E., Tancret F., Toda-Caraballo I., Ramstein G., Castany P., Bertrand E., Gautier N., Rivera Diaz-Del-Castillo P.E.J. Computational design of light and strong high entropy alloys (HEA): obtainment of an extremely high specific solid solution hardening. *Scripta Materialia*, 2018, vol. 156, pp. 120–123. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.07.024.

130. Komarov F.F., Pogrebnyak A.D., Konstantitnov S.V. Radiatsionnaya stoikost' vysokoentropiinykh nanostrukturirovannykh pokrytii (Ti, Hf, Zr, V, Nb) N [Radiation resistance of high-entropy nanostructured (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N coatings]. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki = Technical Physics. The Russian Journal of Applied Physics*, 2015, no. 85 (10), pp. 105–110. (In Russian).

131. Tsai M.-H., Wang C.-W., Lai C.-H., Yeh J.-W., Can J.-Y. Thermally stable amorphous (AlMoNbSiTaTiVZr) 50N50 nitride film as diffusion barrier in copper metallization. *Applied Physics Letters*, 2008, vol. 92, art. 052109. DOI: 10.1063/1.2841810.

132. Guo N.N., Wang L., Luo L.S., Li X.Z., Su Y.Q., Guo J.J., Fu H.Z. Microstructure and mechanical properties of refractory MoNbHfZrTi high-entropy alloy. *Materials and Design*, 2015, vol. 81, pp. 87–94. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.05.019.

133. Juan C.-C., Tsai M.-H., Tsai C.-W., Lin C.-M., Wang W.-R., Yang C.-C., Chen S.-K., Lin S.-J., Yeh J.-W. Enhanced mechanical properties of HfMoTaTiZr and HfMoNbTaTiZr refractory high-entropy alloys. *Intermetallics*, 2015, vol. 62, pp. 76–83. DOI: 10.1016/j.intermet.2015.03.013.

134. Chen H., Kauffmann A., Gorr B., Schliephake D., Seemüller C., Wagner J.N., Christ H.-J., Heilmaier M. Microstructure and mechanical properties at elevated temperatures of a new Al-containing refractory high-

entropy alloy Nb-Mo-Cr-Ti-Al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, vol. 661, pp. 206–215. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.11.050.

135. Zhang Y., Liu Y., Li Y., Chen X., Zhang H. Microstructure and mechanical properties of a refractory HFNbTiVSi0.5 high-entropy alloy composite. *Materials Letters*, 2016, vol. 174, pp. 82–85. DOI: 10.1016/j.matlet.2016.03.092.

136. Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. A fracture-resistanz high-entropy alloy for cryogenic applications. *Science*, 2014, vol. 345 (6201), pp. 1153–1158. DOI: 10.1126/science.1254581.

137. Vinnik D., Zhivulin V., Trofimov E., Starikov A., Zherebtsov D., Zaitseva O., Gudkova S., Taskaev S., Klygach D., Vakhitov M., Sander E., Sherstyuk D., Trukhanov A. Extremely polysubstituted magnetic material based on magnetoplumbite with a hexagonal structure: synthesis, structure, properties, prospects. *Nanomaterials (Basel)*, 2019, vol. 9 (4). DOI: 10.3390/nano9040559.

138. Vinnik D.A., Trofimov E.A., Zhivulin V.E., Zaitseva O.V., Zhil'tsova T.A., Repin D.V. Obrazovanie vysokoentropiinykh oktaedricheskikh kristallov v mnogokomponentnykh oksidnykh sistemakh [Formation of high-entropy octahedral crystals in multicomponent oxide systems]. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Khimiya = Bulletin of the South Ural state university. Series: Chemistry*, 2019, vol. 11, no. 3, pp. 24–31. DOI: 10/14529/chem190303.

139. Pullar R.C. Hexagonal ferrites: a reviev of the synthesis, properties and applications of hexaferrite ceramics. *Progress in Materials Science*, 2012, vol. 57 (7), pp. 1191–1334. DOI: 10.1016/pmatsci.2012.04001.

140. Vinnik D., Ustinova I.A., Ustinov A.B., Gudkova S.A., Zherebtsov D.A., Trofimov E.A., Zabeivorota N.S., Mikhailov G.G., Nieva R. Millimeter-wave characterization of aluminum substituted barium lead hexaferrite single crystals grown from PbO-B2O3 flux. *Ceramics International*, 2017, vol. 17, pp. 15800–15804. DOI: 10.1016/j.ceramint.2017.08.145.

141. Kourov N.I., Pushin V.G., Korolev A.V., Knyazev Yu.V., Kuranova N.N., Ivchenko M.V., Ustyugov Yu.M., Vanderka N. Struktura i fizicheskie svoistva bystrozakalennogo iz rasplava vysokoentropiinogo splava AlCrFeCoNiCu [Structure and physical properties of the high-entropy AlCrFeCoNiCu alloy rapidly quenched from the melt]. *Fizika tverdogo tela = Physics of the Solid State*, 2015, no. 57 (8) pp. 1579–1589.

142. Chikova O.A., Tsepelev V.S., V'yukhin V.V., Shmakova K.Yu. Kinematicheskaya vyazkost' zhidkikh vysokoentropiinykh splavov Cu-Sn-In-Bi-Pb [Kinetic viscosity of molten high entropy alloys Cu–Sn–In–Bi–Pb]. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya = Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2015, special issue, pp. 57–60. DOI: 10.17073/0021-3438-2015-0-57-60. (In Russian).

143. V'yukhin V.V., Chikova O.A., Tsepelev V.S. Poverkhnostnoe natyazhenie zhidkikh vysokoentropiinykh ekviatomnykh splavov sistemy Cu-Sn-In-Bi-Pb [Surface tension of liquid high-entropy equiatomic alloys of a Cu-Sn-In-Bi-Pb system]. *Zhurnal fizicheskoi khimii = Russian Journal of Physical Chemistry A*, 2017, vol. 91, no. 4, pp. 582–585. DOI: 10.7868/S0044453717040343. (In Russian).

144. Chikova O.A., Shmakova K.Yu., Tsepelev V.S. Opredelenie temperatur fazovykh ravnovesii vysokoentropiinykh metallicheskikh splavov viskozimetricheskim metodom [Determination of the phase equilibrium temperature of high-entropy alloys by the viscometric method]. *Metally = Russian metallurgy (Metally)*, 2016, no. 2, pp. 54–59. (In Russian).

145. Chikova O.A., Tsepelev V.S., V'yukhin V.V., Shmakova K.Yu. Proektirovanie tekhnologii polucheniya vysokoentropiinykh splavov (pripoev) sistemy Cu-Ga-Pb-Sn-Bi [Planning technology for preparing high-entropy alloys (solders) of the Cu–Ga–Pb–Sn–Bi system]. *Metallurg = Metallurgist*, 2015, no. 5, pp. 82–86.

146. Gorbachev I.I., Popov V.V., Kats-Dem'yanets A., Popov V. ml., Eshed E. Prognozirovanie fazovogo sostava vysokoentropiinykh splavov na osnove Cr-Nb-Ti-V-Zr s pomoshch'yu CALPHAD-metoda [Prediction of the phase composition of high-entropy alloys based on Cr–Nb–Ti–V–Zr using the calphad method]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2019, vol. 120, no. 4, pp. 408–416. DOI: 10.1134/S0015323019040065. (In Russian).

147. Yurchenko N.Yu. *Razrabotka i issledovanie vysokoentropiinykh splavov s vysokoi udel'noi prochnost'yu na osnove sistemy Al-Cr-Nb-Ti-V-Zr.* Diss. kand. tekhn. nauk [Development and research of high-entropy alloys with high specific strength based on Al-Cr-Nb-Ti-V-Zr system. PhD eng. sci. diss.]. Belgorod, 2019. 187 p.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2021 Том 23 № 2 с. 147–162
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-147-162

НГТУ НЭТИ

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Оценка структурно-фазового и напряженного состояния диффузионных боридных слоев, полученных химико-термической обработкой на поверхности штамповой стали 3Х2В8Ф

Ундрах Мишигдоржийн [1, 2, a, *], *Николай Улаханов* [2, 1, b], *Александр Тихонов* [3, 2, c], *Павел Гуляшинов* [4, 2, d]

[1] Институт физического материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, ул. Сахьяновой 6, г. Улан-Удэ, 670047, Россия
[2] Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления, ул. Ключевская 40В, г. Улан-Удэ, 670013, Россия
[3] Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова 83, г. Иркутск, 664074, Россия
[4] Байкальский институт природопользования Сибирского отделения Российской академии наук, ул. Сахьяновой 6, г. Улан-Удэ, 670047, Россия

[a] https://orcid.org/0000-0002-7863-9045, undrakh@ipms.bscnet.ru, [b] https://orcid.org/0000-0002-0635-4577, nulahanov@mail.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0002-4917-9916, tihonovalex90@mail.ru, [d] https://orcid.org/0000-0001-6776-9314, gulpasha@mail.ru.

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.011

История статьи:
Поступила: 18 марта 2021
Рецензирование: 05 апреля 2021
Принята к печати: 17 апреля 2021
Доступно онлайн: 15 июня 2021

Ключевые слова:
Химико-термическая обработка (ХТО)
Качество поверхностного слоя
Борирование
Остаточные напряжения
Структурно-фазовое состояние
Штамповая сталь

Финансирование:
Исследование выполнено при финансовом обеспечении гранта Российского Научного Фонда (проект 19-79-10163).

Благодарности:
Выражение признательности: авторы выражают благодарность Мантатовой Светлане Сергеевне за помощь при написании англоязычного блока статьи.

АННОТАЦИЯ

Введение. Контроль и управление технологическими остаточными напряжениями (ТОН) является одной из важнейших задач технологии машиностроения. Борирование способно обеспечить высокие физико-механические свойства деталей машин и инструментов с минимальным воздействием на напряженное состояние в поверхностных слоях. **Целью настоящей работы** является определение температурных режимов диффузионного борирования, способствующих благоприятному распределению ТОН в поверхностном слое штамповой стали 3Х2В8Ф. **В работе рассмотрены** результаты исследований по определению ТОН экспериментальным методом на установке УДИОН-2 в диффузионных слоях на поверхности исследуемой стали. Борирование проводили в контейнерах с порошковой смесью из карбида бора и фторида натрия в качестве активатора при температуре 950 и 1050 °С в течение 2 ч. Полученные образцы сталей с диффузионным слоем исследовали на оптическом микроскопе и растровом электронном микроскопе (РЭМ); определяли микротвердость, элементный и фазовый состав слоев. Установлено, что при увеличении температуры борирования с 950 до 1050 °С толщина диффузионного слоя возрастает с 20 до 105 мкм. При этом низкотемпературный режим химико-термической обработки (ХТО) привел к формированию борида железа Fe_2B с максимальным содержанием бора 6 % и микротвердостью до 1250 HV, а высокотемпературный – борида железа FeB с максимальным содержанием бора 11 % и микротвердостью до 1880 HV. **Результаты и обсуждения.** Установлено, что борирование при 950 °С приводит к более благоприятному распределению ТОН сжатия в диффузионном слое. Однако значительные колебания ТОН в диффузионном слое и в прилегающей (переходной) зоне могут негативно сказаться на эксплуатационных свойствах после ХТО при данной температуре. Увеличение температуры ХТО приводит к возникновению растягивающих ТОН в верхней зоне слоя на глубине до 50 мкм от поверхности. Несмотря на наличие растягивающих напряжений на поверхности диффузионного слоя после высокотемпературной ХТО распределение ТОН является более плавным по сравнению с низкотемпературным борированием.

Для цитирования: Оценка структурно-фазового и напряженного состояния диффузионных боридных слоев, полученных химико-термической обработкой, на поверхности штамповой стали 3Х2В8Ф / У.Л. Мишигдоржийн, Н.С. Улаханов, А.Г. Тихонов, П.А. Гуляшинов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 147–162. – DOI:10.17212/1994-6309-2021-23.2-147-162.

***Адрес для переписки**
Мишигдоржийн Ундрах Лхагвасуренович., к.т.н., заведующий лабораторией
Институт физического материаловедения
Сибирского отделения Российской академии наук,
ул. Сахьяновой 6,
670047, г. Улан-Удэ, Россия
Тел.: 8 (3012) 43-48-70, **e-mail:** undrakh@ipms.bscnet.ru.

Введение

Качество поверхностного слоя деталей машин и инструмента определяется многими параметрами (шероховатость, волнистость, твердость, остаточные напряжения и т.д.) и обеспечивается последовательностью операций механической и термической обработки. Химико-термическая обработка (ХТО) металлов используется для упрочнения поверхностных слоев формообразующего инструмента, таких как штампы для обработки давлением и пресс-формы для литья под давлением [1–4]. При этом от качества получаемых диффузионных покрытий зависит долговечность технологической оснастки и качество изготавливаемых при ее помощи изделий. Это определяет необходимость в комплексном подходе оценки свойств диффузионных слоев, включая их физико-механические свойства, структурно-фазовое и напряженное состояние.

Очевидно, что после ХТО возникает разность удельных объемов диффузионного слоя и стали-основы, под влиянием которой возникают технологические остаточные напряжения (ТОН), оказывающие значительное влияние на работоспособность покрытия и изделия в целом. Известно, что ТОН сжатия являются более предпочтительными с точки зрения замедления роста и образования усталостных трещин, в том числе для процессов ХТО [5,6]. Так, авторами работ [6,7] было установлено, что процессы цементации, азотирования, борирования и боросилицирования положительно сказываются на характере распределения ТОН на стали 25ХГТ и сплавах ВКС-5, ЭП718 и ВНС-17.

Измерение ТОН по методу Давыденкова для комбинированного процесса, включающего цементацию и последующее шлифование легированной стали 17CrNi6-6 (стандарт EN 10084-2008), рассмотрено в работе [8]. Авторами установлено, что традиционная и низкотемпературная цементация приводит к благоприятному распределению ТОН в диффузионном слое. Последующее чистовое шлифование эльборовым шлифовальным кругом (CBN grinding wheel) позволило сохранить распределение ТОН. Известно о положительном влиянии обработки данным инструментом на шероховатость стали 3Х2В8Ф после бороалитирования [9]. Так, исходная шероховатость после ХТО была снижена с 7,7 до 0,43 мкм по параметру *Ra*. В работах [10,11] также представлены результаты благоприятного распределения ТОН в диффузионном слое после комбинированной обработки, включающей борирование с последующей ультразвуковой обработкой стали 45.

Таким образом, при разработке методов диффузионного насыщения на поверхности стальных изделий усилия должны быть направлены на поиск таких распределений ТОН, которые гарантированно улучшают эксплуатационные свойства изделий. Проведенный литературный обзор выявил отсутствие публикаций по определению ТОН после борирования стали 3Х2В8Ф.

Целью настоящей работы является определение температурных режимов диффузионного борирования, способствующих благоприятному распределению ТОН в поверхностном слое штамповой стали 3Х2В8Ф.

Методика исследований

Образцы из инструментальной штамповой стали 3Х2В8Ф (табл. 1) были подвергнуты ХТО в порошковых смесях с использованием печного нагрева.

Порошковый метод осуществляли в контейнерах с плавким затвором (рис. 1) [12]. Детали упаковывали в контейнер, крышка контейнера герметизировалась легкоплавким стеклом. Затем контейнер загружали в предварительно на-

Таблица 1

Table 1

Химический состав стали 3Х2В8Ф, масс. %

Chemical composition of 3Kh2V8F/3Х2В8Ф steel, wt. %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	W	V
0,3…0,4	0,15…0,4	0,15…0,4	до 0,03	до 0,03	2,2…2,7	до 0,35	до 0,03	8,5…10,0	0,3…0,6

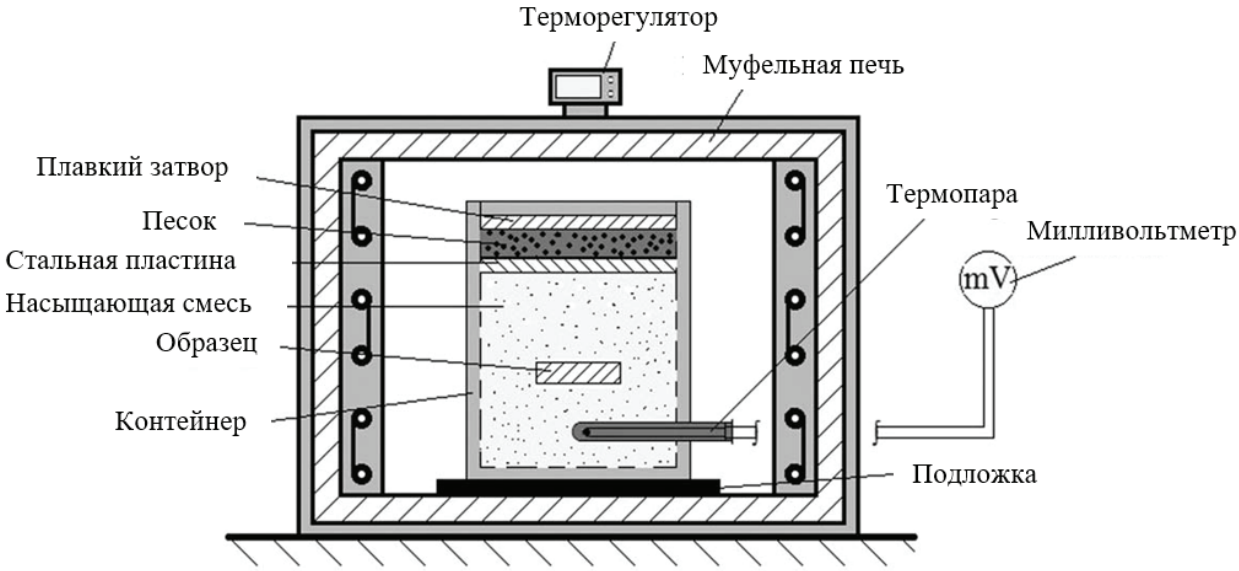


Рис.1 . Схема упаковки деталей для насыщения из порошковых смесей

Fig. 1. Parts packing scheme for saturation from powder mixtures

гретую печь. По истечении времени выдержки контейнер охлаждали вне печи на спокойном воздухе.

Борирование проводили в порошковой смеси карбида бора и активатора фторида натрия (96 % B_4C + 4 % NaF) при температуре 950 и 1050 °С, время насыщения 2 часа.

Исследование микроструктуры проводили с помощью оптической и растровой электронной микроскопии. Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3М при нагрузке 0,1 кгс. Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) проводили на растровом электронном микроскопе «JSM-6510LV JEOL» с системой микроанализа «INCA Energy 350» при ускоряющем напряжении 10 кэВ во вторичных электронах в ЦКП «Прогресс» ВСГУТУ. Результаты РСМА приведены с точностью до десятых долей процента. При этом вероятность ошибки составляла 1…5 % весовых. Фазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре D8 ADVANCE фирмы Bruker AXS в медном излучении с интервалом съемки 10…70° в ЦКП БИП СО РАН.

Остаточные напряжения в боридных покрытиях после ХТО измеряли с помощью установки для определения остаточных напряжений механическим методом УДИОН-2, разработанной в ИРНИТУ (рис. 2) [13, 14].

Так как разрушение деталей машин в большинстве случаев начинается с поверхности, то объектом измерения являются приповерхностные остаточные напряжения.

Измерение ТОН проводилось на плоских образцах типа пластин, применительно к таким образцам, механический метод определения ТОН известен также как метод полосок. Данный метод заключается в регистрации деформаций образцов в процессе непрерывного удаления напряженных слоев с исследуемой поверхности образцов в функции толщины удаленного слоя. Для регистрации деформации образцов используются тензометрические датчики с системой сбора данных, для послойного удаления материала с образцов было применено электрохимическое травление – анодное растворение.

Для определения ТОН после ХТО были изготовлены элементарные образцы-полоски (рис. 3).

Измерялись геометрические параметры образцов-полосок (толщина h и ширина b), а также их начальные деформации (стрела прогиба f^0), необходимые для последующего расчета ТОН. Далее образцы окунались в защитную каучуковую эмаль и сушились. После сушки с исследуемой поверхности образцов лезвием удалялась защитная эмаль в виде прямоугольника во всю ширину полоски и длиной 30 мм, расположенному по центру образца-полоски.

К одному концу образца-полоски монтировался двуплечий рычаг для передачи деформации на тензометрические датчики, другой

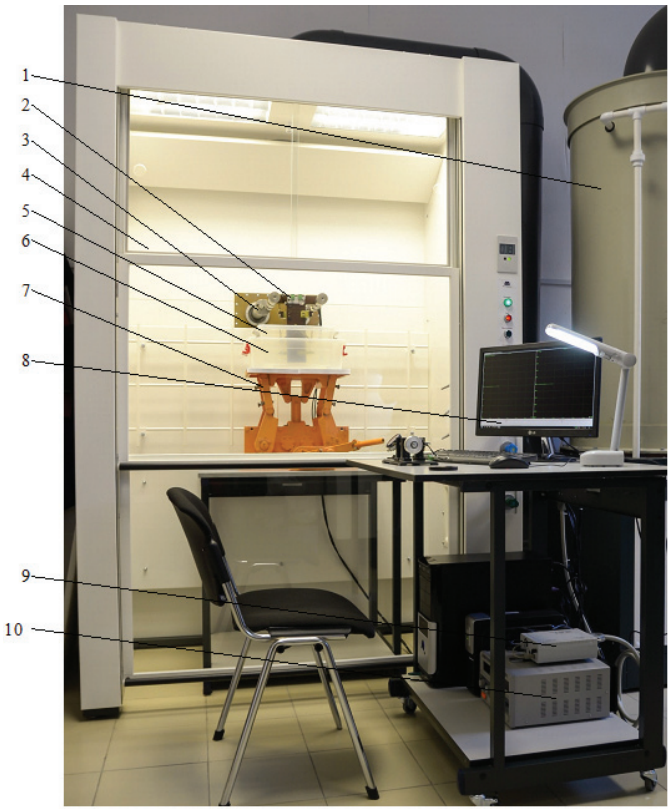


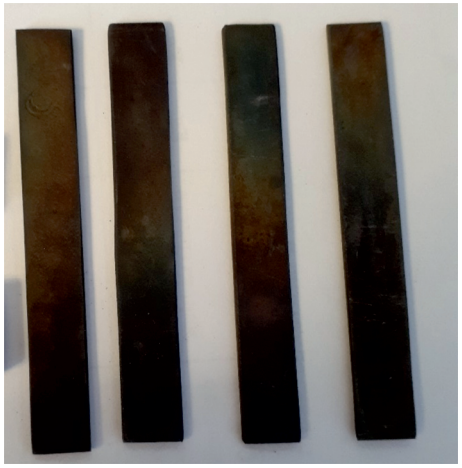
Рис. 2. Установка для измерения остаточных напряжений механическим методом УДИОН-2:

1 – скруббер; *2* – приспособления для закрепления образцов (метрологические рамки); *3* – кронштейны; *4* – вытяжной шкаф; *5* – ванна с раствором электролита; *6* – термостатирующая ванна; *7* – устройство подъема ванн; *8* – персональный компьютер с установленным программным обеспечением; *9* – тензометрические модули системы сбора данных; *10* – источник питания электрохимической цепи

Fig. 2. Installation UDION-2/УДИОН-2 for measuring residual stresses by mechanical method:

1 – scrubber; *2* – device for sample fixing (metrological frames); *3* – bracket; *4* – fume hood; *5* – bath with electrolyte solution; *6* – thermostatic bath; *7* – bath lifting device; *8* – personal computer; *9* – strain gauge modules of the data collection system; *10* – electrochemical circuit power supply

а



б

Рис. 3. Образцы-полоски после борирования для определения ТОН механическим методом:

а – 950 °С, 2 ч; *б* – 1050 °С, 2 ч

Fig. 3. Samples-strips after boriding for determination of residual stresses by mechanical method:

а – 950 °С, 2 h; *б* – 1050 °С, 2 h

конец образца закреплялся в кронштейн метрологической рамки установки УДИОН-2 (рис. 4).

Метрологические рамки с образцами устанавливались и фиксировались в вытяжном шкафу на кронштейнах над ванной с раствором электролита, расположенной на столе подъемного механизма (см. рис. 2). Тензометрические датчики соединялись с системой сбора данных. К клеммам подключался источник тока Mastech HY3010.

Система сбора данных установки УДИОН-2 LTR-EU-2-5 «Л Кард», управляемая программным обеспечением (ПО) ACTest, осуществляет приём, обработку, визуализацию и сохранение информации с тензометрических датчиков в процессе проведения эксперимента. Обработанная информация, полученная с тензометриче-

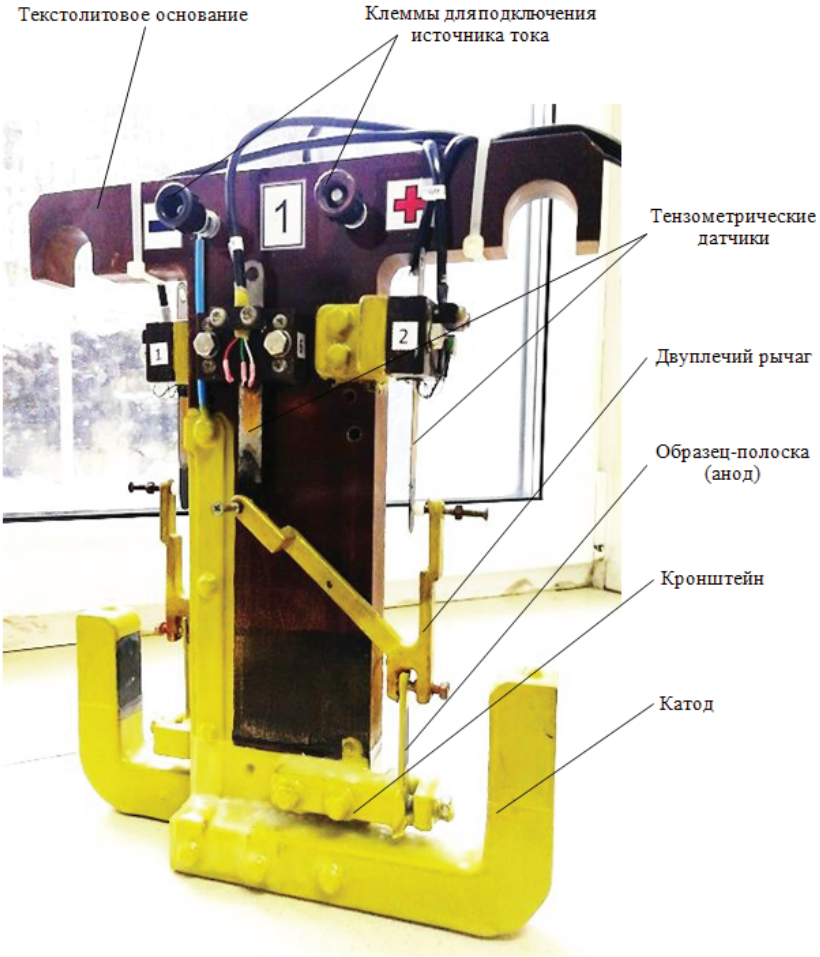


Рис. 4. Приспособление (метрологическая рамка) установки УДИОН-2 для исследования остаточных напряжений в плоских образцах при электрохимическом способе удаления слоев

Fig. 4. The device (metrological frame) of the UDION-2/УДИОН-2 installation for the study of residual stresses in flat samples during the electrochemical method of removing layers

ских датчиков, а также измеренные параметры образцов, необходимые для последующего расчета ТОН, хранятся в базе данных «Параметры образцов УДИОН».

После выполнения подготовительных операций запускался эксперимент: включалась приточно-вытяжная система вентиляции, активизировался сценарий эксперимента системы сбора данных, поднимался стол подъемного механизма с ваннами так, чтобы образцы были полностью погружены в раствор. Включался источник тока и запускался сбор данных в ПО, производилось послойное электрохимическое травление (анодное растворение). Состав применяемого электролита и режимы анодного растворения приведены в табл. 2.

В процессе послойного электрохимического травления материала исследуемой поверхности образцов производилась запись перемещения контрольных точек тензометрических датчиков и построение деформационной кривой в режиме реального времени.

Последующая обработка информации (массива деформационных кривых, начальных деформаций, геометрических параметров образцов) производится в программе для расчёта остаточных напряжений XUdion [15]. Завершающим этапом работ по измерению ТОН в образце является формирование протокола измерения ТОН, содержащего параметры образца и эпюру ТОН (распределение ТОН по толщине удаленного слоя).

Таблица 2

Table 2

Состав электролита и параметры для электрохимического травления (анодного растворения) образцов после ХТО

Electrolyte composition and parameters for electrochemical etching (anodic dissolution) of samples after chemical heat treatment

Состав электролита (г/л) / Electrolyte composition (g/l)	t, °C	Плотность тока j, А/дм^2 / Current density j, A / dm^2	Напряжение U, В / Voltage U, V	Скорость травления $V_{тр}$, мм/мин / Etching rate V_{er}, mm / min
$NaNO_3$ – 60; $NaNO_2$ – 5; Na_2CO_3 – 5; $C_3H_8O_3$ – 15; H_2O – остальное / rest	30	125	11,5	0,0042

Расчет ТОН в программе XUdion производится с использованием математической модели расчета компонент остаточных напряжений в пластинах с применением метода полосок [16] (рис. 5):

$$\sigma_Z = \frac{8E}{1-\mu^2}\left(\frac{h}{2}-a\right)V_Z^0 - \frac{4E}{3(1-\mu^2)}\times$$

$$\times\left[(h-a)^2\frac{dV_Z}{da} - 4(h-a)V_z + 2\int_0^a V_Z d\xi\right]; \quad (1)$$

$$\sigma_X = \frac{8E}{1-\mu^2}\left(\frac{h}{2}-a\right)V_X^0 - \frac{4E}{3(1-\mu^2)}\times$$

$$\times\left[(h-a)^2\frac{dV_X}{da} - 4(h-a)V_X + 2\int_0^a V_X d\xi\right]; \quad (2)$$

$$\tau_{ZX} = 2G\left(\frac{h}{2}-a\right)u_\tau^0 - \frac{G}{3}\times$$

$$\times\left[(h-a)^2\frac{du_\tau}{da} - 4(h-a)u_\tau + 2\int_0^a u_\tau d\xi\right], \quad (3)$$

где σ_z и σ_x – нормальные компоненты остаточных напряжений, МПа; τ_{zx} – касательная компонента остаточных напряжений, МПа; E – модуль упругости, МПа; G – модуль сдвига, МПа; μ – коэффициент Пуассона; $V_z^0 = f_z^0 / l_z^2 + \mu f_x^0 / l_x^2$; $V_x^0 = f_x^0 / l_x^2 + \mu f_z^0 / l_z^2$; $^0 = \left(\chi^0 - \chi^0\right)/2$ – приведенные перемещения после вырезки; $V_z = f_z / l_z^2 + \mu f_x / l_x^2$; $V_x = f_x / l_X^2 + \mu f_z / l_z^2$; $u_\tau = (\chi_z - \chi_x)/2$ – приведенные перемещения, регистрируемые в процессе травления; f_z^0; f_x^0 – изменения прогибов полоски, обусловленных вырезкой, мм; f_z, f_x – те же перемещения, но зарегистрированные при удалении слоев, мм; χ_z^0, χ_x^0 – изменения единичного угла закручивания полоски, обусловленных вырезкой, рад/мм; χ_z, χ_x – те же перемещения, но зарегистрированные при удалении слоев, мм; l_z, l_x – соответствующие исследуемые длины полосок, мм; h – исходная толщина пластины (полосок), мм; a – толщина слоя, удаленного в данный момент времени, мм; ξ – переменная интегрирования.

Результаты и их обсуждение

В рамках данного исследования были определены микротвердость, структурно-фазовое и напряженное состояние. Металлографический анализ выявил, что после борирования при температуре 950 °С формируется диффузионный слой глубиной 20 мкм (рис. 6, *а*). Повышение температуры до 1050 °С позволило получить диффузионный слой глубиной до 105 мкм (рис. 6, *б*). Борированные слои имеют структуру в виде зубьев с округленными концами, ориентированными по направлению диффузии бора. В верхних частях слоя наблюдаются поры, являющиеся результатом взаимодействия с атмосферным воздухом. После ХТО в обоих температурных режимах формируется переходная зона в виде темной области под бори-

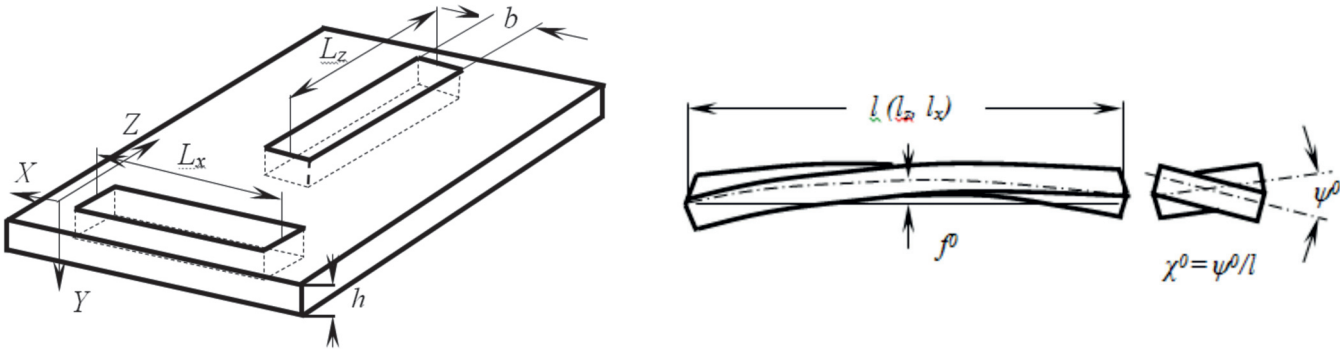
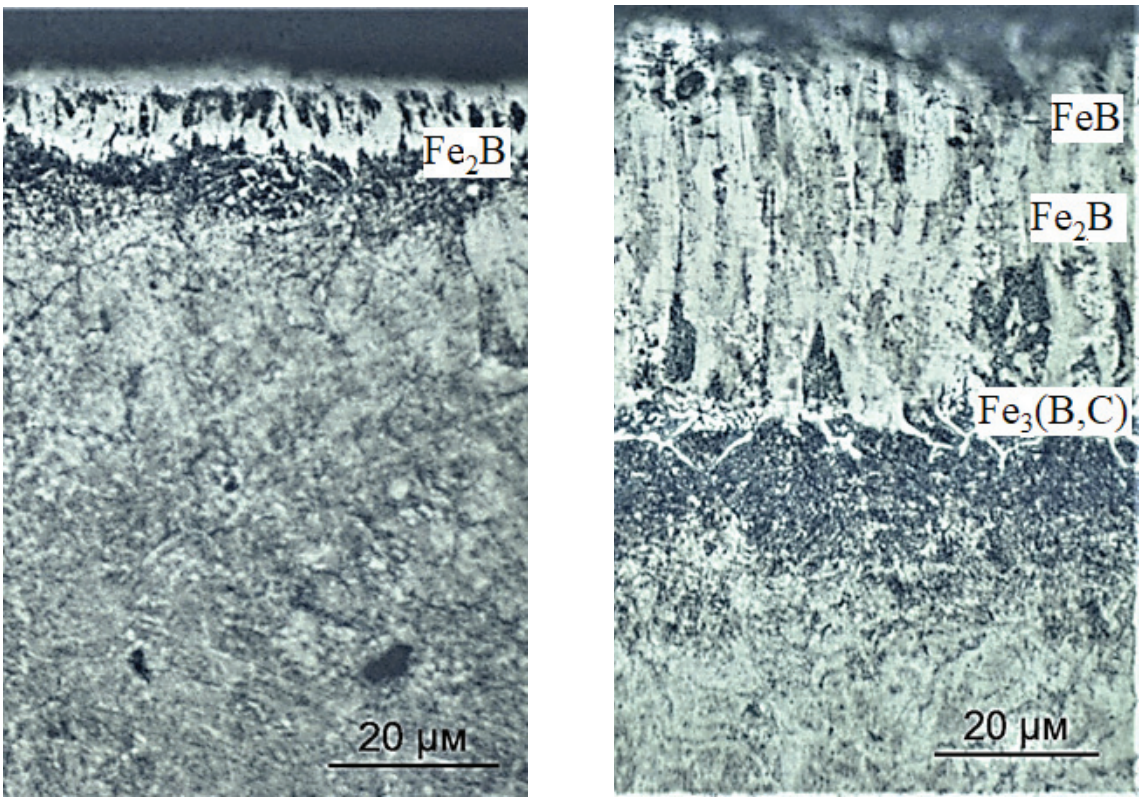


Рис. 5. К пояснению формул для расчета ТОН механическим методом

Fig. 5. To an explanation of the formulas for calculating residual stresses by a mechanical method



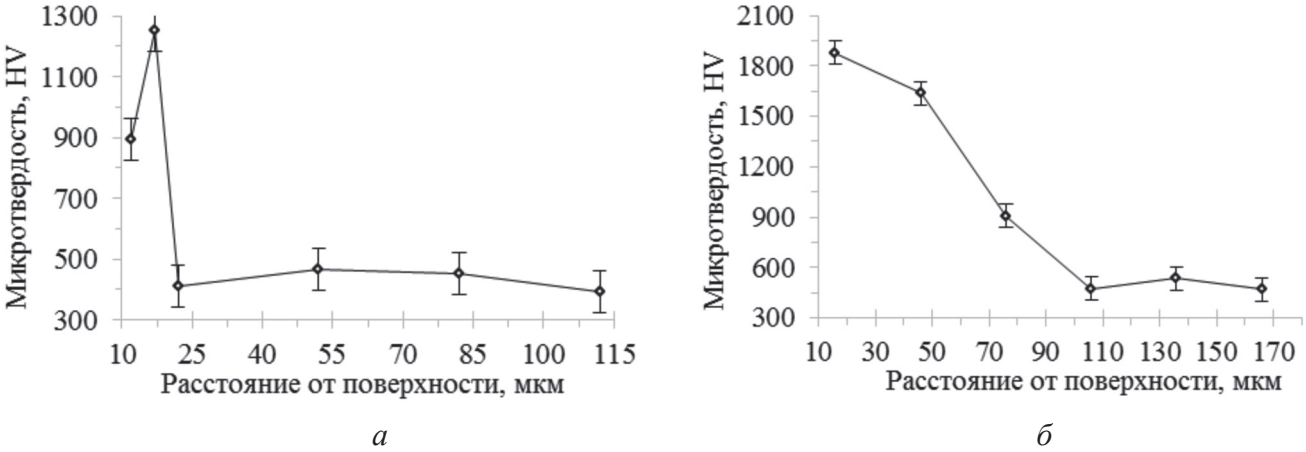
а *б*

Рис. 6. Микроструктуры стали 3Х2В8Ф после ХТО при температуре:
а – 950 °С; *б* – 1050 °С

Fig. 6. Microstructures of steel 3Kh2V8F after TCT at temperature:
а – 950 °С ; *б* – 1050 °С

дами. При этом после высокотемпературной обработки наблюдаются светлые кристаллы, ориентированные по границам зерен основного металла, вероятно, являющиеся карбоборидами ($Fe_3(B,C)$) [17].

Максимальная микротвердость после обработки при температуре 950 °С составляет 1250 HV, при температуре 1050 °С – 1880 HV, что соответствует боридам железа Fe_2B и FeB (рис. 7) [1–4]. Фазовый анализ подтвердил наличие в диффузионном слое после ХТО при 950 °С фазы Fe_2B и после ХТО при 1050 °С – FeB (рис. 8). При этом в первом случае наблюдается высокий градиент между значениями микротвердости в слое и в основном металле, где разница составила 800 HV. Во втором случае значения плавно снижаются по направлению к основному металлу, что является более предпочтительным для



а *б*

Рис. 7. Распределение микротвердости по глубине после ХТО при температуре:
а – 950 °С; *б* – 1050 °С

Fig.7. Depth distribution of microhardness after TCT at temperature:
а – 950 °С; *б* – 1050 °С

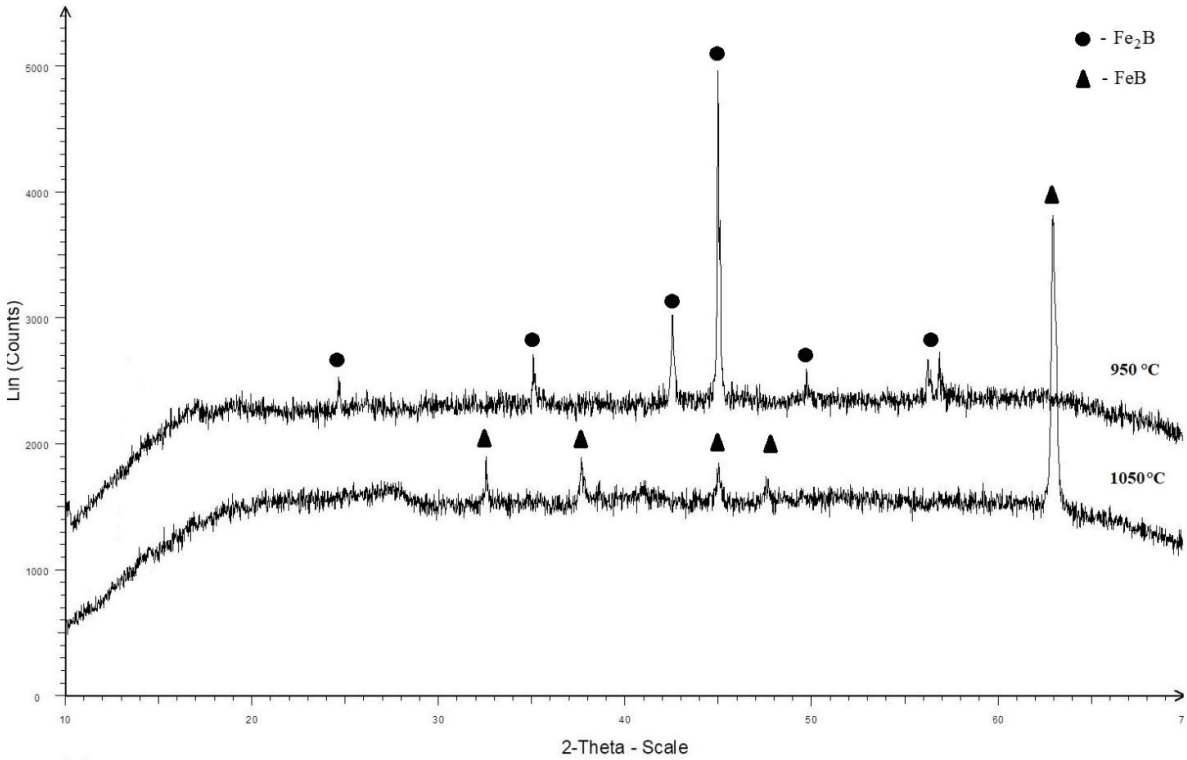


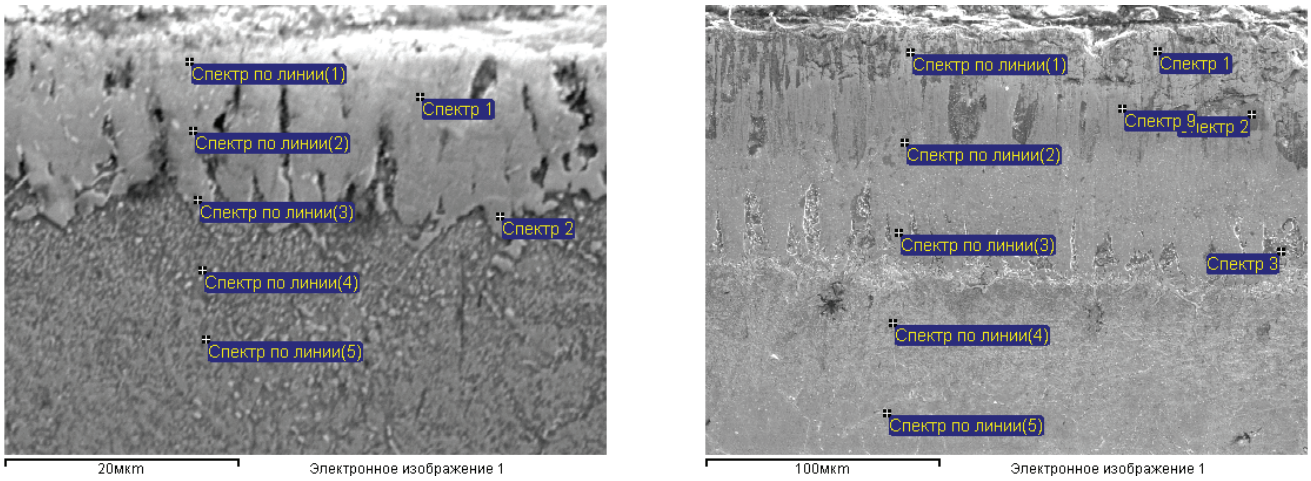
Рис. 8. Рентгенограмма образцов после процесса борирования

Fig. 8. XRD-pattern of the samples after boriding

изделий, работающих в условиях знакопеременных нагрузок.

Наличие в слое второго более пластичного борида Fe_2B и более развитой переходной зоны с карбоборидами после борирования при 1050 °С привело к формированию профиля микротвердости с относительно плавным переходом от слоя к основному металлу.

С целью определения элементного состава слоя в локальных участках и отдельных структурных составляющих использовали метод РСМА (рис. 9). Результаты количественного анализа представлены в табл. 3 и 4. Низкотемпературный режим борирования привел к формированию борида железа Fe_2B с максимальным содержанием бора около 6 % в верхней части слоя в спектре 1



а *б*

Рис. 9. Изображение боридного слоя, полученное на РЭМ:
а – 950 °С, 2 ч; *б* – 1050 °С, 2 ч

Fig. 9. SEM image of the boride layer:
а – 950 °С, 2 h; *б* – 1050 °С, 2 h

Таблица 3
Table 3

Концентрация элементов в поверхностном слое образца после ХТО при температуре 950 °С, масс. %*
Concentration of elements in the surface layer of the sample after TCT at a temperature of 950 °C, wt. %*

Спектр / Spectrum	B	C	V	Cr	Fe	W	Итог / Result
Спектр 1 / Spectrum 1	6	4.9	0.3	8.3	77.8	2.7	100.00
Спектр 2 / Spectrum 2	–	5.4	0.7	9.3	72.1	12.5	100.00
Спектр по линии (1) / Linear spectrum (1)	6.2	4.3	–	8.8	79.2	1.5	100.00
Спектр по линии (2) / Linear spectrum (2)	1.9	6.1	–	9.8	68.8	13.4	100.00
Спектр по линии (3) / Linear spectrum (3)	3.1	6	–	7.9	80	3	100.00
Спектр по линии (4) / Linear spectrum (4)	–	8	–	11.2	78	2.8	100.00
Спектр по линии (5) / Linear spectrum (5)	–	8.6	–	10.8	72.1	8.5	100.00

* Количественный анализ дан для отражения измерения концентраций элементов по глубине слоя. Действительные значения невозможно представить РСМА анализом с энергодисперсионным спектрометром.

* Quantitative analysis is given to reflect the concentration variation depending on the distance from the surface. The actual values are not possible to define by EDS analysis.

и в спектре по линии 1. Содержание бора после обработки при 1050 °С возросло до 11 %. В обоих температурных режимах выявлено повышенное содержание хрома, что не отражает действительности и связано с особенностями съемки при относительно низком ускоряющем напряжении для выявления легких элементов, например бора. Содержание вольфрама в диффузионном слое варьируется в диапазоне от 1 до 13 %, что говорит о его неоднородном распределении в слое, на микроструктуре он представлен в виде светлых карбидных включений размером до 1 мкм (рис. 9, *а*).

Таблица 4

Table 4

Концентрация элементов в поверхностном слое образца после ХТО при температуре 1050 °С, масс. %*

Concentration of elements in the surface layer of the sample after TCT at a temperature of 1050 °C, wt. %*

Спектр / Spectrum	B	C	O	Si	V	Cr	Fe	W	Итог / Result
Спектр 1 / Spectrum 1	10.5	4.5	2.5	–	–	4.1	65.4	13	100.00
Спектр 2 / Spectrum 2	10.8	5.1	–	–	–	11.3	69	3.8	100.00
Спектр 3 / Spectrum 3	3.1	4	2.2	0.5	–	6.6	80.8	2.8	100.00
Спектр по линии (1) / Linear spectrum (1)	11.8	3.8	–	–	–	10.7	71.5	2.2	100.00
Спектр по линии (2) / Linear spectrum (2)	1.7	4.8	–	–	0.5	11.3	71.8	9.9	100.00
Спектр по линии (3) / Linear spectrum (3)	3.3	5.5	–		–	10.4	74.2	6.6	100.00
Спектр по линии (4) / Linear spectrum (4)	–	7.3	–	–	–	13.5	77.4	1.8	100.00
Спектр по линии (5) / Linear spectrum (5)	–	7.4	–	–	–	10.5	76.7	5.4	100.00
Spectrum 9	–	3.7	–	–	–	12.8	77.7	5.8	100.00

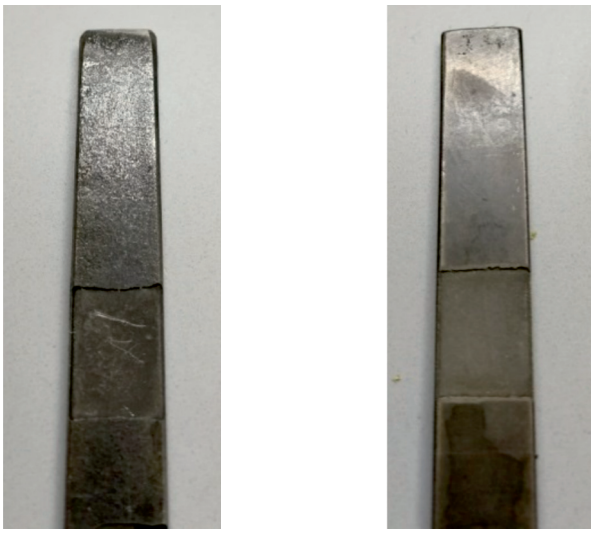
* Количественный анализ дан для отражения измерения концентраций элементов по глубине слоя. Действительные значения невозможно представить РСМА анализом с энергодисперсионным спектрометром.

* Quantitative analysis is given to reflect the concentration variation depending on the distance from the surface. The actual values are not possible to define by EDS analysis.

На рис. 10 представлены образцы-полоски в результате электрохимического травления (анодного растворения) после определения ТОН на установке УДИОН-2.

На рис. 11, 12 представлены эпюры ТОН, построенные по данным, полученным в результате эксперимента. Как видно, на эпюрах показана одна компонента ТОН, так как процессы ХТО протекают во всем объеме материала и образуют плоское напряженно-деформированное состояние (НДС) однородного вида, т. е. любое направление в плоскости обработки является главным, следовательно, необходимо и достаточно измерить только одно нормальное (главное) остаточное напряжение [18].

Полученные данные позволяют утверждать, что ТОН после борирования стали 3Х2В8Ф при 950 °С являются сжимающими (рис. 11) и на глубине 25…55 мкм (переходная зона) принимают минимальные значения (–180 МПа), глубина залегания активной части эпюры ТОН оценивается в 0,18 мм от поверхности. После борирования при 1050 °С (рис. 12) на поверхности возникают ТОН растяжения с максимальным



а *б*

Рис. 10. Поверхность образцов-полосок в результате электрохимического травления (анодного растворения) образцов из стали 3Х2В8Ф после борирования:

а – при 950 °С; *б* – при 1050 °С

Fig. 10. The surface of sample strips as a result of electrochemical etching (anodic dissolution) of samples from steel 3Kh2V8F after boriding at:

a – 950 °C; *б* – 1050 °C

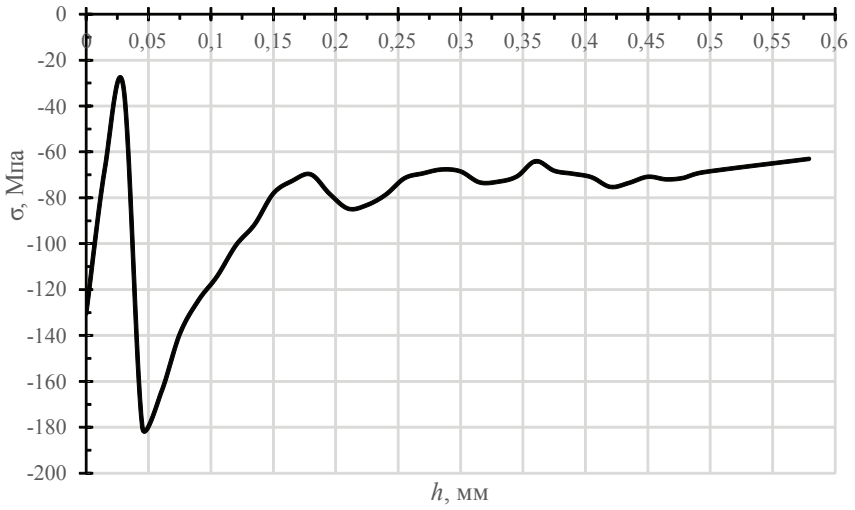


Рис. 11. Эпюра ТОН в образце после борирования при 950 °С

Fig. 11. Diagram of residual stresses in the sample after boriding at 950 °C

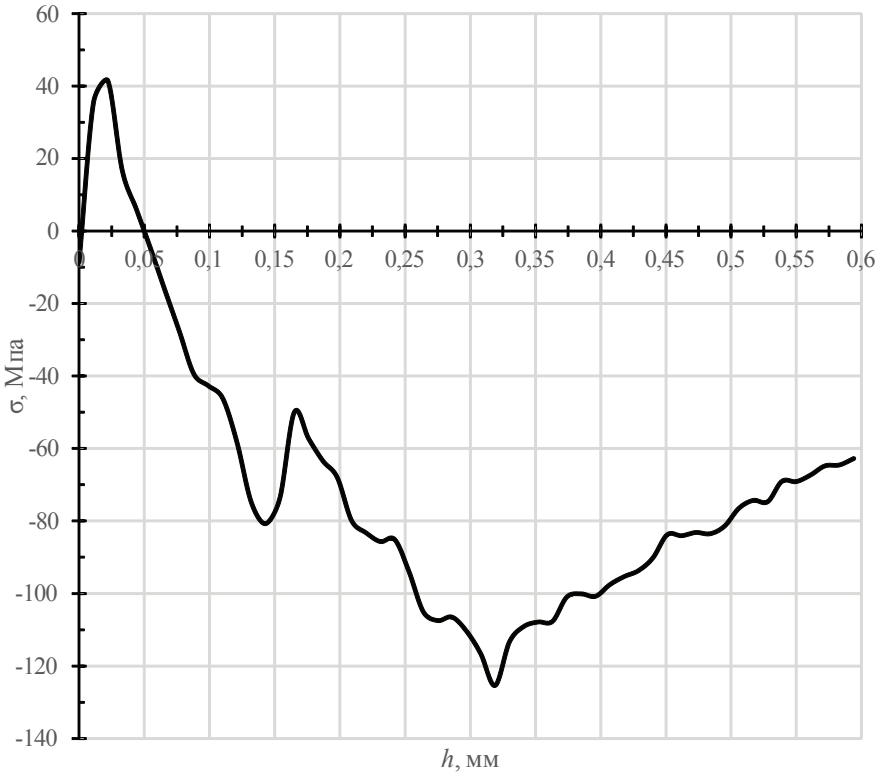


Рис. 12. Эпюра ТОН в образце после борирования при 1050 °С

Fig. 12. Diagram of residual stresses in the sample after boriding at 1050 °C

значением 40 МПа на глубине 45…50 мкм, а затем переходят в сжимающие ТОН с минимальным значением –124 МПа в глубине основного металла, глубина залегания активной части эпюры ТОН оценивается в 0,6 мм от поверхности.

Исследования напряженного состояния борированных слоев являются частным случаем проблемы по снижению их хрупкости, связанной с анизотропией теплового расширения боридов FeB и Fe_2B, а также их противоположным знаком ТОН. На сегодняшний день данная проблема решается формированием монобоpидного слоя, состоящего из борида Fe_2B, с развитой переходной зоной. Проведенные эксперименты

выявили формирование однофазного Fe_2B-слоя после борирования при 950 °С. Несмотря на то что РФА выявил только фазу FeB для высокотемпературной ХТО, боридный слой в данном случае имеет двухфазное строение, а наличие Fe_2B под моноборидом железа подтверждается многочисленными литературными данными и частично экспериментальными, например микротвердостью [1–4, 19–22]. Таким образом, варьирование температуры борирования в двух режимах при одной выдержке привело к получению слоев с требуемым фазовым составом с целью дальнейшего исследования ТОН.

Характер распределения микротвердости хорошо коррелирует с распределением ТОН, например, высокие значения градиентов наблюдаются в диффузионном слое и в прилегающей (переходной) зоне при низкотемпературной обработке. И, напротив, после борирования при 1050 °С характер распределения ТОН и микротвердости по толщине слоя более плавный, за исключением участка переходной зоны на глубине 105…160 мкм, где наблюдается локальный скачок ТОН (рис. 12). Наблюдаемый перепад соответствует наименьшему содержанию вольфрама 1,8 % в спектре 4 (табл. 4).

Представленные исследования хорошо согласуются с литературными данными по борированию стали 3Х2В8Ф, по толщине слоя, элементному и фазовому составу, а также микротвердости [19]. При этом данная работа обогащает полученные знания исследованием ТОН, включая их корреляцию со структурно-фазовым состоянием слоев. Кроме того, исследован верхний температурный предел диффузионного борирования для данной стали, который на 50 °С выше предела, описанного в работе [19].

Заключение

Таким образом, борирование при 950 °С является более предпочтительным с точки зрения получения сжимающих ТОН. Тем не менее значительные колебания ТОН в диффузионном слое и в прилегающей (переходной) зоне могут негативно сказаться на эксплуатационных свойствах. Несмотря на наличие растягивающих напряжений на поверхности диффузионного слоя после высокотемпературной ХТО, распределение ТОН является более плавным, по сравнению с низкотемпературным борированием. Кроме того, с учетом того, что после высокотемпературной ХТО диффузионный слой имеет большую глубину (до 100 мкм), возможно использование последующей чистовой обработки (тонкое шлифование, чистовое шлифование) с целью обеспечения эксплуатационных свойств поверхности в более широком диапазоне (размерная точность, шероховатость, уровень и знак ТОН).

Список литературы

1. *Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А.* Теория и технология химико-термической обработки. – М.: Новое знание, 2010. – 304 с. – ISBN 978-5-94735-149-1.

2. *Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G.* Plasticity of boronized layers // Springer Series in Materials Science. – 2016. – Vol. 237. – P. 111–227. – DOI: 10.1007/978-3-319-40012-9.

3. *Kulka M.* Trends in thermochemical techniques of boriding // Kulka M. Current trends in boriding: Techniques. – Cham, Switzerland: Springer, 2019. – P. 17–98. – DOI: 10.1007/978-3-030-06782-3_4. – (Engineering materials).

4. Химико-термическая обработка инструментальных материалов / Е.И. Бельский, М.В. Ситкевич, Е.И. Понкратин, В.А. Стефанович; под ред. Р.И. Томилина. – Минск: Наука и техника, 1986. – 247 с.

5. *Буркин С.И., Шимов Г.В., Андрюкова Е.А.* Металлургия. Остаточные напряжения в металлопродукции. – М.; Екатеринбург: Юрайт, 2018. – 247 с. – ISBN 978-5-534-06500-8.

6. *Пищов М.Н., Бельский С.Е.* Анализ остаточных напряжений в упрочненном слое зубчатых колес трелевочного трактора после проведения химико-термической обработки // Труды БГТУ. Серия 2, Лесная и деревообрабатывающая промышленность. – 2010. – Вып. 18. – С. 294–298.

7. Оценка влияния химико-термической обработки на сопротивление усталости образцов при нормальной и повышенной температурах / В.Ф. Павлов, В.С. Вакулюк, О.С. Афанасьева, А.С. Букатый // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. – 2012. – № 5 (36). – С. 113–119.

8. *Sawicki J., Kruszyński B., Wójcik R.* The influence of grinding conditions on the distribution of residual stress in the surface layer of 17CrNi6-6 steel after carburizing // Advances in Science and Technology Research Journal. – 2017. – Vol. 11 (2). – P. 17–22. – DOI: 10.12913/22998624/67671.

9. Surface processing technology in improving operational properties of hot-work tool steel / N.S. Ulakhanov, U.L. Mishigdorzhiyn, A.D. Greshilov,

A.G. Tikhonov, I.N. Ryzhikov // AER-Advances in Engineering Research. – 2019. – Vol. 188. – P. 362–366. – DOI: 10.2991/aviaent-19.2019.67.

10. Влияние ультразвуковой обработки на физико-механические свойства борированного слоя / Л.М. Нечаев, Н.Б. Фомичева, И.Ю. Канунникова, Е.В. Маркова // Современные наукоемкие технологии. – 2008. – № 9. – С. 16–19.

11. Остаточные напряжения после ХТО и БУФО / Н.И. Федотов, Ю.П. Хараев, А.Д. Грешилов, Л.А. Куркина // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2011. – Т. 8, № 4. – С. 37–39.

12. *Sizov I.G.; Mishigdorzhiyn U.L.; Polyansky I.P.* Boroaluminized carbon steel // Encyclopedia of Iron, Steel and Their Alloys / ed. by R. Colás, G.E. Totten. – New York: Taylor and Francis, 2016. – P. 346–357. – DOI: 10.1081/e-eisa-120049887.

13. Патент 2121666 Российская Федерация, МКИ 3 G 01 L 1/06. Способ определения остаточных напряжений / Замащиков Ю.И. – № 96107536/28; заявл. 18.04.96, опубл. 10.11.98, Бюл. № 31.

14. *Tikhonov A.G., Pashkov A.E.* Comparative study of residual stresses when turning HSS-5 steel with varying feed // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 632. – P. 012113. – DOI: 10.1088/1757-899X/632/1/012113.

15. Программный модуль расчета остаточных напряжений по данным, полученным методом удаления слоев: свидетельство о гос. регистрации программ для ЭВМ № 2015663438 / Замащиков Ю.И., Толстихин К.В. – № 2015619838; заявл. 16.10.15, опубл. 20.01.16, Бюл. № 2.

16. *Zamashchikov Yu.I.* Surface residual stress measurements by layer removal method // International Journal of Machining and Machinability of Materials. – 2014. – Vol. 16 (3–4). – P. 187–211. – DOI: 10.1504/IJMMM.2014.067307.

17. *Lentz L., Röttger A., Theisen W.* Hardness and modulus of Fe_2B, $Fe_3(C,B)$, and $Fe_{23}(C,B)_6$ borides and carboborides in the Fe-C-B system // Materials Characterization. – 2018. – Vo1. 35. – P. 192–202. – DOI: 10.1002/srin.201000255.

18. Технология экспериментальных исследований. В 2 кн. Кн. 2 / под ред. С.А. Зайдеса. – Иркутск: Изд-во Иркут. гос. техн. ун-та, 2011. – С. 121–158. – ISBN 978-5-8038-0719-3.

19. *Ворошнин Л.Г.* Борирование промышленных сталей и чугунов: справочное пособие. – Минск: Беларусь, 1981. – 205 с.

20. *Jurči P., Hudáková M.* Diffusion boronizing of H11 hot work tool steel // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2011. – Vol. 20. – P. 1180–1187. – DOI: 10.1007/s11665-010-9750-x.

21. Tribocorrosion and cytotoxicity of FeB-Fe_2B layers on AISI 316 L steel / I. Campos-Silva, M. Palomar-Pardavé, R. Pérez Pastén-Borja, O. Kahvecioglu Feridun, D. Bravo-Bárcenas, C. López-García, R. Reyes-Helguera // Surface and Coatings Technology. – 2018. – Vol. 349. – P. 986–997. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.05.085.

22. The growth of single Fe_2B phase on low carbon steel via phase homogenization in electrochemical boriding (PHEB) / G. Kartal, S. Timur, V. Sista, O.L. Eryilmaz, A. Erdemir // Surface and Coatings Technology. – 2011. – Vol. 206. – P. 2005–2011. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.08.049.

Конфликт интересов

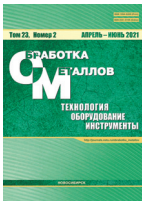
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2021 vol. 23 no. 2 pp. 147–162
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-147-162

NSTU NETI

Obrabotka metallov -
Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



The structure, phase composition, and residual stresses of diffusion boride layers formed by thermal-chemical treatment on the die steel surface

Undrakh Mishigdorzhiyn [1, 2, a, *], *Nikolay Ulakhanov* [2, 1, b], *Aleksandr Tikhonov* [3, 2, c], *Pavel Gulyashinov* [4, 2, d]

[1] Institute of Physical Material Science of the Siberian Branch of the RAS, 6 Sakhyanovoy str., Ulan-Ude, 670047, Russian Federation
[2] East Siberia State University of Technology and Management, 40V Kluchevskaya str, Ulan-Ude, 670013, Russian Federation
[3] Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontov str., Irkutsk, 664074, Russian Federation
[4] Baikal Institute of Nature Management Siberian branch of the Russian Academy of sciences, 6 Sakhyanovoy str., Ulan-Ude, 670047 Russian Federation

[a] https://orcid.org/0000-0002-7863-9045, undrakh@ipms.bscnet.ru, [b] https://orcid.org/0000-0002-0635-4577, nulahanov@mail.ru,
[c] https://orcid.org/0000-0002-4917-9916, tihonovalex90@mail.ru, [d] https://orcid.org/0000-0001-6776-9314, gulpasha@mail.ru.

ARTICLE INFO

Article history:
Received: 18 март 2021
Revised: 05 April 2021
Accepted: 17 April 2021
Available online: 15 June 2021

Keywords:
Thermal-chemical treatment (TCT)
Surface layer quality
Boriding
Residual stresses
Structural state
Phase composition
Die steel

Funding
The research was supported by a grant from the Russian Science Foundation (project 19-79-10163).

Acknowledgements
The authors are grateful to Svetlana Mantstova for translation the English-language section of the paper.

ABSTRACT

Introduction. Control and management of technological residual stresses (TRS) are among the most critical mechanical engineering technology tasks. Boriding can provide high physical and mechanical properties of machine parts and tools with minimal impact on the stress state in the surface layers. **The purpose of this work** is to determine the temperature modes of diffusion boriding, contributing to a favorable distribution of TRS in the surface layer of die steel 3Kh2V8F. The paper considers the results of studies on the TRS determination by the experimental method on the UDION-2 installation in diffusion layers on the studied steel surface. Boriding was carried out in containers with a powder mixture of boron carbide and sodium fluoride as an activator at a temperature of 950 °C and 1050 °C for 2 hours. The obtained samples of steels with a diffusion layer were examined using an optical microscope and a scanning electron microscope (SEM); determined the layers' microhardness, elemental, and phase composition. The experiments resulted in the following findings: as the boriding temperature rose from 950 °C to 1050 °C, the diffusion layer's thickness increased from 20 to 105 µm. The low-temperature mode of thermal-chemical treatment (TCT) led to the formation of iron boride Fe_2B with a maximum boron content of 6 % and a microhardness up to 1250 HV. A high-temperature mode resulted in FeB formation with a top boron content of 11 % and a microhardness up to 1880 HV. **Results and Discussions**. It is found that boriding at 950 °C led to a more favorable distribution of compression TRS in the diffusion layer. However, significant TRS fluctuations in the diffusion layer and the adjacent (transitional) zone could affect the operational properties after TCT at a given temperature. An increase in the TCT temperature led to tensile TRS's appearance in the layer's upper zone at a depth of up to 50 µm from the surface. Despite tensile stresses on the diffusion layer surface after high-temperature TCT, the distribution of TCT is smoother than low-temperature boriding.

For citation: Mishigdorzhiyn U.L., Ulakhanov N.S., Tikhonov A.G., Gulyashinov P.A. The structure, phase composition, and residual stresses of diffusion boride layers formed by thermal-chemical treatment on the die steel surface. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 147–162. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-147-162. (In Russian).

*** Corresponding author**
Mishigdorzhiyn Undrakh L., Ph.D. (Engineering), Head of the laboratory
Institute of Physical Material Science of the Siberian Branch of the RAS
6 Sakhyanovoy str.,
670047, Ulan-Ude, Russian Federation
Tel.: 8 (3012) 43-48-70, **e-mail:** undrakh@ipms.bscnet.ru

References

1. Voroshnin L.G., Mendeleeva O.L., Smetkin V.A. *Teoriya i tekhnologiya khimiko-termicheskoi obrabotki* [Theory and technology of chemical and heat treatment]. Moscow, Novoe znanie Publ., 2010. 304 p. ISBN 978-5-94735-149-1.

2. Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. Plasticity of boronized layers. *Springer Series in Materials Science*, 2016, vol. 237, pp. 111–227. DOI: 10.1007/978-3-319-40012-9.

3. Kulka M. Trends in thermochemical techniques of boriding. Kulka M. *Current trends in boriding: Techniques*. Cham, Switzerland, Springer, 2019, pp. 17–98. DOI: 10.1007/978-3-030-06782-3_4.

4. Bel'skii E.I., Sitkevich M.V., Ponkratin E.I., Stefanovich V.A. *Khimiko-termicheskaya obrabotka instrumental'nykh materialov* [Chemical and thermal treatment of tool materials]. Minsk, Nauka i tekhnika Publ., 1986. 247 p.

5. Burkin S.I., Shimov G.V., Andryukova E.A. *Metallurgiya. Ostatochnye napryazheniya v metalloproduktsii* [Metallurgy. Residual stresses in metal products]. Moscow, Ekaterinburg, Yurait Publ., 2018. 247 p. ISBN 978-5-534-06500-8.

6. Pishchov M.N., Bel'skii S.E. Analiz ostatochnykh napryazhenii v uprochnennom sloe zubchatykh koles trelevochnogo traktora posle provedeniya khimiko-termicheskoi obrabotki [Analysis of residual stresses in the hardened layer of skidder gear wheels after chemical and thermal treatment]. *Trudy BGTU. Seriya 2, Lesnaya i derevoobrabatyvayushchaya promyshlennost' = Proceedings of BSTU. Series 2, Forest and Woodworking Industry*, 2010, iss. 18, pp. 294–298.

7. Pavlov V.F., Vakuljuk V.S., Afanasieva O.S., Bukatyi A.S. Otsenka vliyaniya khimiko-termicheskoi obrabotki na soprotivlenie ustalosti obraztsov pri normal'noi i povyshennoi temperaturakh [Evaluation of thermochemical treatment influence on fatigue strength of specimens under normal and high temperatures]. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta = Vestnik of Samara State Aerospace University*, 2012, no. 5 (36), pp. 113–119.

8. Sawicki J., Kruszyński B., Wójcik R. The influence of grinding conditions on the distribution of residual stress in the surface layer Of 17CrNi6-6 steel after carburizing. *Advances in Science and Technology Research Journal*, 2017, vol. 11 (2), pp. 17–22. DOI: 10.12913/22998624/67671.

9. Ulakhanov N.S., Mishigdorzhiyn U.L., Greshilov A.D., Tikhonov A.G., Ryzhikov I.N. Surface processing technology in improving operational properties of hot-work tool steel. *AER-Advances in Engineering Research*, 2019, vol. 188, pp. 362–366. DOI: 10.2991/aviaent-19.2019.67.

10. Nechaev L.M., Fomicheva N.B., Kanunnikova I.Yu., Markova E.V. Vliyanie ul'trazvukovoi obrabotki na fiziko-mekhanicheskie svoistva borirovannogo sloya [Influence of ultrasound treatment on physical and mechanical properties of boronized layer]. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii = Modern high technologies*, 2008, no. 9, pp. 16–19.

11. Fedotov N.I., Kharaev Yu.P., Greshilov A.D., Kurkina L.A. Ostatochnye napryazheniya posle KhTO i BUFO [Residual stresses after TCT and BUFO]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya = Basic Problems of Material Science*, 2011, vol. 8, no. 4, pp. 37–39.

12. Sizov I.G., Mishigdorzhiyn U.L., Polyansky I.P. Boroaluminized carbon steel. *Encyclopedia of Iron, Steel and Their Alloys*. Ed. by R. Colás, G.E. Totten. New York, Taylor and Francis, 2016, pp. 346–357. DOI: 10.1081/e-eisa-120049887.

13. Zamashchikov Yu.I. *Sposob opredeleniya ostatochnykh napryazhenii* [Method for determining residual stresses]. Patent RF, no. 2121666, 1998.

14. Tikhonov A.G., Pashkov A.E. Comparative study of residual stresses when turning HSS-5 steel with varying feed. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 632, p. 012113. DOI: 10.1088/1757-899X/632/1/012113.

15. Zamashchikov Yu.I., Tolstikhin K.V. *Programmnyi modul' rascheta ostatochnykh napryazhenii po dannym, poluchennym metodom udaleniya sloev* [Software module for calculating residual stresses based on data obtained by the layer removal method]. The Certificate on official registration of the computer program. No. 2015619838, 2016.

16. Zamashchikov Yu.I. Surface residual stress measurements by layer removal method. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 2014, vol. 16 (3–4), pp. 187–211. DOI: 10.1504/IJMMM.2014.067307.

17. Lentz L., Röttger A., Theisen W. Hardness and modulus of Fe_2B, $Fe_3(C,B)$, and $Fe_{23}(C,B)_6$ borides and carboborides in the Fe-C-B system. *Materials Characterization*, 2018, vo1. 35, pp. 192–202. DOI: 10.1002/srin.201000255.

18. Zaides S.A., ed. *Tekhnologiya eksperimental'nykh issledovanii*. V 2 kn. Kn. 2 [Technology of experimental studies. In 2 bk. Bk. 2]. Irkutsk, Irkutsk State Technical University Publ., 2011, pp. 121–158. ISBN 978-5-8038-0719-3.

19. Voroshnin L.G. *Borirovanie promyshlennykh stalei i chugunov* [Boronizing of industrial steels and cast iron]. Minsk, Belarus' Publ., 1981. 205 p.

20. Jurči P., Hudáková M. Diffusion boronizing of H11 hot work tool steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011, vol. 20, pp. 1180–1187. DOI: 10.1007/s11665-010-9750-x.

21. Campos-Silva I., Palomar-Pardavé M., Pérez Pastén-Borja R., Kahvecioglu Feridun O., Bravo-Bárcenas D., López-García C., Reyes-Helguera R. Tribocorrosion and cytotoxicity of FeB-Fe2B layers on AISI 316 L steel. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 349, pp. 986–997. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.05.085.

22. Kartal G., Timur S., Sista V., Eryilmaz O.L., Erdemir A. The growth of single Fe2B phase on low carbon steel via phase homogenization in electrochemical boriding (PHEB). *Surface and Coatings Technology*, 2011, vol. 206, pp. 2005–2011. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.08.049.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

РЕКОМЕНДАЦИИ ПО НАПИСАНИЮ НАУЧНОЙ СТАТЬИ

Оформление статьи, подаваемой в научно-технический и производственный журнал «*Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)*», должно соответствовать *по стилю и содержанию* требованиям журнала http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules. Статьи, не соответствующие этим требованиям, отклоняются и не рассматриваются редакционным советом. Кроме того, текст работы должен быть внимательно прочитан всеми авторами (а не одним автором, как это зачастую бывает), так как все авторы несут коллективную ответственность за содержание работы.

Общие комментарии

Пишите доходчивым и простым языком – абстрактные формулировки и излишне длинные фразы трудны как для чтения, так и для понимания.

Статья не должна быть слишком длинной, даже если журнал не указывает максимального объема статьи. Пишите лаконично и грамотно.

Избегайте:

• неряшливости, например, многочисленных опечаток, небрежного стиля, маленьких иллюстраций, уравнений с ошибками и др.;

• длинного текста (абзаца), содержащего избыточные высказывания.

Научная статья должна иметь структуру ***IMRAD*** (***Introduction, Methods, Results And Discussion***):

• название (*Title*);
• аннотация (*Abstract*);
• введение (***I****ntroduction*);
• методы (***M****ethods*);
• результаты (***R****esults*);
• обсуждение (***D****iscussion*);
• заключение (*Conclusion*);
• благодарности, финансирование (*Acknowledgements* / *Funding*);
• список литературы (*References*).

ЗАГЛАВИЕ

Название должно отражать основную идею выполненного исследования и быть по возможности кратким.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны имя и фамилия автора (ов). Ниже – полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны. Для каждого из авторов обязательно указываются его уникальный идентификационный код *ORCID* (*Open Researcher and Contributor ID*) и электронная почта (***e-mail***). Если отсутствует *ORCID*, то необходимо пройти по ссылке https://orcid.org/ и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

Указывается индекс универсальной десятичной классификации (УДК). Для англоязычной части статьи УДК указывать не надо.

Ключевые слова

Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний) должны отображать и покрывать содержание работы. Ключевые слова служат профилем вашей работы для баз данных.

АННОТАЦИЯ (РЕФЕРАТ)

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен

быть 200…250 слов. **Объем аннотации/реферата на английском языке должен быть не менее 250 слов!** Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

ДЛЯ ЦИТИРОВАНИЯ

Авторами указывается примерная ссылка согласно ГОСТ Р 7.05–2008 «Библиографическая ссылка» на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.

АДРЕС ДЛЯ ПЕРЕПИСКИ

Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта.

ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ СТАТЬИ

ВВЕДЕНИЕ

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подход, данные или анализ). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная проблема, которая рассматривается в вашей работе. В связи с этим в разделе следует представить краткий, но достаточно информированный литературный обзор (до 2 стр.) по состоянию обозначенной проблемы. Не следует пренебрегать книгами и статьями, которые были написаны, например, раньше, чем пять лет назад. В конце раздела «Введение» формулируются цели работы и описывается стратегия для их достижения.

МЕТОДЫ / МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Теория (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

Приводится обоснование выбора данного материала (или материалов) и методов описания материала (материалов) в данной работе.

При необходимости приводятся рисунки образцов с единицами измерения (единицы измерения только в системе СИ). При испытании стандартных образцов достаточно ссылки на стандарт. Для большой программы испытаний целесообразно использовать таблицу матричного типа. Если образцы взяты из слитков, заготовок или компонентов, то описывается их ориентация и нахождение в исходном материале, используются стандартные обозначения по Государственному стандарту.

При проведении испытаний приводится следующая информация.

1. Тип и условия испытаний, например, температура испытаний, скорость нагружения, внешняя среда.

2. Описываются переменные параметры, измеряемые величины и методы их измерения с точностью, степенью погрешности, разрешением и прочее; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты

Раздел, содержащий краткое описание полученных экспериментальных и/или теоретических данных. Изложение результатов должно заключаться в выявлении обнаруженных закономерностей, а не в механическом пересказе содержания таблиц и графиков. Результаты рекомендуется излагать в прошедшем времени. Обсуждение должно содержать интерпретацию полученных результатов исследования (соответствие результатов гипотезе исследования, обобщение результатов исследования, предложения по практическому применению, предложения по направлению будущих исследований).

Рекомендации, перечисленные выше, актуальны также и для теоретической, и вычислительной работы. В статьях, основанных на вычислительной работе, необходимо указать тип конечного элемента, граничные условия и входные параметры. Численный результат представляется с учетом ограничений (точности) в применяемых вычислительных методах.

В статьях, основанных на аналитической работе, при изложении длинного ряда формул необходимо давать поясняющий текст, чтобы была понятна суть содержания работы. Правильность вычислений необходимо подтверждать промежуточными вычислениями. Так же как и в случае с экспериментальной работой, простого описания числовых или аналитических преобразований без рассмотрения теоретической (физической) первопричины обычно недостаточно, для того чтобы сделать публикацию такой статьи оправданной. Простой отчет о числовых результатах в форме таблиц или в виде текста, как и бесконечные данные по экспериментальной работе, без попытки определить или выдвинуть гипотезу о том, почему были получены такие результаты, без выявления причинно-следственных связей не украшают работу.

Сравнение ваших числовых результатов с числовыми результатами, полученными кем-то другим, может быть информативным. Однако оно ничего не доказывает. Контроль при помощи сравнения с общеизвестными решениями и проверка при помощи сравнения с экспериментальными данными являются обязательными.

Обсуждение

Необходимо использовать этот раздел, для того чтобы в полном объеме объяснить значимость вашего подхода, данных или анализа и результатов, а также для упорядочения и интерпретации результатов. Цель данного раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, и обозначить перспективу полученных результатов, сравнив их с существующим положением в данной области, описанным в разделе «Введение». Большое количество графиков и цветных иллюстраций не дает научного результата. Обязанностью автора является упорядочение данных и систематическое представление результатов. Так, простой отчет о результатах испытаний без попытки исследовать внутренние механизмы не имеет большой ценности.

ВЫВОДЫ

Этот раздел обычно начинается с нескольких фраз, подводящих итог проделанной работе, а затем в виде списка представляются основные выводы. Следует быть лаконичным.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

Список цитируемой литературы включает в себя источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области. Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие ***DOI*** публикации. Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50 %) долей зарубежных источников. Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например, [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте. Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий. Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности. Ссылки на неопубликованные работы недопустимы. Самоцитирование не должно превышать 15–17 %. Если работа была издана и на русском, и на английском (или других) языках, то в **Списке литературы** и в ***References*** лучше давать ссылку на переводную работу. В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5–2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе ***BSI*** (см. http://ru.translit.net/?account=bsi). Правила оформления англоязычного блока статьи представлены на сайте журнала в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

ФИНАНСИРОВАНИЕ

Авторам необходимо указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) …».

ВЫРАЖЕНИЕ ПРИЗНАТЕЛЬНОСТИ

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

В этом разделе необходимо указать наличие так называемого конфликта интересов, т. е. условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т. д.). При отсутствии таковых следует использовать следующую формулировку: «**Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов**» (соответственно в англоязычной части необходимо использовать следующую формулировку: «**The author declare no conflict of interest**»).

Общие рекомендации по набору текста представлены на сайте в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

Редакция и редакционный совет журнала
«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)»

ПОДГОТОВКА АННОТАЦИИ

(структура, содержание и объем авторского резюме (аннотации) к научным статьям в журнале; фрагменты из работы **О. В. Кирилловой «Редакционная подготовка научных журналов для включения в зарубежные индексы цитирования: методические рекомендации. – Москва, 2012»**, кандидата технических наук, заведующей отделением ВИНИТИ РАН, члена Консультативного совета по формированию контента (Content Selection and Advisory Board – CSAB) SciVerse Scopus, Elsevier)

Авторское резюме должно излагать существенные факты работы и не должно преувеличивать или содержать материал, который отсутствует в основной части публикации. Результаты работы описывают предельно точно и информативно. Приводятся основные теоретические и экспериментальные результаты, фактические данные, обнаруженные взаимосвязи и закономерности. При этом отдается предпочтение новым результатам и данным долгосрочного значения, важным открытиям, выводам, которые опровергают существующие теории, а также данным, которые, по мнению автора, имеют практическое значение. Выводы могут сопровождаться рекомендациями, оценками, предложениями, гипотезами, описанными в статье.

Сведения, содержащиеся в заглавии статьи, не должны повторяться в тексте авторского резюме. Следует избегать лишних вводных фраз (например, «автор статьи рассматривает...»). Исторические справки, если они не составляют основное содержание документа, описание ранее опубликованных работ и общеизвестные положения, в авторском резюме не приводятся.

В тексте авторского резюме следует употреблять синтаксические конструкции, свойственные языку научных и технических документов, и избегать сложных грамматических конструкций. В тексте авторского резюме следует применять значимые слова из текста статьи. Текст авторского резюме должен быть лаконичен и четок, свободен от второстепенной информации, лишних вводных слов, общих и незначащих формулировок. Текст должен быть связным, разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать одно из другого. Сокращения и условные обозначения применяют в исключительных случаях или дают их расшифровку и определения при первом употреблении в авторском резюме. В авторском резюме не делаются ссылки на номер публикации в списке литературы к статье.

Объем текста авторского резюме определяется содержанием публикации (объемом сведений, их научной ценностью и/или практическим значением), но не менее 100–250 слов (для русскоязычных публикаций – предпочтительнее больший объем).

Пример авторского резюме на русском языке

Значительная часть инновационных планов по внедрению изменений, содержащих в своей основе нововведения, либо не доходит до практической реализации, либо в действительности приносит гораздо меньше пользы, чем планировалось. Одна из причин этих тенденций кроется в отсутствии у руководителя реальных инструментов по планированию, оценке и контролю над инновациями. В статье предлагается механизм стратегического планирования компании, основанный на анализе как внутренних возможностей организации, так и внешних конкурентных сил, поиске путей использования внешних возможностей

с учетом специфики компании. Стратегическое планирование опирается на свод правил и процедур, содержащих серию методов, использование которых позволяет руководителям компаний обеспечить быстрое реагирование на изменение внешней конъюнктуры. К таким методам относятся: стратегическое сегментирование; решение проблем в режиме реального времени; диагностика стратегической готовности к работе в условиях будущего; разработка общего плана управления; планирование предпринимательской позиции фирмы; стратегическое преобразование организации. Процесс стратегического планирования представлен в виде замкнутого цикла, состоящего из девяти последовательных этапов, каждый из которых представляет собой логическую последовательность мероприятий, обеспечивающих динамику развития системы. Результатом разработанной автором методики стратегического планирования является предложение перехода к «интерактивному стратегическому менеджменту», который в своей концептуальной основе ориентируется на творческий потенциал всего коллектива и изыскание путей его построения на базе оперативного преодоления ускоряющихся изменений, возрастающей организационной сложности и непредсказуемой изменяемости внешнего окружения.

Это же авторское резюме на английском языке

A considerable part of innovative plans concerning implementation of developments with underlying novelties either do not reach the implementing stage, or in fact yield less benefit than anticipated. One of the reasons of such failures is the fact that the manager lacks real tools for planning, evaluating and controlling innovations. The article brings forward the mechanism for a strategic planning of a company, based on the analysis of both inner company's resources, and outer competitive strength, as well as on searching ways of using external opportunities with account taken of the company's specific character. Strategic planning is based on a code of regulations and procedures containing a series of methods, the use of which makes it possible for company's manager to ensure prompt measures of reaction to outer business environment changes. Such methods include: strategic segmentation; solving problems in real-time mode; diagnostics of strategic readiness to operate in the context of the future; working out a general plan of management; planning of the business position of the firm; strategic transformation of the company. Strategic planning process is presented as a closed cycle consisting of 9 successive stages, each of them represents a logical sequence of measures ensuring the dynamics of system development. The developed by the author strategic planning methods result in the recommendation to proceed to "interactive strategic management" which is conceptually based on the constructive potential of the collective body, on searching ways of its building on the basis of effective overcoming accelerating changes, increasing organizational complexity, and unpredictable changeability of the environment.

Пример структурированного авторского резюме из иностранного журнала в Scopus

Purpose: Because of the large and continuous energetic requirements of brain function, neurometabolic dysfunction is a key pathophysiologic aspect of the epileptic brain. Additionally, neurometabolic dysfunction has many self-propagating features that are typical of epileptogenic processes, that is, where each occurrence makes the likelihood of further mitochondrial and

energetic injury more probable. Thus abnormal neurometabolism may be not only a chronic accompaniment of the epileptic brain, but also a direct contributor to epileptogenesis.

Methods: We examine the evidence for neurometabolic dysfunction in epilepsy, integrating human studies of metabolic imaging, electrophysiology, microdialysis, as well as intracranial EEG and neuropathology.

Results: As an approach of noninvasive functional imaging, quantitative magnetic resonance spectroscopic imaging (MRSI) measured abnormalities of mitochondrial and energetic dysfunction (via 1H or 31P spectroscopy) are related to several pathophysiologic indices of epileptic dysfunction. With patients undergoing hippocampal resection, intraoperative 13C-glucose turnover studies show a profound decrease in neurotransmitter (glutamate-glutamine) cycling relative to oxidation in the sclerotic hippocampus. Increased extracellular glutamate (which has long been associated with increased seizure likelihood) is significantly linked with declining energetics as measured by 31PMR, as well as with increased EEG measures of Teager energy, further arguing for a direct role of glutamate with hyperexcitability.

Discussion: Given the important contribution that metabolic performance makes toward excitability in brain, it is not surprising that numerous aspects of mitochondrial and energetic state link significantly with electrophysiologic and microdialysis measures in human epilepsy. This may be of particular relevance with the self-propagating nature of mitochondrial injury, but may also help define the conditions for which interventions may be developed. © 2008 International League Against Epilepsy.

Фрагменты из рекомендаций авторам журналов издательства Emerald

Авторское резюме (реферат, abstract) является кратким резюме большей по объему работы, имеющей научный характер, которое публикуется в отрыве от основного текста и, следовательно, само по себе должно быть понятным без ссылки на саму публикацию. Оно должно излагать существенные факты работы и не должно преувеличивать или содержать материал, который отсутствует в основной части публикации. Авторское резюме выполняет функцию справочного инструмента (для библиотеки, реферативной службы), позволяющего читателю понять, следует ли ему читать или не читать полный текст.

Авторское резюме включает следующее.

1. Цель работы в сжатой форме. Предыстория (история вопроса) может быть приведена только в том случае, если она связана контекстом с целью.

2. Кратко излагая основные факты работы, помните следующие моменты:

– следовать хронологии статьи и использовать ее заголовки в качестве руководства;

– не включать несущественные детали;

– вы пишете для компетентной аудитории, поэтому можете использовать техническую (специальную) терминологию вашей дисциплины, четко излагая свое мнение, а также имейте в виду, что вы пишете для международной аудитории;

– текст должен быть связным, с использованием слов «следовательно», «более того», «например», «в результате» и т. д. («consequently», «moreover», «for example»,» the benefits of this study», «as a result» etc.), либо разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать одно из другого;

– необходимо использовать активный, а не пассивный залог, т. е. “The study tested”, но не “It was tested in this study” (частая ошибка российских аннотаций);

– стиль письма должен быть компактным (плотным), поэтому предложения, вероятнее всего, будут длиннее, чем обычно.

Примеры, как не надо писать реферат, приведены на сайте издательства

(http://www.emeraldinsight.com/authors/guides/write/abstracts.htm?part=3&).

На сайте издательства также приведены примеры рефератов для различных типов статей (обзоры, научные статьи, концептуальные статьи, практические статьи):

http://www.emeraldinsight.com/authors/guides/write/abstracts.htm?part=2&PHPSESSID=hdac5

rtkb73ae013ofk4g8nrv1.

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

Уважаемые Авторы, внимательно ознакомьтесь с правилами оформления статьи на сайте журнала!

ШАБЛОН ДЛЯ ОФОРМЛЕНИЯ РУКОПИСИ

Синим цветом обозначены пояснения относительно того, что именно и как должно быть написано в данном разделе / подразделе.

После внесения соответствующих правок в разделы статьи необходимо удалить синие подсказки. В шаблон следует поместить все материалы и данные, которые, по вашему мнению, должны быть напечатаны в журнале (в том числе рисунки и таблицы). Заполненный шаблон статьи следует сохранить на компьютере и загрузить на сайт журнала.

Структурные особенности плазменных покрытий B_4C-Ni-P

(Заглавие статьи на русском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

Елена Корниенко [1, a,*], ***Виктор Кузьмин*** [2, b], ***Александр Сивков*** [3, c]

(Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

[1] Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия
[2] Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия
[3] Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

(Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны)

[a] http://orcid.org/0000-0002-5874-5422, kornienko_ee@mail.ru, [b] http://orcid.org/0000-0002-9951-7821, vikuzmin57@mail.ru,
[c] http://orcid.org/0000-0002-7685-5502, SivkovAA@mail.ru

(Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указываются его уникальный идентификационный код ORCID (Open Researcher and Contributor ID) и электронная почта. Если отсутствует ORCID, то необходимо пройти по ссылке https://orcid.org/ и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций)

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.71 *(Указывается индекс универсальной десятичной классификации)*

История статьи:
Поступила: 1 июня 2017 *(Дата поступления работы в редакцию. Важно: работа должна поступить не позже чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)*
Рецензирование: *(Дата указывается редакцией)*
Принята к печати: *(Дата указывается редакцией)*
Доступно онлайн: *(Дата указывается редакцией)*

Ключевые слова:
Плазменное напыление,
Карбид бора,
B_4C-Ni-P,
Покрытие.
(Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний))

АННОТАЦИЯ

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть **200…250 слов**. Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

Для цитирования: *Корниенко Е.Е., Кузьмин В.И., Сивков А.А.* Структурные особенности плазменных покрытий B_4C-Ni-P // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 3 (76). – С. 30–50. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50.

(Авторами указывается примерная ссылка согласно ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка» на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

***Адрес для переписки**
Корниенко Елена Евгеньевна, к.т.н., доцент
Новосибирский государственный технический университет
пр. К. Маркса, 20,
630073, г. Новосибирск, Россия
Тел.: 8 (383) 346-11-71, **e-mail:** kornienko_ee@mail.ru

(Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта!)

Основная часть статьи

1. Введение

До двух страниц краткий обзор литературы по проблеме исследования, указаны нерешенные ранее вопросы, сформулирована и обоснована **цель** и **задачи** исследований.

2. Методика исследований

Теория (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

3. Результаты и их обсуждение

Раздел, содержащий краткое описание полученных экспериментальных и/или теоретических данных. Изложение результатов должно заключаться в выявлении обнаруженных закономерностей, а не в механическом пересказе содержания таблиц и графиков. Результаты рекомендуется излагать в прошедшем времени. Обсуждение должно содержать интерпретацию полученных результатов исследования (соответствие результатов гипотезе исследования, обобщение результатов исследования, предложения по практическому применению, предложения по направлению будущих исследований).

Рекомендации по набору текста

Текст набирается в русифицированном редакторе Microsoft Word. Формат оригиналов – А4. Старайтесь использовать только следующие шрифты: Times New Roman – для текста, Symbol – для греческих букв. Размер шрифта основного текста – 14 пт, параметры страницы – все поля 2 см. Выравнивание по ширине. Межстрочный интервал полуторный. Абзацный отступ – 1,25 см. Переносы включены. Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть включены в текст статьи.

Не используйте более одного пробела – применяйте абзацные отступы и табуляцию.

Не заканчивайте строку нажатием клавиши «Enter» – используйте ее только для начала нового абзаца.

Реализуйте возможности, предоставляемые текстовым редактором: автоматическое создание сносок, автоматический перенос или автоматический запрет переносов, создание списков, автоматический отступ и т. п.

Не набирайте кириллицу сходными по начертанию латинскими буквами, и наоборот.

Буква «ё» везде заменяется на «е», кроме фамилий и особых случаев.

Недопустимо тире «–» заменять дефисом «-».

В тексте и формулах (в том числе в индексах) латинские буквы набираются курсивом, а греческие и русские – прямым шрифтом.

Десятичные цифры в русскоязычных текстах набираются через запятую (0,5), а в англоязычных – через точку (0.25 вместо 0,25).

Рекомендации по набору формул

Формулы, структурные химические формулы и схемы располагаются по месту в тексте статьи.

Знаки *, ′, ±, одиночные буквы греческого алфавита, одиночные наклонные или полужирные буквы, одиночные переменные или обозначения, у которых есть только верхний или только нижний индекс, единицы измерения, цифры в тексте, а также простые математические или химические формулы (например, $a^2 + b^2 = c^2$, H_2SO_4) должны набираться в текстовом режиме **без использования редактора формул.**

Выносные математические формулы (оформляемые отдельной строкой) должны набираться с использованием редактора формул (Microsoft Equation). Набор формул из составных элементов, где часть формулы – таблица, часть – текст, часть – внедренная рамка, не допускается.

Для формул, набранных в редакторе формул, должны использоваться общие установки шрифтов, размера символов и их размещения. Их принудительное ручное изменение для отдельных символов или элементов формул не допускается!

Рекомендации по набору таблиц

Таблицы располагаются в тексте рукописи.

Таблицы нумеруются по порядку упоминания их в тексте арабскими цифрами. После номера должно следовать ее **название** (**на русском и на английском языке!**).

Все графы в таблицах должны иметь заголовки и разделяться вертикальными линиями. В головке таблиц по возможности указываются буквенные обозначения параметров и их единицы измерения. Например: *t*, °C; *V*, об.%; HV, МПа и т.п.

Сокращения слов в таблицах не допускаются.

Создавайте таблицы, используя возможности MS Word (Таблица – Добавить таблицу) или MS Excel. Таблицы, набранные вручную с помощью пробелов или табуляций, не могут быть использованы.

Таблица
Table

Данные микрорентгеноспектрального анализа различных участков покрытия
The data of micro-X-ray spectral analysis of various areas of coating

№ участка / No area	Химический элемент, ат. % / Chemical element, at. %				
	Ni	B	C	O	P
1	0.08	86.55	13.03	0.3	0.02
2	57.71	22.73	8.22	2.12	9.22
3	40.37	44.53	10.23	2	2.87
4	49.65	25.69	13.10	3.23	8.33
5	44.26	26.06	7.35	9.36	12.97

Сокращения и аббревиатуры

Следует избегать сокращений. Все имеющиеся в тексте сокращения должны быть расшифрованы, за исключением небольшого числа общеупотребительных.

Сокращения из нескольких слов разделяются пробелами (760 мм рт. ст.; т. пл.; пр. гр.), за исключением общеупотребительных (и т.д.; и т.п.; т.е.) и аббревиатур (РФА, КПД и т. п.).

Аббревиатуры или формулы химических соединений, употребляемые как прилагательные, пишутся через дефис: ИК-спектроскопия, ПЭ-пленка, ЖК-состояние, Na^+-форма, ОН-группа, но группа ОН.

Размерности

Размерности отделяются от цифры пробелом (17,5 моль/м^3 (17.5 mol/m$^{3)}$; 77 К; 58 Дж/моль (58 J/mol), 50 м/с^2 ,20 °C, 50 %, 10 ‰), кроме угловых градусов (90°).

Точка после размерностей не ставится (с – секунда, г – грамм, сут – сутки, град – градус). В сложных размерностях обязательно указывается знак умножения (·): Н·м/с или кг/(с· м· Па).

Для сложных размерностей допускается использование как отрицательных степеней: Дж·моль$^{-1}$·К$^{-1}$ или J ·mol^{-1}·K^{-1}, так и скобок: J/(mol · K) или J · (mol · K)$^{-1}$, если это облегчает их прочтение.

Главное условие – соблюдение единообразия одинаковых размерностей по статье.

При перечислении, а также в числовых интервалах размерность приводится лишь для последнего числа (10, 15 и 45 мин; от 18 до 20 мм; 30–40 Дж/моль), за исключением угловых градусов: 5°–10°, а не 5–10°.

Размерности переменных пишутся через запятую (*E*, Дж/моль или *E*, J/mol), а подлогарифмических величин – в квадратных скобках, без запятой: ln *t* [мин].

Точки и пробелы

Точка не ставится после названия статьи, списка авторов, списка организаций, заголовков и подзаголовков, названий таблиц и подрисуночных подписей.

Точка после сокращений не ставится в подстрочных индексах ($T_{пл}$ – температура плавления).

Ссылки на рисунки и таблицы набираются с пробелами (рис. 5, табл. 2).

Кавычки и скобки не отделяются пробелами от заключенных в них слов: (при 300 К), (а).

Между знаком номера или параграфа и числом должен быть пробел (№ 1; § 5.5).

Числа с буквами в обозначениях набирают без пробелов (IVd; 1.3.14а; рис. 1, *а*).

В географических координатах широты отделяются пробелами: 56,5 °С или 56,5 °N; 85,0 °В или 85,0 °Е.

В географических названиях после точки ставится пробел: р. Енисей, г. Новосибирск.

Требования к иллюстрациям

Иллюстрации и подписи к ним располагаются в тексте рукописи.

Иллюстрации нумеруются по порядку упоминания их в тексте арабскими цифрами. В тексте должны быть ссылки на все рисунки.

Под каждым рисунком должна находиться соответствующая подрисуночная подпись (**на русском и на английском языке!**).

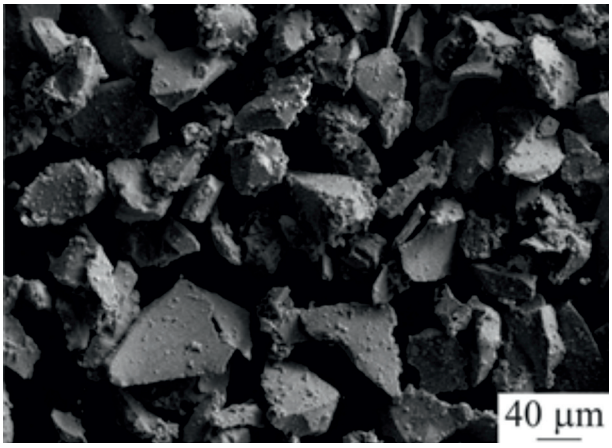


Рис. 1. Внешний вид частиц порошка B_4C-Ni-P

Fig. 1. The particles of B_4C-Ni-P powder

Общие технические требования:

иллюстрации должны иметь размеры, соответствующие их информативности: 8–8,5 см (на одну колонку) либо 17–17,5 см (на две колонки);

надписи и обозначения на иллюстрациях могут меняться между русской и английской версиями при переводе, поэтому для фотографий желательно предоставить второй вариант без текста и всех обозначений, для остальных иллюстраций – располагать надписи на иллюстрации так, чтобы они не соприкасались ни с какими ее частями;

на фотографиях (например, структур) обязательно должны быть указаны размерные метки;

для надписей и обозначений используйте стандартные TrueType шрифты;

просьба не добавлять на задний план иллюстраций серый (цветной) фон или сетки;

графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах:

- должны иметь разрешение не ниже 600 dpi;
- толщина линий должна быть не меньше 0,5 pt;

● векторные иллюстрации не должны содержать точечных закрасок, таких как «Noise» «Black&white noise» «Top noise;

● для векторной графики все использованные шрифты должны быть включены в файл.

Штриховые иллюстрации и полутоновые иллюстрации:

– должны иметь разрешение не ниже 300 dpi;

комбинированные полутоновые/штриховые иллюстрации:

– должны иметь разрешение не ниже 600 dpi.

4. Выводы

Выводы по результатам работы, описанным в данной статье, должны быть лаконичным.

Список литературы

Список цитируемой литературы включает в себя источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области.

Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие DOI публикации.

Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50 %) долей зарубежных источников.

Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например, [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте.

Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий.

Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности.

Ссылки на неопубликованные работы недопустимы.

Самоцитирование не должно превышать 15–17 %.

Если работа была издана и на русском, и на английском языке (или других), то в Списке литературы и в References лучше давать ссылку на переводную работу.

В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5-2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе BSI (см. http://ru.translit.net/?account=bsi).

Финансирование

Указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) …».

Конфликт интересов

Указать наличие так называемого конфликта интересов, т. е. условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т. д.). При отсутствии таковых использовать следующую формулировку: «**Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов**».

Выражение признательности

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем авторы статьи считают его значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

Англоязычный блок статьи

Structure features of B_4C-Ni-P plasma coatings

(Заглавие статьи на английском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

Elena Kornienko [1, a,*], ***Viktor Kuz'min*** [2, b], ***Alexander Sivkov*** [3, c]

(Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

[1] Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation
[2] Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation
[3] National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

(Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны)

[a] http://orcid.org/0000-0002-5874-5422, kornienko_ee@mail.ru, [b] http://orcid.org/0000-0002-9951-7821, vikuzmin57@mail.ru,
[c] http://orcid.org/0000-0002-7685-5502, SivkovAA@mail.ru

(Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указываются его уникальный идентификационный код ORCID (Open Researcher and Contributor ID) и электронная почта. Если отсутствует ORCID, то необходимо пройти по ссылке https://orcid.org/ и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.)

ARTICLE INFO

Article history:
Received: 1 June 2017 *(Дата поступления работы в редакцию. Важно: Работа должна поступить не позже чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)*
Revised: *(Дата указывается редакцией)*
Accepted: *(Дата указывается редакцией)*
Available online: *(Дата указывается редакцией)*

Keywords:
Plasma praying
Boron carbide
B_4C-Ni-P
Coating
(Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний))

ABSTRACT

Аннотация к статье **на английском языке** должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть не **менее 250 слов**). Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

For citation: Kornienko E.E., Kuz'min V.I., Sivkov A.A. Structure Features of B_4C-Ni-P Plasma Coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017. no. 3 (76), pp. 30–50. doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50. (in Russian)

(Авторами указывается примерная ссылка на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта)

* Corresponding author
Kornienko Elena E., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
Novosibirsk State Technical University,
20 Prospekt K. Marksa,
630073, Novosibirsk, Russian Federation
Tel.: 8 (383) 346-11-71, **e-mail:** kornienko_ee@mail.ru

(Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта!)

References

(Список используемой литературы на английском языке подготавливается согласно правилам, представленным на сайте журнала)

Funding *(Финансирование)*

Указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) …».

Conflicts of Interest (Конфликт интересов)

(Указать наличие так называемого конфликта интересов, то есть условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т. д.). При отсутствии таковых использовать следующую формулировку: «**The author declare no conflict of interest**».)

Acknowledgements (Выражение признательности)

(Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

Сведения для РИНЦ

Раздел **МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ**

(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

[1]Корниенко Елена Евгеньевна, [2]Кузьмин Виктор Иванович, [3]Сивков Александр Анатольевич

[1]Новосибирский государственный технический университет,
пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия
[2]Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия
[3]Томский политехнический университет,
проспект Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

Корниенко Е.Е. ORCID: http://orcid.org/0000-0002-5874-5422, e-mail: kornienko_ee@mail.ru
Кузьмин В.И. ORCID: http://orcid.org/0000-0002-9951-7821, e-mail: vikuzmin57@mail.ru
Сивков А.А. ORCID: http://orcid.org/0000-0002-7685-5502, e-mail: SivkovAA@mail.ru.

Структурные особенности плазменных покрытий B_4C-Ni-P

Аннотация

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть 200…250 слов). Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

УДК 621.793.71

Ключевые слова:
плазменное напыление, карбид бора, B_4C-Ni-P, покрытие.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бор в ядерной технике / В.Д. Рисованный, А.В. Захаров, Е.П. Клочков, Т.М. Гусева. – Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2011. – 668 с. ISBN 5-9483-016-7.

2. Fabrication and Tribological Evaluation of Vacuum Plasma-Sprayed B_4C / H. Zhu, Y. Niu, C. Lin, L. Huang, H. Ji, X. Zheng // Coating Journal of Thermal Spray Technology. – 2012. – Vol. 21. – Iss. 6. – P. 1216-1223. – doi: 10.1007/s11666-012-9815-5.

(Список литературы оформлять в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка». Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50 %) долей зарубежных источников.)

Финансирование статьи:

Работа выполнена в рамках программы повышения конкурентоспособности ТПУ среди ведущих мировых исследовательских центров.

Дата поступления: 01.06.2017 *(Дата поступления работы в редакцию. Важно: Работа должна поступить не позже чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)*

Раздел **MATERIAL SCIENCE**

(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

[1] Kornienko Elena E., [2] Kuz'min Viktor I., [3] Sivkov Alexander A.

[1] Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation
[2] Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation
[3] National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

Kornienko E.E. ORCID: http://orcid.org/0000-0002-5874-5422, e-mail: kornienko_ee@mail.ru
Kuz'min V.I. ORCID: http://orcid.org/0000-0002-9951-7821, e-mail: vikuzmin57@mail.ru
Sivkov A.A. ORCID: http://orcid.org/0000-0002-7685-5502, e-mail: SivkovAA@mail.ru.

Structure features of B_4C-Ni-P plasma coatings

Аннотация к статье **на английском языке** должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть не **менее 250 слов**). Аннотация должна включать в себя следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

Keywords:
Plasma praying, Boron carbide, B_4C-Ni-P, Coating

МАТЕРИАЛЫ СОУЧРЕДИТЕЛЕЙ

Внимание, инженеры и технические специалисты, занимающиеся проектированием, эксплуатацией, наладкой электроавтоматики металлорежущих и металлообрабатывающих станков, а также студенты и аспиранты профильных специальностей вузов, соучредитель журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)» ООО Научно-производственная коммерческая фирма «МАШСЕРВИСПРИБОР» готова предоставить свои страницы под рубрику «**Системы автоматики металлорежущих и металлообрабатывающих станков**».

В представляемых для данной рубрики статьях должны быть изложены проблемы и их решения в рамках следующих тем:

– системы ЧПУ;
– станочные электроприводы;
– датчики и элементы станочной электроавтоматики;
– модернизация систем автоматики и электроприводов;
– импортозамещение;
– автоматизация разработки технологических программ для станков с ЧПУ.

Преимуществом публикации будут пользоваться статьи, где отражены разработка и производство отечественных систем и элементов электроавтоматики, а также темы, посвященные импортозамещению. Для авторов статей под указанной выше рубрикой публикация является бесплатной.

Важно! Работа должна поступить не позднее, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях по согласованию с редакцией журнала срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели. Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы **Антиплагиат**. Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %. Объем материалов рубрики в одном выпуске журнала не должен превышать трех печатных страниц журнала (15 000 знаков без пробелов).

Материалы для публикации принимаются ООО Научно-производственной коммерческой фирмой «МАШСЕРВИСПРИБОР» (e-mail: msp@chpu.ru). Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Внимание авторов! Материалы, поступившие от лица ООО Научно-производственной коммерческой фирмы «МАШСЕРВИСПРИБОР», не индексируются в Национальной библиографической базе данных научного цитирования РИНЦ – метаданные статей не подаются в научную электронную библиотеку eLIBRARY.RU. Кроме того, метаданные указанных материалов соучредителя не отправляются в международную базу ***Web of Science***.

Для опубликования материалов в основных рубриках журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)», индексируемых в РИНЦ и Web of Science, необходимо следовать правилам оформления и правилам подачи статей, представленных на сайте научного издания https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov .

Напоминаем, что в журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «ОМ» зарегистрирован по следующим научным специальностям: 1. 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки, 05.02.08 – Технология машиностроения, 05.02.10 – Сварка, родственные процессы и технологии, 05.02.13 – Машины, агрегаты и процессы (по отраслям) (в рамках группы научной специальности 05.02.00 – Машиностроение и машиноведение); 2. 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов, 05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы, 05.16.08 – Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям), 05.16.09 – Материаловедение (по отраслям) – (в рамках группы научной специальности

05.16.00 – Металлургия и материаловедение). ***Издание имеет право опубликовать научные работы только рамках указанных специальностей***!

В связи с тем что журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» принимает оригинальные научные статьи в формате *Full Article* – стандартный формат для завершенных научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала) (учитывается основная часть статьи, без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 страниц. **Научная статья должна иметь структуру *IMRAD*** (***Introduction, Methods, Results And Discussion***): • **Введение** (*Introduction*); • **Методы** / **Методика исследований** (*Methods*); • **Результаты** (*Results*); • **Обсуждение** (*Discussion*);• **Заключение** (*Conclusion*).

Порядок подачи статьи в редакцию представлен на странице: https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/how_to .

Для того чтобы подать статью, **автор** (**все соавторы**) должен быть зарегистрирован на сайте журнала. Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «Подать статью» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Рукопись статьи готовится в соответствии с ***правилами оформления*** (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx. При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx .

Сканированные лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (**цветной режим сканирования**, **разрешение не менее 600 dpi**) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg.

По окончании всех работ обязательно **нажать кнопку «Отправить в редакцию».**

Одновременно со статьей высылается оригинал экспертного заключения о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137ВЦ, зам. гл. редактора Скиба В.Ю.

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции высылается ***авторский лицензионный договор.***

Все рукописи рецензируются. Плата за публикацию рукописей не взимается.

Соучредители журнала
«ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)»

ISSN 1994-6309 (Print)
ISSN 2541-819X (Online)

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ
ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» – рецензируемый научно-технический и производственный журнал, издающийся с 1999 года с периодичностью 4 раза в год.

В журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения, материаловедения и современной металлургии. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. ***Публикация статей бесплатная.***

Журнал предназначен для профессорско-преподавательского состава и научных работников высших учебных заведений и научно-исследовательских институтов, инженерно-технических работников производственных предприятий и проектных организаций.

Присутствуют разделы: **«Технология»**, **«Оборудование»**, **«Инструменты»**, **«Материаловедение»**, **«Научно-техническая информация»** и др.

В 2017 году журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» вошел в индекс цитирования *Emerging Sources Citation Index (ESCI) базы Web of Science*. Журналы, представленные в индексе цитирования *ESCI*, отвечают большинству базовых критериев *Core Collection* и расцениваются компанией *Clarivate Analytics* как наиболее влиятельные и востребованные издания, имеющие большую вероятность высокого научного интереса.

Полный текст журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» можно найти в базах данных компании EBSCO Publishing на платформе EBSCOhost. EBSCO Publishing является ведущим мировым агрегатором научных и популярных изданий, а также электронных и аудиокниг.

Журнал входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук».

Правила представления статей для публикации и другая информация о журнале размещены на сайте научного издания:

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, корп. 5, к. 137 ВЦ

+7 (383) 346-17-75

metal_working@mail.ru
metal_working@corp.nstu.ru

Свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС77-80400 от 01 марта 2021 г.
Print ISSN: 1994-6309 Online ISSN: 2541-819X
Индекс журнала в каталоге агентства «Роспечать» – 70590

НОВОСИБИРСК

РАСПРОСТРАНЕНИЕ

Структура распространения:

- по подписке (Индекс в каталоге агентства «Роспечать» – 70590);
- адресная почтовая рассылка авторам статей, по промышленным предприятиям, научным и учебным заведениям России;
- на выставках, конференциях.

Регионы распространения:

- Сибирь, Алтай, Дальний Восток – 60 %;
- Урал, Европейская часть РФ – 40 %.

Структура читательской аудитории

Преподаватели учебных заведений и научные сотрудники	64 %
Руководители (инжиниринговых предприятий, фирм-разработчиков и др.)	8 %
Ведущие специалисты предприятий (главные инженеры, технологи, конструкторы и т.д.)	11 %
Инженерно-технический состав предприятий и организаций	17 %

- электронно-библиотечная система издательства «ЛАНЬ»;
- национальный цифровой ресурс «РУКОНТ».

График выхода журнала в течение текущего года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

Адрес редакции журнала:
630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, к. 137 ВЦ, зам. гл. редактора – В. Ю. Скиба.

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

+7 (383) 346-17-75

metal_working@mail.ru
metal_working@corp.nstu.ru

С 2015 г. опубликованным в журнале статьям присваивается цифровой идентификатор - *Digital Object Identifier* (*DOI*). Метаданные каждой работы обязательно регистрируются в международном реестре научно-информационных материалов ***CrossRef***.

Журнал индексируется в зарубежных базах данных и агрегаторах:

- Emerging Sources Citation Index (ESCI) Web of Science Core Collection;
- EBSCO (core) в базе «Applied Science & Technology Source Ultimate»;
- Ulrich's Periodicals Directory;
- ICI Journals Master List
- WorldCat;
- The European Library;
- AcademicKeys;
- Research Bible.

Журнал представлен:

- сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov;
- база данных eLibrary.ru, журнал индексируется в Российском индексе научного цитирования (РИНЦ);
- реферативный журнал и база данных ВИНИТИ;

МЕРОПРИЯТИЯ

С 2014 г. научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является организатором ежегодной (третья декада марта) Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы в машиностроении»/ «Actual Problems in Machine Building» совместно с «ITE Сибирь» в рамках Международной выставки оборудования для металлобработки и сварки Mashex Siberia. По результатам конференции издается сборник материалов конференции.

Тематика работы конференции:

- Инновационные технологии в машиностроении
- Технологическое оборудование, оснастка и инструменты
- Материаловедение в машиностроении
- Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении

Официальный сайт конференции:
http://machine-building.conf.nstu.ru/