

ISSN 2541-819X (Online)

Tom 26, Homep 1

5 PAJOHKA

ЯКВАРЬ — МАРТ 2024

NHGISAMEHIPI Opobatoryini Lenhoiloluli

ETAJJOB

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

новосибирск



Том 26 № 1 2024 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

Пустовой Николай Васильевич – доктор технических наук, профессор, Заслуженный деятель науки РФ, член Национального комитета по теоретической и прикладной механике, президент НГТУ, г. Новосибирск (Российская Федерация)

Члены совета

Федеративная Республика Бразилия: Альберто Морейра Хорхе, профессор, доктор технических наук, Федеральный университет, г. Сан Карлос

Федеративная Республика Германия: Монико Грайф, профессор, доктор технических наук, Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук, г. Рюссельсхайм, Томас Хассел, доктор технических наук, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен, Флориан Нюрнбергер, доктор технических наук, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен

Испания: Чувилин А.Л., кандидат физико-математических наук, профессор, научный руководитель группы электронной микроскопии «CIC nanoGUNE», г. Сан-Себастьян

Республика Беларусь: Пантелеенко Ф.И., доктор технических наук, профессор, член-корреспондент НАН Беларуси, Заслуженный деятель науки Республики Беларусь, Белорусский национальный технический университет, г. Минск

Украина: Ковалевский С.В., доктор технических наук, профессор, проректор по научно-педагогической работе Донбасской государственной машиностроительной академии, г. Краматорск

Российская Федерация: Атапин В.Г., доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, Балков В.П., зам. ген. директора АО «ВНИИинструмент», канд. техн. наук, г. Москва, Батаев В.А., доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, Буров В.Г., доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, Коротков А.Н., доктор техн. наук, профессор, академик РАЕ, КузГТУ, г. Кемерово, Лобанов Д.В., доктор техн. наук, доцент, ЧГУ, г. Чебоксары, Макаров А.В., доктор техн. наук, член-корреспондент РАН, ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Овчаренко А.Г., доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, Сараев Ю.Н., доктор техн. наук, профессор, ИФТПС СО РАН, г. Якутск, Янюшкин А.С., доктор техн. наук, профессор, ЧГУ, г. Чебоксары



Журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» индексируется в крупнейших в мире реферативнобиблиографическихи наукометрических базах данных Web of Science и Scopus.

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

ILSCO

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

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Батаев Анатолий Андреевич – профессор, доктор технических наук, ректор НГТУ

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Иванцивский Владимир Владимирович – доцент,

доктор технических наук Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук

Ложкина Елена Алексеевна – редактор перевода текста на английский язык, кандидат технических наук

Перепечатка материалов из журнала «Обработка металлов» возможна при обязательном письменном согласовании с редакцией журнала; ссылка на журнал при перепечатке обязательна.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

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** по каталогу ООО «УП УРАЛ-ПРЕСС»

Адрес редакции и издателя:

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

🕥 Тел. +7 (383) 346-17-75

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

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



СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНОЛОГИЯ

Куц В.В., Олешицкий А.В., Гречухин А.Н., Григоров И.Ю. Исследование изменения геометрических параме- тров образцов, наплавленных методом GMAW при воздействии на электрическую дугу продольного магнитного поля.	6
Сапрыкина Н.А., Чебодаева В.В., Сапрыкин А.А., Шаркеев Ю.П., Ибрагимов Е.А., Гусева Т.С. Оптими- зация режимов селективного лазерного плавления порошковой композиции системы AlSiMg	22
Губин Д.С., Кисель А.Г. Особенности расчета температуры резания при высокоскоростном фрезеровании алюминиевых сплавов без применения СОЖ.	38
ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ	
Борисов М.А., Лобанов Д.В., Зворыгин А.С., Скиба В.Ю. Адаптация системы ЧПУ станка к условиям ком- бинированной обработки	55
Носенко В.А., Багайсков Ю.С., Мироседи А.Е., Горбунов А.С. Эластичные хоны для полирования профилей зубьев термообработанных цилиндрических колес специального назначения	66
Подгорный Ю.И., Скиба В.Ю., Мартынова Т.Г., Лобанов Д.В., Мартюшев Н.В., Папко С.С., Рожнов Е.Е., Юлусов И.С. Синтез механизма привода ремиз	80
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ	
Рагазин А.А., Арышенский В.Ю., Коновалов С.В., Арышенский Е.В., Бахтегареев И.Д. Изучение влияния содержания гафния и эрбия на формирование микроструктуры при литье алюминиевого сплава 1590 в медный кокиль.	99
Зорин И.А., Арышенский Е.В., Дриц А.М., Коновалов С.В. Изучение эволюции микроструктуры и механических свойств в алюминиевом сплаве 1570 с добавкой 0,5 % гафния	113
Карлина Ю.И., Кононенко Р.В., Иванцивский В.В., Попов М.А., Дерюгин Ф.Ф., Бянкин В.Е. Взаимосвязь микроструктуры с ударной вязкостью металлов сварного шва трубных высокопрочных низколегированных сталей (обзор исследований).	129
Патил Н.Г., Сараф А.Р., Кулкарни А.П. Полуэмпирическое моделирование температуры резания и шеро- ховатости поверхности при точении конструкционных материалов твердосплавным инструментом с покры- тием TiAlN	155
Савант Д., Булах Р., Джатти В., Чинчаникар С., Мишра А., Сефене Э.М. Исследование электроэрозионной обработки криогенно обработанных бериллиево-медных сплавов (BeCu)	175
Карлина А.И., Кондратьев В.В., Сысоев И.А., Колосов А.Д., Константинова М.В., Гусева Е.А. Исследование влияния комбинированного модификатора из отходов кремниевого производства на свойства серых чугунов.	194
МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ	212
МАТЕРИАЛЫ СОУЧЕРЕДИТЕЛЕЙ	223

Корректор Е.Е. Татарникова 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 06.03.2024. Выход в свет 15.03.2024. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная. Усл. печ.л. 28,0. Уч.-изд. л. 52,08. Изд. № 15. Заказ 84. Тираж 300 экз.

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



Volume 26 No.1 2024 scientific, technical and industrial journal

EDITORIAL BOARD

EDITOR-IN-CHIEF: **Anatoliy A. Bataev**, D.Sc. (Engineering), Professor, Rector, Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*, Russian Federation

DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF: Vladimir V. Ivancivsky, D.Sc. (Engineering), Associate Professor, Department of Industrial Machinery Design, Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*, Russian Federation

Vadim Y. Skeeba, Ph.D. (Engineering), Associate Professor, Department of Industrial Machinery Design, Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*, Russian Federation

Editor of the English translation: Elena A. Lozhkina, Ph.D. (Engineering), Department of Material Science in Mechanical Engineering, Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*, Russian Federation

The journal is issued since 1999

Publication frequency - 4 numbers a year

U. L. R. J. C. H'S References Deecrows

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.



Journal "Obrabotka Metallov – Metal Working and Material Science" is indexed in the world's largest abstracting bibliographic and scientometric databases Web of Science and Scopus.

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



OBRABOTKA METALLOV

EDITORIAL COUNCIL CHAIRMAN:

Nikolai V. Pustovoy, D.Sc. (Engineering), Professor, President, Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*, Russian Federation

MEMBERS:

The Federative Republic of Brazil: Alberto Moreira Jorge Junior, Dr.-Ing., Full Professor; Federal University of São Carlos, São Carlos

The Federal Republic of Germany:

Moniko Greif, Dr.-Ing., Professor, Hochschule RheinMain University of Applied Sciences, *Russelsheim*

Florian Nürnberger, Dr.-Ing., Chief Engineer and Head of the Department "Technology of Materials", Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*;

> Thomas Hassel, Dr.-Ing., Head of Underwater Technology Center Hanover, Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*

The Spain:

Andrey L. Chuvilin, Ph.D. (Physics and Mathematics), Ikerbasque Research Professor, Head of Electron Microscopy Laboratory "CIC nanoGUNE", *San Sebastian*

The Republic of Belarus:

Fyodor I. Panteleenko, D.Sc. (Engineering), Professor, First Vice-Rector, Corresponding Member of National Academy of Sciences of Belarus, Belarusian National Technical University, *Minsk*

The Ukraine:

Sergiy V. Kovalevskyy, D.Sc. (Engineering), Professor, Vice Rector for Research and Academic Affairs, Donbass State Engineering Academy, *Kramatorsk*

The Russian Federation:

Vladimir G. Atapin, D.Sc. (Engineering), Professor, Novosibirsk State Technical University, Novosibirsk; Victor P. Balkov, Deputy general director, Research and Development Tooling Institute "VNIIINSTRUMENT", Moscow; Vladimir A. Bataev, D.Sc. (Engineering), Professor, Novosibirsk State Technical University, Novosibirsk; Vladimir G. Burov, D.Sc. (Engineering), Professor, Novosibirsk State Technical University, Novosibirsk; Aleksandr N. Korotkov, D.Sc. (Engineering), Professor, Kuzbass State Technical University, Kemerovo; Dmitry V. Lobanov, D.Sc. (Engineering), Associate Professor, I.N. Ulianov Chuvash State University, Cheboksary; Aleksey V. Makarov, D.Sc. (Engineering), Corresponding Member of RAS, Head of division, Head of laboratory (Laboratory of Mechanical Properties) M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Russian Academy of Sciences (Ural Branch), Yekaterinburg; Aleksandr G. Ovcharenko, D.Sc. (Engineering), Professor, Biysk Technological Institute, Biysk; Yuriy N. Saraev, D.Sc. (Engineering), Professor, V.P. Larionov Institute of the Physical-Technical Problems of the North of the Siberian Branch of the RAS, Yakutsk; Alexander S. Yanyushkin, D.Sc. (Engineering), Professor, I.N. Ulianov Chuvash State University, Cheboksary

Vol. 26 No. 1 2024

CONTENTS

TECHNOLOGY

Kuts V.V., Oleshitsky A.V., Grechukhin A.N., Grigorov I.Y. Investigation of changes in geometrical parameters of GMAW surfaced specimens under the influence of longitudinal magnetic field on electric arc	6
Saprykina N.A., Chebodaeva V.V., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A., Guseva T.S. Optimization of selective laser melting modes of powder composition of the AlSiMg system	22
Gubin D.S., Kisel' A.G. Features of calculating the cutting temperature during high-speed milling of aluminum alloys without the use of cutting fluid	38
EQUIPMENT. INSTRUMENTS	
Borisov M.A., Lobanov D.V., Zvorygin A.S., Skeeba V.Y. Adaptation of the CNC system of the machine to the conditions of combined processing.	55
Nosenko V.A., Bagaiskov Y.S., Mirocedi A.E., Gorbunov A.S. Elastic hones for polishing tooth profiles of heat-treated spur wheels for special applications	66
Podgornyj Y.I., Skeeba V.Y., Martynova T.G., Lobanov D.V., Martyushev N.V., Papko S.S., Rozhnov E.E., Yulusov I.S. Synthesis of the heddle drive mechanism.	80
MATERIAL SCIENCE	
Ragazin A.A., Aryshenskii V.Y., Konovalov S.V., Aryshenskii E.V., Bakhtegareev I.D. Study of the effect of hafnium and erbium content on the formation of microstructure in aluminium alloy 1590 cast into a copper chill mold.	99
Zorin I.A., Aryshenskii E.V., Drits A.M., Konovalov S.V. Study of evolution of microstructure and mechanical properties in aluminum alloy 1570 with the addition of 0.5 % hafnium	113
Karlina Y.I., Kononenko R.V., Ivantsivsky V.V., Popov M.A., Deryugin F.F., Byankin V.E. Relationship between microstructure and impact toughness of weld metals in pipe high-strength low-alloy steels (research review)	129
Patil N.G., Saraf A.R., Kulkarni A.P Semi empirical modeling of cutting temperature and surface roughness in turning of engineering materials with TiAlN coated carbide tool	155
Sawant D., Bulakh R., Jatti V., Chinchanikar S., Mishra A., Sefene E.M. Investigation on the electrical discharge machining of cryogenic treated beryllium copper (BeCu) alloys	175
Karlina A.I., Kondratiev V.V., Sysoev I.A., Kolosov A.D., Konstantinova M.V., Guseva E.A. Study of the effect of a combined modifier from silicon production waste on the properties of gray cast iron	194
EDITORIAL MATERIALS	212
FOUNDERS MATERIALS	223



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2024 Том 26 № 1 с. 6–21 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-6-21

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Исследование изменения геометрических параметров образцов, наплавленных методом GMAW при воздействии на электрическую дугу продольного магнитного поля

Вадим Куц^а, Алексей Олешицкий^b, Александр Гречухин^{с,*}, Игорь Григоров^d

Юго-Западный государственный университет, ул. 50 лет Октября, 94, г. Курск, 305040, Россия

^{*a*} https://orcid.org/0000-0002-3244-1359, ⁽²⁾ kuc-vadim@yandex.ru; ^{*b*} https://orcid.org/0000-0002-1097-8323, ⁽²⁾ oav46@yandex.ru; ^{*c*} https://orcid.org/0000-0001-6207-8194, ⁽²⁾ grighorov.ighor@mail.ru; ^{*d*} https://orcid.org/0000-0001-6207-8194, ⁽²⁾ grighorov.ighor@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.92

аннотация

История статьи: Поступила: 28 ноября 2023 Рецензирование: 07 декабря 2023 Принята к печати: 28 декабря 2023 Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова: Электрическая дуга Аддитивные технологии Наплавление Отклонение Геометрические параметры Магнитное поле

Работа выполнена в рамках реализации программы развития ФГБОУ ВО «Юго-Западный государственный университет» проекта «Приоритет 2030».

Введение. В работе представлены результаты исследования процесса аддитивного формообразования электрической дугой с аксиальной подачей стальной присадочной проволоки в среде защитных газов (технология GMAW) при дополнительном воздействии на электрическую дугу внешнего продольного магнитного поля. Цель работы: экспериментальное исследование влияния продольного магнитного поля при аддитивном формообразовании электрической дугой с аксиальной подачей присадочной проволоки из конструкционных сталей в среде защитных газов на изменение геометрических характеристик наплавляемых слоёв. Методы исследования. Изготовление образцов выполнялось на 5-координатной аддитивной установке, созданной на базе станка с ЧПУ. Параметры режима наплавки: напряжение 17,5 В; ток 55 А; проволока диаметром 1,2 мм; материал проволоки Св-08Г2С; скорость подачи проволоки 2267 мм/мин; ориентировочный диаметр валика 3,0 мм; длина валика 50 мм; количество проволоки на один валик 312,5 мм; количество слоев при наплавке стенки – пять; режим работы магнита: переменный ток с частотой 50 Гц; напряжение 30 В; измеренная магнитная индукция 5,7 мТл; начальная высота магнита над подложкой 10 мм; вылет электрода 10 мм; защитный газ – сварочная смесь CO₂-Ar; давление газа (расход) 0,15 МПа. Результаты и обсуждение. Проведенное экспериментальное исследование показало, что воздействие продольного магнитного поля статистически значимо повлияло на изменение размеров единичных наплавляемых слоёв, а именно вызвало увеличение их ширины на 34,1 % с рассчитанным показателем значимости, близким к нулю, и уменьшение высоты на 20,2 % с рассчитанным показателем значимости 2,7 · 10⁻⁵; статистически значимо повлияло на изменение габаритных размеров образцов, состоящих из пяти слоёв, а именно ширина образцов увеличилась на 11,2 % с рассчитанным показателем значимости 4,3·10⁻³, а высота образцов уменьшилась на 10,3 % с рассчитанным показателем значимости 6,3 10⁻⁵; не оказало статистически значимого влияния на изменение величины отклонения от прямолинейности в вертикальном направлении для боковых стенок образцов с рассчитанным показателем значимости 0,3277; не оказало статистически значимого влияния на изменение погрешности ширины стенок образцов с показателем значимости 0,098.

Для цитирования: Исследование изменения геометрических параметров образцов, наплавленных методом GMAW при воздействии на электрическую дугу продольного магнитного поля / В.В. Куц, А.В. Олешицкий, А.Н. Гречухин, И.Ю. Григоров // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 6–21. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-6-21.

Введение

В настоящее время широкое применение нашли технологии аддитивного производства изделий, основанные на плавлении исходного материала, среди которых можно выделить технологию GMAW, или технологию аддитивного

*Адрес для переписки

6

Гречухин Александр Николаевич, к.т.н., доцент Юго-Западный государственный университет, ул. 50 лет Октября, 94, 305040, г. Курск, Россия **Тел.:** 8 (47122) 2-26-69, **e-mail:** agrechuhin@mail.ru производства электрической дугой с аксиальной подачей присадочной проволоки из различных металлических материалов в среде защитных газов. Эта технология характеризуется высокой производительностью формирования изделий и обладает широкой универсальностью, что объясняет большой интерес к ее применению в различных отраслях промышленности и является основной причиной большого количества научных работ в этой области [1–7]. Основными факторами, сдерживающими расширение области

CM

TECHNOLOGY

применения данной технологии, является невысокая точность формируемых деталей, характеризуемая большой величиной погрешности формы (иногда более 10 мм), а также неоднородная структура материала получаемых изделий, что отрицательно сказывается на физико-механических свойствах материалов и, как следствие, на эксплуатационных свойствах готовых изделий [1-7]. Одним из направлений исследования в этой области является осуществление процесса наплавки с дополнительным воздействием на электрическую дугу внешнего магнитного поля, которое принято разделять на продольное [8–18] и поперечное [19-29], что нашло своё применение при повышении качества процессов различных видов электродуговой сварки и наплавки. Во множестве работ было установлено, что под воздействием магнитного поля повышается скорость расплавления проволоки, улучшается микроструктура, уменьшается глубина и площадь зоны проплавления, что благоприятно сказывается на качестве сварных соединений [8-29]. В работах [8, 12, 14, 16, 18] также было отмечено, что воздействие продольного магнитного поля приводит во вращение вокруг своей оси столб дуги и стягивает его, уменьшая сечение столба дуги; дуга становится более жесткой, а нагрев – более концентрированным, что улучшает технологические свойства дуги и повышает качество процесса сварки и сварных швов.

Однако, несмотря на положительное воздействие продольного магнитного поля на качество сварки, проведенный анализ работ в рассматриваемой области показал, что процесс аддитивного формообразования электрической дугой с аксиальной подачей стальной присадочной проволоки в среде защитных газов при дополнительном воздействии на электрическую дугу, в частности, продольного магнитного поля был исследован недостаточно [30-35].

Например, малоизученным является вопрос об изменении геометрических характеристик единичных наплавляемых слоев и формируемых таким способом образцов с применением проволоки из конструкционных сталей.

Поэтому целью настоящей работы является экспериментальное исследование влияния продольного магнитного поля при аддитивном формообразовании электрической дугой с аксиальной подачей присадочной проволоки из

конструкционных сталей в среде защитных газов на изменение геометрических характеристик наплавляемых слоёв, а именно на изменение размеров единичных наплавляемых слоёв; изменение габаритных размеров образцов, состоящих из нескольких слоев; изменение величины отклонения от прямолинейности в вертикальном направлении для боковых стенок образцов; изменение погрешности ширины стенок образцов.

Методика исследований

Для проведения данного исследования на кафедре машиностроительных технологий и оборудования Юго-Западного государственного университета была разработана установка на базе станка с ЧПУ, реализующая технологию GMAW, или технологию аддитивного формирования изделий электрической дугой с аксиальной подачей присадочной проволоки в среде защитных газов (рис. 1).

Разработанная установка состоит из последовательной кинематической цепи, включающей в себя алюминиевое основание (раму) 1 с закрепленными на нем линейными направляющими 2, по которым с помощью шарико-винтовой передачи и шаговых моторов 3 приводятся в движение следующие части: вдоль оси Х (координата Х) – стол станка с ЧПУ 4 с расположенным на нём поворотным столом 5, вдоль оси Y (координата Y) – модуль оси Z 6, вдоль оси Z (координата Z) – подающий механизм 7. Поворотный стол обеспечивает вращение заготовки относительно оси *Y* (угловая координата *B*) и вращение заготовки относительно оси Z (угловая координата С). Управление станком осуществляется с помощью блока управления 8, включающего в себя плату управления Arduino Mega 2560 с надстройкой Ramps 1.6 (прошивка grbl-Mega-5X), шесть драйверов шаговых двигателей ТВ 6600 и блок питания с параметрами 12 В, 30 А. Для реализации управляющих программ используется открытое ПО GrblGru v5.1.0. Разработанная установка обеспечивает одновременную 5-осевую наплавку (5-осевую непрерывную обработку). Подающий механизм 7 состоит из шагового мотора, прижима и стальных роликов, подающих сварочную (наплавочную) проволоку от катушки 9 через стальную трубку к сварочной головке в зону сварки (наплавки). На сварочной обработка МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ

Рис. 1. Установка для проволочно-дугового аддитивного производства на базе станка с ЧПУ:
 1 – рама; 2 – линейные направляющие; 3 – шаговый мотор; 4 – стол станка с ЧПУ; 5 – поворотный стол;
 6 – модуль оси Z; 7 – подающий механизм; 8 – блок управления; 9 – катушка; 10 – электромагнит

Fig. 1. Machine for wire-arc additive manufacturing on the basis of CNC machine:
 1 - frame; 2 - linear guides; 3 - stepper motor; 4 - CNC machine table; 5 - rotary table; 6 - Z-axis module;
 7 - feeding mechanism; 8 - control unit; 9 - coil; 10 - electromagnet

головке закреплен электромагнит 10. В качестве источника тока использовался сварочный полуавтомат КЕДР MIG-160GDM.

Исследование влияния продольного магнитного поля на изменение геометрических размеров наплавляемых слоёв осуществлялось путем наплавки проволоки диаметром 1,2 мм из материала Cв-08Г2C. Режимы наплавки для данной проволоки и в соответствии с методикой, описанной в работе [26], были приняты следующие: напряжение 17,5 В; сила тока 55 А; скорость подачи проволоки 2267 мм/мин; ориентировочный диаметр валика 3,0 мм; длина валика 50 мм; количество проволоки на один валик 312,5 мм; вылет электрода 10 мм; защитный газ – сварочная смесь CO₂-Ar; давление газа (расход) 0,15 МПа.

Для создания продольного магнитного поля использовался электромагнит, состоящий из стального сердечника с внутренним диаметром 20 мм и толщиной стенки 4 мм, а также обмотки, изготовленной из проволоки ПЭТВ-2 диаметром 0,72 мм с количеством витков 1200. Предварительно экспериментальным путем было установлено, что процесс наплавки проходит стабильно при подключении электромагнита к переменному синусоидальному току частотой 50 Гц и напряжением 30 В с начальной высотой магнита над подложкой 10 мм, поэтому в дальнейшем наплавку образцов выполняли при этих режимах. Измерение, выполненное с помощью миллитесламетра портативного универсального ТПУ, показало, что при данных режимах электромагнита в точке расплава проволоки магнитная индукция не превышает 5,7 мТл.

При исследовании влияния продольного магнитного поля на размеры единичных слоев было наплавлено шесть образцов – три без воздействия продольного магнитного поля и три при воздействии на электрическую дугу магнитным полем, создаваемым катушкой индуктивности. Наплавленные образцы были разрезаны в трех местах и по плоскости разреза предварительно зачищены. Размеры единичных слоев, их ширина и высота, измерялись с помощью микроскопа МПБ-2 (рис. 2) при 24-кратном увеличении с ценой деления шкалы 0,05 мм (рис. 2).



а б *Puc. 2.* Сечение единичных наплавленных слоев: *a* – без продольного магнитного поля; б – с продольным магнитным полем *Fig. 2.* Cross-section of single surfaced layers: *a* – without longitudinal magnetic field; б – with longitudinal magnetic field

Результаты и их обсуждение

Результаты измерения размеров единичных наплавленных слоёв приведены в табл. 1.

Обработка полученных данных при исследовании влияния продольного магнитного поля на изменения ширины и высоты единичных наплавляемых слоев выполнялась в программе Statistica на основе расчета *t*-критерия для независимых выборок (рис. 3).

Из полученных результатов следует, что воздействие созданного магнитного поля вызвало статистически значимое изменение размеров единичных наплавляемых слоев. Так, ширина слоя увеличилась на 34,1 % (значение рассчитанного *t*-критерия равно -9,585, и вероятность того, что ширина слоёв не различается, близка к нулю, $p \approx 0$), а высота на-

плавленного слоя уменьшилась на 20,2 % (значение рассчитанного *t*-критерия равно -5,799, и вероятность того, что высота слоев не различается, равна $p \approx 2,7 \cdot 10^{-5}$). В таблице (рис. 3, а) также представлены результаты расчета *F*-критерия, на основе которого можно сделать вывод, что дисперсии размеров единичных наплавленных слоёв статистически значимо не отличаются. Так, рассчитанный F-критерий для дисперсий ширины равен 3,9 рассчитанным показателем значимости с 0,0714, а *F*-критерий для дисперсий высоты равен 2,65 с рассчитанным показателем значимости 0,1899; рассчитанные показатели значимости превышают принятый уровень значимости, равный 0,05.

Для исследования влияния продольного магнитного поля на изменение габаритных раз-

Таблица 1

Table 1

Результаты измерения размеров единичных наплавленных слоёв, мм

Results of	measuring	the dim	ensions o	of single	surfaced	lavers.	mm

Без магнитного	Ширина	3,00	3,00	3,10	2,90	3,10	3,30	3,00	2,80	2,90
поля	Высота	2,85	2,25	2,50	2,50	2,20	2,30	2,70	2,70	2,55
С магнитным	Ширина	4,40	4,40	4,20	3,65	3,70	4,20	4,10	3,80	3,90
полем	Высота	1,80	2,00	2,05	1,95	2,00	2,20	2,20	1,85	1,95

	Т-критерии	критерии; Группир.: Мад (Таблица данных1)												
	Группа 1:2	руппа 1:2												
	Группа 2:1	руппа 2:1												
	Среднее	реднее Среднее t-знач. cc р N набл. N набл. Ст.откл. Ст.откл. F-отн. р												
Переменная	2	1				2	1	2	1	дисперс.	дисперс.			
b	3,011111	4,038889	-9,58536	16	0,000000	9	9	0,145297	0,286986	3,901316	0,071411			
h	2 505556	2 000000	5 79900	16	0.000027	9	9	0 222829	0 136931	2 648148	0 189944			



Рис. 3. Анализ влияния продольного магнитного поля на изменение размеров единичных наплавляемых слоев:

а – таблица результатов расчета *t*-критерия; *б* – диаграмма размахов для высоты единичного слоя; *в* – диаграмма размахов для ширины единичного слоя

Fig. 3. Analysis of the effect of a longitudinal magnetic field on the change in dimensions of single surfaced layers:

a – table of the results of *t*-criterion calculation; δ – box plot for the height of a single layer; *e* – box plot for the width of a single layer

меров и геометрической погрешности наплавляемых слоёв была выполнена наплавка шести образцов, состоящих из пяти вертикальных слоёв – три без воздействия продольного магнитного поля и три при воздействии на электрическую дугу магнитным полем, создаваемым катушкой индуктивности (рис. 4).

Оценка габаритных размеров наплавленных образцов осуществлялась по параметрам наибольшей ширины и высоты в рассматриваемых сечениях. На рис. 5 показана схема измерения наибольшей ширины (b_{\max}) и высоты (h_{\max}) образцов, наплавленных без воздействия продольного магнитного поля (рис. 5, *a*) и при воздействии продольного магнитного поля (рис. 5, *б*).

В табл. 2 представлены результаты измерения габаритных размеров наплавленных образцов.

Том 26 № 1 2024

10

Результаты расчета *t*-критерия для независимых выборок по результатам измерения габаритных размеров наплавленых образцов (табл. 2) представлены на рис. 6.

Из полученных результатов (рис. 6) следует, что габаритные размеры образцов, состоящих из пяти слоёв, наплавленных без магнита, имеют статистически значимое отличие от размеров образцов, наплавленных при воздействии магнитного поля, а именно: ширина образцов увеличилась на 11,2 % с рассчитанным *t*-критерием, равным -3,22, и показателем значимости $4,3 \cdot 10^{-3}$, а высота образцов уменьшилась на 10,3 % с рассчитанным *t*-критерием, равным 5,36, и показателем значимости $6,3 \cdot 10^{-5}$. Результаты расчета *F*-критерия (рис. 6, *a*) показали, что дисперсии габаритных размеров наплавленных образцов статистически значимо



Puc. 4. Наплавленные и разрезанные образцы, состоящие из пяти слоев *Fig. 4.* Surfaced and cut specimens consisting of five layers

Рис. 5. Схема измерения наибольшей ширины и высоты образцов, наплавленных без воздействия продольного магнитного поля (*a*) и при воздействии продольного магнитного поля (*б*)

- *Fig. 5.* Scheme for measuring the greatest width and height of the specimens surfaced:
- a without influence of a longitudinal magnetic field; δ – with influence of a longitudinal magnetic field





Таблица 2

Table 2

Результаты измерения наибольшей ширины и высоты наплавленных образцов Results of measuring the greatest width and height of the surfaced specimens

		Образец										
	1	2	3	5	6							
	Без магнитного поля С магнитным полем											
			$b_{ m max}$, м	MM								
Сечение 1	4,7	4,2	3,7	4,3	5,1	4,5						
Сечение 2	4,3	3,8	3,7	4,7	4,4	4,5						
Сечение 3	4,2	4,1	3,9	4,4	4,3	4,5						
			h _{max} , м	ИМ								
Сечение 1	9,0	8,7	9,3	8,1	8,4	7,6						
Сечение 2	8,8	8,3	9,3	8,1	8,4	8,2						
Сечение 3	9,2	9,1	9,6	7,9	8,6	7,6						

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

	Т-критерии	; Группир.:	mag (Tab	пица	а данных5)									
	Группа 1:1	руппа 1:1													
	Группа 2:2	руппа 2:2													
	Среднее	Среднее	t-знач.	СС	р	N набл.	N набл.	Ст.откл.	Ст.откл.	F-отн.	р				
Переменная	1	2				1	2	1	2	дисперс.	дисперс.				
bmax	4,066667	4,522222	-3,32008	16	0,004332	9	9	0,327872	0,248886	1,735426	0,452583				
hmax	9,033333	8,100000	5,36383	16	0,000063	9	9	0,387298	0,350000	1,224490	0,781478				





а – таблица результатов расчета *t*-критерия; *б* – диаграмма размаха для ширины образцов; *в* – диаграмма размаха для высоты образцов

Fig. 6. Results of the analysis of the influence of the longitudinal magnetic field on the change of the overall dimensions of the surfaced specimens:

a – table of *t*-criterion calculation results; δ – box plot for the width of the specimens; *e* – box plot for the specimens' height

не отличаются и рассчитанные показатели значимости превышают принятый уровень значимости, равный 0,05.

Изменение геометрической погрешности наплавляемых слоёв оценивали по величине отклонения от прямолинейности боковых стенок образца в вертикальном направлении для заданного сечения, а также по погрешности ширины образца. На рис. 7 показана схема измерения величины отклонения от прямолинейности, которое выполнялось для левой стенки образца EFL_1 и правой стенки EFL_2 , а в дальнейших расчетах использовалась величина отклонения от прямолинейности, имеющая наибольшее значение:

 $EFL = \max(EFL_1, EFL_2)$.

Результаты измерения отклонения от прямолинейности представлены в табл. 3.

На рис. 8 представлены результаты статистического сравнения величины отклонения от прямолиненйности с помощью *t*-критерия.

Из полученных результатов (рис. 8) следует, что отклонения от прямолинейности в вертикальном направлении для боковых стенок образцов, наплавленных без магнита, не имеют статистически значимого отличия от образцов, наплавленных при воздействии магнитного поля, с рассчитанным *t*-критерием, равным –1,0097, и показателем значимости 0,3277, что превышает принятый уровень значимости 0,05. Исходя из величины рассчитанного *F*-критерия, дисперсия отклонения от Рис. 7. Схема измерения отклонения от прямолинейности образцов, наплавленных без воздействия продольного магнитного поля (а) и при воздействии продольного магнитного поля (δ)

Fig. 7. Scheme for measuring the deviation from straightness of the specimens surfaced:

a – without the influence of a longitudinal magnetic field; δ – under the influence of a longitudinal magnetic field



Таблица 3

Table 3

Результаты измерения отклонения от прямолинейности боковых стенок образцов в вертикальном направлении для заданного сечения

Results of measuring the deviation from straightness of the side walls of the specimens in the vertical direction for a given section

Обр	азец	Сечение	<i>EFL</i> ₁ , мм	<i>EFL</i> ₂ , мм	EFL, мм
		1	0,24	0,19	0,24
BIC	1	2	0,38	0,22	0,38
ОПО		3	0,48	0,41	0,48
OIO		1	0,25	0,77	0,77
НТИ	2	2	0,13	0,17	0,17
arH		3	0,25	0,58	0,58
3 W		1	0,18	0,14	0,18
Pe	3	2	0,68	0,17	0,68
		3	0,2	0,29	0,29
		1	0,24	0,31	0,31
Wa	4	2	0,24	0,3	0,3
DICOL		3	0,08	0,44	0,44
I WI		1	0,28	0,53	0,53
THb	5	2	0,64	0,55	0,64
CNH		3	0,77	0,15	0,77
MaI		1	0,47	0,21	0,47
C	6	2	0,34	0,48	0,48
		3	0,45	0,65	0,65

прямолинейности боковых стенок наплавленных образцов также статистически не отличается с рассчитанным показателем значимости 0,3496.

С целью сравнения величин погрешности ширины стенки образцов для каждого образца было выполнено измерение ширины в семи точках, имеющих разную высоту, по схеме, представленной на рис. 9.

В табл. 4 показаны результаты измерения ширины наплавленных образцов.

Для проведения анализа было выполнено сравнение дисперсий ширины образцов, наплав-

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

	Т-критерии	-критерии; Группир.: Мад (Таблица данных7)												
	Группа 1:1	Группа 1:1												
	Группа 2:2	руппа 2:2												
	Среднее	Среднее Среднее t-знач. сс р N набл. N набл. Ст.откл. Ст.откл. F-отн. р												
Переменная	1	2				1	2	1	2	дисперс.	дисперс.			
EFL	0,418889	0,510000	-1,00968	16	0,327677	9	9	0,220876	0,156525	1,991270	0,349589			

а



Puc. 8. Результаты анализа влияния продольного магнитного поля на изменение отклонения от прямолинейности боковых стенок наплавленных образцов в вертикальном направлении: *a* – таблица результатов расчета *t*-критерия; *б* – диаграмма размаха отклонений от прямолинейности

- *Fig. 8.* Results of the analysis of the influence of the longitudinal magnetic field on the change of deviation from straightness of the side walls of the surfaced specimens in the vertical direction:
 - *a* table of *t*-criterion calculation results; δ box plot of deviations from straightness



Рис. 9. Схема измерения ширины образцов, наплавленных без воздействия продольного магнитного поля (*a*) и при воздействии продольного магнитного поля (*б*)

ТЕХНОЛОГИЯ

Fig. 9. Scheme for measuring the width of the surfaced specimens:

a – without the influence to a longitudinal magnetic field; δ – under the influence of a longitudinal magnetic field

Образец		C			Ш	[ирина <i>b_i</i> , м	М		
	разец	Сечение	1	2	3	4	5	6	7
		1	3,47	3,47	3,59	3,65	3,75	3,86	3,50
RILOII	1	2	2,88	3,35	3,63	3,76	4,01	3,95	3,06
		3	2,89	3,61	3,97	4,16	4,15	4,07	3,40
OTO I		1	2,89	3,51	3,81	3,99	4,06	3,99	3,74
НТИН	2	2	3,46	3,46	3,61	3,74	3,74	3,46	2,51
Marı		3	3,16	3,64	3,70	3,85	3,85	3,58	2,67
De3	3	1	3,38	3,51	3,51	3,54	3,54	3,45	3,07
		2	2,83	3,32	3,58	3,70	3,70	3,48	2,87
		3	3,12	3,26	3,30	3,27	3,28	3,26	2,69
		1	4,95	4,13	3,83	3,52	3,86	4,09	3,70
W	4	2	4,16	4,08	4,06	3,89	3,95	3,69	2,95
DICOI		3	4,95	4,08	3,83	3,75	4,05	4,19	3,13
I W I		1	5,06	4,67	4,00	4,13	3,93	3,78	3,61
THL	5	2	3,65	3,78	3,61	3,63	3,82	3,70	2,99
ГИН		3	2,96	3,44	3,78	3,99	4,05	3,92	3,03
MaI		1	3,78	4,00	3,85	3,85	3,85	3,60	2,87
C	6	2	3,43	3,48	4,14	4,19	4,13	4,10	3,11
		3	2.97	3.52	4.29	4.42	4.29	4.23	3.31

Результаты измерения ширины наплавленных образцов в различных точках Results of measuring the width of surfaced specimens at various points

ленных без магнитного поля и при воздействии магнитного поля, с применением *F*-критерия (рис. 10).

Из полученных результатов следует (рис. 10), что погрешность ширины стенок образцов, наплавленных без магнитного поля и при воздействии продольного магнитного поля, статистически не различается; величина рассчитанного *F*-критерия равна 1,5275 с показателем значимости 0,098, что превышает принятый уровень значимости.

Выводы

Проведенное экспериментальное исследование геометрических характеристик наплавленных образцов показало, что воздействие продольного магнитного поля:

 вызвало статистически значимое изменение размеров единичных наплавляемых слоёв, а именно увеличение их ширины на 34,1 % с рассчитанным показателем значимости, близким к нулю, и уменьшение высоты на 20,2 % с рассчитанным показателем значимости 2,7·10⁻⁵;

– вызвало статистически значимое изменение габаритных размеров образцов, состоящих из пяти слоёв, а именно ширина образцов увеличилась на 11,2 % с рассчитанным показателем значимости $4,3\cdot10^{-3}$, а высота образцов уменьшилась на 10,3 % с рассчитанным показателем значимости $6,3\cdot10^{-5}$;

 не оказало статистически значимого влияния на изменение величины отклонения от прямолинейности в вертикальном направлении для боковых стенок образцов с рассчитанным показателем значимости 0,3277;

 не оказало статистически значимого влияния на изменение погрешности ширины стенок образцов с показателем значимости 0,098.

критерии; Группир.: Мад (Таблица данных9)											
pynna 1:1											
руппа 2:2											
реднее Среднее t-знач. cc р N набл. N набл. Ст.откл. Ст.откл. F-отн. р											
1 2 1 2 дисперс. дисперс.											
<u>3,496190</u> 3,837778 -4,49016 124 0,000016 63 63 0,379811 0,469411 1,527467 0,097940											
	критерии руппа 1:1 руппа 2:2 реднее 1 3,496190	критерии; Группир.: руппа 1:1 руппа 2:2 реднее Среднее 1 2 3,496190 3,837778	критерии; Группир.: Мад (Табл уппа 1:1 уппа 2:2 реднее Среднее t-знач. 1 2 3,496190 3,837778 -4,49016	критерии; Группир.: Мад (Таблица руппа 1:1 руппа 2:2 реднее Среднее t-знач. сс 1 2 3,496190 3,837778 -4,49016 124	критерии; Группир.: Мад (Таблица данных9) руппа 1:1 руппа 2:2 реднее Среднее t-знач. сс р 1 2 3,496190 3,837778 -4,49016 124 0,000016	критерии; Группир.: Мад (Таблица данных9) ууппа 1:1 ууппа 2:2 реднее Среднее t-знач. сс р N набл. 1 2 1 3,496190 3,837778 -4,49016 124 0,000016 63	критерии; Группир.: Мад (Таблица данных9) ууппа 1:1 ууппа 2:2 реднее Среднее t-знач. сс р N набл. N набл. 1 2 3,496190 3,837778 -4,49016 124 0,000016 63 63	критерии; Группир.: Мад (Таблица данных9) ууппа 1:1 ууппа 2:2 реднее Среднее t-знач. сс р N набл. N набл. Ст.откл. 1 2 1 3,496190 3,837778 -4,49016 124 0,000016 63 63 0,379811	критерии; Группир.: Мад (Таблица данных9) руппа 1:1 руппа 2:2 реднее Среднее t-знач. сс р N набл. N набл. Ст.откл. Ст.откл. 1 2 1 2 3,496190 3,837778 -4,49016 124 0,000016 63 63 0,379811 0,469411	критерии; Группир.: Мад (Таблица данных9) руппа 1:1 руппа 2:2 реднее Среднее t-знач. сс р N набл. N набл. Ст.откл. Ст.откл. F-отн. 1 2 1 2 дисперс. 3,496190 3,837778 -4,49016 124 0,000016 63 63 0,379811 0,469411 1,527467	





б

Puc. 10. Результаты анализа влияния продольного магнитного поля на погрешность ширины стенок наплавленных образцов:

а – таблица результатов расчета F-критерия; б – диаграмма размаха отклонений

Fig. 10. Results of analysis of the influence of the longitudinal magnetic field on the walls width error of surfaced specimens:

a – table of *F*-criterion calculation results; δ – box plot of deviations

Список литературы

1. Прогнозирование геометрии слоя при дуговом аддитивном производстве Р-GMAW из алюминиевых сплавов / А.И. Куракин, И.Г. Струков, Я.П. Скобликов, В.М. Карпов, Е.И. Ефимов // Морские интеллектуальные технологии. – 2023. – № 2-1 (60). – С. 245–252. – DOI: 10.37220/MIT.2023.60.2.030.

2. Передовые технологии аддитивного производства металлических изделий / А.А. Осколков, Е.В. Матвеев, И.И. Безукладников, Д.Н. Трушников, Е.Л. Кротова // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2018. – Т. 20, № 3. – С. 90–105. – DOI: 10.15593/2224-9877/2018.3.11.

3. Study of the effect GMAW and SMAW welding combination with WAAM method / Jatmoko, A. Hani-

16 Том 26 № 1 2024

fah, M.A. Pratama, F.M. Rohimsyah // SPECTA Journal of Technology. – 2023. – Vol. 7 (2). – P. 549–555. – DOI: 10.35718/specta.v7i2.938.

4. Jafari D., Vaneker T., Gibson I. Wire and arc additive manufacturing: opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts // Materials & Design. – 2021. – Vol. 202. – P. 109471. – DOI: 10.1016/j.matdes.2021.109471.

5. Reduction of energy input in wire arc additive manufacturing (WAAM) with gas metal arc welding (GMAW) / P. Henckell, M. Gierth, Y. Ali, J. Reimann, J.P. Bergmann // Materials. – 2020. – Vol. 13 (11). – P. 2491. – DOI: 10.3390/ma13112491.

6. Размышляев А.Д., Агеева М.В., Лаврова Е.В. Измельчение структуры металла при дуговой наплавке под воздействием продольного магнитного поля // Автоматическая сварка. – 2019. – № 2. – С. 25–28. – DOI: 10.15407/as2019.02.03.

CM

TECHNOLOGY

7. Размышляев А.Д., Миронова М.В., Лещенко А.И. Повышение качества стыковых соединений при дуговой сварке в продольном магнитном поле // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки. -2012. – № 24. – C. 190–196.

8. Миронова М.В. Влияние индукции продольного магнитного поля на проплавление основного металла при дуговой наплавке // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2012. – № 25. – C. 141-146.

9. Черных А.В. Особенности плавления и движения электродного металла при дуговой сварке во внешнем постоянном продольном магнитном поле // Научный вестник Воронежского государственного архитектурно-строительного университета. Строительство и архитектура. - 2012. -№ 4 (28). – C. 103–113.

10. Размышляев А.Д., Дели А.А., Миронова М.В. Влияние продольного магнитного поля на производительность расплавления проволоки при электродуговой наплавке под флюсом // Автоматическая сварка. – 2007. – № 6 (650). – С. 31–35.

11. Recent developments in the design, development, and analysis of the influence of external magnetic-field on gas-metal arc welding of non-ferrous alloys: review on optimization of arc-structure to enhance the morphology, and mechanical properties of welded joints for automotive applications / P. Sharma, S. Chattopadhyaya, N. Singh, A. Kumar, S. Sharma, C. Li, V. Kumar, S. Wojciechowski, G. Krolczyk, S.M. Eldin // Heliyon. -2022. - Vol. 8 (12). - P. e11812. - DOI: 10.1016/j.heliyon.2022.e11812.

12. The effect of applying magnetic fields during welding AISI-304 stainless steel on stress corrosion cracking / F.F. Curiel, R. García, V.H. López, M.A. García, A. Contreras, M.A. García // International Journal of Electrochemical Science. - 2021. - Vol. 16 (3). -P. 210338. – DOI: 10.20964/2021.03.31.

13.3D numerical study of external axial magnetic field-controlled high-current GMAW metal transfer behavior / L. Xiao, D. Fan, J. Huang, S. Tashiro, M. Tanaka // Materials. - 2020. - Vol. 13. - P. 5792. -DOI: 10.3390/ma13245792.

14. Effect of a magnetic field applied during fusion welding on the fatigue damage of 2205 duplex stainless steel joints / J. Rosado-Carrasco, U. Krupp, V. López, A. Giertler, M. Garcia-Rentería, J. González-Sánchez // International Journal of Fatigue. - 2018. - Vol. 121. -DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2018.12.022.

15. Размышляев А.Д., Агеева М.В. Влияние поперечного магнитного поля на структуру металла шва при электродуговой сварке стали 12Х18Н9Т // Ин-

новационные технологии в машиностроении: сборник трудов IX Международной научно-практической конференции, Юрга, 24–26 мая 2018 г. – Юрга: Издво ТПУ, 2018. – С. 8–11.

16. Размышляев А.Д., Ярмонов С.В., Выдмыш П.А. Влияние частоты поперечного магнитного поля на производительность расплавления электродной проволоки при дуговой наплавке под флюсом // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки. -2014. – № 28. – C. 140–144.

17. Особенности проплавления основного металла при дуговой наплавке с воздействием поперечного магнитного поля / А.Д. Размышляев, М.В. Миронова, С.В. Ярмонов, П.А. Выдмыш // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки. -2012. – № 24. – C. 185–190.

18. Производительность расплавления электродной проволоки при дуговой наплавке под флюсом с воздействием поперечного магнитного поля / А.Д. Размышляев, М.В. Миронова, К.Г. Кузьменко, П.А. Выдмыш // Автоматическая сварка. - 2011. -№ 5 (697). – C. 48–51.

19. Effect of external magnetic field on the forming, microstructure and property of TC4 titanium alloy during the directed energy deposition arc additive manufacturing / Y. Bao, H. Sun, X. Cai, S. Lin, C. Chen // Crystals. - 2023. - Vol. 13 (2). - P. 235. - DOI: 10.3390/ cryst13020235.

20. Preparation and characterization of CMT wire arc additive manufacturing Al-5%Mg alloy depositions through assisted longitudinal magnetic field / Y. Hu, F. Chen, S. Cao, Y. Fan, R. Xie // Journal of Manufacturing Processes. - 2023. - Vol. 101. - P. 576-588. -DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.05.104.

21. Effect of auxiliary longitudinal magnetic field on overlapping deposition of wire arc additive manufacturing / Z. Shan, Y. Wang, H. Song, J. Huang, Z. Haiou, X. Chen, C. Huang, R. Li // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. -2023. - Vol. 125. - P. 1383-1401. - DOI: 10.1007/ s00170-022-10609-1.

22. Effect of external magnetic field on morphology and microstructure of wire arc additive manufacture / H. Zhao, Y. Li, Y. Sun, Z. Dong, H. Liu, A. Babkin, Y. Chang // Journal of Materials Science. -2022. - Vol. 58. - P. 1769-1782. - DOI: 10.21203/ rs.3.rs-1234284/v1.

23. Comparative investigation of wire arc additive manufacturing of Al-5%Mg alloy with and without external alternating magnetic field / W. Zhao, Y. Zhao, X. Zhang, J. Chen, W. Ou // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. - 2022. -



ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

Vol. 119. – P. 2571–2587. – DOI: 10.1007/s00170-021-08466-5.

24. Effect of magnetic field on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy fabricated by wire arc additive manufacturing / Y. Wang, X. Chen, Q. Shen, C. Su, Y. Zhang, S. Jayalakshmi, A. Singh // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 64. – P. 10–19. – DOI: 10.1016/j. jmapro.2021.01.008. 25. Effect of the metal transfer mode on the symmetry of bead geometry in WAAM aluminum / F. Veiga, A. Suarez, E. Aldalur, T. Bhujangrao // Symmetry. – 2021. – Vol. 13. – P. 1245. – DOI: 10.3390/sym13071245.

26. Бабенко Э.Г. Технологические процессы сварки, наплавки, обработки сплавов резанием и давлением. – Хабаровск: Изд-во ДВГУПС, 2011. – 105 с.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2024 vol. 26 no. 1 pp. 6–21 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-6-21

DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-6-21

Obrabotka metallov -Metal Working and Material Science

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

Investigation of changes in geometrical parameters of GMAW surfaced specimens under the influence of longitudinal magnetic field on electric arc

Vadim Kuts^a, Alexey Oleshitsky^b, Alexander Grechukhin^{c,*}, Igor Grigorov^d

Southwest State University, 94, 50 let Oktyabrya str., Kursk, 305040, Russian Federation

^{*a*} https://orcid.org/0000-0002-3244-1359, kuc-vadim@yandex.ru; ^{*b*} https://orcid.org/0000-0002-1097-8323, oav46@yandex.ru; ^{*c*} https://orcid.org/0000-0003-2037-6905, agrechuhin@mail.ru; ^{*d*} https://orcid.org/0000-0001-6207-8194, grighorov.ighor@mail.ru;

ARTICLE INFO

ABSTRACT

Article history: Received: 28 November 2023 Revised: 07 December 2023 Accepted: 28 December 2023 Available online: 15 March 2024

Keywords: Electric arc Additive technologies Surfacing Deviation Geometric parameters Magnetic field

Funding

The work was carried out within the framework of the implementation of the development program of FGBOU VO "Southwestern State University" of the project "Priority 2030".

Introduction. The paper presents the results of research of additive manufacturing process by electric arc with axial feeding of steel filler wire in protective gas environment (GMAW technology) with additional influence of external longitudinal magnetic field on electric arc. Purpose of work: an experimental study of the effect of a longitudinal magnetic field during additive manufacturing by an electric arc with axial feed of filler wire made of structural steels in a shielding gas environment on the change in the geometrical characteristics of the layers being surfaced. Research Methods. The manufacturing of specimens was carried out on a 5-axis additive machine based on a CNC machine. Surfacing was carried out in the following modes: voltage 17.5 V; current 55-65 A; wire diameter 1.2 mm; wire material Sv-08G2S; wire feed rate 2,267 mm/min; approximate roll diameter 3.0 mm; roll length 50 mm; number of wires per one roll 312.5 mm; number of layers when surfacing the wall 5; magnet operation mode: alternating current with frequency 50 Hz, voltage 30 V; measured magnetic induction 5.7 mTl; initial height of the magnet above the substrate 10 mm; electrode stickout 10 mm; shielding gas: welding mixture CO,-Ar; gas pressure (flow rate) 0.15 MPa. Results and discussion. The conducted experimental study showed that the effect of longitudinal magnetic field had a statistically significant effect on the change in the dimensions of the singular, namely an increase in the width of the layers being surfaced by 34.1 %, with a calculated significance index close to zero, and a decrease in height by 20.2 %, with a calculated significance index equal to 2.7×10^{-5} . The effect of longitudinal magnetic field had a statistically significant effect on the change of the overall dimensions of the specimens consisting of five layers, namely, the width of the specimens increased by 11.2 % with a calculated significance index of 4.3×10^{-3} , and the height of the specimens decreased by 10.3 % with a calculated significance index of 6.3×10⁻⁵. The effect of longitudinal magnetic field had no statistically significant effect on the change of the vertical deviation from straightness for the side walls of the specimens, with a calculated significance index of 0.3277, and had no statistically significant effect on the change of the error of the width of the walls of the specimens, with a significance index of 0.098.

For citation: Kuts V.V., Oleshitsky A.V., Grechukhin A.N., Grigorov I.Y. Investigation of changes in geometrical parameters of GMAW surfaced specimens under the influence of longitudinal magnetic field on electric arc. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 6–21. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-6-21. (In Russian).

References

1. Kurakin A.I., Strukov I.G., Skoblikov Ya.P., Karpov V.M., Efimov E.I. Prognozirovanie geometrii sloya pri dugovom additivnom proizvodstve P-GMAW iz alyuminievykh splavov [Prediction of bead layer geometry in P-GMAW wire arc additive manufacturing of aluminium alloys]. *Morskie intellektual'nye tekhnologii = Marine Intellectual Technologies*, 2023, no. 2-1 (60), pp. 245–252. DOI: 10.37220/MIT.2023.60.2.030.

2. Oskolkov A.A., Matveev E.V., Bezukladnikov I.I., Trushnikov D.N., Krotova E.L. Peredovye tekhnologii additivnogo proizvodstva metallicheskikh izdelii [Advanced technologies for additive manufacturing of metal product]. Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie,

* Corresponding author

Southwest State University,

Grechukhin Alexander N., Ph.D. (Engineering), Associate Professor

^{94, 50} let Oktyabrya str., 305040, Kursk, Russian Federation

Tel.: +7 (47122) 2-26-69, **e-mail:** agrechuhin@mail.ru

OBRABOTKA METALLOV

materialovedenie = *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 90–105. DOI: 10.15593/2224-9877/2018.3.11.

3. Jatmoko, Hanifah A., Pratama M.A., Rohimsyah F.M. Study of the effect GMAW and SMAW welding combination with WAAM method. *SPECTA Journal of Technology*, 2023, vol. 7 (2), pp. 549–555. DOI: 10.35718/ specta.v7i2.938.

4. Jafari D., Vaneker T., Gibson I. Wire and arc additive manufacturing: opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts. *Materials & Design*, 2021, vol. 202, p. 109471. DOI: 10.1016/j. matdes.2021.109471.

5. Henckell P., Gierth M., Ali Y., Reimann J., Bergmann J.P. Reduction of energy input in wire arc additive manufacturing (WAAM) with gas metal arc welding (GMAW). *Materials*, 2020, vol. 13 (11), p. 2491. DOI: 10.3390/ma13112491.

6. Razmyshlyaev A.D., Ageeva M.V., Lavrova E.V. Izmel'chenie struktury metalla pri dugovoi naplavke pod vozdeistviem prodol'nogo magnitnogo polya [Refinement of metal structure in arc surfacing under the effect of longitudinal magnetic field]. *Avtomaticheskaya svarka = Automatic Welding*, 2019, no. 2, pp. 25–28. DOI: 10.15407/ as2019.02.03. (In Russian).

7. Razmyshljaev A.D., Mironova M.V., Leshchenko A.I. Povyshenie kachestva stykovykh soedinenii pri dugovoi svarke v prodol'nom magnitnom pole [Quality increase of butt joints at arc welding in longitudinal magnetic field]. *Vestnik Priazovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki = Bulletin of the Azov State Technical University. Series: Technical Sciences*, 2012, no. 24, pp. 190–196.

8. Mironova M.V. Vliyanie induktsii prodol'nogo magnitnogo polya na proplavlenie osnovnogo metalla pri dugovoi naplavke [Influence of longitudinal magnetic field induction on the base metal penetration at arc surfacing]. *Vestnik Priazovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki = Bulletin of the Azov State Technical University. Series: Technical Sciences*, 2012, no. 25, pp. 141–146.

9. Chernykh A.V. Osobennosti plavleniya i dvizheniya elektrodnogo metalla pri dugovoi svarke vo vneshnem postoyannom prodol'nom magnitnom pole [Pecularities of melting and movement of electrode metal at arc welding in external constant longitudinal magnetic field]. *Nauchnyi vestnik Voronezhskogo gosudarstvennogo arkhitekturno-stroitel'nogo universiteta. Stroitel'stvo i arkhitektura = Scientific Herald of the Voronezh State University of Architecture and Civil Engineering. Construction and Architecture, 2012, no. 4 (28), pp. 103–113.*

10. Razmyshlyaev A.D., Deli A.A., Mironova M.V. Vliyanie prodol'nogo magnitnogo polya na proizvoditel'nost' rasplavleniya provoloki pri elektrodugovoi naplavke pod flyusom [The effect of a longitudinal magnetic field on the melting performance of wire during submerged arc welding]. *Avtomaticheskaya svarka = Automatic Welding*, 2007, no. 6 (650), pp. 31–35.

11. Sharma P., Chattopadhyaya S., Singh N., Kumar A., Sharma S., Li C., Kumar V., Wojciechowski S., Krolczyk G., Eldin S.M. Recent developments in the design, development, and analysis of the influence of external magnetic-field on gas-metal arc welding of non-ferrous alloys: review on optimization of arc-structure to enhance the morphology, and mechanical properties of welded joints for automotive applications. *Heliyon*, 2022, vol. 8 (12), p. e11812. DOI: 10.1016/j.heliyon.2022.e11812.

12. Curiel F.F., García R., López V.H., García M.A., Contreras A., García M.A. The effect of applying magnetic fields during welding AISI-304 stainless steel on stress corrosion cracking. *International Journal of Electrochemical Science*, 2021, vol. 16 (3), p. 210338. DOI: 10.20964/2021.03.31.

13. Xiao L., Fan D., Huang J., Tashiro S., Tanaka M. 3D numerical study of external axial magnetic field-controlled high-current GMAW metal transfer behavior. *Materials*, 2020, vol. 13, p. 5792. DOI: 10.3390/ma13245792.

14. Rosado-Carrasco J., Krupp U., López V., Giertler A., Garcia-Rentería M., González-Sánchez J. Effect of a magnetic field applied during fusion welding on the fatigue damage of 2205 duplex stainless steel joints. *International Journal of Fatigue*, 2018, vol. 121. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2018.12.022.

15. Razmyshlyaev A.D., Ageeva M.V. [The effect of a transverse magnetic field on the structure of the seam metal during electric arc welding of steel 12X18H9T]. *Innovatsionnye tekhnologii v mashinostroenii* [Innovative technologies in mechanical engineering]. Proceedings of the IX International scientific and practical conference, Yurga, 24–26 May 2018. Tomsk, TPU Publ., 2018, pp. 8–11. (In Russian).

16. Razmyshlyaev A.D., Yarmonov S.V., Vydmysh P.A. Vliyanie chastoty poperechnogo magnitnogo polya na proizvoditel'nost' rasplavleniya elektrodnoi provoloki pri dugovoi naplavke pod flyusom [The effect of the frequency of the transverse magnetic field on the melting performance of the electrode wire during submerged arc welding]. *Vestnik Priazovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki = Bulletin of the Azov State Technical University. Series: Technical Sciences*, 2014, no. 28, pp. 140–144.

TECHNOLOGY

CM

17. Razmyshlyaev A.D., Mironova M.V., Yarmonov S.V., Vydmysh P.A. Osobennosti proplavleniya osnovnogo metalla pri dugovoi naplavke s vozdeistviem poperechnogo magnitnogo polya [Features of the penetration of the base metal during arc welding under the influence of a transverse magnetic field]. *Vestnik Priazovskogo gosudarst-vennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki = Bulletin of the Azov State Technical University. Series: Technical Sciences*, 2012, no. 24, pp. 185–190.

18. Razmyshlyaev A.D., Mironova M.V, Kuz'menko K.G., Vydmysh P.A. Proizvoditel'nost' rasplavleniya elektrodnoi provoloki pri dugovoi naplavke pod flyusom s vozdeistviem poperechnogo magnitnogo polya [Efficiency of melting of electrode wire in submerged-arc surfacing with influence of transverse magnetic field]. *Avtomaticheskaya svarka* = *Automatic Welding*, 2011, no. 5 (697), pp. 48–51. (In Russian).

19. Bao Y., Sun H., Cai X., Lin S., Chen C. Effect of external magnetic field on the forming, microstructure and property of TC4 titanium alloy during the directed energy deposition arc additive manufacturing. *Crystals*, 2023, vol. 13 (2), p. 235. DOI: 10.3390/cryst13020235.

20. Hu Y., Chen F., Cao S., Fan Y., Xie R. Preparation and characterization of CMT wire arc additive manufacturing Al-5%Mg alloy depositions through assisted longitudinal magnetic field. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, vol. 101, pp. 576–588. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.05.104.

21. Shan Z., Wang Y., Song H., Huang J., Haiou Z., Chen X., Huang C., Li R. Effect of auxiliary longitudinal magnetic field on overlapping deposition of wire arc additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 125, pp. 1383–1401. DOI: 10.1007/s00170-022-10609-1.

22. Zhao H., Li Y., Sun Y., Dong Z., Liu H., Babkin A., Chang Y. Effect of external magnetic field on morphology and microstructure of wire arc additive manufacture. *Journal of Materials Science*, 2022, vol. 58, pp. 1769–1782. DOI: 10.21203/rs.3.rs-1234284/v1.

23. Zhao W., Zhao Y., Zhang X., Chen J., Ou W. Comparative investigation of wire arc additive manufacturing of Al-5%Mg alloy with and without external alternating magnetic field. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 119, pp. 2571–2587. DOI: 10.1007/s00170-021-08466-5.

24. Wang Y., Chen X., Shen Q., Su C., Zhang Y., Jayalakshmi S., Singh A. Effect of magnetic field on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy fabricated by wire arc additive manufacturing. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 64, pp. 10–19. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.01.008.

25. Veiga F., Suarez A., Aldalur E., Bhujangrao T. Effect of the metal transfer mode on the symmetry of bead geometry in WAAM aluminum. *Symmetry*, 2021, vol. 13, p. 1245. DOI: 10.3390/sym13071245.

26. Babenko E.G. *Tekhnologicheskie protsessy svarki, naplavki, obrabotki splavov rezaniem i davleniem* [Technological processes of welding, surfacing, processing of alloys by cutting and pressure]. Khabarovsk, FESTU Publ., 2011. 105 p.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2024 Том 26 № 1 с. 22–37 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-22-37

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Оптимизация режимов селективного лазерного плавления порошковой композиции системы AlSiMg

Наталья Сапрыкина^{1, a, *}, Валентина Чебодаева^{2, b}, Александр Сапрыкин^{1, c}, Юрий Шаркеев^{2, d}, Егор Ибрагимов^{1, e}, Таисия Гусева^{1, f}

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

² Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

https://orcid.org/0000-0002-6391-6345	Saprikina@tpu.ru;	^b https://orcid.org/0000-0002-1980-3941,	🗢 vtina5@mail.ru
---------------------------------------	-------------------	---	------------------

c https://orcid.org/0000-0002-6518-1792, Sapraa@tpu.ru; d https://orcid.org/0000-0001-5037-245X, Sapraa@tpu.ru;

^e https://orcid.org/0000-0002-5499-3891, 😋 egor83rus@tpu.ru; ^f https://orcid.org/0000-0002-3285-1673, 😂 tsh2@tpu.ru

АННОТАЦИЯ

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.78

История статьи: Поступила: 05 ноября 2023 Рецензирование: 24 ноября 2023 Принята к печати: 28 декабря 2023 Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова: Селективное лазерное плавление Металлический порошок Пористость Режимы селективного лазерного плавления Микротвердость Энерговклад Сплав системы алюминий-кремниймагний

Финансирование Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01491, https://rscf.ru/ project/22-29-01491/

Благодарности

Авторы выражают благодарность к.т.н. М.А. Химич за помощь в проведении исследований. В работе применялось оборудование ЦКП НМНТ ТПУ. порошковые системы на основе алюминия. Работы ученых направлены на всесторонние исследования получения порошков, оптимизацию условий для получения сплава и формирования трехмерных образцов с минимальной пористостью и отсутствием растрескивания в процессе селективного лазерного плавления. Целью данной работы является синтез композитного порошка околосферической формы AlSiMg (Al - 91 масс.%, Si - 8 масс.%, Mg - 1 масс.%) из порошков алюминия ПА-4 (ГОСТ 6058–22), кремния (ГОСТ 2169–69) и магния МПФ-4 (ГОСТ 6001-79), изначально не предназначенных для технологии селективного лазерного плавления, и оптимизация режимов селективного лазерного плавления для получения сплава и формирования трехмерных образцов с минимальной пористостью и отсутствием растрескивания. Для создания порошковой композиции методом ситового анализа были отобраны порошки размером от 20 до 64 мкм и подвержены механическому перемешиванию в шаровой мельнице в защитной среде аргона в течение одного часа. Методами исследования являются методы рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, просвечивающей электронной микроскопии, а также механические испытания микротвердости. Исследования порошковой композиции после механического перемешивания показали, что смешанный порошок алюминия, кремния и магния представляет собой конгломераты из сферических частиц овальной и неправильной формы. Результаты и обсуждения. Оптимальными режимами для получения образца с минимальной

Введение. В настоящее время для аддитивного производства разрабатываются новые

пористостью 0,03 % и микротвердостью 1291 МПа являются режимы селективного лазерного плавления: P = 90 Вт, V = 225 мм/с, S = 0,08 мм, h = 0,025 мм. Проведенное исследование показывает возможность синтеза изделий из металлических порошков, не приспособленных к обработке методом селективного лазерного плавления, и получения сплава с новыми механическими свойствами в процессе лазерного воздействия.

Для цитирования: Оптимизация режимов селективного лазерного плавления порошковой композиции системы AlSiMg / H.A. Сапрыкина, В.В. Чебодаева, А.А. Сапрыкин, Ю.П. Шаркеев, Е.А. Ибрагимов, Т.С. Гусева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 22–37. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-22-37.

*Адрес для переписки

22

Сапрыкина Наталья Анатольевна, к.т.н., доцент Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, 634050, г. Томск, Россия Тел.: +7 923 49-72-483, e-mail: saprikina@tpu.ru

Введение

Сплавы на основе алюминия благодаря своему легкому весу, прочности, пластичности и хорошей коррозионной стойкости широко применяются во многих отраслях машиностроения [1, 2].

Алюминий почти в три раза легче стали и является третьим по распространенности элементом на Земле. Традиционными способами получения деталей из алюминиевых сплавов являются литье под давлением, в кокиль и песчано-глинистые формы [2].

В последние годы аддитивные технологии (АТ) совершают революцию в обрабатывающей промышленности, позволяя изготавливать детали сложной геометрической формы непосредственно из трехмерного чертежа [3, 4]. Программное обеспечение рассекает 3D-объект на слои толщиной от 20 до 100 мкм, в то время как лазер сплавляет их слой за слоем, двигаясь по заданной траектории. Наиболее распространенной технологией послойного получения деталей из металлических порошков является технология селективного лазерного плавления (СЛП, SLM).

Анализ литературы показывает, что этим методом получены сплавы на основе железа, титана, кобальта и никеля с механическими свойствами намного выше, чем у сплавов, изготовленных традиционными методами [5, 6]. В сплавах на основе алюминия, полученных по технологии СЛП, легко образуются структурные дефекты, которые приводят к возникновению сильного растрескивания. Ученые предлагают различные способы для их устранения. В исследовании [7] растрескивание предотвращено за счет снижения скорости охлаждения во время процесса СЛП и уменьшения теплопередачи от деталей к платформе. Koutny et al. [8] исследовали влияние параметров процесса СЛП (мощности лазера, скорости сканирования, стратегии сканирования и нагрева платформы) на относительную плотность и механические свойства образцов, полученных из сплава 2618 (сплав AlCuMnMgAg) [3]. В процессе эксперимента из-за высокой разницы температур во время затвердевания между твердой и жидкой фазами образцов наблюдалось образование трещин. Уменьшение теплового градиента за счет построения опорных элементов приводит к снижению количества трещин. Нагрев платформы до 400 °С и более низкая скорость сканирования не могли улучшить качество образцов и вызывали газовую пористость. В исследовании Reschetnik et al. сказано о низких механических свойствах деталей из сплава 7075 (AlZn5,5MgCu), изготовленных методом SLM [9]. Причиной пониженных механических свойств являются растрескивания, которые возникают при затвердевании. Авторами было предложено изменить режимы плавления (мощность лазера, шаг сканирования и скорость сканирования) и последующую термообработку для улучшения механических свойств.

В настоящее время разрабатываются новые системы на основе алюминия специально для аддитивного производства. В статье [10] решили проблему растрескивания образцов из алюминиевого сплава 6061 (AlMgSiFeCuMnCrZnTi) путем введения в сплав оксида циркония как центров кристаллизации. В литературе также описано, что легкий элемент магний значительно повышает прочность алюминиевой матрицы за счет механизма твердого упрочнения, в то время как скандий повышает прочность алюминиевой матрицы за счет измельчения зерна [11, 12].

Учитывая значительный рост количества алюминиевых порошков, используемых в аддитивном производстве, Алюминиевая ассоциация разработала систему регистрации алюминиевых сплавов, известную как Purple Sheets [13]. На сегодняшний день цены на коммерчески доступные порошки алюминиевых сплавов для СЛП находятся в диапазоне 40-80 долл. США за 1 кг, для сплавов AlSiMg – до 200 долл. США за 1 кг. Качество и сферическая форма порошка также влияют на цену: порошки, полученные плазменным распылением, обычно стоят дороже, чем порошки, распыленные газом [14, 15]. Изза этого в настоящее время стоимость деталей, полученных методом СЛП, гораздо выше, чем изготовленных традиционными способами. Для снижения стоимости изделий и экономии материала не сплавленный порошок можно применять повторно [14, 15], хотя вторично используемые порошки включают в себя сажу, продукты горения и окисления, что приводит к ухудшению механических свойств деталей [14, 16].

Растущее количество сплавов, в настоящее время зарегистрированных в Purple Sheets [13], свидетельствует о том, что существует спрос на

CM

широкий спектр алюминиевых сплавов для аддитивного производства.

Отмечается, что оптимальные параметры обработки особенно важны для широкого применения в промышленности алюминиевых сплавов, полученных методом СЛП [17]. Это происходит главным образом потому, что порошок алюминия обладает высокой отражательной способностью и высокой теплопроводностью, что снижает лазерное поглощение порошка [18, 19]. Кроме того, образование оксидных слоев на ванне расплава способствует образованию пористости [16]. Наличие пор и дефектов в деталях, изготовленных методом SLM, обычно ухудшает механические свойства изделий.

Целью настоящей работы является синтез композитного порошка околосферической формы AlSiMg (Al – 91 масс.%, Si – 8 масс.%, Mg – 1 масс.%) из порошков алюминия ПА-4 (ГОСТ 6058–22), кремния (ГОСТ 2169–69) и магния МПФ-4 (ГОСТ 6001–79), изначально не предназначенных для технологии селективного лазерного плавления, и оптимизация режимов селективного лазерного плавления для получения сплава и формирования трехмерных образцов с минимальной пористостью и отсутствием растрескивания [20]. Для достижения поставленной цели необходимо решение следующих задач: получение порошковой композиции из смеси однокомпонентных порошков с чаТЕХНОЛОГИЯ

стицами околосферической формы; определение структурного и фазового состава полученной композиции порошков методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа; формирование образцов посредством технологии селективного лазерного плавления; определение оптимальной плотности энергии для обеспечения минимальной пористости образцов; выполнение отжига образцов; определение микротвердости образцов до и после отжига; исследование структурно-фазового состава образца методом просвечивающей микроскопии.

Методика исследований

Для получения порошковой композиции AlSiMg однокомпонентные порошки алюминия, кремния и магния были подвержены ситовому анализу. Частицы размером 20–64 мкм являются оптимальными для технологии селективного лазерного плавления. Распределение фракционного состава порошка алюминия ПА-4 представлено на рис. 1.

Рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ выполнен на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 («Буревестник», Россия). Сканирующая электронная микроскопия проведена на растровом электронном микроскопе LEO EVO в ЦКП «Нанотех» [20].





Образцы размером 10×10×2 мм изготовлены на 3D-принтере ВАРИСКАФ-100MBC, который оснащен иттербиевым волоконным лазером мощностью 100 Вт. В качестве первого изменяемого фактора СЛП была выбрана скорость сканирования (V) 225, 250, 275, 300 мм/с, второго – шаг сканирования (S) 0,09, 0,08, 0,07 мм. Мощность непрерывного лазерного излучения (Р) составляла 90 Вт, толщина слоя порошка (h) - 0,025 мм, в качестве защитной среды использовался аргон, температура рабочего стола в начале цикла СЛП составляла +25 °С. Затем образцы были подвергнуты шлифованию и полированию на алмазных пастах со снятием верхнего слоя около 400 мкм. Пористость определялась как средняя по девяти оптическим изображениям поверхности шлифа. Отжиг образцов осуществлялся при температуре 400 °С в течение 5 ч.

Испытание микротвердости полированных образцов проводили на установке модели Duramin 5 с приложенной нагрузкой 50 г и временем выдержки 10 с. Для достижения средних показаний был выбран режим измерения по 10 точкам в продольном и поперечном сечениях.

Исследования структурно-фазового состояния образца выполнены на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100.

Результаты и обсуждения

Порошки с размером частиц 20–64 мкм были соединены в весовой пропорции A1 – 91 масс.%, Si – 8 масс.%, Mg – 1 масс.%, а затем подвержены перемешиванию в шаровой мельнице в течение одного часа в защитной среде аргона для предотвращения формирования оксидов и нежелательного влияния кислорода на структуру и фазовый состав получаемого порошка [20]. Поисковые эксперименты показали, что время механического легирования, равное 40 и 50 мин, недостаточно для получения околосферической формы. Поэтому все дальнейшие исследования проведены с порошковой композицией, подвергнутой часовой активации.

Ниже приводится краткое описание результатов при работе с рентгеновскими дифрактограммами образцов порошка AlSiMg, который был получен механическим перемешиванием в шаровой мельнице, работающей по принципу «пьяная бочка», в течение одного часа.

Рентгеновская дифракция показывает идентификацию фаз алюминия, кремния и магния (рис. 2). Установлен фазовый состав алюминия – 91 %, кремния – 8 % и магния – 1 %.

Растровые электронные изображения перемешанного порошка алюминия, кремния и магния приведены на рис. 3. Порошковая ком-



Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма образца порошка AlSiMg, полученного перемешиванием в течение одного часа



Ģ



Рис. 3. РЭМ-изображения (*a*) и карты распределения элементов Al (*б*), Si (*в*), Mg (*г*) после одного часа механоактивации

Fig. 3. SEM images (*a*) and distribution maps of the elements *Al* (*b*), *Si* (*b*), *Mg* (*c*) after 1 hour of mechanical activation

позиция представляет собой конгломераты из частиц околосферической формы и сателлитов неправильной формы с размером частиц от 1 до 170 мкм (рис. 3, *a*). Элементный состав частиц: алюминий (90,3 масс.%), кремний (8,4 масс.%) и магний (1,3 масс.%).

Увеличенное изображение на рис. 3, *а* показывает частицы порошка преимущественно с гладкой поверхностью, мелкозернистой структурой и некоторыми мелкими сателлитными порошками, частично приплавленными к поверхности более крупных частиц. Метод картирования позволил определить равномерное распределение частиц порошка алюминия в виде крупных и мелких конгломератов по всему объему смеси (рис. 3, δ). Из анализа карты распределения сделан вывод, что алюминий имеет наибольшую долю в смеси порошков. Порошок кремния распределен по объему порошковой смеси неоднородно и представляет собой отдельные мелкие частицы размером от 5 до 20 мкм, а также представлен в виде налета более мелких частиц на поверхности алюминия. Кремния в объеме порошковой смеси представлено наименьшее количество, что видно на соответствующей карте распределения (рис. 3, *г*).

Кроме того, указанный факт подтверждает проведённый элементный энергодисперсионный микроанализ. Содержание магния в объеме порошковой смеси не превышает 1,3 масс.% и 1,5 ат.%. При этом алюминия в составе порошка 90,3 масс.% и 90,8 ат.%, а кремния – 8,4 масс.% и 7,7 ат.%.

Получение образцов из композитного порошка реализовано на установке ВАРИСКАФ-100МВС. По результатам поисковых экспериментов для дальнейшего исследования были выбраны следующие изменяемые параметры режима: скорость сканирования 225, 250, 275, 300 мм/с с шагом сканирования 0,09, 0,08, 0,07 мм при неизменных параметрах мощности непрерывного лазерного излучения 90 Вт, толщины слоя порошка 0,025 мм; защитная среда – аргон, температура рабочего стола в начале цикла СЛП составляла +25 °С. Были изготовлены образцы размером 10×10×2 мм. При скорости сканирования 300 мм/с поверхность образцов показала увеличение пористости, поэтому при 350 мм/с эксперименты не проводились.

В таблице представлены фотографии структуры образца с минимальной пористостью 0,03 %, который изготовлен на следующих режимах СЛП: P = 90 Вт; V = 225 мм/с; S = 0,08 мм; h = 0,025 мм; t = 25 С°. Пористость находилась как среднее значение девяти измерений.

Значения пористости, определенные по фотографии структуры образца, полученного методом СЛП из композиции порошков на режимах СЛП: P = 90 Вт; V = 225 мм/с; S = 0.08 мм; h = 0.025 мм; t = 25 °C

Porosity values determined from a photograph of the structure of a specimen obtained by *SLM* from a composition of powders in *SLM* modes: P = 90 W; V = 225 mm/s; S = 0.08 mm; h = 0.025 mm; t = 25 °C



Аналогично определена пористость при скорости перемещения лазера V = 250, 275, 300 мм/с.

На рис. 4 показаны зависимости пористости образцов от скорости и шага сканирования, полученные на следующих режимах СЛП: P = 90 Вт; h = 0.025 мм; t = 25 С°.



Рис. 4. График зависимости среднего значения пористости от скорости и шага сканирования образцов, полученных на режимах СЛП:

$$P = 90$$
 BT; $h = 0.025$ MM; $t = 25$ C°

Fig. 4. Plot of the dependence of the average porosity value against the scanning speed and step of specimens obtained in *SLM* modes:

P = 90 W; h = 0.025 mm; t = 25 °C

На рис. 5 представлены РЭМ-изображения и элементное картирование образцов, полученных из смешанных порошков алюминия, магния и кремния. По картам распределения алюминия, магния и кремния видно, что элементы в матрице распределены однородно по всей поверхности образцов.

В результате исследования элементного состава было выявлено, что элементы в образце распределены следующим образом: алюминий – 90,5 масс.% и 91 ат.%; кремний – 7,8 масс.% и 8 ат.%; магний – 1,7 масс.% и 1 ат.%.

Анализ проведенных исследований показывает, что перемешивание порошков в процессе механоактивации способствует созданию объемных образцов методом лазерного селективного сплавления с однородным распределением элементов порошка (алюминий, кремний и магний). На рис. 6 представлены результаты испытаний микротвердости, измеренной по десяти точкам в продольном и поперечном сечении образца, которые показывают, что образец имеет среднее значение микротвердости в продольном сечении 1291 МПа, а в поперечном сечении 1243 МПа. Отклонения значений не превышают 5 %.

Для снижения остаточных напряжений подобраны режимы и выполнен отжиг образцов при температуре 400 °C в течение 5 ч.

РЭМ-изображения образцов после отжига показывают, что поверхность характеризуется однородной морфологией без видимых дефектов (рис. 7). Отжиг образцов приводит к уплотнению структуры поверхности образцов.

На рис. 8 приведены РЭМ-изображения и карты распределения элементов (Al, Mg, Si) образцов, полученных после отжига. Алюминий и магний во всех образцах распределены однородно. При этом кремний в образцах распределен в виде мелких частиц с размером менее 5 мкм.

Элементный состав показал, что элементы в образце распределены следующим образом: алюминий – 88,6 масс.% и 88,2 ат.%; кремний – 9,9 масс.% и 9,5 ат.%; магний – 1,5 масс.% и 2,3 ат.%.

Определение микротвердости образца после отжига показало значение 722 МПа в продольном сечении и 710 МПа в поперечном сечении. Уменьшение микротвердости почти в два раза при термообработке строго зависит от микроструктурных изменений. Во всех рассмотренных работах отмечается снижение прочности после термообработки, которое становится более интенсивным с увеличением температуры или продолжительности термообработки. Эти изменения механического поведения совершенно непосредственно следуют из постепенного уменьшения пересыщения матрицы α-Al, разрыва сетки Si и непрерывного роста относительно крупных частиц Si.

Исследования структурно-фазового состояния образца выполнены на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100, они показали, что исследуемый образец имеет зеренную структуру, как видно на рис. 9. На исследуемом образце в области, доступной для исследования, при используемых увеличениях микроскопические поры не выявляются.

CM



Puc. 5. РЭМ-изображения поверхности образца (*a*), сформированного методом СЛС из порошка AlSiMg, и карты распределения элементов Al (*б*), Si (B), Mg (*г*)
 Fig. 5. SEM images of the surface of the specimen (*a*), formed by *SLS* from *AlSiMg* powder











ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

а б *Puc.* 7. РЭМ-изображения образцов до отжига (*a*) и после отжига (б) *Fig.* 7. *SEM* images of specimens before annealing (*a*), after annealing (б)



Puc. 8. РЭМ-изображения и карты распределения элементов (Al, Mg, Si) образцов после отжига *Fig. 8. SEM* images and distribution maps of elements (*Al, Mg, Si*) of specimens after annealing

CM





Рис. 9. Светлопольные изображения на различных участках образца Fig. 9. Light-field images on various parts of the specimen

Настоящая работа показала, что для селективного лазерного плавления можно использовать предварительно подготовленные порошковые материалы не сферической фор-Экспериментально доказано формиромы. вание трехмерных образцов с минимальной пористостью и отсутствием растрескивания методом СЛП из порошков алюминия ПА-4 (ГОСТ 6058-22), кремния (ГОСТ 2169-69) и магния МПФ-4 (ГОСТ 6001-79), изначально не предназначенных для технологии селективного лазерного плавления, при определенных режимах. Сплав AlSiMg хорошо обрабатывается с помощью СЛП в пределах установленных режимов обработки, где построенные образцы могут достигать плотности материала более 99,7 % без растрескивания при затвердевании или крупных металлургических дефектов.

При взаимодействии лазера с порошковой композицией в процессе быстрого расплавления и затвердевания на поверхности образца происходит ряд сложных физических и химических явлений, таких как поглощение и рассеяние лазерной энергии, теплообмен, фазовый переход и течение расплава. Термодинамическое и кинетическое поведение ванны расплава можно изменить, регулируя параметры обработки. В работе установлены оптимальные режимы обработки: мощность лазера 90 Вт, скорость сканирования 225 мм/с, шаг сканирования 0,08 мм для изготовления изделий из порошковой композиции

с размером порошка алюминия от 20 до 64 мкм. Анализ пористости выявил область высокой консолидации без существенных металлургических дефектов. Снижение мощности лазера приводит к снижению энерговклада, что является причиной неравномерного затвердевания поверхности из-за низкой смачиваемости алюминия. Жидкой фазы недостаточно для заполнения трещин [17, 21]. Для быстрого распространения тепла и охлаждения из-за высокой теплопроводности и отражательной способности алюминия требуется высокая мощность [19]. Ее увеличение до 90 Вт и выше позволяет улучшить смачиваемость порошка и снизить динамическую вязкость расплавленного материала на основе алюминия [22]. В результате этого жидкий расплав заполняет поры и происходит уплотнение структуры, что приводит к оптимальному сплавлению.

Скорость сканирования является вторым важным параметром режима СЛП, ее повышение позволяет значительно сократить время изготовления изделия. В экспериментах с рассматриваемой порошковой композицией ее увеличение до 300 мм/с снижает воздействие лазерной энергии на обрабатываемый слой порошка и его смачиваемость, вследствие чего происходит постепенное увеличение пористости.

Назначение скорости сканирования менее 225 мм/с и мощности лазера более 90 Вт приводит к увеличению эффекта теплопроводности, но увеличивает время охлаждения; происхо-

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

дит длительное взаимодействие между лазером и металлическим порошком при низкой скорости сканирования и высокой мощности, и образовываются поры [23]. Кроме того, увеличение мощности лазера и снижение скорости сканирования повышает испарение расплавленных низкотемпературных материалов, что приводит кизменению пропорции элементов сплава, уменьшает стабильность получаемых треков сплавления и влияет на дисперсионное упрочнение [24]. В результате в конце дорожек лазерного сканирования возникают круглые поры, заполненные парами или газами [17], которые захватываются ванной расплава из-за неравновесного конвекционного потока, связанного со сверхвысокими затратами энергии.

Для образцов, построенных при оптимальных режимах из порошковой композиции с размером порошка алюминия от 20 до 64 мкм, затраты энергии лазера были достаточными для достижения полного плавления металлического порошка, что выразилось в высокой консолидации с общим уровнем пористости менее 1 %. Во всех образцах отсутствовали трещины.

Чтобы отразить совокупное влияние мощности лазера, скорости сканирования, шага сканирования и толщины слоя на плотность материала, рассчитан энерговклад E_V , который определяется по следующей формуле [25]:

$E_V = P/Vhs$,

где P — мощность лазера (Вт); V — скорость сканирования (мм/с); s — шаг сканирования (мм); h — толщина слоя порошка (мм).

Плотность энергии получения образцов из порошковой композиции на основе алюминия с частицами порошка размером 20–64 мкм с минимальной пористостью равна 200 Дж/мм³.

Заключение

Таким образом, систематически изучены условия получения порошковой композиции и режимов обработки для производства сплава AlSiMg и установлен оптимальный диапазон режима СЛП. Исследовано также влияние режима СЛП на пористость и микротвердость. Можно сделать следующие выводы.

Из металлических порошков, не приспособленных к обработке методом селективного лазерного плавления, можно получить порошковую композицию с частицами околосферической формы, рекомендуемую для работы на установках СЛП. Порошки с размером частиц 20–64 мкм были соединены в весовой пропорции A1–91 масс.%, Si–8 масс.%, Mg–1 масс.%, а затем подвержены перемешиванию в шаровой мельнице в течение одного часа в защитной среде аргона для предотвращения формирования оксидов и нежелательного влияния кислорода на структуру и фазовый состав получаемого порошка. Время механического легирования, равное 40 и 50 мин, недостаточно для получения околосферической формы.

Анализ рентгеновской дифрактограммы порошковой композиции позволил выявить идентификацию фаз алюминия, кремния и магния. Установлен фазовый состав алюминия – 91 %, кремния – 8 % и магния – 1 %.

РЭМ-изображения порошковой композиции после механического перемешивания в течение одного часа показали, что в порошке преобладают частицы околосферической формы и сателлиты неправильной формы с размером частиц от 1 до 170 мкм.

Оптимальным режимом СЛП для формирования образца с минимальной пористостью 0,03 % из сплава AlSiMg является следующий: мощность лазера 90 Вт, скорость сканирования 225 мм/с, шаг сканирования 0,08 мм, толщина слоя порошка 0,025 мм, защитная среда – аргон, температура рабочего стола в начале цикла СЛП +25 °C. Плотность энергии равна 200 Дж/мм³.

Относительная плотность материалов, производимых в таком диапазоне, превышает 99,7 %. Трещины отсутствуют.

Микротвердость готовых образцов, находится в диапазоне от 1243 до 1291 МПа.

Растровые электронные изображения и карты распределения элементов в образцах, полученных из порошков алюминия, магния и кремния, показали, что элементы распределены однородно по всей синтезируемой поверхности.

Образцы, подвергнутые отжигу при температуре 400 °C в течение 5 ч, имели более плотную структуру, при этом микротвердость снизилась почти в два раза. Необходимо дополнительно изучить оптимальные условия термообработки.

Исследования структурно-фазового состояния образца методом просвечивающей электронной микроскопии показали, что исследуемый образец имеет плотную зеренную структуру.

Список литературы

1. Bandyopadhyay A., Heer B. Additive manufacturing of multi-material structures // Materials Science and Engineering: R. - 2018. - Vol. 129. - P. 1-16. -DOI: 10.1016/j.mser.2018.04.001.

2. Additive manufacturing of metallic components process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // Progress in Materials Science. - 2018. - Vol. 92. - P. 112-224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

3. Effect of compositional changes on microstructure in additively manufactured aluminum alloy 2139 / C.A. Brice, W.A. Tayon, J.A. Newman, M.V. Kral, C. Bishop, A. Sokolova // Materials Characterization. - 2018. - Vol. 143. - P. 50-58. - DOI: 10.1016/j. matchar.2018.04.002.

4. Foteinopoulos P., Papacharalampopoulos A., Stavropoulos P. On thermal modeling of additive manufacturing processes // CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. - 2018. - Vol. 20. - P. 66-83. -DOI: 10.1016/j.cirpj.2017.09.007.

5. Influence of thermal treatment duration on structure and phase composition of additive Co-Cr-Mo alloy samples / M.A. Khimich, E.A. Ibragimov, A.I. Tolmachev, N.A. Saprykina, A.A. Saprykin, Y.P. Sharkeev // Letters on Materials. - 2022. - Vol. 12 (1). - P. 43-48. -DOI: 10.22226/2410-3535-2022-1-43-48.

6. The mechanism of forming coagulated particles in selective laser melting of cobalt-chromium-molybdenum powder / A.A. Saprykin, Y.P. Sharkeev, N.A. Saprykina, E.A. Ibragimov // Key Engineering Materials. – 2020. – Vol. 839. - P. 79-85. - DOI: 10.4028/www.scientific.net/ KEM.839.79.

7. Effects of process conditions on the mechanical behavior of aluminum wrought alloy EN AW-2219 (Al-Cu6Mn) additively manufactured by laser beam melting in powder bed / M.C.H. Karg, B. Ahuja, S. Wiesenmayer, S.V. Kuryntsev, M. Schmidt // Micromachines. - 2017. -Vol. 8 (1). – P. 11. – DOI: 10.3390/mi8010023.

8. Influence of scanning strategies on processing of aluminum alloy EN AW 2618 using selective laser melting / D. Koutny, D. Palousek, L. Pantelejev, C. Hoeller, R. Pichler, L. Tesicky, J. Kaiser // Materials. - 2018. -Vol. 11 (2). - P. 298. - DOI: 10.3390/ma11020298.

9. Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed ENAW-7075 aluminum alloy / W. Reschetnik, J.P. Brüggemann, M.E. Aydinöz, O. Grydin, K.P. Hoyer, G. Kullmer, H.A. Richard // Procedia Structural Integrity. - 2016. - Vol. 2. - P. 3040-3048. – DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.380.

10. 3D printing of high-strength aluminum alloys / J.H. Martin, B.D. Yahata, J.M. Hundley, J.A. Mayer, T. Schaedler, T.M. Pollock // Nature. – 2017. – Vol. 549. – P. 365–369. – DOI: 10.1038/nature23894.

11. Microstructure and mechanical properties of 7075 alloy with additional Si fabricated by selective laser melting / Y. Otani, Y. Kusaki, K. Itagaki, S. Sasaki // Materials Transactions. - 2019. - Vol. 60 (10). -P. 2143–2150. – DOI: 10.2320/matertrans.Y-M2019837.

12. Effect of solidification processing parameters and silicon content on the dendritic spacing and hardness in hypoeutectic Al-Si alloys / R.C. Sales, P. Felipe, K.G. Paradela, W.J.L. Garcao, A.F. Ferreira // Materials Research. - 2018. - Vol. 21 (6). - P. 8. -DOI: 10.1590/1980-5373-mr-2018-0333.

13. Smith P., Cowie J., Weritz J. Registration system for aluminum alloys used in additive manufacturing // Light Metal Age. – 2019. – Vol. 77 (4). – P. 72–75.

14. Metal powders in additive manufacturing: a review on reusability and recyclability of common titanium, nickel and aluminum alloys / P. Moghimian, T. Poirié, M. Habibnejad-Korayem, J.A. Zavala, J. Kroeger, F. Marion, F. Larouche // Additive Manufacturing. - 2021. - Vol. 43. - P. 102017. - DOI: 10.1016/ j.addma.2021.102017.

15. 3D printing of aluminium alloys: additive manufacturing of aluminium alloys using selective laser melting / N.T. Aboulkhair, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck, R. Hague // Progress in Materials Science. – 2019. – Vol. 106. – P. 100578. – DOI: 10.1016/j. pmatsci.2019.100578.

16. Influence of gas flow speed on laser plume attenuation and powder bed particle pickup in laser powder bed fusion / H. Shen, P. Rometsch, X. Wu, A. Huang // Materials Science & Engineering. - 2020. - Vol. 72. -P. 1039–1051. – DOI: 10.1007/s11837-020-04020-y.

17. Laser-based additive manufacturing of metal parts: modeling, optimization, and control of mechanical properties / ed. by L. Bian, N. Shamsaei, J.M. Usher. - Boca Raton: CRC Press, 2017. - 328 p. - (Advanced and Additive Manufacturing Series). - ISBN 9781498739986.

18. Selective laser melting of aluminum alloys / N.T. Aboulkhair, N.M. Everitt, I. Maskery, I. Ashcroft, C. Tuck // MRS Bulletin. - 2017. - Vol. 42. - P. 311-319. – DOI: 10.1557/mrs.2017.63.

19. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of prealloyed AlSi10Mg powder / L. Thijs, K. Kempen, J.P. Kruth, J. Van Humbeeck // Acta Materialia. -2013. – Vol. 61. – P. 1809–1819. – DOI: 10.1016/j. actamat.2012.11.052.

20. Синтез трехкомпонентного сплава на основе алюминия методом селективного лазерного плавления / Н.А. Сапрыкина, В.В. Чебодаева, А.А. Сапрыкин, Ю.П. Шаркеев, Е.А. Ибрагимов, Т.С. Гусева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 151–164. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-151-164.

CM



ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

21. Review of selective laser melting: materials and applications / C.Y. Yap, C.K. Chua, Z.L. Dong, Z.H. Liu, D.Q. Zhang, L.E. Loh, S.L. Sing // Applied Physics Reviews. – 2015. – Vol. 2 (4). – P. 041101. – DOI: 10.1063/1.4935926.

22. Selective laser melting of a novel Sc and Zr modified Al-6.2 Mg alloy: processing, microstructure, and properties / R. Li, M. Wang, T. Yuan, B. Song, C. Chen, K. Zhou, P. Cao // Powder Technology. – 2017. – Vol. 319. – P. 117–128. – DOI: 10.1016/j. powtec.2017.06.050.

23. Investigation on selective laser melting AlSi10Mg cellular lattice strut: molten pool morphology, surface roughness and dimensional accuracy / X. Han,

H. Zhu, X. Nie, G. Wang, X. Zeng // Materials (Basel). – 2018. – Vol. 11. – P. 392. – DOI: 10.3390/ma11030392.

ТЕХНОЛОГИЯ

24. A review of selective laser melting of aluminum alloys: processing, microstructure, property and developing trends / J. Zhang, B. Song, Q. Wei, D. Bourell, Y. Shi // Journal of Materials Science & Technology. – 2019. – Vol. 35. – P. 270–284. – DOI: 10.1016/j.jmst.2018.09.004.

25. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: process optimisation and mechanical properties development / N. Read, W. Wang, K. Essa, M.M. Attallah // Materials & Design. – 2015. – Vol. 65. – P. 417–424. – DOI: 10.1016/j.matdes.2014.09.044.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

TECHNOLOGY

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2024 vol. 26 no. 1 pp. 22–37 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-22-37



Optimization of selective laser melting modes of powder composition of the *AlSiMg* system

Natalia Saprykina^{1, a}, Valentina Chebodaeva^{2,b}, Alexandr Saprykin^{1,c}, Yurii Sharkeev^{2,d}, Egor Ibragimov^{1,e}, Taisiya Guseva^{1, f}

¹National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

² Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

- ^a https://orcid.org/0000-0002-6391-6345, 😋 saprikina@tpu.ru; ^b https://orcid.org/0000-0002-1980-3941, 😋 vtina5@mail.ru;
- ^c https://orcid.org/0000-0002-6518-1792, ^c sapraa@tpu.ru; ^d https://orcid.org/0000-0001-5037-245X, ^c sharkeev@ispms.tsc.ru;
- e https://orcid.org/0000-0002-5499-3891, 🗢 egor83rus@tpu.ru; f https://orcid.org/0000-0002-3285-1673, 🗢 tsh2@tpu.ru

ARTICLE INFO

ABSTRACT

Article history: Received: 05 November 2023 Revised: 24 November 2023 Accepted: 28 December 2023 Available online: 15 March 2024

Keywords: Selective laser melting Metal powder Porosity Selective laser melting modes Microhardness Energy input Alloy of the aluminum-silicon-magnesium system

Funding

The research was carried out at the expense of the grant of the Russian Science Foundation No. 22-29-01491, https://rscf.ru/project/22-29-01491/.

Acknowledgements

Authors would like to thank *M. A. Khimich* for her help in present study. The research was carried out using the equipment of the CSU NMNT TPU.

Introduction. New aluminum-based powder systems are currently being developed for additive manufacturing. The scientists' work is aimed at comprehensive studies of powder production, optimization of conditions for alloy production and formation of three-dimensional specimens with minimal porosity and absence of cracking during selective laser melting. The purpose of this work is the synthesis of an almost spherical Al-Si-Mg composite powder (91 wt. % Al, 8 wt. % Si, 1 wt. % Mg) from aluminum powder PA-4 (GOST 6058-22), silicon powder (GOST 2169-69) and magnesium powder MPF-4 (GOST 6001-79), which were not originally intended for selective laser melting technology. The work also provides for the optimization of selective laser melting modes to obtain an alloy and form three-dimensional specimens with minimal porosity and no cracking. To create a powder composition, powders ranging in size from 20 to 64 µm were selected by sieve analysis and subjected to mechanical mixing in a ball mill in a protective argon medium for one hour. The research methods are methods of X-ray diffraction and X-ray phase analysis, transmission electron microscopy, mechanical tests of microhardness. Studies of the powder composition after mechanical mixing showed that the mixed powder of aluminum, silicon and magnesium is a conglomerate of particles of spherical, oval and irregular shape. Results and discussions. The optimal modes for obtaining a specimen with a minimum porosity of 0.03 % and a microhardness of 1,291 MPa are selective laser melting modes: P = 90 W, V = 225 mm/s, S = 0.08 mm, h = 0.025 mm. The conducted research shows the possibility of synthesizing products from metal powders that are not adapted to processing by selective laser melting and obtaining an alloy with new mechanical properties during laser action.

For citation: Saprykina N.A., Chebodaeva V.V., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A., Guseva T.S. Optimization of selective laser melting modes of powder composition of the AlSiMg system. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 22–37. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-22-37. (In Russian).

* Corresponding author

Saprykina Natalia A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Ave., 634050, Tomsk, Russian Federation **Tel.:** +7 923 49-72-483, **e-mail:** saprikina@tpu.ru

Vol. 26 No. 1 2024
References

1. Bandyopadhyay A., Heer B. Additive manufacturing of multi-material structures. *Materials Science and Engineering: R*, 2018, vol. 129, pp. 1–16. DOI: 10.1016/j.mser.2018.04.001.

2. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

3. Brice C.A., Tayon W.A., Newman J.A., Kral M.V., Bishop C., Sokolova A. Effect of compositional changes on microstructure in additively manufactured aluminum alloy 2139. *Materials Characterization*, 2018, vol. 143, pp. 50–58. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.04.002.

4. Foteinopoulos P., Papacharalampopoulos A., Stavropoulos P. On thermal modeling of additive manufacturing processes. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2018, vol. 20, pp. 66–83. DOI: 10.1016/j. cirpj.2017.09.007.

5. Khimich M.A., Ibragimov E.A., Tolmachev A.I., Saprykina N.A., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P. Influence of thermal treatment duration on structure and phase composition of additive Co-Cr-Mo alloy samples. *Letters on Materials*, 2022, vol. 12 (1), pp. 43–48. DOI: 10.22226/2410-3535-2022-1-43-48.

6. Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Saprykina N.A., Ibragimov E.A. The mechanism of forming coagulated particles in selective laser melting of cobalt-chromium-molybdenum powder. *Key Engineering Materials*, 2020, vol. 839, pp. 79–85. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.839.79.

7. Karg M.C.H., Ahuja B., Wiesenmayer S., Kuryntsev S.V., Schmidt M. Effects of process conditions on the mechanical behavior of aluminum wrought alloy EN AW-2219 (AlCu6Mn) additively manufactured by laser beam melting in powder bed. *Micromachines*, 2017, vol. 8 (1), p. 11. DOI: 10.3390/mi8010023.

8. Koutny D., Palousek D., Pantelejev L., Hoeller C., Pichler R., Tesicky L., Kaiser J. Influence of scanning strategies on processing of aluminum alloy EN AW 2618 using selective laser melting. *Materials*, 2018, vol. 11 (2), p. 298. DOI: 10.3390/ma11020298.

9. Reschetnik W., Brüggemann J.P., Aydinöz M.E., Grydin O., Hoyer K.P., Kullmer G., Richard H.A. Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed EN AW-7075 aluminum alloy. *Procedia Structural Integrity*, 2016, vol. 2, pp. 3040–3048. DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.380.

10. Martin J.H., Yahata B.D., Hundley J.M., Mayer J.A., Schaedler T., Pollock T.M. 3D printing of high-strength aluminum alloys. *Nature*, 2017, vol. 549, pp. 365–369. DOI: 10.1038/nature23894.

11. Otani Y., Kusaki Y., Itagaki K., Sasaki S. Microstructure and mechanical properties of 7075 alloy with additional Si fabricated by selective laser melting. *Materials Transactions*, 2019, vol. 60 (10), pp. 2143–2150. DOI: 10.2320/matertrans.Y-M2019837.

12. Sales R.C., Felipe P., Paradela K.G., Garcao W.J.L., Ferreira A.F. Effect of solidification processing parameters and silicon content on the dendritic spacing and hardness in hypoeutectic Al-Si alloys. *Materials Research*, 2018, vol. 21 (6), p. 8. DOI: 10.1590/1980-5373-mr-2018-0333.

13. Smith P., Cowie J., Weritz J. Registration system for aluminum alloys used in additive manufacturing. *Light Metal Age*, 2019, vol. 77 (4), pp. 72–75.

14. Moghimian P., Poirié T., Habibnejad-Korayem M., Zavala J.A., Kroeger J., Marion F., Larouche F. Metal powders in additive manufacturing: a review on reusability and recyclability of common titanium, nickel and aluminum alloys. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 43, p. 102017. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102017.

15. Aboulkhair N.T., Simonelli M., Parry L., Ashcroft I., Tuck C., Hague R. 3D printing of aluminium alloys: additive manufacturing of aluminium alloys using selective laser melting. *Progress in Materials Science*, 2019, vol. 106, p. 100578. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2019.100578.

16. Shen H., Rometsch P., Wu X., Huang A. Influence of gas flow speed on laser plume attenuation and powder bed particle pickup in laser powder bed fusion. *Materials Science & Engineering*, 2020, vol. 72, pp. 1039–1051. DOI: 10.1007/s11837-020-04020-y.

17. Bian L., Shamsaei N., Usher J.M., eds. *Laser-based additive manufacturing of metal parts: modeling, optimi*zation, and control of mechanical properties. Boca Raton, CRC Press, 2017. 328 p. ISBN 9781498739986.

18. Aboulkhair N.T., Everitt N.M., Maskery I., Ashcroft I., Tuck C. Selective laser melting of aluminum alloys. *MRS Bulletin*, 2017, vol. 42, pp. 311–319. DOI: 10.1557/mrs.2017.63.

19. Thijs L., Kempen K., Kruth J.P., Van Humbeeck J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, pp. 1809–1819. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.11.052.

CM

20. Saprykina N.A., Chebodaeva V.V., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A., Guseva T.S. Synthesis of a three-component aluminum-based alloy by selective laser melting. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudo-vanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 151–164. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-151-164.

21. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L., Liu Z.H., Zhang D.Q., Loh L.E., Sing S.L. Review of selective laser melting: materials and applications. *Applied Physics Reviews*, 2015, vol. 2 (4), p. 041101. DOI: 10.1063/1.4935926.

22. Li R., Wang M., Yuan T., Song B., Chen C., Zhou K., Cao P. Selective laser melting of a novel Sc and Zr modified Al-6.2 Mg alloy: processing, microstructure, and properties. *Powder Technology*, 2017, vol. 319, pp. 117–128. DOI: 10.1016/j.powtec.2017.06.050.

23. Han X., Zhu H., Nie X., Wang G., Zeng X. Investigation on selective laser melting AlSi10Mg cellular lattice strut: molten pool morphology, surface roughness and dimensional accuracy. *Materials (Basel)*, 2018, vol. 11, p. 392. DOI: 10.3390/ma11030392.

24. Zhang J., Song B., Wei Q., Bourell D., Shi Y. A review of selective laser melting of aluminum alloys: processing, microstructure, property and developing trends. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, vol. 35, pp. 270–284. DOI: 10.1016/j.jmst.2018.09.004.

25. Read N., Wang W., Essa K., Attallah M.M. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: process optimisation and mechanical properties development. *Materials & Design*, 2015, vol. 65, pp. 417–424. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.09.044.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

37



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2024 Том 26 № 1 с. 38–54 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-38-54

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Особенности расчета температуры резания при высокоскоростном фрезеровании алюминиевых сплавов без применения СОЖ

Дмитрий Губин^{1, а}, Антон Кисель^{2, b, *}

¹ Омский государственный технический университет, пр. Мира, 11, г. Омск, 644050, Россия

² Калининградский государственный технический университет, Советский пр., 1, г. Калининград, 236022, Россия

a 🔲 https://orcid.org/0000-0003-1825-1310, 😋 gubin.89@list.ru; b 🔤 https://orcid.org/0000-0002-8014-0550, 😋 kisel1988@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

аннотация

УДК 621.914.1

История статьи: Поступила: 19 октября 2023 Рецензирование: 16 ноября 2023 Принята к печати: 22 января 2024 Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова: Температура резания Высокоскоростное фрезерование Алюминиевый сплав Гомологическая температура Тепловизор Прогнозирование Удельная работа Предел текучести

Введение. Расчет температуры при высокоскоростном фрезеровании алюминиевых сплавов представляет интерес, поскольку температура может выступать как один из основных ограничивающих факторов при выборе рациональных режимов фрезерования. Особенно это актуально при фрезеровании тонкостенных изделий, применяемых в авиаракетостроении, поскольку высокие температуры могут привести к местному короблению конструкции. Контроль температурного фактора в производственных условиях не представляется возможным, в связи с чем возникает необходимость в разработке математической модели расчета температуры. Целью работы является разработка методики прогнозирования температуры резания при высокоскоростном фрезеровании заготовок из алюминиевых сплавов для условий резания, в которых нет возможности применять СОЖ. Методы. В данной статье представлены экспериментальные исследования температуры резания при высокоскоростном фрезеровании заготовок из алюминиевого сплава без применения СОЖ с помощью бесконтактных методов измерения температуры. Полученные результаты использовались для определения коэффициентов, подставляемых в формулы для расчета температур на передней и задней поверхностях режущего лезвия. Результаты и обсуждение. По результатам экспериментальных испытаний и теоретического моделирования был составлен график температур. Сопоставление экспериментальных исследований фрезерования алюминиевого сплава Д16Т при изменении условий резания (изменялась скорость резания) с теоретическими данными дало удовлетворительный результат. Средняя относительная погрешность при сравнении экспериментальных данных с теоретическими составляет 6,05 %. На основе экспериментальных данных можно сделать вывод о том, что сопоставление экспериментальных данных измерения температур резания удовлетворительно согласуется с предложенной методикой теоретического расчета температур. Достоинством данной методики является то, что она позволяет без проведения трудоемких и затратных экспериментальных исследований теоретически рассчитать (спрогнозировать) температуры на передней и задней поверхностях режущего лезвия, а также температуру резания для тех узких условий фрезерования, где невозможен эффективный отвод тепла из зоны резания. Методику также можно применить для фрезерования алюминиевых сплавов, механические и теплофизические свойства которых различаются.

Для цитирования: *Губин Д.С., Кисель А.Г.* Особенности расчета температуры резания при высокоскоростном фрезеровании алюминиевых сплавов без применения СОЖ // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 38–54. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-38-54.

Введение

Для процесса высокоскоростного фрезерования металлов характерна высокая интенсивность тепловыделения. Определение максимального значения температуры и ее распределения по режущим поверхностям инструмента имеет

*Адрес для переписки

38

Кисель Антон Геннадьевич, к.т.н., доцент Калининградский государственный технический университет Советский пр., 1, 236022, г. Калининград, Россия **Тел.:** +7 999 458-08-25, **e-mail:** kisel1988@mail.ru большое значение, поскольку она влияет на выбор режимов резания, стойкость инструмента и качество обработанной поверхности детали [1–3]. Таким образом, максимальные значения температуры при определении стратегии обработки выступают как один из основных ограничивающих факторов резания. Механизм возникновения теплоты при резании достаточно сложен, однако можно выделить три основных фактора: пластическую деформацию материала, неоднородный сдвиг и трение стружки об переднюю поверхность инструмента, а также трение

TECHNOLOGY

задней поверхности инструмента об обрабатываемый материал заготовки. Тепло, вызванное этими процессами, разогревает материал стружки до температуры 350–450 °C [4–7] (этот диапазон температур характерен для фрезерования алюминиевых сплавов). Образовавшееся тепло распространяется в заготовку и инструмент со скоростью, которая во многом зависит от физических характеристик обрабатываемого материала [8, 9].

Распределение тепла в зоне резания можно разделить на два участка: температуру на передней поверхности, зависящую от подачи и геометрии режущего лезвия (передний угол, угол наклона режущей кромки, угол в плане, угол подъема винтовой канавки и др.), и температуру на задней поверхности, зависящую от количества оборотов и ширины фаски износа.

Расчет контактных температур на передней и задней поверхностях инструмента, а также температуры резания режущего лезвия для фрезерования алюминиевых сплавов базируется:

 на изменении механических свойств (предел прочности, относительное удлинение) при повышенных температурах испытания;

 – учете совместного воздействия таких процессов, как деформация и скорость деформации, на изменение значения предела текучести;

 учете теплофизических характеристик обрабатываемого материала (коэффициенты теплопроводности и температуропроводности, теплоемкость), а также плотности материала.

Расчет температуры при высокоскоростном фрезеровании алюминиевых сплавов представляет интерес, поскольку температура является ограничивающим фактором при выборе стратегии обработки. Так, например, при фрезеровании вафельного профиля внутри топливного бака для ракетоносителей нет возможности применять смазочно-охлаждающую жидкость (СОЖ). Толщина внешней стенки топливного бака составляет 2–3 мм [7, 10, 11].

При таком процессе фрезерования температура на поверхностях режущего лезвия выступает в качестве ограничивающего фактора, поскольку перегрев может привести к местному короблению конструкции [12–14]. Контроль температурного фактора в производственных условиях не представляется возможным, поэтому необходимо рассчитать рациональные режимы фрезерования, при которых температура резания не превышает допустимых значений [9, 15].

В связи с вышеизложенным возникает необходимость в разработке математической модели для высокоскоростного фрезерования алюминиевых сплавов, которая в первом приближении учитывает совместное влияние температуры, скорости деформации и величины деформации на изменение значения предела текучести обрабатываемого алюминиевого сплава. Полученная модель позволит рассчитать температуры на различных поверхностях режущего инструмента, а также температуру резания в условиях высокоскоростного фрезерования для случаев, где нет возможности применять СОЖ.

Целью работы является разработка методики расчета температуры резания при высокоскоростном фрезеровании заготовок из алюминиевых сплавов.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1) составить определяющее уравнение для удельной работы деформации при резании;

2) решить определяющее уравнение и найти его точки экстремума, которые являются источниками тепла;

 вывести теоретические зависимости, позволяющие расчетным путем определить температуру в зоне резания при высокоскоростном фрезеровании заготовок из алюминиевых сплавов;

4) провести экспериментальные исследования по определению температуры резания при заданных параметрах;

 сравнить полученные теоретические и экспериментальные данные и сделать вывод о точности прогнозирования температуры резания расчетным способом.

Методика исследований

Определяющее уравнение для расчета температуры представляет собой зависимость изменения предела прочности обрабатываемого материала от трех составляющих факторов, возникающих при резании (фрезеровании): температуры, деформации и скорости деформации. Каждый из этих факторов будет рассмотрен отдельно и обоснован.

В условиях малых деформаций (например, при растяжении или сжатии) и незначительных

OBRABOTKA METALLOV

изменениях температуры и скорости деформации изменение предела текучести можно описать законом простого нагружения [16, 17]:

$$\sigma_T(\varepsilon) = \sigma_0 \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}\right)^m, \tag{1}$$

где ε_0 – деформация, соответствующая напряжению σ_0 ; ε – текущее значение деформации; *m* – коэффициент деформационного упрочнения, равный 0,3*T*′ (где *T*′ – гомологическая температура обрабатываемого материала).

Однако уравнение (1) не может быть использовано для определения предела текучести для высокодинамичных процессов резания (к которым относится высокоскоростное фрезерование) ввиду того, что оно не учитывает влияния изменений температуры деформации и скорости деформации на изменение величины предела текучести. Кроме того, температура деформации и скорость деформации оказывают совместное влияние на изменение величины предела текучести, а не являются свободными множителями, как это утверждается в ряде работ [18, 19].

Влияние температуры и скорости деформации в различных уравнениях по моделированию изменения предела текучести учитывается введением соответствующих множителей. В частности, в настоящее время наиболее популярная модель пластичности Джонсона – Кука, определяющая поведение материала при упрочнении, учитывает влияние скорости деформации на изменение предела текучести с помощью коэффициента динамичности K_c [17, 20].

Однако в уравнении Джонсона – Кука коэффициент динамичности не зависит от изменения температуры [21], в то время как экспериментальные данные, полученные рядом ученых [16, 22, 23], подтверждают совместное влияние скорости деформации и температуры на коэффициент динамичности (рис. 1).

На графике (рис. 1) представлены эмпирические результаты, описывающие влияние на значение коэффициента динамичности таких факторов, как скорость деформации и гомологическая температура, а также аппроксимированные для тех же условий значения для модели пластичности Джонсона – Кука [21]. В опытах скорость деформации изменялась в 1000 и 2000 раз, а изменение гомологической температуры достигалось за счет различных материалов обработки (медь, сталь, свинец, алюминий).

Для исследования была выбрана группа алюминиевых сплавов Д16Т, АМг6 и 2024-Т3, поскольку они обладают близкими физическими свойствами и могут применяться для изготовления топливных баков в авиаракетостроительной отрасли.

Проводимые в настоящем исследовании расчеты выполнялись на основе зависимостей изменения действительного предела прочности от температуры при высокотемпературных испытаниях алюминиевых сплавов (табл. 1) [18, 19].

На основании табл. 1 были построены графики зависимости изменения предела прочности от температуры испытания (рис. 2).

Полученные графики были аппроксимированы с помощью экспоненциальной кривой с точностью 0,9351 для сплава Д16Т и 0,9544 для сплава АМг6М, что дает удовлетворительные результаты. Экспоненциальная экстраполя-





40

Таблица 1

Table 1

См

Прочностные и температурные характеристики, полученные при испытаниях на монотонное растяжение образцов из алюминиевых сплавов

Strength and temperature characteristics obtained during monotonic tensile tests of aluminum alloy specimens

Материал (алюминие- вый сплав)	Темпе- ратура испы- тания <i>t</i> , °С	Предел проч- ности σ _{<i>b</i>} , МПа	Относи- тельное удлинение δ, %	Действи- тельный предел прочности S _b , МПа	Прира- щение гомоло- гической темпера- туры	Отношение действи- тельного предела прочности при ком- натной температуре к действительному пределу прочности при температурном испытании
	20	460	19	523,6	0,31	1
*	150	380	19	452,2	0,45	0,86
Д16Т	200	330	11	366,3	0,5	0,7
	250	220	13	248,6	0,56	0,47
	300	150	13	169,5	0,61	0,32
	20	320	0,24	396,8	0,32	1
	100	300	0,3	390	0,4	0,98
	150	250	0,37	342,5	0,46	0,97
AN4-CN4*	200	190	0,43	271,7	0,51	0,68
AIVITOIVI	250	160	0,45	232	0,57	0,58
	300	130	0,48	192,4	0,62	0,48
	20	320	0,24	396,8	0,32	1
	100	300	0,3	390	0,4	0,98

* Полуфабрикаты катаные (листы).







ция была выбрана в связи с тем, что уравнения с экспонентой проще интегрировать и дифференцировать, чем, например, уравнения с полиномиальной зависимостью (хотя полиноминальная интерполяция немного точнее), а линейная аппроксимация дает менее точные значения для сплава Д16Т и составляет 0,8971, а для сплава АМг6М практически не отличается от экспоненциальной и составляет 0,9318.

Для данных зависимостей можно составить уравнение влияния температуры на предел текучести:

$$\tau_p = S_{b20^\circ} e^{-h\Delta T'}, \qquad (2)$$

где $S_{b20^{\circ}}$ — значение действительного предела прочности при комнатной температуре; $\Delta T'$ приращение гомологической температуры; h — эмпирический коэффициент температурного разупрочнения.

С учетом опыта других исследователей и основываясь на экспериментальных данных (рис. 1), можно записать уравнение для коэффициента динамичности с учетом температуры и скорости деформации в виде

$$K_{\dot{\varepsilon}} = \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{k\Delta T'},\tag{3}$$

где $\dot{\varepsilon}$ – текущее значение скорости деформации; $\dot{\varepsilon}_0$ – минимальное значение скорости деформации; *k* – эмпирическая константа.

Из вышеизложенного можно составить определяющее уравнение изменения предела текучести с учетом влияния деформации, скорости деформации и температуры:

$$\frac{\tau_p}{S_b} = A \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}\right)^m \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{k\Delta T'} e^{-h\Delta T'}; \qquad (4)$$

$$\frac{\tau_p}{S_b} = A \varepsilon_p^m K_\varepsilon e^{-h\Delta T'}, \qquad (5)$$

где ε_p^m – множитель, отвечающий за деформационное упрочнение материала; K_{ε} – коэффициент динамичности; $e^{-h\Delta T'}$ – множитель, отвечающий за температурное разупрочнение материала; A – деформационный коэффициент; S_b – действительный предел прочности.

Однако в уравнении (5) деформация, скорость деформации и температура выступают как три независимых фактора [21]. Так, например, изменения гомологической температуры можно достичь подогревом обрабатываемого материала, а изменения деформации – изменением геометрии режущего лезвия (передний угол). Поэтому использование такой формулы приведет к ошибкам, в связи с чем необходимо перейти от определяющего уравнения (5) к удельной работе.

Удельная работа для процесса резания материалов вообще и для фрезерования алюминиевых сплавов в частности является наиболее удобным параметром, поскольку она объединяет зависимость предела текучести и приращение гомологической температуры [19, 25]:

$$A_W = \int_0^{\varepsilon_u} \tau_p \varepsilon_p \,, \tag{6}$$

где τ_p – текущее значение предела текучести; ε_p – текущее значение деформации; ε_u – конечное значение деформации.

В математическом аппарате для приближения вычислений наиболее удобно пользоваться дифференциальными уравнениями, в связи с чем необходимо заменить в уравнении (5) предел текучести на производную удельной работы по деформации:

$$\frac{\tau_p}{S_b} = \frac{dA_W}{d\varepsilon_p}.$$
(7)

Для упрощения расчетов примем, что в зоне стружкообразования имеются условия теплообмена, близкие к адиабатическим. Тогда с учетом данного приближения удельную работу деформации можно записать в виде

$$A_W = \Delta T' c_v, \qquad (8)$$

где *c_v* – удельная теплоемкость обрабатываемого материала.

В силу формулы (8) часть уравнения (5), которая отвечает за температурный фактор, является функцией удельной работы деформации. Для нее справедливо равенство

$$F(A_W) = e^{-hA_1A_W}, \qquad (9)$$

где $A_{l} = \frac{S_{b}}{C_{V}T_{\Pi\Pi}}$ – безразмерный комплекс.

Теперь, когда определены все параметры, отвечающие за изменение предела текучести при фрезеровании алюминиевых сплавов, можно записать определяющее уравнение в дифференциальном виде для определения удельной работы деформации:

$$\frac{dA_W}{d\varepsilon_p} = AK_{\dot{\varepsilon}}\varepsilon_p^m e^{-hA_lA_W}.$$
 (10)

Зависимость удельной работы от деформации при фрезеровании алюминиевых сплавов позволяет получить аналитическое выражение для построения кривой течения данных сплавов:

$$A_W = AK_{\dot{\varepsilon}}\varepsilon_p^m e^{-hA_1A_W}d\varepsilon_p.$$
(11)

. . .

Однако поскольку алюминиевые сплавы (в частности, Д16Т, АМг6М, 2024-Т3) практически не упрочняются при фрезеровании ввиду действия такого разупрочняющего фактора, как температура [19], то и построение аналитической кривой течения не имеет смысла. Тем не менее имеет смысл определить максимальные значения предела текучести, который достигается при фрезеровании [16, 17, 20, 21].

Для передней поверхности при высокоскоростном фрезеровании характерны гомологические температуры выше 0,5, в связи с чем графически (рис. 1, по данным Розенберга – Еремина) был определен коэффициент $K_q = 1,8$. Для задней поверхности (вблизи режущей кромки) характерны гомологические температуры от 0,3 до 0,35, в связи с этим также графически (рис. 1, по данным Розенберга – Еремина) был определен коэффициент динамичности $K_c = 1,25$.

После составления определяющего уравнения для моделирования изменения свойств обрабатываемого материала в условиях высокоскоростного фрезерования можно перейти к расчету температур. Однако в настоящей работе термин «температура» нужно применять к той поверхности режущего лезвия (зуба), на которой эта температура возникает. В связи с этим нужно различать температуру, возникающую на различных участках режущего лезвия, в частности на передней и задней поверхностях, а также температуру, которая является следствием этих температур, – температуру резания [26]. Температура резания является результатом средних значений температур, возникающих на передней и задней поверхностях режущего лезвия, отнесенных к значению координат, на которых распределены эти температуры.

CM

Следует отметить, что при фрезеровании измерение температуры на передней и задней поверхности режущего лезвия весьма затруднено, поскольку зона резания спереди закрыта стружкой, а сзади – обрабатываемым материалом (заготовкой). Поэтому все измерения температуры будут сравниваться с температурой резания, т. е. с той температурой, которую замеряет тепловизор, для наблюдения за распределением температуры на исследуемой поверхности.

Для расчета температуры резания нужно учесть достаточно большое количество факторов. Их можно разделить на факторы, которые относятся к обрабатываемому материалу, факторы, которые относятся к инструменту, и факторы, которые характерны для самого процесса резания (точения, фрезерования, сверления и др.).

Необходимым и обязательным условием для расчета температуры при резании является введение в модель механических и физических свойств обрабатываемого материала. Эти свойства и характеристики для группы алюминиевых сплавов представлены в табл. 2 [18, 19].

Кроме того, для моделирования расчета температуры необходимо учесть геометрию режущего инструмента (передний угол γ , задний угол α , угол подъема винтовой канавки λ , периферийный угол φ). Не менее важно определиться со схематизацией процесса фрезерования (концевое, цилиндрическое, торцевое), а также учесть такие параметры, как глубина врезания *e*, отношение ширины фрезерования к диаметру фрезы и количество одновременно работающих зубьев.

Так, например, изменение переднего угла ү приводит к изменению наклона условной плоскости сдвига, изменению отношения длины контакта к толщине срезаемого слоя и изменению деформации, что в конечном счете сказывается на изменении сил резания [24].

Изменение угла наклона режущей кромки (угла подъема винтовой канавки) и угла в плане (периферийного угла) приводит к изменению толщины и ширины срезаемого слоя, что тоже сказывается на силах резания:

$$b = \frac{t}{\sin \varphi \cdot \cos \lambda}; \qquad (12)$$

$$a = S_z \sin \theta_{\rm M} \cdot \cos \lambda \,, \tag{13}$$

Vol. 26 No. 1 2024 43

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

Таблица 2

Table 2

Механические и физические свойства алюминиевых сплавов, необходимые для расчета температуры

Mechanical and physical properties of aluminum alloys required for temperature calculations

Марка материала	Предел прочности σ _b , МПа	Относи- тельное удлиннение δ, %	Коэффициент теплопровод- ности λ, Вт/м·К	Объемная тепло- емкость <i>С_µ</i> , МДж/м ³ ⋅К	Коэффи- циент темпера- туропровод- ности ω, м ² /с	Плотность р, кг/м ³
Д16T [*]	460	16	120	2,56	4,95.10 ⁻⁵	2800
АМг6М*	320	24	122	2,43	5,44.10-5	2640
2024-T3*	435	15	121	2,43	5,68 [.] 10 ⁻⁵	2780

1

* Листы катаные.

где a и b — толщина и ширина срезаемого слоя соответственно; t — глубина фрезерования; S_z — подача на зуб; $\theta_{_{\rm M}}$ — угол контакта зуба фрезы с обрабатываемым материалом.

Для повышения точности расчетов в модель вводились такие характеристики, как критерий Пекле (*Pe*), характеризующий скорость передвижения источника тепла, и коэффициент Пекле (K_{Pe}), учитывающий теплообмен с окружающей средой [16, 17, 27]. Были также учтены изменения свойств обрабатываемого материала в зависимости от изменения температуры резания (рис. 3, 4).

Для учета теплообмена между системой «заготовка – окружающая среда – инструмент» процесс фрезерования стоит считать квазиадиабатическим. Следовательно, показатель степени в уравнении (11) можно записать в виде

$$\Delta T' = K_{Pe} A_W A_1, \qquad (14)$$

$$A_{\rm l} = \frac{S_b}{C_V T_{\rm III}}.$$
 (15)

С учетом формул (14, 15) можно записать определяющее уравнение удельной работы для квазиадиабатического процесса:

$$A_W = A\varepsilon_p^m K_\varepsilon \exp\left(-B_q A_1 A_W K_{Pe}\right) d\varepsilon. \quad (16)$$

Теперь имеет смысл определить максимально достижимые при высокоскоростном фрезеровании алюминиевых сплавов значения предела текучести для удельной работы деформации. Его можно определить после дифференцирования и интегрирования уравнения (16) удельной работы деформации:

$$\tau_{q \max} = \frac{S_{b_0} B A K_q \tilde{\varepsilon}_q^m}{m+1}; \qquad (17)$$



Рис. 3. Изменение коэффициента теплопроводности исследуемой группы материалов в зависимости от изменения температуры

Fig. 3. Changes in the heat conductivity coefficient of the studied group of materials depending on temperature changes



Рис. 4. Изменение объемной теплоемкости исследуемой группы материалов в зависимости от изменения температуры

Fig. 4. Changes in Volumetric specific heat of the studied group of materials depending on temperature changes

$$\tilde{\varepsilon}_{q \max} = \left(\frac{m(m+1)}{J \ B \ A \ A_1 K_q K_{Pe}}\right)^{\frac{1}{m+1}}.$$
 (18)

Формулы (17) и (18) являются общими как для передней, так и для задней поверхности режущего лезвия. Отличие заключается в разных значениях коэффициента динамичности ввиду различных значений гомологических температур на контактных поверхностях зуба. Для передней поверхности коэффициент динамичности принят $K_q = 1,8$, а для задней поверхности принят $K_{\varepsilon} = 1,25$.

Учитывая уравнения (7, 8), зависимости (17, 18) можно считать источниками теплоты на передней и задней поверхностях режущего лезвия [20, 27]. От этих отличающихся источников теплоты для задней и передней поверхностей режущего лезвия в программной среде MS Excel численным методом были рассчитаны максимальные значения контактных температур на передней и задней поверхностях режущего лезвия.

Поскольку исследуемая группа алюминиевых сплавов подчиняется общему для данной группы закону разупрочнения (рис. 2) и может быть аппроксимирована экспоненциальной кривой с достаточно большой точностью (выше 0,93), то для расчета температуры можно выбрать любой из этих сплавов. Так, например, расчет производился для фрезерования алюминиевого сплава Д16Т. Параметры фрезерования были следующие: фреза твердосплавная диаметром 10 мм с двумя зубьями, угол в плане $\phi = 90^{\circ}$; угол наклона режущей кромки $\lambda = 30^{\circ}$; действительный задний угол $\alpha = 8^{\circ}$. Режимы фрезерования были следующие: V = 471 м/мин; $\hat{S}_{M} = 5490$ мм/мин; $S_{z} = 0,183$ мм/зуб; $n = 15\ 000\$ об/мин; t = 0,5 мм (рис. 5, 6).



Рис. 5. Теоретическое моделирование распределения температуры на передней поверхности режущего лезвия





Рис. 6. Теоретическое моделирование распределения температуры на задней поверхности режущего лезвия

Fig. 6. Theoretical modeling of the temperature distribution on the front surface of the cutting blade

В момент врезания фрезы в заготовку, поскольку производилась обработка кармана, она работала обеими сторонами, поэтому реализовывалось с разных сторон попутное и встречное фрезерование. На последующих проходах выполнялось встречное фрезерование с целью устранения люфтов станка и повышения качества обработки.

Температура резания рассчитывалась на основе средней температуры на передней поверхности, умноженной на длину контакта этой поверхности, и средней температуры на задней поверхности, умноженной на ширину фаски износа:

$$T_p = \frac{T_{\Pi\Pi_{\rm cp}}c + T_{3\Pi_{\rm cp}}h_3}{c + h_3}.$$
 (19)

Этот метод расчета температур позволяет наглядно показать распределение температур на передней и задней поверхностях режущего лезвия.

Результаты и их обсуждение

Для проверки теоретического расчета температур была проведена серия опытов по фрезерованию заготовок размером 250×40×120 мм из алюминиевого сплава Д16Т. Механические характеристики и физические свойства этого сплава представлены в табл. 3.

В испытаниях использовалась концевая фреза без покрытия модели Hanita 4002 диаметром 10 мм с плоским торцом, двумя зубьями и углом подъема винтовой канавки 60° (рис. 7).

Все испытания проводились без применения СОЖ. Экспериментальным фактором была скорость резания, т. е. проводился однофакторный эксперимент с пятью уровнями варьирования фактора. Для регистрации температуры при фрезеровании был использован бесконтактный метод, позволяющий на определенном расстоянии непрерывно снимать показания. Регистрация измерений проводилась при помощи тепловизора модели Fluke Ti400 с погрешностью измерения температурного поля 2 %. В настройках тепловизора был выбран коэффициент излучения, характерный для алюминиевых сплавов, равный 0,25.

Все испытания механической обработки проводились на координатно-расточном станке 2431СФ10 с УЦИ с модернизированным шпинделем, позволяющим достигать частоты вращения 18 000 об/мин. Опыты проводились

Таблица 3

Table 3

Марка материала	Предел прочности σ _b , МПа	Относи- тельное удлинение б, %	Коэффициент теплопро- водности λ, Вт/м·К	Объемная теплоем- кость <i>С_V,</i> МДж/м ³ ∙К	Коэффициент температуро- проводности ω, м ² /с	Плот- ность р, кг/м ³		
Д16Т	460	10	120	2,43	$5,44 \cdot 10^{-5}$	2800		

Механические и физические свойства обрабатываемого сплава Д16Т Mechanical and physical properties of the processed alloy *D16T*

46

OBRABOTKA METALLOV

CM

ТИП 4002



Рис. 7. Твердосплавная двузубая фреза Hanita 4002*Fig.* 7. Hanita 4002 carbide 2-tooth milling cutter

с фиксированными значениями подачи на зуб и различными значениями скорости резания.

Экспериментальная система «инструмент – заготовка – тепловизор» представлена на рис. 8.

На рис. 9 показан пример измерения температуры бесконтактным методом для следующих режимов резания: а) n = 8000 об/мин;



Puc. 8. Экспериментальная система для измерения температуры Fig. 8. Experimental system for temperature measurement

V = 251,2 м/мин; $S_z = 0,183$ мм/зуб; б) $n = 10\ 000$ об/мин; V = 314 м/мин; $S_z = 0,183$ мм/зуб.

По результатам экспериментальных данных был составлен график зависимости температуры от изменения фактора (в данном случае скорости резания) на всех пяти уровнях варьирования (рис. 10).



Рис. 9. Пример измерения температуры для 8000 об/мин (*a*) и 10 000 об/мин (*б*) тепловизором Fluke Ti400

Fig. 9. An example of temperature measurement for 8,000 rpm (*a*) and 10,000 rpm (*δ*) with a *Fluke Ti400* thermal imager



Puc. 10. Экспериментальные значения температуры резания *Fig. 10.* Experimental values of the cutting temperature

Для повышения точности расчетов температуры резания был учтен и тот факт, что свойства обрабатываемого материала меняются с изменением температуры деформации.

Результаты испытаний можно свести и представить в табличной форме, где рассчитаны

средние значения экспериментальной температуры резания, полученной по результатам трех испытаний для каждого из пяти уровней варьирования скорости резания. Рассчитаны также относительные погрешности при сравнении значений температур (табл. 4).

Таблица 4

Table 4

Результаты экспериментальных исследований по расчету температуры резания при фрезеровании сплава Д16Т и соответствующие им теоретические расчеты

The results of experimental studies on the calculation of the cutting temperature w	hen milling
the D16T alloy and the corresponding theoretical calculations	

№ опыта	Скорость, м/мин	$T_{3}, ^{\circ}\mathrm{C}$	<i>T</i> _э ср. зн., °С	<i>Т</i> расч, °С	Относительная погрешность, %	
	251,2	166		160		
1	251,2	168	170,7		6,268307	
	251,2	178				
	314	191				
2	314	172	179,7	170	5,397885	
	314	176				
	376,8	204	192,3	180	6,396256	
3	376,8	186				
	376,8	187				
	471	218		196		
4	471	205	208		5,769231	
	471	201				
	565,2	209		203		
5	565,2	218	217		6,451613	
	565,2	224				
Среднее зна	ачение			1	6,056658	

TECHNOLOGY

Средняя температура резания сравнивалась со средней температурой контактных поверхностей режущего лезвия (формула (19)), полученный результат можно представить в виде графика (рис. 10).

По результатам экспериментальных испытаний и теоретического моделирования был составлен график температур (рис. 11).

В результате проделанной работы была разработана математическая модель расчета температуры для высокоскоростного фрезерования исследуемой группы алюминиевых сплавов. Эта модель базируется на справочных данных по высокотемпературному деформированию алюминиевых сплавов, данных о механических и теплофизических свойствах обрабатываемых материалов, а также на экспериментальных результатах по изучению влияния деформации и скорости деформации на изменение предела текучести материалов при резании. Представленная модель в первом приближении позволяет спрогнозировать значения температуры при довольно широком диапазоне изменения параметров фрезерования. В нашем случае скорость резания изменялась в пределах от 251,2 до 562,2 м/мин, а частота вращения – от 8000 до 18 000 об/мин.

Предложенное решение прогнозирования температуры резания дает возможность в производственных условиях, без использования трудоемких и затратных методов измерения температуры, теоретически рассчитать значение температуры, используя компьютер и программную среду MS Excel.

Выводы

Оценка полученных результатов позволила сделать следующие выводы.

1. Выведены теоретические зависимости, позволяющие расчетным путем определить температуру в зоне резания при высокоскоростном фрезеровании заготовок из алюминиевых сплавов.

2. Проведены экспериментальные исследования по определению температуры резания при заданных параметрах фрезерования.

3. Экспериментальные данные измерения температур резания удовлетворительно согласуются с предложенной методикой теоретического расчета температур. Относительная погрешность сопоставления экспериментальных данных с теоретическими составляет 6,05 %.

Полученные результаты подтверждают правильность расчетных формул и то, что предложенная методика позволяет без проведения трудоемких и затратных экспериментальных исследований теоретически рассчитать (спрогнозировать) температуру на передней и задней поверхности режущего лезвия, а также температуру резания для тех узких условий фрезерования, где невозможен эффективный отвод тепла из зоны резания.



Рис. 11. Сопоставление экспериментальных и теоретических значений температуры резания при фрезеровании алюминиевого сплава Д16Т

Fig. 11. Comparison of experimental and theoretical values of cutting temperature when milling aluminum alloy D16T

Список литературы

1. Effect of cutting parameters on heat generation in ultra-precision milling of aluminum alloy 6061 / S.J. Wang, X. Chen, S. To, X.B. Ouyang, Q. Liu, J.W. Liu, W.B. Lee // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 80. – P. 1265– 1275. – DOI: 10.1007/s00170-015-7072-8.

2. Effects of SiO_2 -Al₂O₃-ZrO₂ tri-hybrid nanofluids on surface roughness and cutting temperature in end milling process of aluminum alloy 6061-T6 using uncoated and coated cutting inserts with minimal quantity lubricant method / W. Safiei, M.M. Rahman, A.R. Yusoff, M.N. Arifin, W. Tasnim // Arabian Journal for Science and Engineering. – 2021. – Vol. 46. – P. 7699–7718. – DOI: 10.1007/s13369-021-05533-7.

3. *Meng X.X., Lin Y.X.* Chip morphology and cutting temperature of ADC12 aluminum alloy during high-speed milling // Rare Metals. – 2021. – Vol. 40. – P. 1915–1923. – DOI: 10.1007/s12598-020-01486-2.

4. Machining of aluminum alloys: a review / M.C. Santos, A.R. Machado, W.F. Sales, M.A.S. Barrozo, E.O. Ezugwu // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 86. – P. 3067–3080. – DOI: 10.1007/s00170-016-8431-9.

5. Cyclic solid-state transformations during ball milling of aluminum zirconium powder and the effect of milling speed / M.S. El-Eskandarany, K. Aoki, K. Sumiyama, K. Suzuki // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1999. – Vol. 30. – P. 1877–1880. – DOI: 10.1007/s11661-999-0185-7.

6. *Luo H., Wang Yq., Zhang P.* Simulation and experimental study of 7A09 aluminum alloy milling under double liquid quenching // Journal of Central South University. – 2020. – Vol. 27. – P. 372–380. – DOI: 10.1007/s11771-020-4302-5.

7. Грубый С.В., Зайцев А.М. Обоснование условий фрезерования карманов в корпусных деталях из алюминиевых сплавов // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2014. – № 5. – С. 12–30. – DOI: 10.7463/0514.0709770.

8. CIRP encyclopedia of production engineering / ed. by S. Chatti, L. Laperrière, G. Reinhart, T. Tolio. – Berlin; Heidelberg: Springer, 2019. – 1832 p. – DOI: 10.1007/978-3-662-53120-4.

9. An experimental investigation of the influence of cutting parameters on workpiece internal temperature during Al2024-T3 milling / A. Il, J.F. Chatelain, J.F. Lalonde, M. Balazinski, X. Rimpault // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2018. – Vol. 97. – P. 413–426. – DOI: 10.1007/s00170-018-1948-3.

10. Грубый С.В., Зайцев А.М. Исследование концевых фрез при фрезеровании корпусных деталей из алюминиевых сплавов // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2013. – № 12. – С. 31–54. – DOI: 10.7463/1213.0634375.

11. Modelling of the temperature distribution based on equivalent heat transfer theory and anisotropic characteristics of honeycomb core during milling of aluminum honeycomb core / W. Ming, W. Yu, K. Qiu, Q. An, M. Chen // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2021. – Vol. 115. – P. 2097–2110. – DOI: 10.1007/s00170-021-06943-5.

12. Milling force model for aviation aluminum alloy: academic insight and perspective analysis / Z. Duan, C. Li, W. Ding, Y. Zhang, M. Yang, T. Gao, H. Cao, X. Xu, D. Wang, C. Mao, H.N. Li, G.M. Kumar, Z. Said, S. Debnath, M. Jamil, H.M. Ali // Chinese Journal of Mechanical Engineering. – 2021. – Vol. 34. – P. 18. – DOI: 10.1186/s10033-021-00536-9.

13. *Bugdayci B., Lazoglu I.* Temperature and wear analysis in milling of aerospace grade aluminum alloy Al-7050 // Production Engineering. – 2015. – Vol. 9. – P. 487–494. – DOI: 10.1007/s11740-015-0623-x.

14. Кугультинов С.Д., Щенятский А.В., Жиляев А.С. Численный анализ влияния условий механической обработки на напряженно-деформированное состояние крупногабаритных тонкостенных деталей сложной формы // Интеллектуальные системы в производстве. – 2018. – Т. 16, № 3. – С. 17–21. – DOI: 10.22213/2410-9304-2018-3-17-21.

15. *Трусов В.Н., Законов О.И., Шикин В.В.* Исследование параметров процесса фрезерования алюминиевого сплава Д16Т // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2012. – № 3 (35). – С. 155–162. – URL: https://elibrary.ru/download/elibrary_18955077_35295693.pdf (дата обращения: 09.02.2024).

16. Разработка математической модели кривой течения сплавов при адиабатических условиях деформирования / В.С. Кушнер, М.Г. Сторчак, О.Ю. Бургонова, Д.С. Губин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2017. – Т. 83 (5) – С. 45–49. – URL: https://elibrary.ru/download/ elibrary_29197671_73184792.pdf (дата обращения: 09.02.2024).

17. Бургонова О.Ю., Кушнер В.С. Повышение эффективности обработки конструкционных материалов фрезерованием. – Омск: Омский гос. техн. ун-т, 2013. – 140 с. – ISBN 978-5-8149-1640-2.

18. Gabrian International (H.K.) Ltd.: сайт. – URL: https://www.gabrian.com/2024-aluminum-properties/ (accessed: 09.02.2024).

19. Физические величины: справочник / под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с. – ISBN 5-283-04013-5.

20. Kushner V., Storchak M. Determining mechanical characteristics of material resistance to de-

TECHNOLOGY

CM

formation in machining // Production Engineering. – 2014. – Vol. 8 (5). – P. 679–688. – DOI: 10.1007/s11740-014-0573-8.

21. Finite element modeling of high-speed milling 7050-T7451 alloys / X. Huang, J. Xu, M. Chen, F. Ren // Procedia Manufacturing. – 2020. – Vol. 43. – P. 471–478. – DOI: 10.1016/j.promfg.2020.02.186.

22. Воробьев А.А., Крутько А.А., Седых Д.А. Разработка модели для оценки напряженно-деформированного состояния твердосплавного инструмента при восстановительной обработке железнодорожных колес // Наукоемкие технологии в машиностроении. – 2022. – № 12 (138). – С. 9–15. – DOI: 10.30987/2223-4608-2022-12-9-15.

23. Развитие науки о резании металлов / редкол.: Н.Н. Зорев (пред.) [и др.]. – М.: Машиностроение, 1967. – 415 с. 24. Розенберг А.М., Еремин А.Н. Элементы теории процесса резания металлов. – М.: Машгиз, 1956. – 318 с.

25. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. Т. 3. Теория пластической обработки металлов. – М.: Металлургиздат, 1961. – 306 с.

26. Жиляев А.С., Кугультинов С.Д. Математическоемоделирование тепловых процессов при фрезеровании сложнопрофильных деталей из алюминиевых сплавов // Вестник Концерна ВКО «Алмаз – Антей». – 2019. – № 2 (29). – С. 65–70. – URL: https:// elibrary.ru/download/elibrary_41273368_56283700.pdf (дата обращения: 09.02.2024).

27. Верещака А.С., Кушнер В.С. Резание материалов. – М.: Высшая школа, 2009. – 535 с. – ISBN 978-5-06-004415-7.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).



Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2024 vol. 26 no. 1 pp. 38–54 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-38-54

> **Obrabotka metallov -**Metal Working and Material Science

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

Features of calculating the cutting temperature during high-speed milling of aluminum alloys without the use of cutting fluid

Dmitry Gubin^{1, a}, Anton Kisel^{, 2, b, *}

¹ Omsk State Technical University, 11 Prospekt Mira, Omsk, 644050, Russian Federation
 ² Kaliningrad State Technical University, 1 Sovetsky Prospekt, Kaliningrad, 236022, Russian Federation

a https://orcid.org/0000-0003-1825-1310, 😋 gubin.89@list.ru; b https://orcid.org/0000-0002-8014-0550, 😋 kisel1988@mail.ru

ARTICLE INFO	ABSTRACT
Article history:	Introduction. The calculation of temperature during high-speed milling of aluminum alloys is of interest,
Received: 19 October 2023	since temperature can act as one of the main limiting factors in choosing rational milling modes. This is especially
Revised: 16 November 2023	important when milling thin-walled products used in aircraft construction, since its high values can lead to local
Accepted: 22 January 2024	warping of the structure. It is not possible to control the temperature factor in production conditions, which makes
Available online: 15 March 2024	it necessary to develop a mathematical model for calculating temperature. <i>The purpose of the work</i> is to develop a methodology for predicting the cutting temperature during high-speed milling of aluminum allow workpieces for
Keywords:	cutting conditions, in which it is not possible to use cutting fluid. Methods. This paper presents experimental studies
Cutting temperature	of the cutting temperature during high-speed milling of aluminum alloy workpieces without the use of cutting fluid
High-speed milling	using non-contact temperature measurement methods. The results obtained were used to determine the coefficients
Aluminum alloy	substituted into formulas for calculating temperatures on the front and back surfaces of the cutting blade. Results
Homologous temperature	and discussions. Based on the results of experimental tests and theoretical modeling, a temperature graph is drawn
Thermal imager	up. A comparison of experimental studies of milling of aluminum alloy D16T, with changing cutting conditions (the
Forecasting	cutting speed changed) with theoretical data, gave a satisfactory result. The average relative error when comparing
Specific work	experimental data with theoretical one is 6.05 %. Based on experimental data, it can be concluded that the comparison
Yield strength	of experimental data for measuring cutting temperatures is in satisfactory agreement with the proposed method of theoretical calculation of temperatures. The advantage of this technique is that it allows without time-consuming

and costly experimental studies, the educated of the advantage of this technique is that it allows, while time-consuming of the cutting blade, as well as the cutting temperature, for those narrow milling conditions, where effective heat removal from the cutting zone is impossible. It can also be used for milling aluminum alloys, the mechanical and thermophysical properties of which differ.

For citation: Gubin D.S., Kisel' A.G. Features of calculating the cutting temperature during high-speed milling of aluminum alloys without the use of cutting fluid. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 38–54. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-38-54. (In Russian).

References

1. Wang S.J., Chen X., To S., Ouyang X.B., Liu Q., Liu J.W., Lee W.B. Effect of cutting parameters on heat generation in ultra-precision milling of aluminum alloy 6061. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 80, pp. 1265–1275. DOI: 10.1007/s00170-015-7072-8.

2. Safiei W., Rahman M.M., Yusoff A.R., Arifin M.N., Tasnim W. Effects of SiO₂-Al₂O₃-ZrO₂ tri-hybrid nanofluids on surface roughness and cutting temperature in end milling process of aluminum alloy 6061-T6 using uncoated and coated cutting inserts with minimal quantity lubricant method. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2021, vol. 46, pp. 7699–7718. DOI: 10.1007/s13369-021-05533-7.

* **Corresponding author** *Kisel' Anton G.*, Ph.D. (Engineering), Associate Professor Kaliningrad State Technical University, 1 Sovetsky Prospekt, 236022, Kaliningrad, Russian Federation **Tel.:** +7 999 458-08-25, **e-mail:** kisel1988@mail.ru

52

TECHNOLOGY

CM

3. Meng X.X., Lin Y.X. Chip morphology and cutting temperature of ADC12 aluminum alloy during high-speed milling. *Rare Metals*, 2021, vol. 40, pp. 1915–1923. DOI: 10.1007/s12598-020-01486-2.

4. Santos M.C., Machado A.R., Sales W.F., Barrozo M.A.S., Ezugwu E.O. Machining of aluminum alloys: a review. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 86, pp. 3067–3080. DOI: 10.1007/s00170-016-8431-9.

5. El-Eskandarany M.S., Aoki K., Sumiyama K., Suzuki K. Cyclic solid-state transformations during ball milling of aluminum zirconium powder and the effect of milling speed. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, vol. 30, pp. 1877–1880. DOI: 10.1007/s11661-999-0185-7.

6. Luo H., Wang Yq., Zhang P. Simulation and experimental study of 7A09 aluminum alloy milling under double liquid quenching. *Journal of Central South University*, 2020, vol. 27, pp. 372–380. DOI: 10.1007/s11771-020-4302-5.

7. Grubyy S.V., Zaicev A.M. Obosnovanie uslovii frezerovaniya karmanov v korpusnykh detalyakh iz alyuminievykh splavov [The provement of the conditions of end mill operation in external panels of the aluminum alloys]. *Nauka i obrazovanie: nauchnoe izdanie MGTU im. N.E. Baumana = Science and Education: scientific periodical of the Bauman MSTU*, 2014, no. 5, pp. 12–30. DOI: 10.7463/0514.0709770.

8. Chatti S., Laperrière L., Reinhart G., Tolio T., eds. *CIRP encyclopedia of production engineering*. Berlin, Heidelberg, Springer, 2019. 1832 p. DOI: 10.1007/978-3-662-53120-4.

9. Il A., Chatelain J.F., Lalonde J.F., Balazinski M., Rimpault X. An experimental investigation of the influence of cutting parameters on workpiece internal temperature during Al2024-T3 milling. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 97, pp. 413–426. DOI: 10.1007/s00170-018-1948-3.

10. Grubyy S.V., Zaicev A.M. Issledovanie kontsevykh frez pri frezerovanii korpusnykh detalei iz alyuminievykh splavov [Research of end mills during milling of body parts made of aluminum alloys]. *Nauka i obrazovanie: nauchnoe izdanie MGTU im. N.E. Baumana = Science and Education: scientific periodical of the Bauman MSTU*, 2013, no. 12, pp. 31–54. DOI: 10.7463/1213.0634375.

11. Ming W., Yu W., Qiu K., An Q., Chen M. Modelling of the temperature distribution based on equivalent heat transfer theory and anisotropic characteristics of honeycomb core during milling of aluminum honeycomb core. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 115, pp. 2097–2110. DOI: 10.1007/s00170-021-06943-5.

12. Duan Z., Li C., Ding W., Zhang Y., Yang M., Gao T., Cao H., Xu X., Wang D., Mao C., Li H.N., Kumar G.M., Said Z., Debnath S., Jamil M., Ali H.M. Milling force model for aviation aluminum alloy: academic insight and perspective analysis. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2021, vol. 34, p. 18. DOI: 10.1186/s10033-021-00536-9.

13. Bugdayci B., Lazoglu I. Temperature and wear analysis in milling of aerospace grade aluminum alloy Al-7050. *Production Engineering*, 2015, vol. 9, pp. 487–494. DOI: 10.1007/s11740-015-0623-x.

14. Kugultinov S.D., Shchenyatskii A.V., Zhilyaev A.S. Chislennyi analiz vliyaniya uslovii mekhanicheskoi obrabotki na napryazhenno-deformirovannoe sostoyanie krupnogabaritnykh tonkostennykh detalei slozhnoi formy [Numerical analysis of influence of mechanical processing conditions on stress-deformed state of large-size thin-wall complex parts]. *Intellektual'nye sistemy v proizvodstve = Intelligent Systems in Manufacturing*, 2018, vol. 16 (3), pp. 17–21. DOI: 10.22213/2410-9304-2018-3-17-21.

15. Trusov V.N., Zakonov O.I., Shikin V.V. Issledovanie parametrov protsessa frezerovaniya alyuminievogo splava D16T [Research on milling parameters for the D16T aluminium alloy]. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki = Vestnik of Samara State Technical University. Technical Sciences Series*, 2012, no.3 (35), pp. 155–162. Available at: https://elibrary.ru/download/elibrary_18955077_35295693. pdf (accessed 09.02.2024).

16. Kushner V.S., Storchak M.G., Burgonova O.Yu., Gubin D.S. Razrabotka matematicheskoi modeli krivoi techeniya splavov pri adiabaticheskikh usloviyakh deformirovaniya [Mathematical modeling of the alloy flow curve in adiabatic conditions of deformation]. *Zavodskaya laboratoriya*. *Diagnostika materialov = Industrial laboratory*. *Diagnostics of materials*, 2017, vol. 83 (5), pp. 45–49. Available at: https://elibrary.ru/download/elibrary_29197671_73184792.pdf (accessed 09.02.2024).

17. Burgonova O.Yu., Kushner V.S. *Povyshenie effektivnosti obrabotki konstruktsionnykh materialov frezerovaniem* [Improving the efficiency of processing structural materials by milling]. Omsk, Omsk State Technical University Publ., 2013. 140 p. ISBN 978-5-8149-1640-2.

18. Gabrian International (H.K.) Ltd. Available at: https://www.gabrian.com/2024-aluminum-properties/ (accessed 09.02.2024).

19. Grigor'ev I.S., Meilikhov E.Z., eds. *Fizicheskie velichiny: spravochnik* [Physical quantities: reference]. Moscow, Energoatomizdat Publ., 1991. 1232 p. ISBN 5-283-04013-5.

53

OBRABOTKA METALLOV

20. Kushner V., Storchak M. Determining mechanical characteristics of material resistance to deformation in machining. *Production Engineering*, 2014, vol. 8 (5), pp. 679–688. DOI: 10.1007/s11740-014-0573-8.

21. Huang X., Xu J., Chen M., Ren F. Finite element modeling of high-speed milling 7050-T7451 alloys. *Procedia Manufacturing*, 2020, vol. 43, pp. 471–478. DOI: 10.1016/j.promfg.2020.02.186.

22. Vorob'ev A.A., Krutko A.A., Sedykh D.A. Razrabotka modeli dlya otsenki napryazhennodeformirovannogosostoyaniyatverdosplavnogoinstrumentaprivosstanovitel'noiobrabotkezheleznodorozhnykh koles [Investigation of the stressed state of a carbide tool during turning of railway wheels]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2022, no. 12 (138), pp. 9–15. DOI: 10.30987/2223-4608-2022-12-9-15.

23. Zorev N.N., ed. *Razvitie nauki o rezanii metallov* [Development of metal cutting science]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1967. 415 p.

24. Rozenberg A.M., Eremin A.N. *Elementy teorii protsessa rezaniya metallov* [Elements of the theory of the metal cutting process]. Moscow, Mashgiz Publ., 1956. 318 p.

25. Gubkin S.I. *Plasticheskaya deformatsiya metallov*. T. 3. *Teoriya plasticheskoi obrabotki metallov* [Plastic deformation of metals. Vol. 3. Theory of plastic processing of metals]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1961. 306 p.

26. Zhiliaev A.S., Kugultinov S.D. Matematicheskoe modelirovanie teplovykh protsessov pri frezerovanii slozhnoprofil'nykh detalei iz alyuminievykh splavov [Mathematical simulation of thermal processes when milling aluminum alloy formed parts]. *Vestnik Kontserna VKO «Almaz – Antei»*, 2019, no. 2 (29), pp. 65–70. (In Russian). Available at: https://elibrary.ru/download/elibrary 41273368 35941140.pdf (accessed 09.02.2024).

27. Vereshchaka A.S., Kushner V.S. *Rezanie materialov* [Cutting materials]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 2009. 535 p.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2024 Том 26 № 1 с. 55–65 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-55-65

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Адаптация системы ЧПУ станка к условиям комбинированной обработки

Михаил Борисов^{1, a}, Дмитрий Лобанов^{1, b*}, Александр Зворыгин^{2, c}, Вадим Скиба^{3, d}

¹ Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, Московский пр-т, 15, г. Чебоксары, 428015, Россия

² Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики, пр. Мира, 37, г. Саров, 607188, Россия

³ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

^a tttps://orcid.org/0000-0001-9084-1820, 😂 borisovmgou@mail.ru; ^b https://orcid.org/0000-0002-4273-5107, 😂 lobanovdv@list.ru;

^c https://orcid.org/0000-0003-3610-4648, 🗢 zvor95@yandex.ru; ^d https://orcid.org/0000-0002-8242-2295, 🗢 skeeba vadim@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.047

История статьи: Поступила: 11 декабря 2023 Рецензирование: 25 декабря 2023 Принята к печати: 08 января 2024 Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова: Станок с ЧПУ Электрохимическое шлифование Программируемое устройство Автоматическое управление Комбинированная обработка Управляющая программа

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00945, https://rscf.ru/ project/23-29-00945/

Благодарности

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034).

аннотация

Введение. Повышение эффективности технологий обработки изделий из современных высокопрочных труднообрабатываемых материалов, обладающих повышенными физико-механическими и эксплуатационными свойствами, заключается не только в совершенствовании непосредственно технологий, инструмента для его реализации, но и в модернизации технологического оборудования с учетом новых достижений в области машиностроения. Современное оборудование с числовым программным управлением (ЧПУ) сегодня достаточно развито с точки зрения управления основными движениями резания. Адаптивные системы контроля и управления, как правило, дополнительно устанавливаемые на технологическое оборудование, позволяют еще больше повысить качественные параметры обработки. С разработкой новых гибридных и комбинированных технологий, сочетающих в себе несколько видов воздействия на обрабатываемое изделие, остро встал вопрос синхронизации автоматического управления движениями частей технологического оборудования с контролем и управлением сопутствующими процессами комбинированных технологий. Одним из примеров таких технологий является электрохимическое алмазное шлифование с периодической правкой рабочей поверхности алмазного круга током обратной полярности. Полярностью тока и длительностью следования его импульсов управляют специальные программируемые устройства. К ним подключаются блоки коммутации токов. Они служат для подачи в электрическую цепь поочередно токов прямой и обратной полярности и выполнены на основе ключевых элементов. Установка таких программируемых устройств на станки с ЧПУ приводит к их оснащению дополнительной автономной автоматической системой управления. При этом сложно согласовать работу системы ЧПУ станка, управляющей перемещениями его рабочих органов, и программируемого устройства, применяемого для управления полярностью и длительностью импульсов тока при комбинированной обработке. Целью работы является синхронизация системы ЧПУ станка с системой управления процессом периодической смены полярности тока. Исследование проводилось на экспериментальном стенде. Методика исследований предусматривала проведение эксперимента, заключающегося в синхронизации работы системы ЧПУ станка с работой системы управления процессом периодической смены полярности тока. Для оценки результатов проводилось сравнение времени перемещения алмазного круга в результате рабочего хода с длительностью импульсов тока разной полярности, заданных в управляющей программе разработанного программного обеспечения. Результаты и обсуждения. В результате проведенных исследований установлено, что разработанный программно-аппаратный комплекс позволяет синхронизировать в системе ЧПУ станка управление движениями рабочих органов с автоматическим управлением периодической сменой полярности тока при электрохимическом алмазном шлифовании, что позволяет значительно расширить технические возможности станков с ЧПУ.

Для цитирования: Адаптация системы ЧПУ станка к условиям комбинированной обработки / М.А. Борисов, Д.В. Лобанов, А.С. Зворыгин, В.Ю. Скиба // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 55–65. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-55-65.

*Адрес для переписки

Лобанов Дмитрий Владимирович, д.т.н., доцент Чувашский государственный университет имени И.Н. Ульянова, Московский пр-т, 15, 428015, г. Чебоксары, Россия

Тел.: +7 908 303-47-45, e-mail: lobanovdv@list.ru

Повышение эффективности технологий обработки изделий из современных высокопрочных труднообрабатываемых материалов, обладающих повышенными физико-механическими и эксплуатационными свойствами, заключается

Введение

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

не только в совершенствовании непосредственно технологий, инструмента для его реализации [1-7], но и в модернизации технологического оборудования с учетом новых достижений в области машиностроения. Резерв повышения эффективности в этом случае видится в автоматизации процесса управления технологией, что значительно сокращает основное и вспомогательное время, повышает качество и производительность обработки. Современное оборудование с числовым программным управлением (ЧПУ) сегодня достаточно развито с точки зрения управления основными движениями резания [8-10]. Адаптивные системы контроля и управления, как правило, дополнительно устанавливаемые на технологическое оборудование, позволяют еще больше повысить качественные параметры обработки. С разработкой новых гибридных и комбинированных технологий [11-20], сочетающих в себе несколько видов воздействия на обрабатываемое изделие (механическое, электрическое, тепловое и др.), остро встал вопрос синхронизации автоматического управления движениями частей технологического оборудования с контролем и управлением сопутствующими процессами комбинированных технологий.

Одним из примеров таких технологий является электрохимическое алмазное шлифование с периодической правкой рабочей поверхности алмазного круга током обратной полярности [21–24].

Для реализации электрохимического воздействия на обрабатываемый материал создается электрическая цепь, в которую входят источник постоянного тока, шлифуемый материал и алмазный токопроводящий круг. В зону обработки подается электролит. При обработке к заготовке подключают положительный полюс источника тока. Происходит разупрочнение обрабатываемой поверхности материала, что улучшает условия ее механической обработки алмазным кругом. Однако в процессе работы алмазоносный слой теряет свою работоспособность из-за явления «засаливания». Необходимо проводить восстановление режущих свойств инструмента, одним из вариантов которого является смена полярности источника тока, что позволяет провести электрохимическую правку алмазоносного слоя. Таким образом, для поддержания круга в работоспособном состоянии в электрическую цепь подают периодические импульсы тока. Полярностью тока и длительностью следования его импульсов управляют специальные программируемые устройства [25]. К ним подключаются блоки коммутации токов. Они служат для подачи в электрическую цепь поочередно токов прямой и обратной полярности и выполнены на основе ключевых элементов. Установка таких программируемых устройств на станки с ЧПУ приводит к их оснащению дополнительной автономной автоматической системой управления. При этом сложно согласовать работу системы ЧПУ станка, управляющей перемещениями его рабочих органов, и программируемого устройства, применяемого для управления полярностью и длительностью импульсов тока при комбинированной обработке.

В связи с этим *целью работы* является синхронизация системы ЧПУ станка с системой управления процессом периодической смены полярности тока.

Методика исследований

Исследование процесса автоматического управления полярностью тока при электрохимическом шлифовании и периодической правкой рабочей поверхности алмазного круга с использованием системы ЧПУ станка проводилось на созданном нами экспериментальном стенде. В основу стенда положен трехкоординатный станок с ЧПУ, представленный на рис. 1.



Puc. 1. Трехкоординатный станок с ЧПУ *Fig. 1.* Three-axis *CNC* machine

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

OBRABOTKA METALLOV

См

Станок оснащен тремя шаговыми двигателями, управление которыми осуществляется с использованием платы управления Arduino и G-кодов. Для разработки управляющих программ используют программное обеспечение, устанавливаемое на персональный компьютер.

На рис. 2 показана схема управления станком с ЧПУ, базирующаяся на платформе Arduino.

Для реализации на проектируемом стенде условий комбинированной обработки станок до-

полнительно оснастили электрической цепью постоянного тока, включающей в себя источник тока, блок коммутации токов, шлифуемый материал и абразивный инструмент. Шпиндель развернули в горизонтальное положение и оснастили оправкой для установки абразивного инструмента. Части станка, входящие в электрическую цепь, и приспособление для установки заготовки были изолированы за счет диэлектрических вставок.



Рис. 2. Схема управления станком с ЧПУ на Arduino Fig. 2. CNC machine control circuit using Arduino

Изображение экспериментального стенда с элементами модернизации представлено на рис. 3.

Для управления электрохимическими процессами во время исследований стенд дополнительно оснащен разработанной нами платой управления полярностью тока и блоком реле, которые были сопряжены с существующей платой управления шаговыми двигателями станка. Собранное таким образом устройство установили в специально изготовленный с использованием аддитивных технологий корпус интегрированного устройства управления, показанного на рис. 4.

С торца интегрированного устройства расположены контактные группы «IN» и «OUT». Они предназначены для подачи постоянного тока в интегрированное устройство управления и для передачи преобразованного в виде импульсов тока требуемой полярности к шлифуемому материалу и абразивному кругу.

Исследование начиналось с калибровки шаговых двигателей. Для этого использовались кон-

цевые датчики. С их помощью происходит установка начального положения суппортов станка в системе станочных координат, выполняемая с целью корректной отработки управляющей программы. Управляющая программа, записанная в G-и М-кодах, транслируется посредством USBсоединения из памяти персонального компьютера в плату управления Arduino. Эта программа служит для управления приводами станка, а также для управления полярностью тока в электрической цепи, образованной источником тока, блоком коммутации токов, абразивным токопроводящим инструментом и шлифуемым материалом.

По условию одной из задач исследования работа приводов станка и процесс смены полярности тока в электрической цепи должны быть синхронизированы во времени. Полярность тока может меняться либо поочередно в процессе обработки через заданные промежутки времени (для электрохимического шлифования и правки инструмента), либо в момент перехода обработки

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ



Рис. 3. Экспериментальный стенд:

 1 – стол станка; 2 – клемма соединительная; 3 – приспособление для установки заготовки; 4 – алмазный круг;
 5 – щеточное устройство; 6 – шаговый двигатель; 7 – интегрированное устройство управления; 8 – блок индикации

Fig. 3. Experimental stand:

1 – machine table; 2 – connecting terminal; 3 – device for installing the workpiece; 4 – diamond wheel; 5 – brush device; 6 – stepper motor; 7 – integrated control device; 8 – display unit



Рис. 4. Интегрированное устройство управления *Fig. 4.* Integrated control device

с одного материала на другой (паяные соединения, «сэндвич»-материалы).

Методика исследования предусматривала проведение эксперимента, заключающегося в синхронизации работы системы ЧПУ станка с работой системы управления процессом периодической смены полярности тока. Для оценки результатов проводилось сравнение времени перемещения алмазного круга в результате рабочего хода с длительностью импульсов тока разной полярности, заданных в управляющей программе разработанного программного обеспечения.

Результаты и их обсуждение

В ходе проведения исследования была разработана схема совместного управления шаговыми двигателями станка и блоком реле, служащим для изменения полярности тока, представленная на рис. 5.

Для синхронизации управления шаговыми двигателями рабочих органов станка и работой блока реле нами было разработано специальное программное обеспечение, позволяющее автоматически управлять совместной работой шаговых двигателей и блока реле.

Интерфейс специального программного обеспечения показан на рис. 6.

Интерфейс программного обеспечения (рис. 6) имеет зоны для визуализации значений координат перемещения по осям, ручного управления перемещениями по координатам, окно отображения создаваемой управляющей программы и ввода требующихся значений, а также виртуальную панель для выбора кодов программы. Кроме того, интерфейс также позволяет определить используемый СОМ-порт компьютера; работать с файлами управляющих программ, сохранять и открывать их; запускать, останавливать и завершать отработку программ; производить контроль полярности тока и напряжения в сети; получать информацию об ошибках в программе и удалять файлы.

Кроме базовых кодов, таких как G00 – быстрое позиционирование, G01 – линейная интерполяция, M3 – включение вращения шпинделя и M5 – выключение вращения шпинделя, были разработаны и использованы специальные коды. К ним относятся M7 – включение/выключение команд смены полярности тока, M8 – включение

58



Рис. 5. Схема совместного управления шаговыми двигателями станка и блоком реле Fig. 5. Joint control circuit of machine stepper motors and relay unit

	-	Open G-CODE	Run	Stop	Home	Polarity	Restar	t	Unlock	Abor
Discorrec	t	Save G-CODE		- 40		Canada	00		- augrm	
lachine Con	nection	File			Contr	-01			I-	Stop
X zero	Х	0.00mm		1Y+		1Z	+	Formar	d Voltage	
Y zero	Y	0.00mm		Lv.		1.7		Badma	rd Voltage	
Z zero	7		- ^-	4 1-	-	+4				
XYZ zero	2	0.00mm	0.1mm	1mm	10mm	100mm				
1 X100 Y100 10 1 X100 Y100	Z-10 F1 Z-15 F1	00 00			Put	M3 1	100			
					Put	117		Put	H11	
					Put	198		Put	919	

Рис. 6. Интерфейс программного обеспечения Fig. 6. Software Interface

прямой полярности тока, М10 – включение обратной полярности тока и М11- переход на диалоговое управление полярностью тока. Время длительности импульса тока заданной полярности устанавливается в диалоговом режиме на блоке индикации с использованием панели отображения данных (рис. 7).

На рис. 8 представлена расчетная схема для апробации управляющей программы, разрабо-

танной для совместного функционирования системы ЧПУ станка и системы управления процессом смены полярности тока, при переходе с обработки материала 1 на обработку материала 2, в частности, для перемещения абразивного круга по оси Z.

На рис. 9 представлены показания дисплея блока индикации для работы в диалоговом режиме, полученные в ходе проведения эксперимента.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ









Рис. 8. Расчетная схема для апробации управляющей программы

Fig. 8. Design circuit for testing the control program

Том 26 № 1 2024

60

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ





а

б

Рис. 9. Показания дисплея блока индикации: *а* – показания дисплея для тока прямой полярности; *б* – показания дисплея для тока обратной полярности

Fig. 9. Display unit display readout: a – display readout for current of direct polarity;

 δ – display readout for current of reverse polarity

В темном окошке индицируется текущее время, зафиксирован момент начала отчета. В светлом окошке индицируется время продолжительности импульса тока обратной полярности (рис. 9, а) или время продолжительности импульса тока прямой полярности (рис. 9, б). Из показаний видно, что заданная продолжительность импульса тока прямой полярности соответствует 10 с, продолжительность импульса тока обратной полярности равна 5 с. При заданных в программе перемещениях абразивного круга по оси Z равными 10 и 5 мм со скоростью 1 мм·с⁻¹ время перемещения также соответствует 10 и 5 с. Таким образом, система управления ЧПУ станка и система смены полярности тока были синхронизированы по времени.

Выводы

В результате проведенных исследований установлено, что разработанный программмноаппаратный комплекс позволяет синхронизировать в системе ЧПУ станка управление движениями рабочих органов с автоматическим управлением периодической сменой полярности тока при электрохимическом алмазном шлифовании, что позволяет значительно расширить технические возможности станков с ЧПУ.

Область дальнейших исследований видится в отработке технологии электрохимического алмазного шлифования с периодической сменой полярности тока на станках с ЧПУ при использовании разработанной программно-аппаратной части системы автоматического управления, а также в ее совершенствовании под другие виды комбинированной обработки.

Список литературы

1. Козлов А.М. Определение параметров рабочей поверхности абразивного инструмента на основе моделирования // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. - 2005. - № 1. - С. 51-55.

2. Козлов А.М., Болгов Д.В. Моделирование совмещенной абразивной обработки // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. – 2010. – № 2 (280). – С. 50–53.

3. High-speed grinding of ZhS6-K high-temperature nickel alloy / A.Y. Popov, D.S. Rechenko, K.V. Averkov, V.A. Sergeev // Russian Engineering Research. -2012. - Vol. 32 (5-6). - P. 511-512. - DOI: 10.3103/ S1068798X12050176.

4. Ultra-high-speed sharpening and hardening the coating of carbide metal-cutting tools for finishing aircraft parts made of titanium alloys / D.S. Rechenko, A.Y. Popov, Y.V. Titov, D.G. Balova, B.P. Gritsenko // Journal of Physics: Conference Series. - 2019. -Vol. 1260 (6). - P. 062020. - DOI: 10.1088/1742-6596/1260/6/062020.

5. Popov V., Rychkov D., Arkhipov P. Defects in diamonds as the basic adhesion grinding // MATEC Web of Conferences. - 2017. - Vol. 129. - P. 01003. -DOI: 10.1051/matecconf/201712901003.

6. Soler Ya.I., Kazimirov D.Yu., Prokop'eva A.V. Optimizing the grinding of high-speed steel by wheels of cubic boron nitride // Russian Engineering Research. -2007. - Vol. 27 (12). - P. 916-919.

7. Roshchupkin S., Kharchenko A. Method of building dynamic relations, estimating product and grinding circle shape deviations // MATEC Web of Conferences. - 2018. - Vol. 224. - P. 01001. - DOI: 10.1051/ matecconf/201822401001.

8. Bratan S., Roshchupkin S., Chasovitina A. The correlation of movements in the technological system during grinding precise holes // Materials Science Forum. -2021. - Vol. 1037. - P. 384-389. - DOI: 10.4028/www. scientific.net/MSF.1037.384.

9. 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 (8). - P. 642-644. - DOI: 10.3103/ S1068798X18080166.

10. Vasil'ev E.V., Popov A.Y. Renovation of hard-alloy end mills on numerically controlled grinding machines // Russian Engineering Research. - 2014. - Vol. 34. -P. 466–468. – DOI: 10.3103/S1068798X14070144.

11. Исслелование процесса автоматического управления сменой полярности тока в условиях гибридной технологии электрохимической обработки коррозионно-стойких сталей / М.А. Борисов, Д.В. Лобанов, А.С. Янюшкин, В.Ю. Скиба // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). - 2020. - Т. 22, № 1. - С. 6-15. -DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15.

12. Bratan S., Bogutsky B., Roshchupkin S. Development of mathematical model of material removal calculation for combined grinding process // Proceedings of the 4th International conference on industrial engineering ICIE 2018. - Cham: Springer, 2019. - P. 1759-1769. - (Lecture notes in mechanical engineering). - DOI: 10.1007/978-3-319-95630-5 189.

13. Nosenko S.V., Nosenko V.A., Kremenetskii L.L. The condition of machined surface of titanium alloy in dry grinding // Procedia Engineering. - 2017. - Vol. 206. -P. 115–120. – DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.446.

14. 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 (3). - P. 270-276. -DOI: 10.3103/S1052618809030108.

15. Nosenko S.V., Nosenko V.A., Koryazhkin A.A. The effect of the operating speed and wheel characteristics on the surface quality at creep-feed grinding titanium alloys // Solid State Phenomena. - 2018. - Vol. 284. - P. 369-374. - DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.284.369.

16. Influence of the duration of current pulses on the roughness in the combined processing of corrosion steel 12H18N10T / D. Lobanov, M. Borisov, A. Yanyushkin, V. Skeeba // Key Engineering Materials. - 2022. -Vol. 910. – P. 397–402. – DOI: 10.4028/p-gu270a.

17. Ways to implement hybrid finishing technology with a hand-held rotary tool / D. Lobanov, M. Borisov, A. Yanyushkin, V. Skeeba // IOP Conference Series:

CM

CM

Materials Science and Engineering. – 2020. – Vol. 709 (4). – P. 044075. – DOI: 10.1088/1757-899X/709/4/044075.

18. Research of influence electric conditions combined electrodiamond 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 (1). – P. 012081. – DOI: 10.1088/1757-899X/142/1/012081.

19. Рационализация режимов поверхностной закалки ВЭН ТВЧ рабочих поверхностей пуансона в условиях гибридной обработки / В.Ю. Скиба, Н.В. Вахрушев, К.А. Титова, А.Д. Черников // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 3. – С. 63–86. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.3-63-86.

20. Analysis of magnetic forces in the working clearance with magnetic-abrasive treatment of inductors on standing magnets / A.M. Ikonnikov, S.L. Leonov, D.E. Solomin, A.A. Kulakov // Materials Research Proceedings. – 2022. – Vol. 21. – P. 176–182. – DOI: 10.21741/9781644901755-31.

21. Янюшкин А.С., Попов В.Ю. Шероховатость поверхности после шлифования по методу двойного

травления // Объединенный научный журнал. – 2002. – № 21. – С. 65–67.

22. Янюшкин А.С., Архипов П.В., Торопов В.А. Механизм процесса засаливания шлифовальных кругов // Вестник машиностроения. – 2009. – № 3. – С. 62–69.

23. Popov V.Yu., Arkhipov P.V., Rychkov D.A. Adhesive wear mechanism under combined electric diamond grinding // MATEC Web of Conferences. – 2017. – Vol. 129. – P. 01002. – DOI: 10.1051/matec-conf/201712901002.

24. Шероховатость поверхности, обработанной электроалмазными методами / П.В. Архипов, А.С. Янюшкин, Е.Д. Лосев, Н.П. Петров, Г. Алтангэрэл // Труды Братского государственного университета. Серия: Естественные и инженерные науки. – 2014. – Т. 1. – С. 158–163.

25. Борисов М.А., Лобанов Д.В. Программируемое устройство для управления электрическими параметрами комбинированной обработки высокопрочных материалов // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2021. – Т. 8, № 1–2. – С. 14–21.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2024 vol. 26 no. 1 pp. 55-65 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)

DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-55-65

Obrabotka metallov -Metal Working and Material Science



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

Adaptation of the CNC system of the machine to the conditions of combined processing

Mikhail Borisov^{1, a}, Dmitry Lobanov^{1, b, *}, Alexander Zvorygin^{2, c}, Vadim Skeeba^{3, d}

¹ I.N. Ulianov Chuvash State University, 15 Moskovsky Prospekt, Cheboksary, 428015, Russian Federation

² Russian Federal Nuclear Center - All-Russian Research Institute of Experimental Physics, 37 Mira Ave., Sarov, 607188, Russian Federation

³ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

^a https://orcid.org/0000-0001-9084-1820, 😌 borisovmgou@mail.ru; ^b https://orcid.org/0000-0002-4273-5107, 😌 lobanovdv@list.ru;

c https://orcid.org/0000-0003-3610-4648, 🗢 zvor95@yandex.ru; d 💿 https://orcid.org/0000-0002-8242-2295, 🗢 skeeba vadim@mail.ru

ARTICLE INFO

ABSTRACT

Article history: Received: 11 December 2023 Revised: 25 December 2023 Accepted: 08 January 2024 Available online: 15 March 2024

Keywords: CNC machine Electrochemical grinding Programmable device Automatic control Combined processing Control program

Funding

This research was funded by Russian Science Foundation project N 23-29-00945, https://rscf.ru/en/project/23-29-00945/

Acknowledgements

Researches were conducted at core facility of NSTU "Structure, mechanical and physical properties of materials".

Introduction. Increasing the efficiency of processing technologies for products made from modern highstrength, difficult-to-process materials with increased physical, mechanical and operational properties consists not only in improving the technology itself, the tools for its implementation, but also in modernizing technological equipment taking into account new achievements in the field of mechanical engineering. Modern computer numerical control (CNC) equipment is now quite advanced in terms of controlling basic cutting movements. Adaptive monitoring and control systems, as a rule, additionally installed on processing equipment, make it possible to further improve the quality of processing parameters. With the development of new hybrid and combined technologies that combine several types of influence on the product being processed, the issue of synchronizing the automatic control of the movements of parts of technological equipment with the control and management of accompanying processes of combined technologies has become acute. One example of such technologies is electrochemical diamond grinding with periodic dressing of the working surface of a diamond wheel using reverse polarity current. The polarity of the current and the duration of its pulses are controlled by special programmable devices. Current switching units are connected to it. It serves to supply alternating currents of direct and reverse polarity to the electrical circuit and is made on the basis of key elements. Installing such programmable devices on CNC machines leads to its' equipping with an additional autonomous automatic control system. At the same time, it is difficult to coordinate the operation of the machine's CNC system, which controls the movements of its working parts, and the programmable device used to control the polarity and duration of current pulses during combined processing. The purpose of the work is to synchronize the CNC system of the machine with the control system for the process of periodically changing the polarity of the current. The study was carried out on an experimental stand. Methods. The research methodology involved conducting an experiment consisting of synchronizing the operation of the machine's CNC system with the operation of the control system for the process of periodically changing the polarity of the current. To evaluate the results, the time of movement of the diamond wheel as a result of the working stroke was compared with the duration of current pulses of different polarities specified in the control program of the developed software. Results and discussions. As a result of the research, it is established that the developed software and hardware complex makes it possible to synchronize in the CNC system of the machine tool the control of the movements of the working parts with automatic control of the periodic change of current polarity during electrochemical diamond grinding, which can significantly expand the technical capabilities of CNC machines.

For citation: Borisov M.A., Lobanov D.V., Zvorygin A.S., Skeeba V.Y. Adaptation of the CNC system of the machine to the conditions of combined processing. Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 55-65. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-55-65. (In Russian).

* Corresponding author

Lobanov Dmitry V., D.Sc. (Engineering), Professor I.N. Ulianov Chuvash State University,

15 Moskovsky Prospekt,

428015, Cheboksary, Russian Federation

63

Tel.: + 7 908 303-47-45, e-mail: lobanovdv@list.ru

References

1. KozlovA.M. Opredelenie parametrov raboche i poverkhnosti abrazivnogo instrumenta na osnove modelirovaniya [Determination of parameters of the working surface of an abrasive tool based on modeling]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 2005, no. 1, pp. 51–55.

2. Kozlov A.M., Bolgov D.V. Modelirovanie sovmeshchennoi abrazivnoi obrabotki [Modelling of fetch abrasive filtering]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii = Fundamental and Applied Problems of Engineering and Technology*, 2010, no. 2 (280), pp. 50–53.

3. Popov A.Y., Rechenko D.S., Averkov K.V., Sergeev V.A. High-speed grinding of ZhS6-K high-temperature nickel alloy. *Russian Engineering Research*, 2012, vol. 32 (5–6), pp. 511–512. DOI: 10.3103/S1068798X12050176.

4. Rechenko D.S., Popov A.Y., Titov Y.V., Balova D.G., Gritsenko B.P. Ultra-high-speed sharpening and hardening the coating of carbide metal-cutting tools for finishing aircraft parts made of titanium alloys. *Journal of Physics: Conference Series*, 2019, vol. 1260 (6), p. 062020. DOI: 10.1088/1742-6596/1260/6/062020.

5. Popov V., Rychkov D., Arkhipov P. Defects in diamonds as the basic adhesion grinding. *MATEC Web of Conferences*, 2017, vol. 129, p. 01003. DOI: 10.1051/matecconf/201712901003.

6. Soler Ya.I., Kazimirov D.Yu., Prokop'eva A.V. Optimizing the grinding of high-speed steel by wheels of cubic boron nitride. *Russian Engineering Research*, 2007, vol. 27 (12), pp. 916–919.

7. Roshchupkin S., Kharchenko A. Method of building dynamic relations, estimating product and grinding circle shape deviations. *MATEC Web of Conferences*, 2018, vol. 224, p. 01001. DOI: 10.1051/matecconf/201822401001.

8. Bratan S., Roshchupkin S., Chasovitina A. The correlation of movements in the technological system during grinding precise holes. *Materials Science Forum*, 2021, vol. 1037, pp. 384–389. DOI: 10.4028/www.scientific.net/ MSF.1037.384.

9. 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 (8), pp. 642–644. DOI: 10.3103/S1068798X18080166.

10. Vasil'ev E.V., Popov A.Y. Renovation of hard-alloy end mills on numerically controlled grinding machines. *Russian Engineering Research*, 2014, vol. 34, pp. 466–468. DOI: 10.3103/S1068798X14070144.

11. Borisov M.A., Lobanov D.V., Yanyushkin A.S., Skeeba V.Yu. Investigation of the process of automatic control of current polarity reversal in the conditions of hybrid technology of electrochemical processing of corrosion-resistant steels. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 1, pp. 6–15. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15. (In Russian).

12. Bratan S., Bogutsky B., Roshchupkin S. Development of mathematical model of material removal calculation for combined grinding process. *Proceedings of the 4th International conference on industrial engineering ICIE 2018*. Cham, Springer, 2019, pp. 1759–1769. DOI: 10.1007/978-3-319-95630-5_189.

13. Nosenko S.V., Nosenko V.A., Kremenetskii L.L. The condition of machined surface of titanium alloy in dry grinding. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 206, pp. 115–120. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.446.

14. 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 (3), pp. 270–276. DOI: 10.3103/S1052618809030108.

15. Nosenko S.V., Nosenko V.A., Koryazhkin A.A. The effect of the operating speed and wheel characteristics on the surface quality at creep-feed grinding titanium alloys. *Solid State Phenomena*, 2018, vol. 284, pp. 369–374. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.284.369.

16. Lobanov D., Borisov M., Yanyushkin A., Skeeba V. Influence of the duration of current pulses on the roughness in the combined processing of corrosion steel 12H18N10T. *Key Engineering Materials*, 2022, vol. 910, pp. 397–402. DOI: 10.4028/p-gu270a.

17. Lobanov D., Borisov M., Yanyushkin A., Skeeba V. Ways to implement hybrid finishing technology with a hand-held rotary tool. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 709 (3), p. 044075. DOI: 10.1088/1757-899X/709/4/044075.

18. Lobanov D.V., Arkhipov P.V., Yanyushkin A.S., Skeeba V.Yu. Research of influence electric conditions combined electrodiamond processing by on specific consumption of wheel. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 142, p. 12081. DOI: 10.1088/1757-899X/142/1/012081.

19. Skeeba V.Yu., Vakhrushev N.V., Titova K.A., Chernikov A.D. Rationalization of modes of HFC hardening of working surfaces of a plug in the conditions of hybrid processing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie,*

instrumenty) = *Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 3, pp. 63–86. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.3-63-86. (In Russian).

20. Ikonnikov A.M., Leonov S.L., Solomin D.E., Kulakov A.A. Analysis of magnetic forces in the working clearance with magnetic-abrasive treatment of inductors on standing magnets. *Materials Research Proceedings*, 2022, vol. 21, pp. 176–182. DOI: 10.21741/9781644901755-31.

21. Yanyushkin A.S., Popov V.Yu. Sherokhovatost' poverkhnosti posle shlifovaniya po metodu dvoinogo travleniya [Surface roughness after grinding using the double etching method]. *Ob''edinennyi nauchnyi zhurnal* = *The Integrated Scientific Journal*, 2002, no. 21, pp. 65–67.

22. Yanyushkin A.S., Arkhipov P.V., Toropov V.A. Mekhanizm ppotsessa zasalivaniya shlifoval'nykh kpugov [A glazing process mechanism of the grinding wheels]. *Vestnik mashinostroeniya = Russian Engineering Research*, 2009, no. 3, pp. 62–69. (In Russian).

23. Popov V.Y., Arkhipov P.V., Rychkov D.A. Adhesive wear mechanism under combined electric diamond grinding. *MATEC Web of Conferences*, 2017, vol. 129, p. 01002. DOI: 10.1051/matecconf/201712901002.

24. Arkhipov P.V., Yanyushkin A.S., Losev E.D., Petrov N.P., Altangerel G. Sherokhovatost' poverkhnosti, obrabotannoi elektroalmaznymi metodami [Roughness of surface processed by electrodiamond methods]. *Trudy Bratskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Estestvennye i inzhenernye nauki = Proceedings of the Bratsk State University. Series: Natural and engineering sciences*, 2014, vol. 1, pp. 158–163.

25. Borisov M.A., Lobanov D.V. Programmiruemoe ustroistvo dlya upravleniya elektricheskimi parametrami kombinirovannoi obrabotki vysokoprochnykh materialov [Programmable device for control of electrical parameters of combined processing of high-strength materials]. *Aktual'nye problemy v mashinostroenii = Actual Problems in Machine Building*, 2021, vol. 8, no. 1–2, pp. 14–21.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2024 Том 26 № 1 с. 66–79 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-66-79

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Эластичные хоны для полирования профилей зубьев термообработанных цилиндрических колес специального назначения

Владимир Носенко^{1, a, *}, Юрий Багайсков^{1, b}, Алексей Мироседи^{1, c}, Александр Горбунов^{2, d}

Волжский политехнический институт (филиал) Волгоградского государственного технического университета, ул. Энгельса 42а, г. Волжский, 404120, Россия

² Акционерное общество «Авиационные редукторы и трансмиссии – Пермские моторы», ул. Героев Хасана, 105г, г. Пермь, 614025, Россия

https://orcid.org/0000-0002-5074-1099, vladim.nosenko2014@yandex.ru;
 https://orcid.org/0000-0002-2255-6064, bagaiskov@bk.ru;
 https://orcid.org/0009-0001-8252-3299, mirosedy.ae@gmail.com;
 https://orcid.org/0009-0001-5780-8508, bagaiskov@bk.ru;

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК621.91

История статьи: Поступила: 15 ноября 2023 Рецензирование: 07 декабря 2023 Принята к печати: 16 января 2024 Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова: Хоны Хонингование Зубчатое колесо Рецептура Технология изготовления Морфология Химический состав

Финансирование

Исследование выполнено на основании договора № Р0111У2023 – 13/46-23 от 15.02.2023, заказчик АО «Авиационные редукторы и трансмиссии – Пермские моторы» (АО «Редуктор – ПМ»).

Благодарности

Авторы выражают благодарность к.т.н., доценту кафедры «Химическая технология полимеров и промышленная экология» ВПИ (филиал) ВолгГТУ А.Ф. Пучкову за поддержку и оценку работоспособности модельной пресс-формы. АННОТАЦИЯ

Введение. Важнейшей составляющей технологического процесса изготовления зубчатых колес ответственных изделий является операция хонингования зубьев. Особые требования предъявляют к качеству поверхности зубчатых колес специального назначения, где применяли импортные абразивные инструменты, поставки которых в современных экономических условиях невозможны. Цель работы: разработка рецептуры, технологической оснастки и технологии изготовления эластичных алмазных зубчатых хонов взамен импортных для хонингования зубьев зубчатых колес специального назначения. Методы исследования. Предметом исследования являются образцы импортных эластичных хонов и создаваемые отечественные аналоги. Определяли механические свойства, морфологию и химический состав абразивного (алмазного) слоя рабочей поверхности зубьев и зубчатого венца. Содержание химических элементов контролировали в отдельных точках поверхности и сканированием по площади на растровом электронном микроскопе. Определяли рецептуру и технологию производства зубчатых хонов. Результаты и обсуждение. Разработаны конструкции пресс-форм для формообразования абразивного слоя и ступицы зубчатого хона. Выявлены особенности морфологии материала рабочего слоя и зубчатого венца эластичного алмазного хона. На основании проведенных исследований определены отечественные аналоги материалов составляющих элементов хона. Рассматривали две технологии изготовления: методом прессования и литья под давлением. Для отработки технологии изготовлены две пресс-формы: упрощенная модель, состоящая из двух зубьев, и круглая прессформа. Анализировали несколько способов изготовления зубьев хона: изготовление абразивного слоя с предварительной вулканизацией различной степени, последующим введением материала зубчатого венца и окончательной вулканизацией всего изделия. Определяли механические показатели материалов рабочего абразивного слоя и зубчатого венца. Исследовали химический состав составляющих хона и пограничной зоны. В результате проведенных исследований даны рекомендации по рецептуре абразивного слоя и зубчатого венца, а также по технологии изготовления зубчатого хона, предназначенного для окончательной обработки зубьев термообработанных цилиндрических колес специального назначения.

Для цитирования: Эластичные хоны для полирования профилей зубьев термообработанных цилиндрических колес специального назначения / В.А. Носенко, Ю.С. Багайсков, А.Е. Мироседи, А.С. Горбунов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 66–79. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-66-79.

*Адрес для переписки

66

Носенко Владимир Андреевич, д.т.н., профессор Волжский политехнический институт (филиал) Волгоградского государственного технического университета, ул. Энгельса, 42а, 404120, г. Волжский, Россия **Тел.:** +7 904 403-31-74, **e-mail:** vladim.nosenko2014@yandex.ru

Введение

Зубохонингование-это операция окончательной обработки профилей зубьев термообработанных цилиндрических колес из легированных конструкционных сталей с твердостью HRC₃50-68 [1-3]. Зубчатый хон (абразивный шевер) представляет собой зубчатое колесо, рабочий венец которого изготовлен из композиционного материала на основе связки и абразивных материалов. Ступица хона обычно металлическая, из стали или алюминиевого сплава. Материал венца зубчатого хона состоит из связующего и режущих элементов – абразивных порошков определенной зернистости из различных абразивных материалов. Применение хонов способствует увеличению нагрузочной способности колес на 15-20 %, а долговечности – в 1,5-2,5 раза. Наибольшее распространение зубчатые хоны получили при обработке закаленных зубчатых колес 7-9-й степени точности.

Структурно-механические характеристики композиционного материала зубчатых хонов во многом определяют их работоспособность [4-6]. Величины этих показателей (прочность при разрыве и изгибе, ударная вязкость, модуль упругости, твердость) зависят от материала связки, технологических методов изготовления хонов, материала и зернистости шлифовальных порошков.

Абразивные зубчатые хоны изготавливают методом свободного литья или литья под давлением. В качестве связующих абразивно-полимерных композиций применяют эпоксидные смолы и акриловые пластмассы с различными пластификаторами и модификаторами. Кроме хонов на жестких связках с модулем упругости 3000-6000 МПа применяют эластичные хоны на полиуретановой, акрило-полиуретановой и гидроксиуретановой связках, модуль упругости которых составляет 1100-1200 МПа. Повышенную упругость материалу хонов придает полиуретан СКУ-ПФЛ и другие сополимеры на уретановой основе [7, 8].

Исходя из требований к обработке зубчатых колес 7-9-й степени точности, хоны изготавливают из различных абразивных материалов - например, электрокорунда белого зернистостью F60-F90. Для обеспечения необходимой плотности и прочности материала хона дополнительно вводят до 20 % шлифовальных порошков зернистостью F150-F180. Такой инструмент обеспечивает снижение погрешностей зубчатых колес прежде всего за счет перераспределения их величин – например, колебания измерительного межцентрового расстояния, погрешности профиля, повышения качества боковых поверхностей зубьев, снижения шума в зацеплении обработанных колес [3, 9].

Кроме зубчатых хонов, имеющих в качестве режущих элементов шлифовальные порошки из классических абразивных материалов, при зубохонинговании применяют алмазные зубчатые хоны. Алмазоносный слой изготавливают на металлической и полимерных каучуковых связках [4, 10]. Безалмазная основа хонов может быть металлической (на основе цветных сплавов) и каучуковой (эластичные хоны). Для полирования зубчатых колес 5-6-й степени точности используют алмазные порошки с размером зерен основной фракции 28-20 мкм [11, 12].

Алмазные инструменты широко применяются в металлообработке при черновом [12], чистовом и прецизионном шлифовании [13-15]. Отдельные виды алмазного инструмента обеспечивает шероховатость на уровне операций полирования [16-19].

В производстве автомобилей, станков, авиационной и космической техники на операциях финишной обработки высокоточных зубчатых колес широкое распространение получили специальные алмазные и абразивные инструменты [20-22]. Например, для полирования поверхностей зубьев после шлифования используют импортные эластичные хоны [8]. Санкционная политика Запада существенно ограничила доступ российских производителей к импортному инструменту, отдельные позиции такого инструмента получить невозможно. В частности, это касается алмазных хонов для полирования зубчатых колес специального назначения.

Цель исследования: разработка рецептуры, технологической оснастки и технологии изготовления эластичных алмазных зубчатых хонов взамен импортных для хонингования зубьев зубчатых колес специального назначения.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи.

1. На основании результатов обзора литературы, исследований механических свойств, мор-

CM

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

фологии и химического состава анализируемого хона определить предполагаемые материалы абразивного слоя и зубчатого венца.

2. Разработать и изготовить оснастку для формования лабораторных образцов зубчатого хона.

3. На основании результатов лабораторных исследований разработать рецептуру и технологию изготовления эластичных зубчатых хонов для хонингования зубьев зубчатых колес специального назначения.

Методика исследований

В качестве объектов исследования использовали образцы импортных хонов и создаваемых аналогов. Исследовали механические свойства, морфологию и химический состав алмазного и абразивного слоя рабочей поверхности зубчатого хона и зубчатого венца. Морфологию и химический состав исследовали на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3DFEI. Для исследования морфологии образцов использовали также оптический микроскоп «Альтами» СМ0870-Т с камерой высокого разрешения.

Каучуковые смеси изготавливали на валках модели Л16М. Диаметр валков 100 мм. Скорость вращения и зазоры между валками регулируемые.

Разрабатываемые композиции отечественных аналогов хонов на алмазной, абразивной и безабразивной основе формовали с последующей вулканизацией на прессе горячего прессования модели PHG60-212/4. Образцы изготавливали в форме дисков диаметром 50 мм высотой 6–8 мм и пластин различных размеров той же высоты. Из пластин с помощью штампов на вырубной установке изготавливали образцы-«восьмерки» для испытаний на разрыв. Испытания выполняли на лабораторной установке модели РМИ-60. Образцы-диски предназначены для определения твердости по Шору на приборе модели LAC-J.

В качестве абразивного материала использовали шлифовальные порошки карбида кремния зеленого 64С и алмазные синтетические порошки марки ACM зернистостью 28/20.

Результаты и их обсуждение

Импортный образец эластичного алмазного хона состоит из алмазоносного слоя (рабочая часть) и безалмазного зубчатого венца (далее –

68

зубчатый венец). Зубчатый венец крепится к ступице из дюралюминия. Фрагмент рабочей поверхности зубьев хона после правки алмазным инструментом и хонингования зубчатого колеса показан на рис. 1.



Puc. 1. Фрагмент рабочей поверхности зубьев хона *Fig. 1.* Fragment of the working surface of the hone teeth

Твердость алмазоносного слоя на боковых поверхностях зубьев хона составляет 95–98 единиц по Шору. Твердость материала зубчатого венца – 85–90 единиц.

Морфологию и химический состав исследовали на фрагменте зуба рабочей части хона, из которого вырезали поперечные сечения толщиной 5 мм. По наружному контуру зуба (рис. 2, *a*) выделяется алмазоносный слой. Под ним находится материал зубчатого венца. В подавляющем большинстве исследованных сечений материалы имеют хорошо выраженную границу раздела. Об этом свидетельствует и состояние границы раздела, полученное при 50-кратном увеличении (рис. 2, б). В нижней части зуба исследуемого алмазного хона после его правки толщина левого алмазоносного слоя достигает 2,9 мм и снижается до 2,7–2,6 мм к вершине зуба (рис. 2, а). Толщина правого алмазоносного слоя на этой же высоте зуба – около 2,4 мм. Отличия в толщинах алмазоносного слоя по зубьям хона в среднем достигают 50 %.

См



Puc. 2. Поперечное сечение зуба хона при увеличении $15 \times (a)$ и $50 \times (b)$ *Fig. 2.* Cross section of a hone tooth at magnification of $15 \times (a)$ and $50 \times (b)$

На отдельных фотографиях в алмазоносном слое и в материале зубчатого венца обнаружены трещины (рис. 3, a); встречаются алмазоносные слои измененной структуры, сформированные на участке перехода от корня зуба к основной части хона (рис. 3, δ , e). Можно предположить, что при температуре около 170 °C в результате перемещения более подвижного жидкого материала зубчатого венца происходит захват части алмазоносного слоя и перенос его в образовавшееся пространство на уровне ножки зуба. В этом случае толщина алмазоносного слоя может изменяться существенно.

В большей части анализируемых сечений зуба искажений алмазного слоя нет. Между материалом зубчатого венца и алмазоносным слоем у корня зуба сформирована достаточно четкая граница. Расслоения по границе раздела встречаются редко, в основном у корня зуба хона.

Морфологию и химический состав материала хона исследовали на растровом двухлучевом электронном микроскопе. На рис. 4, *а* приведена электронная фотография поперечного сечения зубчатого венца. На поверхности выделяются крупные белые пятна и более мелкие темные фрагменты, являющиеся пустотами (лунками).



Puc. 3. Поперечное сечение зубьев хона с нарушениями целостности поверхности *Fig. 3.* Cross-section of hone teeth with surface integrity failures



Puc. 4. Поперечное сечение зубчатого венца (a) и фрагмент области Area этого сечения (δ) *Fig. 4.* Annular gear cross section (a) and a fragment of the "Area" of this cross section (b)

Лунки образовались в результате удаления порошка алюминия при отрезке исследуемой пластины от основного материала зубчатого хона. Химический состав исследовали в области Area, выделенной прямоугольником. Данная область представлена на рис. 4, *б*.

Химический состав зубчатого венца хона определяли методом сканирования по площади поверхности включений материала серого цвета (Area 1) и участка поверхности без видимых включений (Area 2). Точечный анализ проводили в области Spot 1 и Spot 2. Независимо от размера площади анализируемой поверхности диаметр электронного зонда составлял 50 нм. При сканировании поверхности количество измерений (точек) в выделенных областях принято равным 400.

Основным химическим элементом на рентгенограммах в точках Spot 1, Spot 2 и поверхности Area 1 является Al. В качестве примера на рис. 5, *а* приведена рентгенограмма, полученная при сканировании поверхности Area 1. Аналогичные рентгенограммы получены в точках Spot 1 и Spot 2. Состав материала зубчатого венца определяли на поверхности Area 2 (рис. 4, δ). Площадь поверхности выбранного участка – около 2600 мкм². Рентгенограмма поверхности показана рис. 5, δ .



CA

Основным химическим элементом анализируемых объектов является углерод – почти 57 % (см. таблицу). Далее следуют хлор (17 %), сера (12 %), кислород (8 %), цинк (5 %) и магний (около 1,6 %). По химическому составу данный материал в большей степени соответствует хлоропреновому каучуку. Близким по химическому составу является и бутадиен-нитрильный каучук.

Принципиальных различий между составами алмазоносного слоя и материала зубчатого венца не установлено. В составе алмазоносного слоя содержится в среднем на 1,5-2,0 % больше серы, что согласуется с его более высокой твердостью по сравнению с твердостью материала зубчатого венца.

Можно предположить, что основой алмазоносного слоя и зубчатого венца являются два близких по химическому составу материала, например, хлоропреновый и бутадиен-нитрильный каучуки, с добавлением различных наполнителей (связующие, мягчители, стабилизаторы, ускорители, вулканизаторы и др.). Для алмазоносного слоя и материала зубчатого венца данный каучук с наполнителями является связкой. В первом случае связка скрепляет и удерживает алмазные или абразивные зерна (порошки), во

втором – алюминиевый порошок (ГОСТ 6058– 2022). Алюминиевый порошок в составе материала зубчатого венца выполняет контрольную функцию и определяет ресурс работы алмазного хона. Появление на темной рабочей поверхности зубьев хона светлых пятен включений алюминиевого порошка свидетельствует об износе алмазоносного слоя и необходимости смены абразивного инструмента.

Из предложенных материалов с использованием наполнителей на основании исследований твердости и прочности на разрыв определили оптимальный диапазон компонентов материала абразивного слоя и зубчатого венца. Твердость по Шору образцов с абразивом составляет 93-95 единиц, с алюминиевым порошком – 85-88 единиц, прочность на разрыв – 14 МПа и 11 МПа соответственно.

Для реализации различных технологических схем изготовления хона разработана и сделана специальная пресс-форма, состоящая из двух зубьев. Перед формованием абразивного слоя (рис. 6, а) с пресс-формы снимали верхнюю плиту 1. Пресс-форма будет иметь вид, показанный на рис. 6, б в центре. К пресс-форме винтами прикрепляли боковую плиту 2 (рис. 6, а). Подготовленные пластины материала абразивного

Объект / Object	Element	Weight, %	Atomic, %	Error, %
Suret 1	OK	3,1	5,1	9,4
Spot I	AlK	96,9	94,9	1,5
Spot 2	AlK	100,0	100,0	1,6
Area 1	AlK	100,0	100,0	1,6
	СК	56,8	75,8	10,6
	OK	8,4	8,4	12,7
A.mag 2	ZnL	5,2	1,3	8,5
Area 2	MgK	1,6	1,1	9,6
	SK	11,6	5,8	3,2
	CIK	16,7	7,6	3,2

Химический состав объектов (см. рис. 4, б) Chemical composition of the objects (see figure 4, *b*)


Puc. 6. Пресс-форма для формования алмазоносного слоя (*a*) и зубьев хона (δ) *Fig. 6.* A mold for forming a diamond-bearing layer (*a*) and hone teeth (δ)

слоя, содержащего абразивный порошок, укладывали в пазы 4 нижней плиты 3 и распределяли равномерно на V-образной поверхности каждого зуба. Пластины прижимали верхней плитой 1 и устанавливали на стол пресса для формования абразивного слой толщиной 3 мм, заданного конструктивными размерами пресс-формы. Избыток формуемого материала поступал в три отводных канала 5 (рис. 6, δ). Каналы образованы в результате совмещения трех пазов 6 на нижней плите 3 (рис. 6, *a*) с тремя такими же пазами 7 на верхней плите 1.

Эта же пресс-форма с некоторыми доработками использовалась для изготовления двузубой модели хона (рис. 6, б). Подготовка к формованию заключается в удалении верхней формующей плиты *1*. Затем в пресс-форму на отформованный абразивный слой укладывали материал зубчатого венца и методом прессования получали двузубый фрагмент хона для исследования механических и физико-химических свойств материалов инструмента.

С целью исключения установленного факта смещения абразивного слоя при формовании (см. рис. 3) проведена предварительная вулканизация рабочего слоя. Затем, как было указано выше, в пресс-форму укладывали необходимое количество материала зубчатого венца и производили прессование с окончательной вулканизацией. Общий вид двузубого элемента хона показан на рис. 7, *а*. При попытке отрезать фрагмент зуба (торцовую часть) алмазным отрезным кругом абразивный слой отделился от материала зубчатого венца (рис. 7, *б*).

Для повышения прочности сцепления продолжительность частичной вулканизации была снижена в 1,5 и 2,0 раза. Прочность сцепления возросла, тем не менее с приложением усилия абразивный слой отделился. В связи с этим дальнейшие исследования проведены без предварительной вулканизации рабочего слоя. В левой части фотографии (рис. 8) виден рабочий слой, содержащий шлифовальный порошок из карбида кремния зеленого марки 63С зернистостью 28/20, в правой – материал зубчатого венца с добавлением алюминиевого порошка. Граница двухслойных образцов однородна, без нарушений целостности, что обеспечивает необходимую прочность их сцепления.

Спроектирована и изготовлена опытная пресс-форма для изготовления модели хона модулем 6 мм с количеством зубьев 14. Подобрана и изготовлена необходимая оснастка получения зубчатого хона методом горячего литья под давлением. Для предварительных исследований вместо алмазного порошка использовали карбид крем-



Рис. 7. Двузубый фрагмент хона после вулканизации (а) и вид торцовой части зуба хона с предварительной вулканизацией абразивного слоя (б)

Fig. 7. Two-tooth fragment of a hone after vulcanization (a) and a view of the end part of a hone tooth with prevulcanized abrasive layer (b)



Рис. 8. Состояние границы раздела абразивного слоя и материала зубчатого венца

Fig. 8. Interface between the abrasive layer and the annular gear material

ния зеленый той же зернистости. В результате введения дополнительного количества вулканизующих агентов получены следующие значения твердости по Шору: абразивный слой – 95 единиц, материал зубчатого венца – около 90 единиц. Модель хона успешно испытана при пробном хонинговании зубчатого колеса диаметром 114 мм и высотой 32 мм.

Хонингование зубчатых колес в производственных условиях осуществляют с использованием керосино-масляной СОТС. В связи с этим исследовано влияние данной СОТС на материал хона. Установлено, что после семи суток выдержки хона в керосино-масляной среде твердости рабочей поверхности абразивного слоя и материала зубчатого венца не изменились.

Для анализа состояния границы раздела абразивного слоя и материала зубчатого венца хон разрезали перпендикулярно оси. Морфологию поверхности поперечного сечения зуба хона исследовали на оптическом и электронном микроскопах. Граница раздела (рис. 9, а) обнаруживается визуально. Наблюдается уменьшение толщины абразивного слоя от вершины зуба хона к его ножке. Отдельно представлен фрагмент границы раздела абразивного слоя и материала зубчатого венца при 20-кратном увеличении (рис. 9, б). Цветовой фон позволяет провести условную границу между слоями. Основа материала в обеих составляющих одинакова, что обеспечивает прочную связь абразивного слоя с материалом зубчатого венца хона. В материал зубчатого венца для контроля износа абразивного слоя добавлен алюминиевый порошок.

Химический состав вблизи границы раздела исследовали на растровом электронном микроскопе. На рис. 10, а граница раздела абразивного слоя и материала зубчатого венца обозначена вертикальной линией 1. Химический состав обработанной поверхности определяли по горизонтальной линии 2, переходящей слева направо из области абразивного слоя в материал зубчатого венца. Основным химическим элементом материала хона является углерод, присутствующий

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ





Рис. 9. Поперечные сечения зуба хона с использованием в качестве абразивного материала порошка из карбида кремния зеленого:

a – увеличение 5×; δ – увеличение 20×

Fig. 9. Cross sections of a hone tooth using green silicon carbide powder as an abrasive material: $a - \text{magnification } 5 \times; 6 - \text{magnification } 20 \times$

в составе абразивного слоя и зубчатого венца. В связи с этим регистрация углерода при анализе химического состава была отключена.

Химическими элементами, определенными рентгеноспектральным микроанализом, в данном случае являются кислород О, натрий Na, алюминий Al, кремний Si и сера S (рис. 10, δ). Содержание O, Na и S в рассмотренных областях хона одинаково. В левой части, т. е. в абразивном слое, встречаются отдельные всплески концентрации кремния, что свидетельствует о наличии

кристаллов абразивного материала (карбида кремния). Поскольку трассу сканирования провели, исключая контакт с алюминиевым порошком, то алюминий в рассматриваемом сечении границы раздела не обнаружен.

Результаты рентгеноспектрального анализа согласуются с ранее полученными данными и свидетельствуют о равномерном распределении химических элементов в материале различных частей хона, кроме алюминия и кремния. Повышенное содержание алюминия обусловлено



Рис. 10. Морфология (*a*) и химический состав (*б*) на границе раздела абразивного слоя с материалом зубчатого венца

Fig. 10. Morphology (*a*) and chemical composition (δ) at the interface between the abrasive layer and the gear material

CM

присутствием в материале зубчатого венца алюминиевого порошка, повышенное содержание кремния в материале абразивного слоя – наличием кристаллов карбида кремния.

Выводы

1. На основании обзора литературы и результатов исследования химического состава фрагментов импортного хона установлено, что в качестве материала хона можно использовать хлоропреновый и бутадиен-нитрильный каучуки, состав которых приближается к импортному аналогу.

2. Исследования механических свойств лабораторных образцов показали, что данные материалы с учетом добавок компонентов (увлажнителей, связующих, стабилизаторов, мягчителей, вулканизирующих агентов, ускорителей и др.) обеспечивают получение необходимой твердости по Шору абразивного слоя величиной 93–95 единиц, зубчатого венца хона – 85–88 единиц и прочность на разрыв 14 и 11 МПа соответственно.

3. Для отработки рецептуры и технологии производства отечественного аналога импортного хона изготовлена лабораторная пресс-форма из двух зубьев, позволяющая выполнять следующие операции: формование и термообработку абразивного слоя, совместное формование и термообработку абразивного слоя и зубчатого венца.

4. Установлено, что предварительная вулканизация абразивного слоя оказывает существенное влияние на силу его сцепления с материалом зубчатого венца: с увеличением степени вулканизации сила сцепления снижается. В связи с этим в технологическом процессе принята совместная вулканизация абразивного слоя и зубчатого венца.

5. Необходимую толщину абразивного слоя получали прокатыванием на валках с последующим профилированием в пресс-форме без вулканизации. Дальнейшая технология реализована методами литья под давлением и прессованием с последующей вулканизацией.

6. Спроектирована и изготовлена опытная пресс-форма для изготовления модели хона модулем 6 мм с числом зубьев 14. Модели хонов изготавливали методом литья под давлением. Твердость по Шору абразивного слоя – 95 единиц, материала зубчатого венца – 90 единиц. Модель хона успешно испытана при пробном хонинговании зубчатого колеса.

7. После семи суток выдержки в керосино-масляной среде, используемой в производственных условиях на операции хонингования, твердости абразивного слоя зубчатого хона и материала зубчатого венца не изменились.

 Разработанная рецептура эластичного зубчатого хона и технологии его изготовления приняты к апробации в производственных условиях.

Список литературы

1. Калашников А.С. Зубохонингование зубчатых колес // РИТМ: Ремонт. Инновации. Технологии. Модернизация. – 2013. – № 10 (88). – С. 22–29. – EDN SJMDXT.

2. Калашников А.С., Моргунов Ю.А., Калашников П.А. Особенности технологии зубохонингования цилиндрических колес // Справочник. Инженерный журнал. – 2014. – № 6 (207). – С. 3–9. – DOI: 10.14489/ hb.2014.06.pp.003-009.

3. Чистовая обработка зубьев закаленных цилиндрических передач зубохонингованием / А.С. Калашников, Ю.А. Моргунов, А.Н. Васильев, А.Г. Караванова // Справочник. Инженерный журнал. – 2022. – № 8. – С. 11–16. – DOI: 10.14489/hb.2022.08.pp.011-016.

4. Граф В. Шлифование и полирование зубчатых колес // РИТМ машиностроения. – 2016. – № 6. – С. 27–28.

5. Караванова А.Г., Калашников А.С. Различие результатов процессов обработки зубчатых колес методами хонингования, шлифования и полирования исходя из выявленных значений микронеровностей обрабатываемой поверхности // Наука и бизнес: пути развития. – 2020. – № 11 (113). – С. 23–27.

6. *Bagaiskov Yu., Ushakov N.* Physical and mechanical parameters of gear hones with modified epoxy-polymer bond // Proceedings of the 7th International Conference on Industrial Engineering (ICIE 2021). – Springer, 2022. – Vol. 2. – P. 533–540. – DOI: 10.1007/978-3-030-85230-6 63.

7. Анализ механических свойств полиуретановых материалов, изготовленных по растворной и литьевой технологии / В.Д. Кислицын, В.В. Шадрин, И.В. Осоргина, А.Л. Свистков // Вестник Пермского университета. Физика. – 2020. – Вып. 1. – С. 17–25. – DOI: 10.17072/1994-3598-2020-1-17-25.

8. Шумилов Ф.П. Композиты на основе литьевых полиуретанов, модифицированных частицами наноуглеродов: дис. ... канд. хим. наук. – СПб., 2021. – 186 с.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

9. *Bagaiskov Yu.* Influence of elastic deformation of gear hone teeth on machined gear accuracy // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2020. – Vol. 971. – P. 042014. – DOI: 10.1088/1757-899X/971/4/042014.

10. Севастьяненко Г.Н., Рабинович Э.С., Яковчук Ю.А. Алмазные зубчатые хоны на каучуковых связках // Синтетические алмазы. – 1978. – № 3. – С. 27–28.

11. *Graf W.* Polish grinding of gears for higher transmission efficiency // Gear solutions: website. – 2016, May 27. – URL: http://gearsolutions.com/ features/polish-grinding-of-gears-for-higher-transmission (accessed: 07.02.2024).

12. Creep feed grinding of γ -TiAl using single layer electroplated diamond superabrasive wheels / R. Hood, P. Cooper, D.K. Aspinwall, S.L. Soo, D.S. Lee // CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. – 2015. – Vol. 11. – P. 36–44. – DOI: 10.1016/j. cirpj.2015.07.001.

13. Evaluation of workpiece surface integrity following point grinding of advanced titanium and nickel based alloys / D. Curtis, S.L. Soo, D.K. Aspinwall, A. Mantle // Procedia CIRP. – 2016. – Vol. 45. – P. 47– 50. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.343.

14. Mohan R., Deivanathan R. A review of self-sharpening mechanisms of fixed abrasive tools // International Journal of Mechanical Engineering and Technology. – 2019. – Vol. 10 (2). – P. 965–974.

15. Anderson D., Warkentin A., Bauer R. Comparison of spherical and truncated cone geometries for single abrasive-grain Cutting // Journal of Materials Processing Technology. – 2012. – Vol. 212 (9). – P. 1946–1953. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.04.021.

16. A systematic investigation on the diamond wear mechanism during the dry scratching of WC/Co /

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Q. Zhang, Q. Zhao, H. Su, S. To // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2017. – Vol. 70. – P. 184–190. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2017.10.006.

17. A novel agglomerated diamond abrasive with excellent micro-cutting and self-sharpening capabilities in fixed abrasive lapping processes / J. Chen, T. Sun, J. Su, J. Li, P. Zhou, Y. Peng, Y. Zhu// Wear. – 2020. – Vol. 464–465. – P. 203531. – DOI: 10.1016/j. wear.2020.203531.

18. Relation between self-organization and wear mechanisms of diamond films / V. Podgursky, A. Bo-gatov, M. Yashin, S. Sobolev, I. Gershman // Entropy. – 2018. – Vol. 20 (4). – P. 279. – DOI: 10.3390/ e20040279.

19. Butler-Smith P., Axinte D.A., Daine M. Solid diamond micro-grinding tools: from innovative design and fabrication to preliminary performance evaluation in Ti–6Al–4V // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2012. – Vol. 59. – P. 55–64. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2012.03.003.

20. Патент № 2358852 Российская Федерация. Состав алмазного инструмента / Альтшулер В.М., Герасимов С.А., Духовской А.И., Подобрянский А.В. – № 2007104185/02; заявл. 05.02.2007; опубл. 20.06.2009, Бюл. № 17.

21. Патент № 2489248 Российская Федерация. Состав алмазного инструмента / Герасимов С.А. – № 20011149103/02; заявл. 02.12.2011; опубл. 10.08.2013, Бюл. № 22.

22. Патент № 2513429 Российская Федерация. Состав полировального инструмента со связанным абразивом / Герасимов С.А., Дмитриева Н.М., Косарева Т.А., Каспарова Е.Г. – № 20011149105/05; заявл. 02.12.2011; опубл. 20.04.2014, Бюл. № 11.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2024 vol. 26 no. 1 pp. 66–79 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-66-79

> Obrabotka metallov -Metal Working and Material Science

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

Elastic hones for polishing tooth profiles of heat-treated spur wheels for special applications

Vladimir Nosenko^{1, a, *}, Yuri Bagaiskov^{1, b}, Alexei Mirocedi^{1, c}, Alexander Gorbunov^{2, d}

¹ Volzhsky Polytechnic Institute (branch) of Volgograd State Technical University, 43a Engelsa str., Volzhskiy, 404120, Russian Federation
 ² Joint Stock Company "Aviation Gearboxes and Transmissions - Perm Motors", 105g Geroev Khasan St., Perm, 614025, Russian Federation

^a https://orcid.org/0000-0002-5074-1099, ^c vladim.nosenko2014@yandex.ru; ^b https://orcid.org/0000-0002-2255-6064, ^c bagaiskov@bk.ru; ^c https://orcid.org/0009-0001-5780-8508, ^c gorbunov-as@reductor-pm.com

ARTICLE INFO

ABSTRACT

Article history: Received: 15 November 2023 Revised: 07 December 2023 Accepted: 16 January 2024 Available online: 15 March 2024

Keywords: Hone Honing Gearing Recipe Manufacturing technology Morphology Chemical composition

Funding:

The research was performed under the contract No. Z0111U2023 - 13/46-23 dated 15.02.2023, customer JSC "Aviation Gearboxes and Transmissions - Perm Motors" (JSC "Reductor – PM")

Acknowledgements

The authors express their gratitude to A.F. Puchkov, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of "Chemical Technology of Polymers and Industrial Ecology", VPI (branch) of VolgGTU, for support and evaluation of the performance of the model mold.

Introduction. The most important component of the technological process of manufacturing of gear wheels of critical products is the operation of teeth honing. Special requirements are imposed on the surface quality of special-purpose gears, where imported abrasive tools were used, the supply of which in modern economic conditions is impossible. Purpose of work: development of formulation, technological equipment and technology of manufacturing of elastic diamond gear hones instead of imported ones for teeth honing of gear wheels of special purpose. Research methods. Subject of research are samples of imported elastic gear hones and created domestic analogs. The mechanical properties, morphology and chemical composition of the abrasive (diamond) layer of the working surface of the teeth and the annular gear were determined. The content of chemical elements was controlled in separate points of the surface and by scanning over the area on a scanning electron microscope. The formulation and technology of production of annular gears were determined. Results and Discussion. Designs of molds for forming the abrasive layer and the hub of the gear hone are developed. The peculiarities of morphology of the material of the working layer and the annular gear of the elastic diamond gear hone are revealed. On the basis of the conducted research, domestic analogs of materials of constituent elements of the gear hone are determined. Two manufacturing technologies were considered: pressing and injection molding. Two molds were made to test the technology: a simplified model consisting of two teeth and a round mold. Several methods of manufacturing hone teeth were analyzed: manufacturing of an abrasive layer with different degree of pre-vulcanization, subsequent introduction of gear material and final vulcanization of the whole product. The mechanical properties of the materials of the working abrasive layer and the annular gear were determined. The chemical composition of the components of the hone and the boundary zone are studied. As a result of the conducted research, recommendations on the formulation of the abrasive layer and the annular gear, technology of manufacturing of the gear hone intended for final treatment of teeth of heat-treated spur wheels of special purpose are given.

For citation: Nosenko V.A., Bagaiskov Y.S., Mirocedi A.E., Gorbunov A.S. Elastic hones for polishing tooth profiles of heat-treated spur wheels for special applications. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 66–79. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-66-79. (In Russian).

* Corresponding author

Nosenko Vladimir A. D.Sc. (Engineering), Professor Volzhsky Polytechnic Institute (branch) of Volgograd State Technical University, 43a Engelsa str., 404120, Volzhskiy, Russian Federation **Tel.:** +7 904 403-31-74, **e-mail:** vladim.nosenko2014@yandex.ru

References

1. Kalashnikov A.S. Zubokhoningovanie zubchatykh koles [Technology of a gear-tooth honing of cylindrical gears]. *RITM: Remont. Innovatsii.Tekhnologii.Modernizatsiya*, 2013, no. 10 (88), pp. 22–29. (In Russian).

2. Kalashnikov A.S., Morgunov J.A., Kalashnikov P.A. Osobennosti tekhnologii zubokhoningovaniya tsilindricheskikh koles [Technology features of honing of cylindrical gears]. *Spravochnik. Inzhenernyi zhurnal* = *Handbook. An Engineering journal*, 2014, no. 6 (207), pp. 3–9. DOI: 10.14489/hb.2014.06.pp.003-009.

3. Kalashnikov A.S., Morgunov Yu.A., Vasilyev A.N., Karavanova A.G. Chistovaya obrabotka zub'ev zakalennykh tsilindricheskikh peredach zubokhoningovaniem [Finishing treatment of the teeth of hardened cylindrical gears by tooth honing]. *Spravochnik. Inzhenernyi zhurnal = Handbook. An Engineering journal*, 2022, no. 8, pp. 11–16. DOI: 10.14489/hb.2022.08.pp.011-016.

4. Graf W. Shlifovanie i polirovanie zubchatykh koles [Grinding and polishing of gears]. *RITM mashinostroeniya* = *Rhythm of machinery*, 2016, no. 6, pp. 27–28. (In Russian).

5. Karavanova A.G., Kalashnikov A.S. Razlichie rezul'tatov protsessov obrabotki zubchatykh koles metodami khoningovaniya, shlifovaniya i polirovaniya iskhodya iz vyyavlennykh znachenii mikronerovnostei obrabatyvaemoi poverkhnosti [The difference in processing of gear wheels by honing, grinding and polishing methods based on the identified values of surface microroughness]. *Nauka i biznes: puti razvitiya = Science and Business: Development Ways*, 2020, no. 11 (113), pp. 23–27.

6. Bagaiskov Yu., Ushakov N.A. Physical and mechanical parameters of gear hones with modified epoxy-polymer bond. *Proceedings of the 7th International Conference on Industrial Engineering (ICIE 2021)*. Springer, 2022, vol. 2, pp. 533–540. DOI: 10.1007/978-3-030-85230-6_63.

7. Kislitsyn V.D., Shadrin V.V., Osorgina I.V., Svistkov A.L. Analiz mekhanicheskikh svoistv poliuretanovykh materialov, izgotovlennykh po rastvornoi i lit'evoi tekhnologii [Analysis of the mechanical properties of polyurethane materials manufactured by mortar and injection technology]. *Vestnik Permskogo universiteta. Fizika = Bulletin of Perm University. Physics* 2020, iss. 1, pp. 17–25. DOI: 10.17072/1994-3598-2020-1-17-25.

8. Shumilov F.P. *Kompozity na osnove lit'evykh poliuretanov, modifitsirovannykh chastitsami nanouglerodov.* Diss. kand. khim. nauk [Composites based on cast polyurethanes modified with nanocarbon. PhD chemical sci. diss.]. St. Petersburg, 2021. 186 p.

9. Bagaiskov Yu. Influence of elastic deformation of gear hone teeth on machined gear accuracy. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 971, p. 042014. DOI: 10.1088/1757-899X/971/4/042014.

10. Sevast'yanenko G.N., Rabinovich E.S., Yakovchuk Yu.A. Almaznye zubchatye khony na kauchukovykh svyazkakh [Diamond tooth hones on rubber bonds]. *Sinteticheskie almazy*, 1978, no. 3, pp. 27–28. (In Russian).

11. Graf W. Polish grinding of gears for higher transmission efficiency. *Gear solutions*: website, 2016, May 27. Available at: http://gearsolutions.com/features/polish-grinding-of-gears-for-higher-transmission (accessed 07.02.2024).

12. Hood R., Cooper P., Aspinwall D.K., Soo S.L., Lee D.S. Creep feed grinding of *γ*-*TiAl* using single layer electroplated diamond superabrasive wheels. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2015, vol. 11, pp. 36–44. DOI: 10.1016/j.cirpj.2015.07.001.

13. Curtis D., Soo S.L., Aspinwall D.K., Mantle A. Evaluation of workpiece surface integrity following point grinding of advanced titanium and nickel based alloys. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 45, pp. 47–50. DOI: 10.1016/j. procir.2016.02.343.

14. Mohan R., Deivanathan R. A review of self-sharpening mechanisms of fixed abrasive tools. *International Journal of Mechanical Engineering and Technology*, 2019, vol. 10 (2), pp. 965–974.

15. Anderson D., Warkentin A., Bauer R. Comparison of spherical and truncated cone geometries for single abrasive-grain cutting. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, vol. 212 (9), pp. 1946–1953. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.04.021.

16. Zhang Q., Zhao Q., Su H., To S. A systematic investigation on the diamond wear mechanism during the dry scratching of WC/Co. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2017, vol. 70, pp. 184–190. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2017.10.006.

17. Chen J., Sun T., Su J., Li J., Zhou P., Peng Y., Zhu Y. Novel agglomerated diamond abrasive with excellent micro-cutting and self-sharpening capabilities in fixed abrasive lapping processes. *Wear*, 2020, vol. 464–465, p. 203531. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203531.

18. Podgursky V., Bogatov A., Yashin M., Sobolev S., Gershman I. Relation between self-organization and wear mechanisms of diamond films. *Entropy*, 2018, vol. 20 (4), p. 279. DOI: 10.3390/e20040279.

CM

19. Butler-Smith P., Axinte D.A., Daine M. Solid diamond micro-grinding tools: from innovative design and fabrication to preliminary performance evaluation in Ti–6Al–4V. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2012, vol. 59, pp. 55–64. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2012.03.003.

20. Al'tshuller V.M., Gerasimov S.A., Dukhovskoj A.I., Podobryanskij A.V. *Sostav almaznogo instrumenta* [Diamond tool composition]. Patent RF, no. 2358852, 2009.

Gerasimov S.A. Sostav almaznogo instrumenta [Diamond tool composition]. Patent RF, no. 2489248, 2013.
 Gerasimov S.A., Dmitrieva N.M., Kosareva T.A., Kasparova E.G. Sostav poliroval'nogo instrumenta so svyazannym abrazivom [Composition of polishing instrument with bound abrasive]. Patent RF, no. 2513429, 2014.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2024 Том 26 № 1 с. 80–98 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-80-98



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)



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

Синтез механизма привода ремиз

Юрий Подгорный ^{1, 2, a, *}, Вадим Скиба ^{1, b}, Татьяна Мартынова ^{1, c}, Дмитрий Лобанов ^{3, d}, Никита Мартюшев ^{4, e}, Семён Папко ^{1, f}, Егор Рожнов ^{1, g}, Иван Юлусов ^{1, h}

¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

² Новосибирский технологический институт (филиал) Российского государственного университета им. А.Н. Косыгина (Технологии. Дизайн.

Искусство), Красный пр., 35 (ул. Потанинская, 5), г. Новосибирск, 630099, Россия

³ Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, Московский пр-т, 15, г. Чебоксары, Чувашская Республика, 428015, Россия

⁴ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

^a https://orcid.org/0000-0002-1664-5351, ^c pjui@mail.ru; ^b https://orcid.org/0000-0002-8242-2295, ^c skeeba_vadim@mail.ru;

^c b https://orcid.org/0000-0002-5811-5519, 😂 martynova@corp.nstu.ru; ^d 💿 https://orcid.org/0000-0002-4273-5107, 😂 lobanovdv@list.ru;

^e https://orcid.org/0000-0003-0620-9561, ^(C) martjushev@tpu.ru; ^f https://orcid.org/0009-0004-4512-5963, ^(C) papko.duty@yandex.ru;

g https://orcid.org/0009-0003-6779-0553, 🗢 EgoRozhnov@yandex.ru; h https://orcid.org/0009-0006-7566-6722, 😂 yulusov.2017@stud.nstu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.8, 519.6:539.3

аннотация

История статьи: Поступила: 12 декабря 2023

Рецензирование: 08 января 2024 Принята к печати: 17 февраля 2024 Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова: Ткацкий станок Механизм ремизного движения Нити основы Кинематическая цепь Структурный синтез механизма Группы Ассура Кинематическая схема Кулачковый механизм Радиус кулачка Ролик Скорости Ускорения Перемещения Оси

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках Тематического плана НИР НГТУ по проекту ТП-ПТМ-1_24.

Благодарности

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13. ЦКП.21.0034). наименований технологического оборудования, в том числе и машины (станки) ткацкого производства. Современные технологические машины обладают рядом особенностей, среди которых прежде всего следует отметить тесную зависимость между техническим состоянием, с одной стороны, и производительностью и качеством выпускаемой продукции – с другой. Ткацкие станки широко распространены в текстильной промышленности России и других стран. Для выработки хлопчатобумажных, шелковых, шерстяных, льняных, технических и других видов тканей разработаны соответствующие станки: челночные, бесчелночные, пневматические или гидравлические. Механизм, предназначенный для подъема ремиз, является одним из наиболее ответственных узлов станка, от работы которого зависит раппорт переплетения и качество выработанной на станке ткани. Цель работы: уменьшение габаритов ткацкого станка за счет изменения конструктивных параметров ремизоподъемного механизма. Методика исследований основывается на методах ТММ. Они позволили разработать методику синтеза механизма привода ремиз и спроектировать устройство, обеспечивающее уменьшение его габаритов. Представлен алгоритм синтеза и анализа структурных групп Ассура, позволивший определить кинематические характеристики механизма. Результаты и обсуждения. В соответствии с предложенной методикой было проведено изменение конструкции механизма за счет удаления из зоны работы рычажного механизма фиксирующего устройства. Это позволило уменьшить межосевые расстояния и изменить кинематическую схему. В связи с новым положением неподвижных осей претерпели изменения и некоторые рычаги, соединительная тяга, а также угол двуплечего рычага. Синтез механизма предлагается начать с последней группы Ассура, задав ей конкретное значение для перемещения точки G, равное 75 мм (перемещение для четвертой ремизки). В качестве ограничения было принято равенство дуг (хорд) E'E = F'F. Присвоив эти значения входному элементу для группы Ассура второго класса первого вида и имея в виду принятые условия, были получены перемешения для точки D. Таким образом получили значение угла качания вала с роликами, равное β = 22,46°, что составляет по хорде 27,44 мм. Применяя принцип интерполирования, нашли исходное значение перемещения, равное 28 мм. Поскольку устройство проектируется для рисунка переплетения тканей на 10 ремиз, то в конструкции был предусмотрен переменный параметр, позволяющий производить изменение перемещений ремиз в зависимости от их расположения по глубине станка. Такая роль была отведена рычагу BO₃D. Определив максимальные и минимальные значения перемещения центра ролика, приступили к синтезу кулачковой пары. Всего было рассмотрено пять типов законов движения: прямая линия, гармонический, двойной гармонический, степенной и циклоидальный. В качестве закона движения центра ролика был выбран циклоидальный закон перемещения как наиболее полно отвечающий заданным условиям. Построен профиль кулачка и проведены кинематические исследования для групп Ассура, подтверждающие правильность проведенного синтеза.

Введение. На отечественных предприятиях в различных отраслях промышленности насчитывается множество

Для цитирования: Синтез механизма привода ремиз / Ю.И. Подгорный, В.Ю. Скиба, Т.Г. Мартынова, Д.В. Лобанов, Н.В. Мартюшев, С.С. Папко, Е.Е. Рожнов, И.С. Юлусов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 26, № 1. – С. 80–98. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-80-98.

*Адрес для переписки

80

Подгорный Юрий Ильич, д.т.н., профессор Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, 630073, г. Новосибирск, Россия **Тел.:** 8 (383) 346-17-79, **е-mail:** pjui@mail.ru

Введение

На отечественных предприятиях в различных отраслях промышленности насчитывается множество наименований технологического оборудования, том числе и машины ткацкого производства. Современные технологические машины обладают рядом особенностей, среди которых прежде всего следует отметить тесную зависимость между техническим состоянием, с одной стороны, и производительностью и качеством выпускаемой продукции - с другой. Существенной особенностью технологического оборудования является также высокая кинематическая сложность движения основных механизмов машин и динамическая напряженность режимов их работы [1-5]. Совершенствование существующего и создание нового высокопроизводительного оборудования для ткацкого производства - одна из основных тенденцией развития современного машиностроения. Возрастание динамической напряженности при увеличении рабочих скоростей предъявляет повышенные требования к проектированию отдельных элементов и узлов, в том числе и приводов, обеспечивающих прерывистые движения рабочих органов машины [1, 6–9].

В настоящее время производство массового ассортимента тканей для нужд народного потребления, включая и плотные ткани, осуществляется в основном на бесчелночных ткацких станках (СТБ) [2-18]. Станки СТБ обладают следующими преимуществами: небольшими габаритами, высокой производительностью и автоматизацией процесса производства ткани. На них вырабатываются хлопчатобумажные, шелковые, шерстяные, льняные, технические и другие виды тканей [3, 4, 9, 19]. Одно из важных требований к этим машинам заключается в том, что их ведомые рабочие звенья должны совершать движения, точно соответствующие определенному закону. При использовании простейших соединений деталей – например, с помощью рычагов - это требование в ряде случаев оказывается невыполнимым. Поэтому в механизмах ткацких станков СТБ применяют кулачки – звенья с различными контурными поверхностями, полученными с использованием математических зависимостей. По сравнению с другими передаточными механизмами они OBRABOTKA METALLOV

CM

обладают рядом преимуществ. Кулачку можно придать любые очертания, и благодаря этому легко приспособить его к кинематическим и динамическим требованиям разработчика. Конструирование кулачка несложно, и он дает возможность весьма точно осуществить требуемое движение ведомого звена [1, 4, 10, 12, 19-25]. Однако при формировании тканей на таких станках можно столкнуться с рядом проблем – например, усилением вибраций и ускоренным износом механизмов. Действие указанных факторов приводит к снижению производительности и качества вырабатываемой ткани. В связи с этим при проектировании механизмов станка следует учитывать и динамические характеристики, которые в первую очередь зависят от плавности и непрерывности графиков кинематических характеристик ведомых звеньев [10-12, 19-43].

Практика эксплуатации станков СТБ в промышленности указывает на то, что без существенного изменения отдельных элементов конструкции повысить производительность не представляется возможным. В первую очередь необходимо модернизировать механизмы, которые непосредственно принимают участие в формировании тканей. К ним относится и механизм, предназначенный для перемещения нитей основы, - ремизоподъемный механизм. Процесс образования ткани на станках СТБ аналогичен образованию на челночных станках: раскрытие зева, прокладывание уточной нити, закрытие зева, прибой уточной нити к опушке ткани, далее цикл повторяется [40]. В процессе переплетения нити основы огибают нити утка и переходят с одной стороны ткани на другую. Каждому основному перекрытию на одной стороне ткани соответствует уточное перекрытие на другой. Рисунок образуется различными чередованиями переплетений. Эту функцию выполняет ремизоподъемный механизм [40, 43].

Следует иметь в виду, что на фабриках Российской Федерации насчитывается значительное количество бесчелночных ткацких станков типа СТБ. Даже незначительное уменьшение габаритов одного станка позволит разместить на фабрике большее количество этого оборудования и внести значительный вклад в повышение производительности с единицы производственной площади. Следовательно, снижение габаритов станка СТБ за счет уменьшения размеров ремизоподъемного механизма является задачей актуальной и практически значимой.

Цель работы: уменьшение габаритов ткацкого станка за счет изменения конструктивных параметров ремизоподъемного механизма.

Для достижения цели были поставлены следующие заdачи:

 проанализировать возможность изменения размеров кинематической схемы механизма;

 – разработать методику синтеза для рычажного механизма;

 выбрать необходимые параметры для синтеза кулачковой пары и провести синтез;

 представить методику кинематического анализа и получить критерии для оценки объективности предложенного решения.

Методика исследований

Рассмотрим конструктивную схему механизма ремизного движения, приведенную на рис. 1. Она включает в себя приводные кулачки 7, вал с роликами 6, соединительное звено 10, эксцентриковый механизм 11, двуплечий рычаг 1 и горизонтальную тягу 9. Как видно из схемы, внутри рычажной системы расположен эксцентриковый механизм 11. Назначение этого механизма заключается в том, чтобы при установке набора кулачков и ремизных рам вывести систему рычагов и тяг в определенное положение, которое способствует их выставочным параметрам [44].

Предлагается эксцентриковый механизм 11 вынести из зоны рычажной системы на боковую сторону корпуса. В этом случае появится возможность изменить положения неподвижных осей и сократить расстояния между осями двуплечих рычагов и вала для роликов. В связи с изменением этих положений изменятся размеры рычагов и тяг, что потребует нового синтеза рычажной системы.

Уменьшение габаритов механизма обусловлено выносом механизма фиксации положения ремиз (эксцентриковый механизм) из зоны расположения рычажной системы. За счет этого приема появилась возможность уменьшить расстояние между осями O_2 и O_3 . В связи с изменением названных параметров возникла необходимость в синтезе присоединяемых структурных групп. Некоторые из элементов, такие как дву-



Рис. 1. Конструктивная схема ремизного движения:

1 – двуплечий рычаг; 2 – ступица; 3 – корпус; 4 – ось; 5 – верхнее плечо; 6 – роликовый рычаг; 7 – эксцентриковый привод; 8 – нижнее плечо; 9 – горизонтальная тяга; 10 – соединительное звено; 11 – эксцентриковый механизм

Fig. 1. The design scheme of the heddle motion consists of several components, including a two-arm lever (1), a hub (2), a body (3), a shaft (4), a top arm (5), a roller lever (6), eccentric drive (7), a bottom arm (8), a horizontal rod (9), a connecting rod (10), and eccentric mechanism (11)

Сл

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

плечий рычаг FO_4E и ползун G, представляющий собой ремизки, своих геометрических параметров менять не будут. Прежде всего проведем разметку неподвижных осей кинематической схемы механизма (рис. 2). Ось O_2 приняли на расстоянии 151 мм от начала координат, ось O_3 – на расстоянии 311 мм от оси O_1 , размер рычага O_2B приняли равным 192,5 мм. В связи с новым положением осей должны быть изменены рычаги O_2B , O_3C , O_3D и тяга BC, значения которых должны получиться в результате синтеза. Кроме этого, уменьшим угол двуплечего рычага AO_2B на 35°, чтобы при отклонении он не занимал много пространства.

Методика синтеза рычажного механизма предполагает проводить его с последнего звена, ход которого обеспечивается величиной подъема ремиз. Например, для четвертой ремизки ход должен составлять 75 мм [1, 19]. В качестве основного критерия синтеза выбрали симметрию хода ремиз относительно горизонтальной оси. Так, для четвертой ремизки он составил 37,5 мм. Согласно технической документации рычаг имеет размер $O_4 E = 138,5$ мм. Тогда для четвертой ремизки получим значения угла μ_1 (рис. 2):

$$\mu_1 = \arctan\left(\frac{EE'}{2O_4E}\right),\tag{1}$$

где *EE*'= 75 мм.

Значение угла составило $\mu_1 = 15,15^\circ$.

Дальнейший синтез рычажного механизма проводим исходя из предположения, что угол поворота рычага O_3DD' равен углу O_4EE' , при этом жесткий угол для рычага CO_3D принят равным 155°. В таком случае угол ξ определится следующим образом (рис. 2):

$$\xi = 180^{\circ} - (\mu - (\mu_1 + 90^{\circ})).$$
 (2)

Значение угла $\xi = 130, 15^{\circ}$.

Для определения угла ξ_1 необходимо рассмотреть треугольник O_2CO_3 . Прежде всего из косоугольного треугольника определим сторону O_2C_1 :

 $O_{C} =$

$$= \sqrt{O_2 O_3^2 + O_3 C'^2 - 2O_2 O_3 \cdot O_3 C' \cos \xi}.$$
 (3)

Получили $O_2C_1 = 270,849$ мм. Тогда угол ξ_1 определится из выражения

$$\xi_1 = 180^\circ - (\mu - (90^\circ - \mu_1)). \tag{4}$$

Его значение составило $\xi_1 = 99,85^\circ$.



Puc. 2. Кинематическая схема механизма привода ремиз *Fig. 2.* Kinematic scheme of the heddle drive mechanism

Из косоугольного треугольника $O_2C'O_3$ определим сторону O_2C' :

$$O_2 C' =$$

$$= \sqrt{O_2 C_3^2 + O_3 C'^2 - 2O_2 O_3 \cdot O_3 C' \cos \xi_1}.$$
 (5)

Величина стороны $O_2C' = 228,832$ мм.

Аналогично из косоугольных треугольников $O_2C_0O_3$ и $O_2B_0C_0$ найдена длина тяги BC = 225 мм.

Для определения углов v_1 и v_2 можно записать

$$v_2 = \arcsin\left(\sin\xi \cdot \frac{O_3 C'}{O_2 C'}\right),\tag{6}$$

значение этого угла составило $v_2 = 23,008^{\circ}$;

$$v_1 = \arcsin\left(\sin\xi_1 \cdot \frac{O_3C}{O_2C}\right),\tag{7}$$

значение угла $v_1 = 36,607^{\circ}$.

Углы ω_1 и ω_2 определятся из треугольников *O*₂*B*'*C*' и *O*₂*BC*:

$$\omega_{1} = \arccos\left(\frac{O_{2}B'^{2} + O_{2}C'^{2} - C'B'^{2}}{2O_{2}B' \cdot O_{2}C'}\right), \quad (8)$$

тогда угол получился равным $\omega_1 = 55,014^\circ$;

$$\omega_2 = \arccos\left(\frac{O_2 B^2 + O_2 C^2 - C B^2}{2O_2 B \cdot O_2 C}\right),$$
 (9)

тогда $\omega_2 = 63,874^\circ$.

Угол качания вала роликов определится следующим образом:

$$\beta = \omega_2 + \nu_1 - (\omega_1 + \nu_2), \qquad (10)$$

он получил значение β = 22,46°. При этом ход центра ролика составил 27,44 мм.

Величина соединительного звена *DE* определилась размером положения одноименных точек *DE* и составила для четвертой ремизки 1133 мм.

На основании данных технической документации завода-изготовителя ткацких станков (завод «Сибтекстильмаш») минимальный и максимальный радиус-векторы кулачка составили $r_{\rm min} = 124,5$ мм и $r_{\rm max} = 152,5$ мм, в этом случае ход центра ролика по хорде будет равен 28 мм. Для того чтобы оставить эти параметры без изменения, поменяли размеры рычага O_3C и, интерполируя полученные значения, нашли необходимый размер для рычага, равный 142,5 мм, который обеспечил необходимый ход центра ролика (28 мм). Основные размеры рычажной системы, полученные в результате синтеза, сведены в таблицу.

Размеры звеньев Link dimensions

Размеры звеньев, мм									
AO_2	BO ₂	BC	CO ₃	DO_3	DE	EO_4			
70	192,5	225	142,5	138,5	1133	138,5			

Поскольку ремизоподъемный механизм должен предусматривать рисунок переплетения исходя из 10 ремиз, то необходимо предусмотреть возможность определения хода для любой ремизки [10]. Для этой цели рассмотрим схему, представленную на рис. 3, где введены следующие обозначения: h_i – высота зева; t – шаг между ремизками; Δh_i – приращения хода ремиз; α_p – половина угла зева. Она представляет собой только одну часть зева. В этом случае величина раскрытия для полного зева (ход ремиз) может быть определена по формуле

$$H_n = \left\lfloor (h_1 + (n-1) \cdot t \cdot \tan(\alpha_p) \right\rfloor \cdot 2.$$
 (11)

Для реализации зависимости (11) необходимо, чтобы и размеры рычага *DO*₃ соответствовали заданному перемещению ремиз.

Рассмотрим кинематическую схему, приведенную на рис. 2. Угол μ_1 для плеча DO_3 оставляем неизменным, а хорда D_0D будет принимать значение, равное половине хода ремизки. В этом случае с учетом выражения (11) получим

$$L_n = \frac{H_n}{2} \tan\left(\mu_1\right),\tag{12}$$

где L_n – размер рычага; H_n – полный ход соответствующей своему номеру ремизки; μ_1 – угол, определяющий положение рычага относительно вертикальной оси.



Puc. 3. Фрагмент половины раскрытого зева на ткацком станке *Fig. 3.* A fragment of a half-open shed of a loom

После определения необходимых размеров рычажной системы можно приступить к синтезу кулачкового механизма. Синтез механизма следует начать с определения основных параметров и закона движения центра ролика [10-12, 24-39, 45, 46]. Поскольку нам была представлена только таблица значений радиус-векторов, а закон перемещения центра ролика неизвестен, то необходимо было его определить. Было рассмотрено пять законов: степенной, прямая линия, простой гармонический, двойной гармонический и циклоидальный. Нет необходимости более подробно останавливаться на этом, так как это хорошо изложено в [10-12, 19, 24-28, 35-38, 45, 46]. Наиболее приемлемым для рассматриваемого случая оказался закон движения центра ролика по циклоиде.

Для синтеза кулачкового механизма использовали следующие расчетные данные: минимальный радиус кулачка $r_{\rm min} = 124,5$ мм, максимальный радиус кулачка $r_{\rm max} = 152,5$ мм; радиус ролика R = 75 мм; фазовые углы: подъем ремиз $\varphi_1 = 70^\circ$, выстой в верхнем положении $\varphi_2 = 110^\circ$, опускание ремиз $\varphi_3 = 70^\circ$, выстой в нижнем положении $\varphi_4 = 110^\circ$; межосевое расстояние $O_1O_2 = 151$ мм.

Для расчетов приняты коэффициенты для циклоиды [10–12, 19, 24–28, 35–38, 45, 46]:

$$k_1 = S_{\max} \frac{2\pi}{\varphi_1^2}; \ k_3 = S_{\max} \frac{2\pi}{\varphi_3^2}$$

Расчет аналогов ускорений производили по формуле

$$a(\varphi) = \begin{vmatrix} k_{1} \sin\left(\varphi \frac{2\pi}{\varphi_{1}}\right), & if \quad 0 \le \varphi \le \varphi_{1} \\ 0, & if \quad \varphi_{1} \le \varphi \le \varphi_{2} + \varphi_{1} \\ k_{3} \sin\left(\varphi \frac{2\pi}{\varphi_{3}}\right), & if \quad \varphi_{1} + \varphi_{2} \le \varphi \le \varphi_{1} + \varphi_{2} + \varphi_{3} \\ 0, & if \quad \varphi_{1} + \varphi_{2} + \varphi_{3} \le 360^{\circ} \end{vmatrix}$$
(13)

Для определения скорости центра ролика проинтегрировали ускорения от 0° до 360° оборота кулачка:

$$V(\varphi) = \int_{0}^{\varphi} a(\varphi) \ d(\varphi) \ . \tag{14}$$

Для определения перемещений центра ролика проинтегрировали скорости от 0° до 360° оборота кулачка:

$$S(\varphi) = \int_{0}^{\varphi} V(\varphi) \, d(\varphi) \,. \tag{15}$$

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

Графики кинематических характеристик для центра ролика кулачкового механизма представлены на рис. 4.

Для обеспечения отрицания заклинивания и прочности кулачковой пары механизма необходимо знать численные значения углов давления, которые в нашем случае не должны превышать 45°. Для этой цели была разработана программа и определены значения углов давления. В связи с громоздкостью процедуры их определения в работе не представлены. Во всем диапазоне проведенных исследований они не превысили допустимых значений. Для подтверждения правильности выбранного размера ролика сравнивали его величину с действительным радиусом кривизны, определяемым по формуле

$$\rho_{i} = \frac{\left[y_{i}^{2} + (\dot{y}_{2})^{2}\right]^{\frac{3}{2}}}{y_{i} + 2(\dot{y}_{i})^{2} - y_{i}\ddot{y}},$$
(16)

где ρ_i , y_i , \dot{y}_i , \ddot{y}_i – радиус-вектор центрового профиля кулачка и производные в *i*-й точке.

Для определения радиусов кривизны кулачка была разработана программа для математического пакета. Результаты расчетов представлены на рис. 5.





a – acceleration; δ – speed; e – motion



Условия хорошо согласуются с выражением

$$r \le 0,7 \rho_{\min}; \ r \le 0,4r_0,$$
 (17)

где р_{min} – минимальный радиус кривизны цен-

трового профиля кулачка.

Результаты анализа полученных данных свидетельствуют о правильном выборе радиуса ролика для кулачкового механизма.

Далее определили профиль кулачка (радиусвекторы кулачка r(i)), используя уравнение (15). Расчет был проведен в математическом пакете, матрица значений радиус-векторов и форма профиля кулачка приведена на рис. 6.

Для подтверждения правильности выбранных размеров звеньев необходимо провести кинематический анализ для отдельных групп





Fig. 6. The matrix of values of radius vectors and the shape of the cam profile: a – radius vectors of the cam; δ – shape of the cam profile

Ассура. При этом если графики для них будут иметь плавные и непрерывные характеристики, то будем считать, что синтез проведен верно. Для кинематического анализа были использованы размеры звеньев, полученные в результате синтеза рычажной системы (см. таблицу на с. 84). Кинематический анализ начинали с механизма первого класса первого вида, в качестве которого использовали переменный радиус-вектор, представленный в таблице (рис. 6) [10–12, 19, 24–28, 35–38, 45, 46]. На рис. 7 показана схема для определения координаты точки *B*. В этом случае необходим радиус-вектор кулачка r(i), а также длины звеньев *AB*, *BO*₂, координаты *O*₁ и *O*₂ (см. таблицу) и жесткий угол θ .

Из треугольника AO_1O_2 находим угол а (рис. 8) по теореме косинусов:

$$\alpha = \arccos\left(\frac{O_1O_2^2 + AO_2^2 - r(i)^2}{2O_1O_2AO_2}\right).$$
 (18)





Fig. 7. The second-class first-type Assur group attached to the first-class first-type mechanism

Угол δ определится следующим образом:

$$\delta = \pi - (\alpha + \theta) \,. \tag{19}$$

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ



Рис. 8. Группа Ассура второго класса первого вида

Fig. 8. The second-class first-type Assur group

Координаты точки *В* находим как проекции на оси *X* и *Y*:

$$XB = O_1O_2 - BO_2\cos(\delta); \qquad (20)$$

$$YB = BO_2 \sin(\delta). \tag{21}$$

Определив координаты точки *B*, можно найти результирующее значение в соответствии с выражением

$$\boldsymbol{B} = \sqrt{\boldsymbol{X}\boldsymbol{B}^2 + \boldsymbol{Y}\boldsymbol{B}^2} \ . \tag{22}$$

Для группы Ассура второго класса первого вида (рис. 8) должны быть заданы следующие величины: координаты точки B и O_3 , длины звеньев BC, CO_3 , CD (см. таблицу на с. 84), а также угол, определяющий положение вектора B.

Для нахождения координат точки D необходимо определить угол f рычага DC и величину отрезка BO_3 из треугольника BO_2O_3 по теореме косинусов:

$$f_1 = \arctan\left(\frac{y}{O_1 O_3 - x}\right); \tag{23}$$

$$BO_3 = \sqrt{BO_2^2 + O_2O_3^2 - 2BO_2 \cdot O_2O_3\cos(f_1)}; \quad (24)$$

$$f_2 = \arccos\left(\frac{BO_3^2 + CO_3^2 - BC^2}{2 \cdot BO_3 CO_3}\right); \quad (25)$$

$$f = \pi - (f_1 + f_2).$$
 (26)

Координаты точек C и D находим как проекции на оси OX и OY:

$$XC = O_1 O_3 + CO_3 \cos(f);$$
 (27)

$$YC = CO_3 \sin(f); \qquad (28)$$

$$XD = O_1O_3 - DO_3\cos(f);$$
 (29)

$$YD = DO_3 \sin(f). \tag{30}$$

Далее по теореме Пифагора нашли их результирующие значения:

$$C = \sqrt{XC^2 + YC^2} ; \qquad (31)$$

$$D = \sqrt{XD^2 + YD^2} . \tag{32}$$

Рассмотрим вторую группу Ассура, входящую в общую схему механизма ремизного движения. Эта группа относится также ко второму классу первого вида (рис. 9).



Рис. 9. Группа Ассура второго класса первого вида, входящая в общую схему механизма ремизного движения

Fig. 9. The second-class first-type Assur group, which is part of the general scheme of the heddle motion mechanism

Для этой группы должны быть заданы следующие величины: координаты точек D и O_4 , длины звеньев DE, GO_4 и жесткий угол между EO_4 и GO_4 .

Из треугольника DEO_4 по теореме Пифагора определяем гипотенузу DO_4 по формуле

$$DO_4 = \sqrt{(O_1O_4 - XD) + YD}$$
 (33)

Из треугольника *DEO*₄ находим угол χ по теореме косинусов:

$$\chi = \arccos\left(\frac{DO_4^2 + EO_4^2 - DE^2}{2DO_4 \cdot EO_4}\right).$$
 (34)

Угол у определится следующим образом:

$$\psi = \arcsin\left(\frac{YD}{DO_4}\right). \tag{35}$$

Тогда угол χ_1 будет найден как

$$\chi_1 = \psi + \chi. \tag{36}$$

Том 26 № 1 2024

Координаты точки Е находим как проекции на оси *ОХ* и *ОУ*:

$$XE = O_1 O_4 - EO_4 \cos(\chi_1);$$
 (37)

$$YE = EO_4 \sin(\chi_1). \tag{38}$$

Величина перемещения Е определится как

$$E = \sqrt{XE^2 + YE^2} . \tag{39}$$

Угол положения рычага GO₄E находим как разность углов:

$$\varepsilon = \chi_1 - \gamma \,. \tag{40}$$

Координаты и длина вектора точки G определяются как

$$XG = O_1O_4 - GO_4\cos\left(\varepsilon\right); \tag{41}$$

$$YG = GO_4 \sin(\varepsilon). \tag{42}$$

Равнодействующая определится следующим образом:

$$G = \sqrt{XG^2 + YG^2} \ . \tag{43}$$

Рассмотрим последнюю группу Ассура для нашего механизма. Она относится ко второму классу и второму виду (рис. 10). Для определения траектории движения точки F необходимо знать длину звена GF и координату x направляющей, по которой движется ползун F (в данном случае она равна нулю). Длина проекции звена GF на ось OX будет равна разности координат точки G и направляющей для ползуна.

На основании рис. 10 величина Т определится как

$$T = XF - XG . \tag{44}$$



Рис. 10. Группа Ассура второго класса второго вида *Fig. 10.* The second-class second-type Assur group

Из треугольника GFT по теореме Пифагора вычислим

$$YF = \sqrt{GF^2 - T^2} \ . \tag{45}$$

Тогда общее перемещение точки F определится следующим образом:

$$\left(YF\right)_0 = EG + YF \ . \tag{46}$$

Результаты и их обсуждение

В результате проведенного анализа удалось вынести механизм для фиксации ремиз на внешнюю сторону коробки ремизного движения. В результате этого уменьшили значения межосевого расстояния O_2O_3 на 100 мм. Поскольку ход ремизки является величиной известной, полученной в результате расчетов геометрии зева [1] (точка G на рис. 2), то методика синтеза механизма [9, 29, 35, 36, 45-49] для перемещения ремиз предполагает начинать его с последней группы Ассура. В качестве известных параметров принято перемещение для четвертой ремизки, равное 75 мм [1, 9, 10, 29, 35, 36, 45–49]. Условием синтеза для данной группы является равенство хорд E'E = F'F относительно горизонтальной оси. Углы поворота этих рычагов также равны и составляют $\mu_1 = 15,15^\circ$. Они были приведены выше и определены формулой (1). Дальнейший синтез проводили для четвертой группы Ассура второго класса первого вида. Следует отметить, что основным условием синтеза является приравнивание дуг (хорд) E'E = D'D, $EE_0 = DD_0$ и длин плеч $O_4 E = O_3 D$. Дальнейший синтез механизма свелся к определению угла качания рычага с роликами, который рассчитывается по формуле (10). Угол качания этого рычага зависит в том числе и от величины плеча O_3D . Размеры этого рычага были приняты в диапазоне от 138,5 мм и до 143,5 мм. Затем методом интерполирования значений угла β нашли необходимый угол, который составил $\beta = 22,926^{\circ}$, что в пересчете на хорду составило 28 мм, при этом размер плеча О₃D рычага О₃DC получили равным 143,5 мм. В заправке станка при выработке различного ассортимента тканей может быть предусмотрено до десяти ремиз, а их перемещения зависят от их расположения по глубине станка. Поэтому в качестве переменных параметров был выбран размер одного из рычагов, входящих

в кинематическую схему, который позволяет изменить ход ремиз. Эту роль для нашего случая выполнил рычаг DO_3 . Используя аналитические зависимости (11) и (12), можно рассчитать длину рычага DO_3 и величину хода ремиз.

После синтеза рычажного механизма, позволившего рассчитать величину перемещения центра ролика, равную 28 мм, были определены основные параметры для синтеза кулачкового механизма. В результате синтеза был обоснован закон движения центра ролика по циклоиде и определены радиусы кривизны (рис. 5), позволившие сделать вывод о том, что выбранный размер радиуса ролика, равный 37,5 мм, соответствуют условию (17). Рассчитаны углы давления, значения которых свидетельствуют о том, что во всем диапазоне поворота главного вала от 0° и до 360° они находятся в допустимых пределах. Радиус-векторы кулачка приведены в виде матрицы значений (рис. 6). Обработав сплайнами табличные значения радиус-векторов, приступили к кинематическому анализу механизма для характерных точек групп Ассура, целью которого было подтверждение правильности проведенного синтеза – плавности и непрерывности графиков кинематических параметров характерных точек групп Ассура. Для последней группы необходимо подтвердить и величину хода ремизки для точки G, так как именно ее значение было принято в основу расчета и построения методики синтеза.

Так, для точки *В* кинематические характеристики представлены на рис. 12, а для точки *С* – на рис. 11, для точки *D* – на рис. 13.

Анализ показал, что скорости и ускорения для точек A, B, C, D, E, G и F имеют плавные и непрерывные графики, что свидетельствует о правильно проведенном синтезе рычажной системы для отдельных групп Ассура. Кинематические характеристики для точек G и E в работе не приводятся.

Перемещения для точки *F* показаны на рис. 14.

Экономический эффект от внедрения предложенного решения определялся исходя из данных работы [10], где съём продукции с 1 м² производственной площади с поправкой на частоту вращения главного вала, равную 300 мин⁻¹, составляет 1,035 м²/час.

Заключение

Основной целью, которая была поставлена в работе, является уменьшение габаритов ткацкого станка за счет изменения конструктивных параметров ремизоподъемного механизма. В результате выноса фиксирующего механизма на внешнюю сторону коробки ремизного движе-



Рис. 11. Кинематические характеристики для точки В:

a – скорости; δ – ускорения Fig. 11. Kinematic characteristics for point B: a – velocity; δ –acceleration





a – velocity; δ – acceleration



ния уменьшили размер O_2O_3 на 100 мм. В этой связи все размеры для элементов, входящих в группы Ассура, подверглись изменению, за исключением последней. Представленная методика синтеза предполагает осуществлять его в последовательности, обратной их при-

соединению. Синтез для рычажной системы должен проводиться для четвертой ремизки, для чего задается перемещение для точки G, равное 75 мм. Прежде всего определяется угол качания рычага CO_3D , который приравнивается к углу качания другого рычага – EO_4F . Затем



Puc. 14. Кинематические характеристики для точки *F*: *a* – перемещения; *δ* – скорости; *в* – ускорения

 Fig. 14. Kinematic characteristics for point *F*: *a* – motion; *δ* – velocity; *в* – acceleration

определяется размер плеча CO_3 , который составил 143,5 мм. В результате получили ход центра ролика, равный 28 мм. Поскольку величина хода ремиз является разной по глубине станка, то в качестве переменных параметров была выбрана величина рычага DO_3 . Используя аналитические зависимости, представленные в работе [10], расчеты переменных параметров рычага DO_3 и хода ремиз были проведены в математическом пакете прикладных программ и представлены на рис. 10.

В результате проведенного синтеза размер соединительного звена *BC* получился равным 225 мм, звено O_3D составило 138,5 мм, а угол между плечами O_3D и $CO_3 - 155^\circ$. Соединительная тяга *DE* приняла значение 1133 мм. Объективность синтеза подтверждают результаты проведенных исследований для групп Ассура. Кинематические характеристики для отдельных точек механизма представлены в виде графиков и имеют плавные непрерывные функции, что свидетельствует о качестве проведенного синтеза.

Список литературы

1. Основы проектирования машин ткацкого производства / А.В. Дицкий, Р.М. Малафеев, В.И. Терентьев, А.А. Туваева. – М.: Машиностроение, 1983. – 320 с.

2. Выбор конструктивных параметров несущих систем машин с учетом технологической нагруз-

ки / Ю.И. Подгорный, В.Ю. Скиба, А.В. Кириллов, О.В. Максимчук, Д.В. Лобанов, В.Р. Глейм, А.К. Жигулев, О.В. Саха // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2015. – № 4 (69). – С. 51–60. – DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-51-60.

3. Определение жесткостных характеристик и энергии деформации несущих систем технологических машин / Ю.И. Подгорный, В.Ю. Скиба, А.В. Кириллов, О.В. Максимчук, Т.Г. Мартынова, Д.В. Лобанов, И.С. Филатов, П.Ю. Скиба // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2016. – № 4 (73). – С. 24–33. – DOI: 10.17212/1994-6309-2016-4-24-33.

4. Проектирование кулачкового механизма с учетом технологической нагрузки и энергетических затрат / Ю.И. Подгорный, В.Ю. Скиба, А.В. Кириллов, О.В. Максимчук, П.Ю. Скиба // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 2 (75). – С. 17–27. – DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-17-27.

5. Особенности циклограммирования машины с учетом взаимодействия звеньев механизмов с упорами / Ю.И. Подгорный, О.В. Максимчук, А.В. Кириллов, В.Ю. Скиба // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 1. – С. 44–54. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.1-44-54.

6. Лушников С.В., Белый М.А. Исследование возможности уравновешивания сил на главном валу ткацких станков СТБ с использованием кулачковразгружателей // Известия высших учебных заведений. Технология текстильной промышленности. – 2009. – № 2С. – С. 85–88.

CM

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

7. Разработка методики оценки геометрической точности профилей кулачков батанного механизма станка СТБ / В.А. Гусев, В.В. Данилов, Д.М. Цветков, А.Б. Смирнов // Известия высших учебных заведений. Технология текстильной промышленности. - $2007. - N_{2} 6C. - C. 92-97.$

8. Терёхина А.О., Соловьёв А.Б. Модернизированный кулачковый привод батанного механизма ткацкого станка типа СТБ // Известия высших учебных заведений. Технология текстильной промышленности. - 2004. - № 2. - С. 80-83.

9. Синтез закона движения механизма прибоя уточных нитей станка СТБ с приводом от кулачков / Ю.И. Подгорный, А.В. Кириллов, В.Ю. Иванцивский, Д.В. Лобанов, О.В. Максимчук // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). - 2019. -T. 21, № 4. – C. 47–58. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-47-58.

10. Исследование и выбор параметров при проектировании технологических машин / Ю.И. Подгорный, В.Ю. Скиба, Т.Г. Мартынова, О.В. Максимчук. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2020. - 260 с. - (Монографии НГТУ). – ISBN 978-5-7782-4177-0.

11. Вульфсон И.И. Динамика цикловых машин. – СПб.: Политехника, 2013. - 425 с. - ISBN 978-5-7325-1024-9.

12. Подгорный Ю.И., Мартынова Т.Г., Скиба В.Ю. Синтез технологических машин. Расчет и конструирование. - Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2023. – 240 с. – (Монографии НГТУ). – ISBN 978-5-7782-4912-7. – DOI: 10.17212/978-5-7782-4912-7.

13. Патент № 2120508 Российская Федерация. Кулачковый зевообразовательный механизм бесчелночного ткацкого станка: заявл. 16.12.1997: опубл. 20.10.1998 / Ерохин Е.Г., Васильева Н.М., Сокерин Е.Ф., Карева Т.Ю. – 4 с.

14. Патент № 2176692 Российская Федерация. Устройство ремизного движения ткацкого станка: заявл. 17.06.1997: опубл. 10.12.2001, Бюл. № 15 / Рыбаков Е.А., Воробьев М.И., Шумов Г.В. – 7 с.

15. Мшвениерадзе А.П. Технология и оборудования ткацкого производства. – М.: Легкая и пищевая промышленность, 1984. – 376 с.

16. Оников Э.А. Технология, оборудование и рентабельность ткацкого производства. - М.: Текстильная промышленность, 2003. – 320 с.

17. Грановский Т.С., Мшвениерадзе А.П. Строение и анализ тканей. – М.: Легпромбытиздат, 1988. – 93 c.

18. Толубеева Г.И. Основы проектирования однослойных ремизных тканей. – Иваново: ИГТА, 2005. – 200 c.

19. Подгорный Ю.И. Методы исследования заправок, их синтез и разработка критериев оптимальности условий эксплуатации ткацких станков при формировании плотных тканей: дис. ... д-ра техн. наук: 05.19.03; 05.02.13: защищена 20.05.1990: утв. 07.12.1990. – Кострома, 1990. – 541 с.

20. Flores P., Souto A.P., Marques F. The first fifty years of the mechanism and machine theory: standing back and looking forward // Mechanism and Machine Theory. - 2018. - Vol. 125. - P. 8-20. - DOI: 10.1016/j. mechmachtheory.2017.11.017.

21. Topology and dimension synchronous optimization design of 5-DoF parallel robots for in-situ machining of large-scale steel components / K. Chen, M. Wang, X. Huo, P. Wang, T. Sun // Mechanism and Machine Theory. – 2023. – Vol. 179. – P. 105105. – DOI: 10.1016/j. mechmachtheory.2022.105105.

22. Eckhardt H.D. Kinematic design of machines and mechanisms. - 1st ed. - New York: McGraw-Hill, 1998. - 620 p. - ISBN 0070189536. - ISBN 978-0070189539.

23. Erdman A.G., Sandor G.N. Mechanism design: analysis and synthesis. - 4th ed. - Upper Saddle River, NJ: Pearson, 2001. - 688 p. - ISBN 0130408727. - ISBN 978-0130408723.

24. Hsieh J.-F. Design and analysis of indexing cam mechanism with parallel axes // Mechanism and Machine Theory. - 2014. - Vol. 81. - P. 155-165. -DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2014.07.004.

25. Design of compliant mechanisms using continuum topology optimization: a review / B. Zhu, X. Zhang, H. Zhang, J. Liang, H. Zang, H. Li, R. Wang // Mechanism and Machine Theory. - 2012. - Vol. 143. - P. 103622. -DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2019.103622.

26. Faxin L., Xianzhang F. The design of parallel combination for cam mechanism // Procedia Environmental Sciences. - 2011. - Vol. 10, pt. B. -P. 1343–1349. – DOI: 10.1016/j.proenv.2011.09.215.

27. Sateesh N., Rao C.S.P., Janardhan Reddy T.A. Optimisation of cam-follower motion using B-splines // International Journal of Computer Integrated Manufacturing. - 2009. - Vol. 22 (6). - P. 515-523. -DOI: 10.1080/09511920802546814.

28. Rothbart H.A. Cam design handbook. - New York: McGraw-Hill Professional, 2003. - 606 p. - ISBN 0071377573. - ISBN 978-0875841830.

29. Myszka D.H. Machines & mechanisms: applied kinematic analysis. – 4th ed. – Upper Saddle River, NJ: Pearson, 2012. - 376 p. - ISBN 0132157802. - ISBN 978-0132157803.

30. Dresig H., Vul'fson I.I. Dynamik der mechanismen. - Wien; New York: Springer, 1989. - 328 p. -ISBN 978-3-7091-9036-4. – DOI: 10.1007/978-3-7091-9035-7.

31. Фролов К.В. Теория механизмов и машин. -М.: Высшая школа, 1987. – 496 с.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

32. S&A – Expert system for planar mechanisms design / H. Varbanov, T. Yankova, K. Kulev, S. Lilov // Expert Systems with Applications. – 2006. – Vol. 31 (3). – P. 558–569. – DOI: 10.1016/j.eswa.2005.09.081.

33. Fomin A., Paramonov M. Synthesis of the fourbar double-constraint mechanisms by the application of the Grubler's method // Procedia Engineering. – 2016. – Vol. 150. – P. 871–877. – DOI: 10.1016/j.proeng.2016.07.034.

34. To the theory of mechanisms subfamilies / A. Fomin, L. Dvornikov, M. Paramonov, A. Jahr // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. -2016.-Vol. 124.-P. 012055.-DOI: 10.1088/1757-899X/124/1/012055.

35. *Vulfson I.* Dynamics of cyclic machines. – Cham: Springer International, 2015. – 390 p. – ISBN 978-3-319-12633-3. – DOI: 10.1007/978-3-319-12634-0.

36. *Ondrášek J.* The synthesis of a hook drive cam mechanism // Procedia Engineering. – 2014. – Vol. 92. – P. 320–329. – DOI: 10.1016/j.proeng.2014.12.129.

37. *Mott R.L.* Machine elements in mechanical design. – 5th ed. – Upper Saddle River, NJ: Pearson, 2013. – 816 p. – ISBN 0135077931. – ISBN 978-0135077931.

38. Design and analysis of high-speed cam mechanism using Fourier series / C. Zhoua, B. Hua, S. Chenb, L. Mac // Mechanism and Machine Theory. – 2016. – Vol. 104. – P. 118–129. – DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2016.05.009.

39. *Артоболевский И.И.* Теория механизмов и машин: учебник для втузов. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Наука, 1988. – 640 с. – ISBN 5-02-013810-X.

40. *Левитский Н.И.* Теория механизмов и машин: учебное пособие для вузов. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Наука, 1990. – 592 с. – ISBN 5-02-014188-7.

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

41. *Талавашек О., Сватый В.* Бесчелночные ткацкие станки. – М.: Легпромбытиздат, 1985. – 355 с.

42. Башметов В.С., Башметов А.В. Прокладывание уточных нитей на ткацких станках. – Витебск: ВГТУ, 2012. – 98 с.

43. *Тир К.В.* Комплексный расчет кулачковых механизмов. – М.: Машгив, 1958. – 380 с.

44. *Кузовкин К.С.* Опыт работы на станках СТБ. – М.: Машиностроение, 1968. – 238 с.

45. Kinematic analysis of crank-cam mechanism of process equipment / Yu.I. Podgornyj, V.Yu. Skeeba, T.G. Martynova, N.S. Pechorkina, P.Yu. Skeeba // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 327. – P. 042080. – DOI: 10.1088/1757-899X/327/4/042080.

46. Kinematic accuracy analysis for cam mechanism considering dynamic behavior and form deviations / J. Yang, C. Wu, N. Shao, F. Liu, Y. Cao, Y. Cao, N. Anwer // Precision Engineering. – 2024. – Vol. 88. – P. 109–116. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2024. 01.023.

47. Motion laws synthesis for cam mechanisms with multiple follower displacement / Yu.I. Podgornyj, V.Yu. Skeeba, A.V. Kirillov, T.G. Martynova, P.Yu. Skeeba // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 327. – P. 042079. – DOI: 10.1088/1757-899X/327/4/042079.

48. *Неклютин Д.А.* Оптимальное проектирование кулачковых механизмов на ЭВМ. – М.: Алмата, 1977. – 215 с.

49. *Тартаковский И.И*. Некоторые задачи синтеза оптимальных законов движения // Машиностроение. – 1971. – № 2. – С. 39–43.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2024 vol. 26 no. 1 pp. 80–98 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-80-98

NSTU **Obrabotka metallov -Metal Working and Material Science** Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov NE

Synthesis of the heddle drive mechanism

Yuriy Podgornyj^{1, 2, a, *}, Vadim Skeeba^{1, b}, Tatyana Martynova^{1, c}, Dmitry Lobanov^{3, e}, Nikita Martyushev^{4, f}, Semyon Papko^{1, f}, Egor Rozhnov^{1, g}, Ivan Yulusov^{1, h}

¹Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

²Novosibirsk Technological Institute (branch) A.N. Kosygin Russian State University (Technologies, Design, Art) 35 Krasny prospekt (5 Potaninskayast.), Novosibirsk, 630099, Russian Federation

³ I. N. Ulianov Chuvash State University, 15 Moskovsky Prospekt, Cheboksary, 428015, Russian Federation

⁴ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

^{*a*} https://orcid.org/0000-0002-1664-5351, ^(C) pjui@mail.ru; ^{*b*} ^(C) https://orcid.org/0000-0002-8242-2295, ^(C) skeeba_vadim@mail.ru; ^{*c*} ^(D) https://orcid.org/0000-0002-5811-5519, ^(C) martynova@corp.nstu.ru; ^{*d*} ^(C) https://orcid.org/0000-0002-4273-5107, ^(C) lobanovdv@list.ru;

e _____https://orcid.org/0000-0003-0620-9561, ☺ martjushev@tpu.ru; f _____https://orcid.org/0009-0004-4512-5963, ☺ papko.duty@yandex.ru;

^g https://orcid.org/0009-0003-6779-0553, EgoRozhnov@yandex.ru; ^h https://orcid.org/0009-0006-7566-6722, yulusov.2017@stud.nstu.ru

ARTICLE INFO

Article history: Received: 12 December 2023 Revised: 08 January 2024 Accepted: 17 February 2024 Available online: 15 March 2024

Keywords: Loom Heddle motion mechanism Warp threads Kinematic chain Structural synthesis of mechanism Assur groups Kinematic scheme Cam mechanism Cam radius Roller Speeds Accelerations Motions Axes

Funding This study was supported by a NSTU grant (project No. TP-PTM-1 24).

Acknowledgements Research were conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials"

ABSTRACT

Introduction. Domestic enterprises in various industries use a variety of process equipment, including weaving machines. Modern weaving machines have several unique features, including a close relationship between technical condition, productivity, and product quality. Weaving machines are widely used in the textile industry in Russia and other countries. To produce cotton, silk, wool, linen, and other types of fabrics, appropriate machines are designed, including shuttle, shuttleless, pneumatic, and hydraulic machines. One of the most crucial parts of the machine is the heddle lifting mechanism, which determines the weave pattern and the quality of the fabric produced. The purpose of the work is to reduce the dimensions of the loom by changing the design parameters of the heddle lifting mechanism. The research methods are based on the theory of machines and mechanisms. They enable the development of a method for synthesizing the heddle lifting mechanism and designing a device with reduced dimensions. The paper presents the synthesis and analysis of the Assur group algorithm, which can determine the kinematic characteristics of the mechanism. Results and discussion. Following the proposed methodology, the mechanism design was modified by removing the fixing device from the lever mechanism operating area. This allowed for a reduction in interaxial distances and a change in the kinematic scheme. As a result of the new position of the fixed axes, some levers, the connecting rod, and the angle of the double-arm lever were also altered. The synthesis of the mechanism is proposed to begin with the last Assur group, setting it a specific value for the G-point motion equal to 75 mm. (motion of the fourth heddle shaft). As a limitation, the equality of arcs (chords) E'E = F'F was accepted. By assigning these values to the input element for the second-class first-type Assur group and bearing in mind the accepted conditions, the motions for point D were obtained. Thus, the value of the swing angle β of the roller shaft equal to 22.46° was obtained, which is 27.44 mm along the chord. Applying the interpolation principle, we found the initial motion value of 28 mm. Since the loom is planned to produce interlacing fabric patterns using 10 heddles, the design provides for a variable parameter that allows changing the motion of the heddles depending on their location in the depth of the machine. This role was assigned to the lever B0,D. A cam pair synthesis was performed after determining the maximum and minimum values of the center of the roller motion. In total, 5 types of laws of motion were considered: straight-line, harmonic, double harmonic, power-law, cycloidal ones. For the center of the roller, the cycloidal law of motion was selected since it better corresponds to the specified conditions. The synthesis's accuracy was confirmed by the constructed cam profile and conducted kinematic studies for the Assur groups.

For citation: Podgornyj Y.I., Skeeba V.Y., Martynova T.G., Lobanov D.V., Martyushev N.V., Papko S.S., Rozhnov E.E., Yulusov I.S. Synthesis of the heddle drive mechanism. Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 80-98. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-80-98. (In Russian).

* Corresponding author

Podgornyj Yuriy I., D.Sc. (Engineering), Professor Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, 630073, Novosibirsk, Russian Federation Tel: +7 (383) 346-17-79, e-mail: pjui@mail.ru

Vol. 26 No. 1 2024

References

1. Ditskii A.V., Malafeev R.M., Terent'ev V.I., Tuvaeva A.A. *Osnovy proektirovaniya mashin tkatskogo proizvod-stva* [Basics of designing weaving machines]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1983. 320 p.

2. Podgornyj Yu.I., Skeeba V.Yu., Kirillov A.V., Maksimchuk O.V., Lobanov D.V., Gleim V.R., Zhigulev A.K., Sakha O.V. Vybor konstruktivnykh parametrov nesushchikh sistem mashin s uchetom tekhnologicheskoi nagruzki [Selection of form factors of machine carrying systems in reliance on the process duty]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2015, no. 4, pp. 51–60. DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-51-60.

3. Podgornyj Yu.I., Skeeba V.Yu., Kirillov A.V., Maksimchuk O.V., Martynova T.G., Lobanov D.V., Filatov I.S., Skeeba P.Yu. Opredelenie zhestkostnykh kharakteristik i energii deformatsii nesushchikh sistem tekhnologicheskikh mashin [Determination of the rigidity and deformation energy of the technological machine load-carrying systems]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2016, no. 4 (73), pp. 24–33. DOI: 10.17212/1994-6309-2016-4-24-33.

4. Podgornyj Yu.I., Skeeba V.Yu., Kirillov A.V., Maksimchuk O.V., Skeeba P.Yu. Proektirovanie kulachkovogo mekhanizma s uchetom tekhnologicheskoi nagruzki i energeticheskikh zatrat [Cam mechanism designing with account of the technological load and energy costs]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2017, no. 2 (75), pp. 17–27. DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-17-27.

5. Podgornyj Yu.I., Maximchuk O.V., Kirillov A.V., Skeeba V.Yu. Osobennosti tsiklogrammirovaniya mashiny s uchetom vzaimodeistviya zven'ev mekhanizmov s uporami [Features of machine cyclogram optimization with the account of interaction of mechanism links with stops]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 1, pp. 44–54. DOI 0.17212/1994-6309-2018-20.1-44-54.

6. Lushnikov S.V., Belyi M.A. Issledovanie vozmozhnosti uravnoveshivaniya sil na glavnom valu tkatskikh stankov STB s ispol'zovaniem kulachkov-razgruzhatelei [Investigation of the possibility of balancing forces on the main shaft of STB looms using fist-unloaders]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Tekhnologiya tekstil'noi promyshlennosti = Proceedings of Higher Educational Institutions. Technology of the textile industry*, 2009, no. 2S, pp. 85–88.

7. Gusev V.A., Danilov V.V., Tsvetkov D.M., Smirnov A.B. Razrabotka metodiki otsenki geometricheskoi tochnosti profilei kulachkov batannogo mekhanizma stanka STB [Development of a methodology for evaluating the geometric accuracy of the cams of the sley mechanism of the STB machine]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii*. *Tekhnologiya tekstil 'noi promyshlennosti = Proceedings of Higher Educational Institutions*. *Technology of the textile industry*, 2007, no. 6S, pp. 92–97.

8. Terekhina A.O., Solov'ev A.B. Modernizirovannyi kulachkovyi privod batannogo mekhanizma tkatskogo stanka tipa STB [Modernized cam drive for the sley mechanism of the STB loom]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Tekhnologiya tekstil'noi promyshlennosti = Proceedings of Higher Educational Institutions. Technology of the textile industry*, 2004, no. 2, pp. 80–83.

9. Podgornyj Yu.I., Kirillov A.V., Ivancivsky V.V., Lobanov D.V., Maksimchuk O.V. Sintez zakona dvizheniya mekhanizma priboya utochnykh nitei stanka STB s privodom ot kulachkov [Synthesis of the motion law of filling threads beat-up mechanisms of the STB loom with cam driven]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 47–58. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-47-58.

10. Podgornyj Yu.I., Skeeba V.Yu., Martynova T.G., Maksimchuk O.V *Issledovanie i vybor parametrov pri proektirovanii tekhnologicheskikh mashin* [Analysis and choice of parameters in designing technological machines]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2020. 260 p. ISBN 978-5-7782-4177-0.

11. Vul'fson I.I. *Dinamika tsiklovykh mashin* [Dynamics of cyclic machines]. St. Petersburg, Politekhnika Publ., 2013. 425 p. ISBN 978-5-7325-1024-9.

12. Podgornyj Yu.I., Martynova T.G., Skeeba V.Yu. *Sintez tekhnologicheskikh mashin. Raschet i konstruirovanie* [Synthesis of technological machines. calculation and design]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2023. 240 p. ISBN 978-5-7782-4912-7. DOI: 10.17212/978-5-7782-4912-7.

13. Erokhin E.G., Vasil'eva N.M., Sokerin E.F., Kareva T.Y. *Kulachkovyi zevoobrazovatel'nyi mekhanizm be-schelnochnogo tkatskogo stanka* [Cam shedding mechanism of shuttleless loom]. Patent RF, no. 2120508, 1998.

14. Rybakov E.A., Vorob'ev M.I., Shumov G.V. Ustroistvo remiznogo dvizheniya tkatskogo stanka [Loom harness motion]. Patent RF, no. 2176692, 2001.

(C_M

15. Mshvenieradze A.P. Tekhnologiya i oborudovaniya tkatskogo proizvodstva [Technology and equipment for weaving production]. Moscow, Legkaya i pishchevaya promyshlennost' Publ., 1984. 362 p.

16. Onikov E.A. Tekhnologiva, oborudovanie i rentabel'nost' tkatskogo proizvodstva [Technology, equipment and profitability of weaving production]. Moscow, Tekstil'naya promyshlennost' Publ., 2003. 320 p.

17. Granovskii T.S., Mshvenieradze A.P. Stroenie i analiz tkanei [Structure and analysis of tissues]. Moscow, Legprombytizdat Publ., 1988. 93 p.

18. Tolubeeva G.I. Osnovy proektirovaniya odnosloinykh remiznykh tkanei [Basics of designing single-ply heald fabrics]. Ivanovo, IGTA Publ., 2005. 200 p.

19. Podgornyi Yu.I. Metody issledovaniya zapravok, ikh sintez i razrabotka kriteriev optimal'nosti uslovii ekspluatatsii tkatskikh stankov pri formirovanii plotnykh tkanei. Diss. dokt. tekhn. nauk [Research methods refills, their synthesis and development of criteria of optimality conditions looms in the formation of dense tissue. Dr. eng. sci. diss.]. Kostroma, 1990. 541 p.

20. Flores P., Souto A.P., Marques F. The first fifty years of the mechanism and machine theory: standing back and looking forward. Mechanism and Machine Theory, 2018, vol. 125, pp. 8-20. DOI: 10.1016/j. mechmachtheory.2017.11.017.

21. Chen K., Wang M., Huo X., Wang P., Sun T. Topology and dimension synchronous optimization design of 5-DoF parallel robots for in-situ machining of large-scale steel components. Mechanism and Machine Theory, 2023, vol. 179, p. 105105. DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2022.105105.

22. Eckhardt H.D. Kinematic design of machines and mechanisms. 1st ed. New York, McGraw-Hill, 1998. 620 p. ISBN 0070189536. ISBN 978-0070189539.

23. Erdman A.G., Sandor G.N. Mechanism design: analysis and synthesis. 4th ed. Upper Saddle River, NJ, Pearson, 2001. 688 p. ISBN 0130408727. ISBN 978-0130408723.

24. Hsieh J.-F. Design and analysis of indexing cam mechanism with parallel axes. Mechanism and Machine Theory, 2014, vol. 81, pp. 155–165. DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2014.07.004.

25. Zhu B., Zhang X., Zhang H., Liang J., Zang H., Li H., Wang R. Design of compliant mechanisms using continuum topology optimization: a review. Mechanism and Machine Theory, 2012, vol. 143, p. 103622. DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2019.103622.

26. Faxin L., Xianzhang F. The design of parallel combination for cam mechanism. Procedia Environmental Sciences, 2011, vol. 10, pt. B, pp. 1343–1349. DOI: 10.1016/j.proenv.2011.09.215.

27. Sateesh N., Rao C.S.P., Janardhan Reddy T.A. Optimisation of cam-follower motion using B-splines. International Journal of Computer Integrated Manufacturing, 2009, vol. 22 (6), pp. 515–523. DOI: 10.1080/ 09511920802546814.

28. Rothbart H.A. Cam design handbook. New York, McGraw-Hill Professional, 2003. 606 p. ISBN 0071377573. ISBN 978-0875841830.

29. Myszka D.H. Machines & mechanisms: applied kinematic analysis. 4th ed. Upper Saddle River, NJ, Pearson, 2012. 376 p. ISBN 0132157802. ISBN 978-0132157803.

30. Dresig H., Vul'fson I.I. Dynamik der mechanismen. Wien, New York, Springer, 1989. 328 p. ISBN 978-3-7091-9036-4. DOI: 10.1007/978-3-7091-9035-7.

31. Frolov K.V. Teoriya mekhanizmov i mashin [Theory of mechanisms and machines]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1987. 496 p.

32. Varbanov H., Yankova T., Kulev K., Lilov S. S&A - Expert system for planar mechanisms design. Expert Systems with Applications, 2006, vol. 31 (3), pp. 558–569. DOI: 10.1016/j.eswa.2005.09.081.

33. Fomin A., Paramonov M. Synthesis of the four-bar double-constraint mechanisms by the application of the Grubler's method. Procedia Engineering, 2016, vol. 150, pp. 871-877. DOI: 10.1016/j.proeng.2016.07.034.

34. Fomin A., Dvornikov L., Paramonov M., Jahr A. To the theory of mechanisms subfamilies. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2016, vol. 124, p. 012055. DOI: 10.1088/1757-899X/124/1/012055.

35. Vulfson I. Dynamics of cyclic machines. Cham, Springer International, 2015. 390 p. ISBN 978-3-319-12633-3. DOI: 10.1007/978-3-319-12634-0.

36. Ondrášek J. The synthesis of a hook drive cam mechanism. Procedia Engineering, 2014, vol. 92, pp. 320-329. DOI: 10.1016/j.proeng.2014.12.129.

37. Mott R.L. Machine elements in mechanical design. 5th ed. Upper Saddle River, NJ, Pearson, 2013. 816 p. ISBN 0135077931. ISBN 978-0135077931.

38. Zhoua C., Hua B., Chenb S., Mac L. Design and analysis of high-speed cam mechanism using Fourier series. Mechanism and Machine Theory, 2016, vol. 104, pp. 118–129. DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2016.05.009.

OBRABOTKA METALLOV

39. Artobolevskii I.I. *Teoriya mekhanizmov i mashin: uchebnik dlya vtuzov* [Theory of mechanisms and machines]. 4th ed. Moscow, Nauka Publ., 1988. 640 p. ISBN 5-02-013810-X.

40. Levitskii N.I. *Teoriya mekhanizmov i mashin* [Theory of mechanisms and machine]. 2nd ed. Moscow, Nauka Publ., 1990. 592 p. ISBN 5-02-014188-7.

41. Talavashek O., Svatyi V. *Beschelnochnye tkatskie stanki* [Shuttleless looms]. Moscow, Legprombytizdat Publ., 1985. 355 p.

42. Bashmetov V.S., Bashmetov A.V. *Prokladyvanie utochnykh nitei na tkatskikh stankakh* [Laying weft threads on looms]. Vitebsk, VGTU Publ., 2012. 98 p.

43. Tir K.V. *Kompleksnyi raschet kulachkovykh mekhanizmov* [Complex calculation of cam mechanisms]. Moscow, Mashgiv Publ., 1958. 380 p.

44. Kuzovkin K.S. *Opyt raboty na stankakh STB* [Experience working on STB machines]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1968. 238 p.

45. Podgornyj Yu.I., Skeeba V.Yu., Martynova T.G., Pechorkina N.S., Skeeba P.Yu. Kinematic analysis of crankcam mechanism of process equipment. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 327, p. 042080. DOI: 10.1088/1757-899X/327/4/042080.

46. Yang J., Wu C., Shao N., Liu F., Cao Y., Cao Y., Anwer N. Kinematic accuracy analysis for cam mechanism considering dynamic behavior and form deviations. *Precision Engineering*, 2024, vol. 88, pp. 109–116. DOI: 10.1016/j. precisioneng.2024.01.023.

47. Podgornyj Yu.I., Skeeba V.Yu., Kirillov A.V., Martynova T.G., Skeeba P.Yu. Motion laws synthesis for cam mechanisms with multiple follower displacement. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 327, p. 042079. DOI: 10.1088/1757-899X/327/4/042079.

48. Neklyutin D.A. *Optimal'noe proektirovanie kulachkovykh mekhanizmov na EVM* [Optimal design of cam mechanisms on a computer]. Moscow, Almata Publ., 1977. 215 p.

49. Tartakovskii I.I. Nekotorye zadachi sinteza optimal'nykh zakonov dvizheniya [Some problems of synthesis of optimal laws of motion]. *Mashinostroenie = Mechanical Engineering*, 1971, no. 2, pp. 39–43.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2024 Том 26 № 1 с. 99–112 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-99-112

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Изучение влияния содержания гафния и эрбия на формирование микроструктуры при литье алюминиевого сплава 1590 в медный кокиль

Александр Рагазин^{1, a, *}, Владимир Арышенский^{1, b}, Сергей Коновалов^{1, 2, c}, Евгений Арышенский^{1, 2, d}, Инзиль Бахтегареев^{1, e}

¹ Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, ул. Московское шоссе, 34, г. Самара, 443086, Россия ² Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, г. Новокузнецк, 654007, Россия

^a https://orcid.org/0000-0002-6762-7436, ^c aleksander.ragazin@samara-metallurg.ru; ^b https://orcid.org/0000-0001-6869-4764, ^c arysh54@mail.ru;

c https://orcid.org/0000-0003-4809-8660, 🗢 konovalov@sibsiu.ru; d https://orcid.org/0000-0003-3875-7749, 🗢 arishenskiy ev@sibsiu.ru;

e https://orcid.org/0009-0004-3081-9049, 😋 bakhtegareev.id@ssau.ru

АННОТАЦИЯ

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.16

История статьи: Поступила: 12 сентября 2023 Рецензирование: 23 сентября 2023 Принята к печати: 16 ноября 2023 Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова: Алюминий Легирование малыми добавками скандия Гафний Эрбий Микроструктура Интерметаллиды

Финансирование

Исследования выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-19-00810, https://rscf.ru/project/22-19-00810/

Введение. Алюминиевые сплавы с высоким содержанием магния широко используются в автомобильной, строительной и аэрокосмической отраслях вследствие своего низкого удельного веса и высоких прочностных свойств. Улучшить характеристики таких сплавов позволяют малые добавки скандия и циркония. Однако скандий очень дорог, поэтому в сплавах нового поколения его количество стараются сократить. В недавно разработанном алюминиевом сплаве 1590 это удалось сделать благодаря введению добавок эрбия и гафния. Цель работы. Исследование влияния концентрации эрбия и гафния на модификацию литой структуры в сплаве 1590 при высоких скоростях кристаллизации. Методы. В работе исследованы микроструктура, химический состав и размер интерметаллидов в образцах из десяти модификаций сплава 1590 с различным содержанием гафния и эрбия, отлитых в медный кокиль со скоростью кристаллизации 10 °C/с. Исследование зеренной структуры производили на оптическом микроскопе. Химический состав и размер интерметаллидных фаз исследовали при помощи Tescan Vega 3. Результаты и обсуждение. Установлено, что при увеличении количества гафния и эрбия происходит модифицирование литой структуры. В целом измельчение зерна при добавках гафния и эрбия можно объяснить ростом переохлаждения между твердой и жидкой фазой. При содержании гафния 0,16 % дендритная структура начинает переходить в равноосную. Такую картину можно объяснить появлением в жидкой фазе первичных интерметаллидов типа Al₃Sc. Эти интерметаллиды были выявлены при концентрации эрбия и гафния, равной 0,16 %. Кроме того, во всех сплавах были выявлены интерметаллидные соединения эвтектического происхождения, содержащие марганец и железо и не оказывающие влияния на литую структуру. Сравнение с ранее полученными результатами по размеру зерна при литье в стальной кокиль показывает, что с увеличением скорости кристаллизации эффективность модифицирования в сплаве 1590 уменьшается. Это объясняется увеличением концентрации переходных элементов в твердом растворе, прежде всего скандия, необходимых для формирования первичных интерметаллидных частиц.

Для цитирования: Изучение влияния содержания гафния и эрбия на формирование микроструктуры при литье алюминиевого сплава 1590 в медный кокиль / А.А. Рагазин, В.Ю. Арышенский, С.В. Коновалов, Е.В. Арышенский, И.Д. Бахтегареев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 99–112. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-99-112.

Введение

Алюминиевые сплавы применяются во многих отраслях современной промышленности изза своего небольшого веса, высокой прочности

*Адрес для переписки Рагазин Александр Алексеевич, аспирант Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, ул. Московское шоссе, 34, 443086, г. Самара, Россия Тел.: +7 917 125-64-91, e-mail: aleksander.ragazin@samara-metallurg.ru и коррозионной стойкости [1-6]. Для дополнительного улучшения свойств в алюминиевые сплавы добавляют магний, вызывающий значительное твердорастворное упрочнение [7, 8]. Поэтому, учитывая высокую прочность алюминиево-магниевых сплавов, неудивительно, что они востребованы в производстве авиационной и ракетно-космической техники.

Дополнительно повысить прочность данной группы сплавов можно легированием с добавками скандия. Скандий в концентрации 0,5 % демонстрирует замечательную способность значительно уменьшать структуру алюминиевых сплавов в готовом виде. Этот эффект возникает в результате образования первичного интерметаллического соединения разновидности Al₃Sc в жидкой фазе [9, 10]. Кроме того, при термической обработке скандий выделяется из алюминиевого пресыщенного твердого раствора в виде упрочняющих наночастиц частиц Al₃Sc.

В то же время скандий является очень дорогим металлом, поэтому постоянно предпринимаются попытки снизить его содержание в сплавах [11]. Этого можно достичь путем одновременного использования скандия и циркония. Последний снижает концентрацию скандия, необходимую для эффективного измельчения литой структуры, до 0,2 %, а также способствует термостабилизации частиц Al_3Sc [11, 12]. Классическим промышленным алюминиевым сплавом с высоким содержанием магния и совместными скандиево-циркониевыми добавками является сплав 1570, содержащий 0,17–0,35 % скандия [13, 14].

Однако предпринимаются попытки дальнейшего снижения содержания дорогостоящего скандия в сплавах. Например, в недавно разработанном сплаве 1590 содержание скандия варьируется в пределах 0,06-0,16 % [15-17]. Уменьшение содержания скандия достигается путем введения в данный сплав, помимо циркония, еще гафния и эрбия. Гафний, так же как и цирконий, способствует термостабилизации частиц Al₃Sc [18-20]. Эрбий выделяется в виде наночастиц Al₃Er, которые не оказывают такого сильного влияния на упрочнение, как Al₃Sc, однако играют роль зародышей для последних, тем самым увеличивая их общее количество. Кроме того, как показано в работе [21], увеличение концентрации эрбия и гафния в сплаве 1590 способствует модификации литой структуры. Отметим, что комбинированное влияние этих двух элементов на модификацию зеренной структуры в алюминиевых сплавах с высоким содержанием магния не изучалось, кроме как в [21], при этом литье в указанном исследовании осуществлялось в стальной кокиль, скорость кристаллизации в котором достаточно медленная и составляет 1-2 °С/с.

Еще большего измельчения зерна в рассматриваемом сплаве возможно добиться путем увеличения скорости охлаждения при кристаллизации металла – например, за счет литья в медный кокиль, скорость кристаллизации в котором достигает 10 °С/с. [18, 22, 23]. При повышении скорости кристаллизации происходит более быстрое формирование зародышей твердой фазы, что и является причиной измельчения зерна [24, 25]. Однако имеются данные о негативном влиянии снижения скорости кристаллизации на размер зерна в алюминиевых сплавах при легировании их переходными металлами. Например, в работе [26] выявлено, что с увеличением скорости кристаллизации алюминиевых сплавов цирконий остается в твердом пересыщенном растворе и не образует первичных интерметаллидов типа Al₃Zr, способствующих измельчению зерна.

Поэтому эффект влияния повышения скорости кристаллизации на измельчение зерна в алюминиево-магниевых сплавах, таких как 1590 - содержащих большое количество переходных элементов, может быть неоднозначным и должен быть предварительно изучен. Кроме того, необходимо изучить непосредственно связанный с ним вопрос, как изменение концентрация гафния и эрбия будет влиять на модификацию зерна в сплаве 1590 при высокой скорости кристаллизации. Основной целью настоящего исследования является изучение того, как различные концентрации эрбия и гафния влияют на модификацию структуры отливки в сплаве 1590 в условиях быстрой кристаллизации. Для достижения обозначенной цели необходимо решить следующие задачи: изучить формирование зеренной структуры при литье сплава 1590 в медный кокиль, а также оценить влияние содержания гафния и эрбия на ее размеры и тип (дендритный или равноосный); исследовать влияние эрбия и гафния на формирование интерметаллидных частиц, возникающих при кристаллизации сплава 1590 в случае литья в медный кокиль; изучить связь интерметаллидных частиц с размером и типом зеренной структуры.

Методика исследований

В соответствии с целью и задачами исследования в медный кокиль было вылито 10 плавок, химическая композиция которых представлена в табл. 1. Содержание Ег и Нf в них варьиро-

Таблица 1 Table 1

	Chem	ical com	position	n of the	studied a	lloys					
0		Массовая доля элементов, %									
Сплав	Al	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Zr	Sc	Er	Hf	
1590 баз	основа	0,03	0,06	0,42	5,54	0,19	0,1	0,14	-	_	
1590Er0,03Hf0,05	основа	0,04	0,07	0,41	5,54	0,21	0,1	0,14	0,03	0,05	
1590Er0,03Hf0,1	основа	0,04	0,07	0,41	5,58	0,2	0,1	0,14	0,03	0,1	
1590Er0,03Hf0,16	основа	0,05	0,08	0,41	5,58	0,2	0,1	0,14	0,03	0,16	
1590Er0,1Hf0,05	основа	0,04	0,07	0,41	5,57	0,21	0,1	0,14	0,1	0,05	
1590Er0,1Hf0,1	основа	0,05	0,08	0,41	5,53	0,21	0,1	0,14	0,1	0,1	
1590Er0,1Hf0,16	основа	0,05	0,08	0,41	5,57	0,19	0,1	0,14	0,1	0,16	
1590Er0,16Hf0,05	основа	0,04	0,07	0,41	5,55	0,21	0,1	0,14	0,16	0,05	
1590Er0,16Hf0,1	основа	0,05	0,08	0,42	5,56	0,2	0,1	0,14	0,16	0,1	
1590Er0,16Hf0,16	основа	0,05	0,09	0,41	5,58	0,2	0,1	0,14	0,16	0,16	

Химический состав исследуемых сплавов

валось в диапазонах 0,03-0,16 вес.% и 0,05-0,16 вес.% соответственно. Верхняя и нижняя границы указанных диапазонов близки к минимальной и максимальной допустимой концентрации данных элементов в сплаве 1590. Кроме того, эти химические композиции уже были исследованы в работе [21] при изучении литья сплава 1590 в стальной кокиль. Такой выбор параметров позволяет сравнить влияние скорости кристаллизации на размер зерна при одной и той же химической композиции. Содержание остальных элементов соответствовало химической композиции сплава 1590, для которой в работах [15, 16] исследовалось влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства. Поэтому выбор данной химической композиции позволит изучить, как изменение концентрации Er и Hf будет влиять на формирование микроструктуры не только при литье, но и при термической обработке.

Шихтовые материалы, использованные для создания экспериментальных сплавов, состояли из следующих компонентов: первичного алюминия марки А85, первичного магния марки Мг90, цинка марки Ц1, лигатуры Al-Mn10, Al-Zr5, Al-Sc2, Al-Er5 и Al-Hf2. Перед загрузкой этих материалов в печь каждый из них был взвешен с использованием устройств, обладающих высокой точностью измерений. Для взвешивания материалов весом до 15 кг использовались электронные

весы MECHELECTRON-М VR4900, обеспечивающие погрешность всего в 5 г; для материалов весом до 500 г – электронные весы MIDLENA 251, поддерживающие уровень точности $\pm 0,1$ г.

Процесс загрузки в печь осуществлялся вручную согласно следующему маршруту.

1. Сначала был загружен и расплавлен первичный алюминий.

2. Как только температура достигла 730 °С, поверхность расплава очищали от шлака.

3. Затем расплав нагревали до температур диапазона 770-790 °С.

4. Последовательно вводили порции по 300 г лигатур Al-Sc2, Al-Hf-2, Al-Zr5 и Al-Mn10.

5. После добавления каждого компонента расплав тщательно перемешивали и выдерживали в течение 5 мин.

6. После введения всей рассчитанной лигатуры расплав охлаждался до температуры 740 °С.

7. Затем в расплав были добавлены магний и цинк.

8. Расплав перемешивали титановой ложкой в течение 3 мин.

9. Расплав снова нагревали до 740 °С.

После процесса литья был проведен всесторонний анализ химического состава всех алюминиевых сплавов. Для оценки структурных применялась компонентов атомно-эмиссионная спектроскопия с использованием детектора

ARL 3460. Детектор работает в диапазоне энергий 0–10 кэВ с энергетическим разрешением 122 эВ, что обеспечивает точность анализа. Анализ проводили в соответствии со стандартами, установленными ГОСТ 25086.

Предельно допустимые концентрации ключевых элементов были строго установлены следующим образом:

- Sc и Zn: 0,009 %;

– Hf, Zr, Er, Si и Fe: 0,0053 %;

- Mn: 0,018 %;
- Mg: 0,15 %.

Определенный экспериментально химический состав всех опытных плавок представлен в табл. 1. Литье слитков производилось в медный кокиль со скоростью кристаллизации 10 °C/с.

Изучение зеренной структуры образцов проводилось с использованием сложного оптического микроскопа Carl Zeiss Axiovert-40 МАТ. В каждом образце определялся средний размер зерен по методу секущих, изложенному в ГОСТ 21073.2.

Кроме того, с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega 3 было проведено исследование размеров интерметаллических соединений в их литом состоянии. Точный химический состав структурных элементов в алюминиевых сплавах 1590Er0,03Hf0,05; 1590Er0,03Hf0,16; 1590Er0,16Hf0,05; 1590Er0,16Hf0,16 был определен с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Анализ проводился с использованием X-детектора Max 80T, работающего в диапазоне энергий от 0 до 10 кэВ и обладающего энергетическим разрешением 122 эВ.

Процедура подготовки образцов включала в себя несколько этапов, начиная с механического шлифования, за которым следовала прецизионная полировка, и завершалась электрополировкой. Электрополировка проводилась в контролируемых условиях, включающих поддержание температуры 85–110 °C и подачу напряжения в диапазоне 10–30 В. Раствор электролита, используемый для электрополировки, содержал следующие компоненты: H_3PO_4 (500 мл), H_2SO_4 (300 мл), CrO_3 (50 г) и H_2O (50 мл).

Результаты и их обсуждение

В процессе исследования микроструктуры выявлено, что при литье в медный кокиль

в основном образуются выделяющиеся в ходе эвтектической реакции интерметаллиды, содержащие марганец и железо, которые по своему химическому составу (рис. 1, 2, табл. 2) близки к Al_8 (FeMn), Al_{12} (FeMn) и MgSi₂ [27].

Следует отметить, что для точного определения кристаллической структуры фаз необходимо проведение рентгенофазового анализа. Авторами использовался ЭДС-анализ, с помощью которого можно лишь приблизительно определить химический состав интерметаллидов и сопоставить с уже описанными в литературе фазами, имеющими схожую композицию [28], что и было сделано в данной работе.

Таким образом, в образцах 1590Er0,03Hf0,05, 1590Er0,03Hf0,16 и 1590Er0,16Hf0,05, отлитых в медный кокиль, образуются интерметаллиды, являющиеся продуктом эвтектической реакции и содержащие марганец и железо, которые не модифицируют структуру. В то же время модифицирующих литую структуру частиц типа Al₃Sc, Al₂Hf и Al₂Zr в этих сплавах не обнаружено. Однако в сплаве 1590Er0,16Hf0,16 с максимальным содержанием гафния и эрбия в количестве 0,16 % выявлены интерметаллиды типа Al₂Sc (табл. 2, рис. 2, г). Наличие циркония и гафния объясняется тем, что они могут растворяться в фазе Al₃Sc до 35 и 36 % соответственно [29, 30]. Эти интерметаллиды являются первичными, т. е. образуются непосредственно в жидкой фазе до кристаллизации твердого раствора.

Отметим, что в некоторых интерметаллидах был обнаружен титан, причиной появления которого, очевидно, является обработка расплава титановой ложкой.

На рис. 2 представлена микроструктура образцов, отлитых в медный кокиль, а на рис. 3 – изменение размера зерна в зависимости от концентрации элементов.

Для сравнения в рис. 3 добавлены результаты зависимости размеров зерна от концентрации химических элементов при литье в стальной кокиль, взятые из [21]. В базовом сплаве, лишенном эрбия и гафния, мы наблюдаем дендритную структуру со средним размером зерен 372 мкм. Стоит отметить, что размеры некоторых зерен варьируются от 600 до 800 мкм, в то время как другие находятся в диапазоне от 100 до 200 мкм, как показано на рис. 2, *а*. При добавке в базовый сплав 0,03 % Ег и 0,05 % Нf средний размер

CM



- *Рис. 1.* Химический состав крупных интерметаллидных частиц в образцах, отлитых в медный кокиль: *a* – 1590Er0,03Hf0,05; *б* – 1590Er0,03Hf0,16; *в* – 1590Er0,16Hf0,05; *г* – 1590Er0,16Hf0,16
- *Fig. 1.* Chemical composition of large intermetallic particles in specimens cast into a copper chill mold: $a - 1590 \text{ Er} 0.03 - Hf 0.05; \delta - 1590 \text{ Er} 0.03 - Hf 0.16; \delta - 1590 \text{ Er} 0.16 - Hf 0.05; \epsilon - 1590 \text{ Er} 0.16 - Hf 0.16$
 - Таблица 2 Table 2

	Mg	Al	Sc	Hf	Zr	Mn	Si	Zn	Fe	Ti	Er
Al ₈ (FeMn)	4,48	74,32	0,12	0,61	0,2	8,11	0,1	0,37	10,54	0	0,06
Al ₁₂ (FeMn)	7,06	83,93	0,18	0,3	0,21	3,25	0,58	0,32	3,95	0,02	0,15
MgSi ₂	23,39	60,95	0,08	0	0,1	0,13	14,88	0,42	0	0,06	0
Al ₃ ScHf	6,36	72,82	5,78	6,86	6,13	0,47	0,39	0,17	0,02	0,08	0,19

Химический состав крупных интерметаллидных частиц Chemical composition of coarse intermetallic particles

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

CM







г





Рис. 2. Микроструктура исследуемых образцов из сплавов: *a* − 1590; *б* − 1590Er0,03Hf0,05; *в* − 1590Er0,03Hf0,1; *г* − 1590Er0,03Hf0,16; *∂* −1590Er0,1Hf0,05; *e* − 1590Er0,1Hf0,1; *ж* − 1590Er0,1Hf0,16; *з* − 1590Er0,16Hf0,05; *u* − 1590Er0,16Hf0,1; *κ* − 1590Er0,16Hf0,16 (см. также с. 105)

Fig. 2. Microstructure of the studied alloy specimens:



ж



u



3



к

Puc. 2. Окончание *Fig. 2.* The End

зерна снижается до 181 мкм; количество зерен, имеющих размеры 600-800 мкм, уменьшается, а имеющих размер 100-200 мкм - возрастает (рис. 2, б). При введении 0,03 % Er и 0,1 % Hf средний размер зерна продолжает уменьшаться и достигает 175 мкм. Большинство зерен имеют размеры 300-400 мкм или 100 мкм. В то же время появляются первые равноосные зерна размером 50 мкм (рис. 2, в). При содержании 0,03 % Er и 0,16 % Нf средний размер зерна уменьшается до 86 мкм и практически все зерна становятся равноосными (рис. 2, г). При содержании 0,1 % Er и 0,05 % Нf средний размер зерна составляет 113 мкм, при этом имеются два типа: достаточно крупные размером 300-400 мкм и более мелкие 100-200 мкм, а структура в целом остается дендритной (рис. 2, д). В сплаве с содержанием 0,1 % Ег и 0,1 % Нf средний размер зерна со-

ставляет 105 мкм и в целом картина не сильно отличается от предыдущего случая (рис. 2, е). При добавке 0,1 % Er и 0,16 % Нf происходит резкое измельчение зерна до 69 мкм, а большинство наблюдаемых зерен становятся равноосными (хотя и остаются отдельные дендриты) (рис. 2, *ж*). При содержании 0,16 % Ег и 0,05 % Нf средний размер зерна составляет 172 мкм (рис. 2, 3). В целом особенность зеренной структуры в данном случае соответствует той, которая наблюдается в сплаве 1590Er0,03Hf0,05. При содержании 0,16 % Er и 0,1 % Нf размер зерна составляет 168 мкм (рис. 2, и), зеренная структура в этом случае похожа на наблюдаемую в сплавах 1590Er0,03Hf0,05 и 1590Er0,16Hf0,05. В сплаве 1590Er0,16Hf0,16 заметно уменьшение среднего размера зерен до 64 мкм и структура приобретает равноосную форму, как показано на рис. 2, к.



Рис. 3. Зависимость размера зерна от количества легирующих компонентов на образцах, отлитых в стальной и медный кокиль

Fig. 3. Dependence of grain size on the amount of alloying components (on specimens cast into a steel and copper chill molds)

Анализ описанных результатов позволяет заключить, что основным модификатором в первую очередь является гафний. Например, при содержаниях Hf 0,05, 0,1 и 0,16 % рост содержания Er с 0,03 до 0,16 % уменьшает размер зерна всего на 191, 76 и 36 мкм соответственно. В то же время рост содержания гафния с 0,05 до 0,16 % позволяет в среднем уменьшить размер зерна с 181 на 64 мкм. Однако, самое главное, гафний позволяет изменить тип зеренной структуры на равноосную. Это объясняется действием интерметаллидов Al₃Sc, содержащих в себе также цирконий и гафний и способных к модификации литой структуры (см. рис. 1, г). Их способность к измельчению зерна объясняется следующим: во-первых, в отличие от остальных найденных интерметаллидов они формируются в жидкой фазе до кристаллизации алюминиевого твердого раствора, а во-вторых, имеют параметры кристаллографической решетки, близкие к параметрам алюминиевой матрицы [9]. Это в итоге дает им возможность выступать зародышами новых зерен, состоящих из алюминиевого твердого раствора.

Отметим, однако, что данные интерметаллиды были обнаружены только в сплаве 1590Er0,16Hf0,16. Это связанно с тем, что эти интерметаллиды достаточно мелкие, около 1 мкм, поэтому поиск и идентификация их с помощью СЕМ составляет определенную трудность. Об их наличии можно судить по косвенному признаку, а именно по тому, что дендритная структура переходит в равноосную. Отметим также, что уменьшение зерна без изменения типа структуры с дендритной на равноосную происходит по мере увеличения концентрации гафния с 0,05 до 0,1 % и эрбия с 0,03 до 0,16 %. Это может быть объяснено тем, что увеличение концентрации переходных элементов, в особенности гафния, может также способствовать измельчению зерна благодаря повышению переохлаждения между жидкостью и зародышами твердой фазы [24].

Из рис. 3 видно, что при отливке образцов в стальной кокиль размер зерна меньше в два раза, чем при отливке в медный. Объясняется это тем, что с увеличением скорости кристаллизации переходные металлы не успевают выделиться в виде первичных интерметаллидов и остаются в пересыщенном твердом растворе, что подтверждается в [31]. В указанной работе показано, что с увеличением скорости кристаллизации алюминиевого сплава с добавками циркония первич-

MATERIAL SCIENCE

ные интерметаллиды типа Al₃Zr не образуются. Сам цирконий при этом остается в пересыщенном твердом растворе. Такой же эффект выявлен в нашем случае в сплавах с содержанием гафния и эрбия, за исключением 1590Er0,16Hf0,16, в котором были обнаружены первичные интерметаллиды [21], близкие Al₃(ZrScHf).

Чтобы объяснить явление, при котором большинство переходных элементов переходит в пересыщенный твердый раствор при высоких скоростях литья, возьмем диаграмму состояния «алюминий – скандий» (рис. 4) в качестве наглядного примера. В области, богатой алюминием, существует эвтектическое взаимодействие, представленное точкой *E* на диаграмме, которое включает равновесие $\mathcal{K} \leftrightarrow ((Al) + Al_3Sc)$ при температуре 655 °C и содержании скандия 0,55 % по массе.

По мере того как скорость охлаждения сплавов на основе алюминия увеличивается до 10 °C/с, становится очевидным заметный сдвиг температуры эвтектического взаимодействия по сравнению с равновесными условиями, приводящий к температуре 651 °C. Кроме того, содер-





Fig. 4. Aluminum-scandium phase diagram [32]

CM

жание Sc, при котором становится возможным образование первичных интерметаллических соединений, обозначенное точкой E' на диаграмме, увеличивается до 0,8 масс.% [33].

Таким образом, с увеличением скорости кристаллизации в сплавах, где наблюдается дендритная структура, возрастает концентрация скандия, циркония, гафния и эрбия, необходимая для формирования первичных интерметаллидов, поэтому содержания перечисленных переходных элементов для появления подобных частиц становится недостаточно.

Выводы

1. Рост содержания эрбия и особенно гафния способствует измельчению зерна. Однако замена дендритной структуры на равноосную происходит, только если содержание гафния достигает значения 0,16 %. Это связанно с тем, что вначале измельчение происходит за счет переохлаждения между зародышами твердой и жидкой фазы. Когда содержание гафния достигает 0,16 %, в жидкости начинают появляться первичные интерметаллиды, что и усиливает эффект измельчения, приводя к модификации литой структуры.

2. Во всех сплавах обнаружены интерметаллиды эвтектического происхождения, близкие к Al_8 (FeMn), Al_{12} (FeMn) и MgSi₂, которые не оказывают влияния на модификацию литой структуры. Первичные интерметаллиды типа Al_3 Sc обнаружены только в сплаве 1590Er0,16Hf0,16; об их присутствии в других сплавах, содержащих 0,16 % гафния, можно судить по косвенным признакам, а именно по измельчению литой структуры. Отсутствие следов этих интерметаллидов можно объяснить прежде всего тем, что в данных сплавах они имеют относительно небольшой размер, что затрудняет их обнаружение и идентификацию методами сканирующей микроскопии.

3. Повышение скорости кристаллизации в сплаве 1590 увеличивает размер зерна при любом содержании эрбия и гафния. Это связано прежде всего с тем, что увеличение скорости литья повышает концентрацию переходных элементов, необходимую для образования в жидкости первичных интерметаллидов, играющих роль модификатора зерна.
Список литературы

1. Алаттар А.Л.А., Бажин В.Ю. Композиционные материалы Al-Cu-B4C для получения высокопрочных заготовок // Металлург. – 2020. – № 6. – С. 65–70.

2. Grain refinement of casting aluminum alloys of the Al–Mg–Si system by processing the liquid phase using nanosecond electromagnetic pulses / V.B. Deev, E.H. Ri, E.S. Prusov, M.A. Ermakov, A.V. Goncharov // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2021. – Vol. 62 (5). – P. 522–530. – DOI: 10.3103/S1067821221050023.

3. Novel high-strength casting Al–Zn–Mg–Ca–Fe aluminum alloy without heat treatment / P.K. Shurkin, N.A. Belov, A.F. Musin, A.A. Aksenov // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2020. – Vol. 61 (2). – P. 179–187. – DOI: 10.3103/S1067821220020121.

4. *Musfirah A.H., Jaharah A.G.* Magnesium and aluminum alloys in automotive industry // Journal of Applied Sciences Research. – 2012. – Vol. 8 (9). – P. 4865–4875.

5. *Benedyk J.C.* Aluminum alloys for lightweight automotive structures // Materials, design and manufacturing for lightweight vehicles. – Woodhead Publishing, 2010. – Ch. 3. – P. 79–113. – DOI: 10.1533/978184569 7822.1.79.

6. Петров А.П., Головкин П.А. Режимы горячей деформации и технологическая пластичность сплавов систем Al–Mg и Al–Mg–Sc // Перспективные технологии легких и специальных сплавов. – М.: Физматлит, 2006. – С. 213–221. – ISBN 5-9221-0716-Х.

7. *Rana R.S., Purohit R., Das S.* Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites // International Journal of Scientific and Research Publications. – 2012. – Vol. 2 (6). – P. 1–7.

8. Sanders R.E., Baumann S.F., Stumpf H.C. Wrought non-heat treatable aluminum alloys // Treatise in Materials Science & Technology. – Academic Press, 1989. – Vol. 31. – P. 65–105. – DOI: 10.1016/B978-0-12-341831-9.50008-5.

9. Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S. The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys // Acta Materialia. – 1998. – Vol. 46 (16). – P. 5715–5732. – DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00257-2.

10. *Zakharov V.V.* Effect of scandium on the structure and properties of aluminum alloys // Metal Science and Heat Treatment. – 2003. – Vol. 45 (7–8). – P. 246–253. – DOI: 10.1023/A:1027368032062.

11. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives / V.G. Davydov, V.I. Elagin, V.V. Zakharov, D. Rostoval // Metal Science and Heat Treatment. – 1996. – Vol. 38 (8). – P. 347–352. – DOI: 10.1007/BF01395323. 12. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al–Mg based alloys / Z. Yin, Q. Pan, Y. Zhang, F. Jiang // Materials Science and Engineering: A. – 2000. – Vol. 280 (1). – P. 151– 155. – DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00682-6.

13. Сплав 1570С — материал для герметичных конструкций перспективных многоразовых изделий РКК «Энергия» / А.В. Бронз, В.И. Ефремов, А.Д. Плотников, А.Г. Чернявский // Космическая техника и технологии. – 2014. – № 4 (7). – С. 62–67.

14. Автократова Е.В. Перспективный Al-Mg-Sc сплав для самолетостроения // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. – 2007. – Т. 9, № 1. – С. 182–183.

15. Влияние режимов термической обработки на механические свойства алюминиевых сплавов 1570, 1580 и 1590 / Е.В. Арышенский, В.Ю. Арышенский, А.М Дриц, Ф.В. Гречников, А.А. Рагазин // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. – 2022. – Т. 21, № 4. – С. 76–87. – DOI: 10.18287/2541-7533-2022-21-4-76-87.

16. Исследование распада пересыщенного твердого раствора в новых высокомагниевых сплавах, экономнолегированных малыми скандиевыми добавками / А.А. Рагазин, Е.В. Арышенский, В.Ю. Арышенский, А.М. Дриц, С.В. Коновалов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2022. – Т. 19, № 4. – С. 491–500. – DOI: 10.25712/ ASTU.1811-1416.2022.04.008.

17. Патент № 2726520 С1 Российская Федерация. Свариваемый термически не упрочняемый сплав на основе системы Al-Mg: опубл. 14.07.2020, Бюл. № 20 / Дриц А.М., Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В., Захаров В.В.

18. *Телешов В.В.* Фундаментальная закономерность изменения структуры при кристаллизации алюминиевых сплавов с разной скоростью охлаждения // Технология легких сплавов. – 2015. – № 2. – С. 13–18.

19. The formation of $Al_3(Sc_xZr_yHf_{1-x-y})$ -dispersoids in aluminium alloys / H. Hallem, W. Lefebvre, B. Forbord, F. Danoix, K. Marthinsen // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 421 (1–2). – P. 154–160. – DOI: 10.1016/j.msea.2005.11.063.

20. *Hallem H., Forbord B., Marthinsen K.* Investigation of Al-Fe-Si alloys with additions of Hf, Sc and Zr // Materials Forum. – 2004. – Vol. 28. – P. 825–831.

21. Исследование влияния гафния и эрбия на микроструктуру литейной заготовки в высокомагниевом алюминиевом сплаве экономнолегированным скандием / В.Ю. Арышенский, Е.В. Арышенский, А.А. Рагазин, И.Д. Бахтегареев, С.В. Коновалов // Металлургия: технологии, инновации, качество «Металлургия-2022»: труды XXIII Международной научно-практической конференции. – Новокузнецк: СибГИУ, 2022. – Ч. 1. – С. 156–161.

22. Yao W.J., Wang N., Wei B. Containerless rapid solidification of highly undercooled Co-Si eutectic alloys // Materials Science and Engineering: A. – 2003. – Vol. 344 (1–2). – P. 10–19. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01895-0.

23. Influence of rapid solidification on the microstructure of AZ91HP alloy / J. Cai, G.C. Ma, Z. Liu, H.F. Zhang, Z.Q. Hu // Journal of Alloys and Compounds. – 2006. – Vol. 422 (1–2). – P. 92–96. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2005.11.054.

24. The grain refinement mechanism of cast aluminium by zirconium / F. Wang, D. Qiu, Z. Liu, J.A. Taylor, M.A. Easton, M. Zhang // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61 (15). – P. 5636–5645. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.05.044.

25. Grain refinement mechanism of as-cast aluminum by hafnium / H. Li, D. Li, Z. Zhu, B. Chen, X. Chen, Ch. Yang, H. Zhang, W. Kang // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2016. – Vol. 26 (12). – P. 3059–3069. – DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64438-2.

26. Захаров В.В. Особенности кристаллизации алюминиевых сплавов, легированных скандием // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2011. – № 9. – С. 12–18.

27. Warmuzek M., Ratuszek W., Sęk-Sas G. Chemical inhomogeneity of intermetallic phases precipitates OBRABOTKA METALLOV

CM

formed during solidification of Al-Si alloys // Materials Characterization. - 2005. - Vol. 54 (1). - P. 31-40. -DOI: 10.1016/j.matchar.2004.10.001.

28. Engler O., Kuhnke K., Hasenclever J. Development of intermetallic particles during solidification and homogenization of two AA 5xxx series Al-Mg alloys with different Mg contents // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – Vol. 728. – P. 669–681. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.09.060.

29. *RöysetJ.*, *RyumN*. Scandiuminaluminiumalloys // International Materials Reviews. – 2005. – Vol. 50 (1). – P. 19–44. – DOI: 10.1179/174328005X14311.

30. Investigation of the phase relations in the Al-rich alloys of the Al–Sc–Hf system in solid state / L.L. Rokhlin, N.R. Bochvar, J. Boselli, T.V. Dobatkina // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2010. – Vol. 31. – P. 327–332. – DOI: 10.1007/s11669-010-9710-z.

31. *Белоцерковец В.В.* Закономерности получения недендритной структуры в алюминиевых сплавах с цирконием // Технология легких сплавов. – 2013. – № 4. – С. 160–168.

32. Косов Я.И. Перспективные композиции алюминиевых сплавов и лигатур // Международный научно-исследовательский журнал. – 2016. – № 11-4 (53). – С. 73–77. – DOI: 10.18454/IRJ.2016.53.150.

33. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с. – ISBN 5-217-02688-Х.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).



Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2024 vol. 26 no. 1 pp. 99–112 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)

DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-99-112

Obrabotka metallov -Metal Working and Material Science



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

Study of the effect of hafnium and erbium content on the formation of microstructure in aluminium alloy 1590 cast into a copper chill mold

Aleksandr Ragazin^{1, a, *}, Vladimir Aryshenskii^{1, b}, Sergey Konovalov^{1, 2, c}, Evgenii Aryshenskii^{1, 2, c}, Inzil Bakhtegareev^{1, c}

¹Samara National Research University named after S.P. Korolev, 34 Moskovskoe Shosse, Samara, 443086, Russian Federation ² Siberian State Industrial University, 42 Kirova str., Novokuznetsk, 654007, Russian Federation

a https://orcid.org/0000-0002-6762-7436, aleksander.ragazin@samara-metallurg.ru; b https://orcid.org/0000-0001-6869-4764, arysh54@mail.ru;

^c https://orcid.org/0000-0003-4809-8660, 😂 konovalov@sibsiu.ru; ^d https://orcid.org/0000-0003-3875-7749, 😂 arishenskiy_ev@sibsiu.ru;

^e https://orcid.org/0009-0004-3081-9049, bakhtegareev.id@ssau.ru

ARTICLE INFO

ABSTRACT

Article history: Received: 12 September 2023 Revised: 23 September 2023 Accepted: 16 November 2023 Available online: 15 March 2024

Keywords: Aluminum Lean doping with scandium Hafnium, Erbium Microstructure Intermetallic compounds

Funding The study was supported by a grant of the Russian Science Foundation, project No. 22-19-00810, https://rscf.ru/ project/22-19-00810/

Introduction. High-magnesium aluminum alloys are widely used in the automotive, building and aerospace industries due to its low specific gravity and high strength. The characteristics of such alloys can be improved by small additions of scandium and zirconium. However, scandium is very expensive, so in new generation alloys its amount is tended to be reduced. In the recently developed 1590 aluminum alloy, this was achieved by addition of erbium and hafnium. The objective of the paper is to study the effect of erbium and hafnium concentrations on the modification of the cast structure in 1590 aluminum alloy at high solidification rates. Research Methods. The paper investigates the microstructure, chemical composition and size of intermetallic compounds in specimens from ten alloy 1590 modifications with different hafnium and erbium contents cast into a copper chill mold with a solidification rate of 10 °C/sec. The grain structure was studied using an optical microscope. The chemical composition and size of the intermetallic phases were studied using a Tescan Vega 3 scanning electron microscope. Results and discussion. It is established that as the amount of hafnium and erbium increases, the cast structure is modified. In general, grain refinement with the addition of hafnium and erbium can be explained by a higher degree of supercooling between the solid and liquid phases. At a hafnium content of 0.16 %, the dendritic structure begins to transform into an equiaxed grain structure. This transformation can be explained by the appearance of primary intermetallic compounds of the Al,Sc type in the liquid phase. Such intermetallic compounds are identified at a concentration of erbium and hafnium equal to 0.16 %. Moreover, in all alloys eutectic intermetallic compounds are identified that contained manganese and iron and had no effect on the cast structure. Comparison with previously obtained results on the grain size of specimens cast into a steel mold shows that with higher solidification rate, the structure modification in 1590 alloy is getting less efficient. This is explained by an increase in the concentration of transition elements in the solid solution, primarily scandium, necessary for the formation of primary intermetallic particles.

For citation: Ragazin A.A., Aryshenskii V.Y., Konovalov S.V., Aryshenskii E.V., Bakhtegareev I.D. Study of the effect of hafnium and erbium content on the formation of microstructure in aluminium alloy 1590 cast into a copper chill mold. Obrabotka metallov (tekhnologiya, *oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science,* 2024, vol. 26, no. 1, pp. 99–112. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-99-112. (In Russian).

References

1. Alattar A.L.A., Bazhin V.Yu. Kompozitsionnye materialy Al-Cu-B4C dlya polucheniya vysokoprochnykh zagotovok [Al-Cu-B4C composite materials for production of high-strength workpieces]. *Metallurg = Metallurgist*, 2020, no. 6, pp. 65-70. (In Russian).

* Corresponding author Ragazin Alexander A., Post-graduate Student Samara National Research University named after S.P. Korolev. 34 Moskovskoe Shosse, 443086, Samara, Russian Federation Tel.: +7 917 125-64-91, e-mail: aleksander.ragazin@samara-metallurg.ru

CM

MATERIAL SCIENCE

2. Deev V.B., Ri E.H., Prusov E.S., Ermakov M.A., Goncharov A.V. Grain refinement of casting aluminum alloys of the Al-Mg-Si system by processing the liquid phase using nanosecond electromagnetic pulses. Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2021, vol. 62 (5), pp. 522–530. DOI: 10.3103/S1067821221050023.

3. Shurkin P.K., Belov N.A., Musin A.F., Aksenov A.A. Novel high-strength casting Al-Zn-Mg-Ca-Fe aluminum alloy without heat treatment. Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2020, vol. 61 (2), pp. 179–187. DOI: 10.3103/S1067821220020121.

4. Musfirah A.H., Jaharah A.G. Magnesium and aluminum alloys in automotive industry. Journal of Applied Sciences Research, 2012, vol. 8 (9), pp. 4865–4875.

5. Benedyk J.C. Aluminum alloys for lightweight automotive structures. Materials, design and manufacturing for lightweight vehicles. Woodhead Publishing, 2010, ch. 3, pp. 79–113. DOI: 10.1533/9781845697822.1.79.

6. Petrov A.P., Golovkin P.A. Rezhimy goryachei deformatsii i tekhnologicheskaya plastichnost' splavov sistem Al-Mg i Al-Mg-Sc [Modes of hot deformation and technological plasticity of alloys of Al-Mg and Al-Mg-Sc systems]. Perspektivnye tekhnologii legkikh i spetsial'nykh splavov [Promising technologies of light and special alloys]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2006, pp. 213-221. ISBN 5-9221-0716-X.

7. Rana R.S., Purohit R., Das S. Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites. International Journal of Scientific and Research Publications, 2012, vol. 2 (6), pp. 1–7.

8. Sanders R.E., Baumann S.F., Stumpf H.C. Wrought non-heat treatable aluminum alloys. Treatise in Materials Science & Technology. Academic Press, 1989, vol. 31, pp. 65–105. DOI: 10.1016/B978-0-12-341831-9.50008-5.

9. Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S. The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys. Acta Materialia, 1998, vol. 46 (16), pp. 5715–5732. DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00257-2.

10. Zakharov V.V. Effect of scandium on the structure and properties of aluminum alloys. Metal Science and Heat Treatment, 2003, vol. 45 (7-8), pp. 246-253. DOI: 10.1023/A:1027368032062.

11. Davydov V.G., Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostoval D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives. Metal Science and Heat Treatment, 1996, vol. 38 (8), pp. 347–352. DOI: 10.1007/BF01395323.

12. Yin Z., Pan Q., Zhang Y., Jiang F. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg based alloys. Materials Science and Engineering: A, 2000, vol. 280 (1), pp. 151-155. DOI: 10.1016/ S0921-5093(99)00682-6.

13. Bronz A.V., Efremov V.I., Plotnikov A.D., Chernyavsky A.G. Splav 1570S – material dlya germetichnykh konstruktsii perspektivnykh mnogorazovykh izdelii RKK «Energiya» [Alloy 1570C - material for pressurized structures of advanced reusable vehicles of RSC Energia]. Kosmicheskaya tekhnika i tekhnologii = Space Engineering and Technology, 2014, no. 4 (7), pp. 62–67.

14. Avtokratova E.V. Perspektivnyi Al-Mg-Sc splav dlya samoletostroeniya [Promising Al-Mg-Sc alloy for aircraft construction]. Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta. = Vestnik UGATU, 2007, vol. 9 (1), pp. 182–183.

15. Aryshensky E.V., Aryshensky V.Yu., Drits A.M., Grechnikov F.V., Ragazin A.A. Vliyanie rezhimov termicheskoi obrabotki na mekhanicheskie svoistva alyuminievykh splavov 1570, 1580 i 1590 [Thermal treatment effect on the mechanical properties of 1570, 1580 and 1590 aluminum alloys]. Vestnik Samarskogo universiteta. Aerokosmicheskaya tekhnika, tekhnologii i mashinostroenie = Vestnik of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering, 2022, vol. 21 (4), pp. 76-87. DOI: 10.18287/2541-7533-2022-21-4-76-87.

16. Ragazin A.A., Aryshenskii E.V., Aryshenskii V.Yu., Drits A.M., Konovalov S.V. Issledovanie raspada peresyshchennogo tverdogo rastvora v novykh vysokomagnievykh splavakh, ekonomnolegirovannykh malymi skandievymi dobavkami [Studies of supersaturated solid solution decomposition in new magnesium rich aluminum alloys with minor scandium additions]. Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya = Basic Problems of Material Science, 2022, vol. 19 (4), pp. 491–500. DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.008.

17. Drits A.M., Aryshenskii V.Yu., Aryshenskii E.V., Zaharov V.V. Svarivaemyi termicheski ne uprochnyaemyi splav na osnove sistemy Al-Mg [Welded thermally non-hardened alloy based on Al-Mg system]. Patent RF, no. 2726520 C1, 2020.

18. Teleshov V.V. Fundamental'naya zakonomernost' izmeneniya struktury pri kristallizatsii alyuminievykh splavov s raznoi skorost'yu okhlazhdeniya [Fundamental relationship of aluminum alloy structure modification during solidification with different cooling rates]. Tekhnologiya legkikh splavov = Technology of Light Alloys, 2015, no. 2, pp. 13–18.

19. Hallem H., Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Marthinsen K. The formation of $Al_3(Sc_xZr_yHf_{1-x-y})$ -dispersoids in aluminium alloys. Materials Science and Engineering: A, 2006, vol. 421 (1-2), pp. 154-160. DOI: 10.1016/j. msea.2005.11.063.

20. Hallem H., Forbord B., Marthinsen K. Investigation of Al-Fe-Si alloys with additions of Hf, Sc and Zr. *Materials Forum*, 2004, vol. 28, pp. 825–831.

21. Aryshensky V.Yu., Aryshensky E.V., Ragazin A.A., Bakhtegareev I.D., Konovalov S.V. [Investigation of the influence of hafnium and erbium on the microstructure of a casting billet in a high-magnesium aluminum alloy with economically alloyed scandium]. *Metallurgiya: tekhnologii, innovatsii, kachestvo «Metallurgiya-2022»* [Metallurgy: technologies, innovations, quality]. Proceedings of the XXIII International scientific and practical conference. Novokuznetsk, Siberian State Industrial University Publ., 2022, pt. 1, pp. 156–161. (In Russian).

22. Yao W.J., Wang N., Wei B. Containerless rapid solidification of highly undercooled Co-Si eutectic alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, vol. 344 (1–2), pp. 10–19. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01895-0.

23. Cai J., Ma G.C., Liu Z., Zhang H.F., Hu Z.Q. Influence of rapid solidification on the microstructure of AZ91HP alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, vol. 422 (1–2), pp. 92–96. DOI: 10.1016/j.jallcom.2005.11.054.

24. Wang F., Qiu D., Liu Z., Taylor J.A., Easton M.A., Zhang M. The grain refinement mechanism of cast aluminium by zirconium. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61 (15), pp. 5636–5645. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.05.044.

25. Li H., Li D., Zhu Z., Chen B., Chen X., Yang Ch., Zhang H., Kang W. Grain refinement mechanism of ascast aluminum by hafnium. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, vol. 26 (12), pp. 3059–3069. DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64438-2.

26. Zakharov V.V. Osobennosti kristallizatsii alyuminievykh splavov, legirovannykh skandiem [Special features of crystallization of scandium-alloyed aluminum alloys]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2011, no. 9, pp. 12–18. (In Russian).

27. Warmuzek M., Ratuszek W., Sęk-Sas G. Chemical inhomogeneity of intermetallic phases precipitates formed during solidification of Al-Si alloys. *Materials Characterization*, 2005, vol. 54 (1), pp. 31–40. DOI: 10.1016/j. matchar.2004.10.001.

28. Engler O., Kuhnke K., Hasenclever J. Development of intermetallic particles during solidification and homogenization of two AA 5xxx series Al-Mg alloys with different Mg contents. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 728, pp. 669–681. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.09.060.

29. Röyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 2005, vol. 50 (1), pp. 19–44. DOI: 10.1179/174328005X14311.

30. Rokhlin L.L., Bochvar N.R., Boselli J., Dobatkina T.V. Investigation of the phase relations in the Al-rich alloys of the Al–Sc–Hf system in solid state. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2010, vol. 31, pp. 327–332. DOI: 10.1007/s11669-010-9710-z.

31. Belotserkovets V.V. Zakonomernosti polucheniya nedendritnoi struktury v alyuminievykh splavakh s tsirkoniem [Mechanisms of a nondendritic structure development in zirconium-bearing aluminium alloys]. *Tekhnologiya legkikh splavov = Technology of Light Alloys*, 2013, no. 4, pp. 160–168.

32. Kosov Ya.I. Perspektivnye kompozitsii alyuminievykh splavov i ligatur [Advanced composition of aluminum alloys and master alloys]. *Mezhdunarodnyi nauchno-issledovatel'skii zhurnal = International Research Journal*, 2016, no. 11-4 (53), pp. 73–77. (In Russian).

33. Lyakishev N.P., ed. *Diagrammy sostoyaniya dvoinykh metallicheskikh sistem*. V 3 t. T. 1 [Handbook of binary metallic systems. In 3 vols. Vol. 1]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996. 992 p. ISBN 5-217-02688-X.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2024 Том 26 № 1 с. 113–128 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-113-128

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Изучение эволюции микроструктуры и механических свойств в алюминиевом сплаве 1570 с добавкой 0,5 % гафния

Игорь Зорин^{1, 2, a, *}, Евгений Арышенский^{1, 2, b}, Александр Дриц^{1, с}, Сергей Коновалов^{1, 2, d}

¹ Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, ул. Московское шоссе, 34, г. Самара, 443086, Россия ² Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, г. Новокузнецк, 654007, Россия

a https://orcid.org/0000-0001-9349-2494, 😂 zorin.ia@ssau.ru; b https://orcid.org/0000-0003-3875-7749, 😂 arishenskiy_ev@sibsiu.ru;

c https://orcid.org/0000-0002-9468-8736, c alexander.drits@samara-metallurg.ru; d https://orcid.org/0000-0003-4809-8660, konovalov@sibsiu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.16

АННОТАЦИЯ

История статьи: Поступила: 18 октября 2023 Рецензирование: 25 октября 2023 Принята к печати: 20 ноября 2023 Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова: Алюминиевые сплавы Скандий Гафний Микроструктура Механические свойства Термообработка Просвечивающая микроскопия

Финансирование

Исследования выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-29-01506, https://rscf.ru/project/22-29-01506/

Благодарности

Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ»».

Введение. Алюминиевые сплавы являются очень востребованным материалом в аэрокосмической отрасли. С точки зрения сочетания различных эксплуатационных характеристик одними из самых перспективных являются высокомагниевые алюминиевые сплавы с добавками переходных металлов, таких как Zr и Sc. Одним из самых распространенных сплавов этой группы является сплав 1570. Недавние исследования показали положительное влияние добавок 0,5 % гафния на литую структуру. Цель работы: изучение влияния 0,5 % гафния на структуру и свойства алюминиевого сплава 1570 в процессе термомеханической обработки. В работе исследовано влияние гомогенизации холодной прокатки и рекристаллизационного отжига на механические свойства и микроструктуры образца из сплава 1570 и его аналога с добавкой 0,5 масс.% гафния. Методика исследований; для изучения были отлиты слитки из сплава 1570 с добавками 0,5 масс.% гафния и без него. Полученные слитки были гомогенизированы при температуре 440 °C в течение 4 часов, после чего направлялись сначала на горячую, а затем на холодную прокатку. Холоднокатаные образцы отжигались при температурах 340...530 °С с временем выдержки 3 часа. Полученные образцы исследовались методами просвечивающей и световой микроскопии в гомогенизированном, холоднокатаном и отожженном состояниях. Кроме того, гомогенизированные и холоднокатаные образцы испытывались на одноосное растяжение для определения механических свойств исследуемых сплавов. Результаты и обсуждение. В результате исследования выявлено, что в сплаве, содержащем гафний, после гомогенизационного отжига наблюдается небольшое уменьшение среднего размера частиц и увеличение их общей доли в сравнении со сплавом 1570. В целом добавка 0,5 % гафния не сильно влияет на механические свойства. По сравнению с литым состоянием у обоих сплавов растет количество наночастиц, а также предел текучести. При нагреве в обоих сплавах происходит рост пластических и падение прочностных характеристик. Исследования влияния отжига на зеренную структуру исследованных сплавов показали, что гафний повышает склонность сплава 1570 к рекристаллизации, однако для выяснения причин этого явления требуются дополнительные исследования.

Для цитирования: Изучение эволюции микроструктуры и механических свойств в алюминиевом сплаве 1570 с добавкой 0,5 % гафния / И.А. Зорин, Е.В. Арышенский, А.М. Дриц, С.В. Коновалов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). -2024. – T. 26, № 1. – C. 113–128. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-113-128.

Введение

Алюминиевые сплавы применяются в различных отраслях современной промышленности благодаря их высокой коррозионной стойкости, свариваемости и низкой плотности [1–5]. В частности, в аэрокосмической промышленности сплавы Al-Mg, известные в зарубежной литературе как сплавы серии 5XXX, являются

*Алрес для переписки

Зорин Игорь Александрович, магистрант Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, ул. Московское шоссе, 34, 443086, г. Самара, Россия Тел.: +7 927 731-03-85, e-mail: zorin.ia@ssau.ru

одними из наиболее распространенных групп алюминиевых сплавов [6, 7]. Их востребованность обусловлена эффектом твердорастворного упрочнения, вызванным добавкой магния [8, 9]. Достичь существенного улучшения механических свойств этой группы алюминиевых сплавов можно за счет добавок скандия [10–12].

Скандий обладает низкой растворимостью в пересыщенном алюминиевом твердом растворе (например, при температуре 655 °C в равновесных условиях она составляет 0,35 %) [13]. При достаточно высокой скорости охлаждения после литья можно растворить в алюминиевую матрицу избыточное количество скандия. При нагреве до 250-350 °C происходит распад пересыщенного твердого раствора скандия в алюминии с выделением частиц Al₃Sc [14]. При непрерывном распаде пересыщенного твердого раствора и отсутствии процесса коагуляции эти частицы имеют сферическую морфологию с радиусом от 2 до 20 нм [15, 16]. Такие частицы имеют тип решетки L₁₂ и минимальное несоответствие между кристаллической решеткой и алюминиевой матрицей, что обеспечивает им когерентность [13, 14]. При размерах наночастиц от 1,5 до 4 нм упрочнение происходит из-за их перерезания дислокациями, а при превышении данных размеров – по механизму Орована [17–19]. Кроме того, скандий является сильным модификатором литой структуры [14]. Его способность к измельчению объясняется тем, что первичные интерметаллиды Al₃Sc, образующиеся в жидкой фазе, также обладают структурой L₁₂ и имеют минимальное несоответствие между кристаллической решеткой и алюминиевым твердым раствором [14, 13]. Благодаря этому первичные частицы Al₂Sc создают дополнительное количество зародышей в процессе кристаллизации алюминия. Стоит отметить, что модифицирующий эффект проявляется только при достижении концентрации скандия 0,6 %, когда в жидкости начинают формироваться первичные частицы Al₃Sc [14].

В то же время наночастицы скандия, формирующиеся при распаде пересыщенного твердого раствора, при повышении температуры до 400 °С начинают коагулировать и увеличиваться в размерах [14]. При достижении наночастицами критического диаметра 30–40 нм они теряют свою когерентность, а вызываемый ими упрочняющий эффект сходит на нет [16]. Это сильно ограничивает применимость скандиевых сплавов, так как, например, уменьшает температуру их гомогенизации и горячей деформации, что неизбежно будет снижать эффективность обоих процессов и приводить к увеличению энергозатрат [20].

Для повышения термостабильности наночастиц типа Al_3Sc также используют малые добавки циркония [21]. Цирконий частично растворяется в частицах Al_3Sc , образуя вокруг них оболочку. Благодаря тому, что цирконий обладает более низким коэффициентом диффузии, чем скандий, он тормозит рост наночастиц типа Al_3Sc при повышенных температурах [22]. Кроме того, цирконий уменьшает концентрацию скандия, необходимую для образования в жидкости первичных интерметаллидов Al_3Sc , а следовательно, способствует эффективной модификации литой структуры [23, 24].

Одним из классических алюминиевых сплавов с высоким содержанием Мд и добавками Sc и Zr, успешно применяющимся в промышленности, является сплав 1570 [25, 26]. В то же время, несмотря на наличие циркония, частицы Al₃Sc все равно не имеют достаточной термостабильности для сохранения своего размера в ходе высокотемпературной гомогенизации и последующей горячей деформации [20]. Одним из путей решения этой проблемы является дополнительное легирование сплава 1570 гафнием. Последний имеет еще более низкий коэффициент диффузии, чем цирконий [22], кроме того, он частично растворяется в частицах Al₃Sc [27], также создавая вокруг них термостабилизирующую оболочку [22]. Совместное легирование гафнием и цирконием очень эффективно для термостабилизации частиц Al₃Sc [28, 29].

Исследования влияния совместных добавок гафния и циркония на термостабилизацию частиц Al₃Sc проводились в основном для малолегированных алюминиевых сплавов, между тем алюминиевые сплавы с высоким содержанием магния имеют ряд особенностей. Во-первых, магний несколько ускоряет кинетику распада пересыщенного скандием алюминиевого твердого раствора [30], а во-вторых, способствует увеличению критического размера наночастиц, после достижения которого происходит потеря ими когерентности [13, 31]. Поэтому особенный интерес представляет изучение влияния гафния на частицы Al₃Sc на примере промышленных высокомагниевых сплавов.

Для сплава 1570 были проведены исследования влияния 0,5 % гафния в литом состоянии. Было установлено, что легирование данного сплава 0,5 % гафния способствует модификации литой структуры, а также приводит к полному прекращению прерывистого распада пересыщенного скандием алюминиевого раствора [32, 33]. Стоит отметить, что прерывистый распад при остывании слитка представляет собой негативный процесс, в ходе которого формируются иглообразные выделения Al₃Sc [34-36]. Эти частицы, как правило, являются полукогерентными алюминиевой матрице и не вносят такого большого вклада в упрочнение, как равноосные дисперсные фазы, образующиеся при термической обработке. В то же время прерывистый распад приводит к тому, что в алюминиевом пересыщенном твердом растворе не остается скандия, необходимого для формирования наночастиц Al₃Sc при последующей термомеханической обработке [12, 34].

Учитывая способность 0,5 % гафния останавливать прерывистый распад, целесообразно исследовать, какое влияние будет оказывать эта добавка не только на микроструктуру и механические свойства сплава 1570 в литом состоянии, но и при последующей термомеханической обработке. Необходимо отметить, что большинство изделий, получаемых из сплава 1570, являются тонкостенными и изготавливаются из листовой продукции, которая в зависимости от требуемых свойств поставляется в отожженном или холоднокатаном состоянии. Именно поэтому наиболее целесообразно исследовать влияние 0,5 % гафния на микроструктуру и механические свойства сплава 1570 после этих видов обработки. CM

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи: исследовать формирование наночастиц при гомогенизационном отжиге сплава 1570, так как их размер и количество будут определять структуру и свойства сплава на последующих этапах термомеханической обработки, кроме того, необходимо изучить влияние 0,5 % гафния на механические свойства и зеренную структуру в холоднокатаном и отожженном состояниях.

Методика исследований

В качестве объекта исследования были выбраны сплав 1570 и его вариант с добавлением 0,5 % гафния, их химический состав приведен в табл. 1. Сплавы получали в лаборатории в индукционной печи УИ-25П. Слитки имели размеры 20×40×400 мм и отливались в стальной кокиль с водяным охлаждением при температуре расплава 720–740 °C.

Технология получения образцов Литье слитков

Вес слитков составил 5 кг, для каждого химического состава было отлито три слитка. Для этого были использованы алюминий марки A85, магний марки MG90, а также лигатуры Al-Sc₂, Al-Zr₅, Al-Hf₂ и таблетки Mn₉₀Al₁₀.

Спектральный метод исследования на атомно-эмиссионном спектрометре ARL 3460 позволял определить содержание элементов по ГОСТ 25086, ГОСТ 7727, ГОСТ 3221, ASTM E 716 и ASTM E 1251. Необходимая концентрация исходных материалов с гафнием была рассчитана теоретическим путем, поскольку на данный момент ГОСТ по работе с гафниевыми добавками не разработан. После затвердевания слитка его извлекали из кокиля и затем охлаждали в воде.

> Таблица 1 Table 1

> > 115

Химический состав исследуемых сплавов, % Chemical composition of the studied alloys, %

Сплав	Al	Si	Fe	Mn	Mg	Ti	Zr	Sc	Hf
1570	осн.	0,17	0,26	0,4	6,1	0,03	0,07	0,25	_
1570-0,5Hf	осн.	0,15	0,32	0,42	6,36	0,01	0,04	0,2	0,52

Гомогенизационный отжиг

Цель гомогенизационного отжига – растворение грубой неравновесной эвтектики и повышение химической однородности алюминиевого твердого раствора. Процесс гомогенизационного отжига проводился по режиму 440 °C – 4 часа, после чего для гомогенизированных образцов выполнялись испытания на одноосное растяжение.

Прокатка

После отжига исследуемые сплавы подвергались прокатке. Следует отметить, что при промышленном производстве листа из сплава 1570 применяют сначала горячую прокатку при температурах выше температуры рекристаллизации, а затем холодную. Поэтому лабораторная прокатка, в ходе которой получался листовой материал, осуществлялась по такому же принципу. Сначала производилась горячая прокатка с толщины 40 мм до толщины 5 мм на реверсивном прокатном стане Duo при температуре 440 °С и скорости вращения валков 3 м/мин. Каждые три прохода слитки нагревали до исходной температуры прокатки, общий процент обжатия составил 88 %. Отметим, что температура горячей прокатки была выбрана соответствующей температуре гомогенизации, так как ее превышение может вызвать коагуляцию частиц (по крайне мере в сплаве, не содержащем гафния), а ее снижение – потерю пластичности [20]. Прокатка уже нагретого после гомогенизации небольшого слитка, в том числе с учетом его подогрева в печи, занимает не более 30 мин. Ввиду того что данная операция не является финишной, а кратковременный нагрев не способен оказать существенного влияния на частицы Al₃Sc, исследований микроструктуры и свойств сплава по завершении этой операции не проводилось. После достижения толщины 5 мм полосы прокатывались вхолодную до 2 мм толщиной, процент обжатия при холодной прокатке составил 95 %.

Отжиги холоднокатаной ленты

После прокатки производился отжиг холоднокатаной ленты из исследуемых сплавов с целью выявления того, как содержание гафния влияет на процесс рекристаллизации. Кроме того, была проведена дополнительная серия отжигов холоднокатаной ленты для изучения механических свойств сплавов. Режимы отжигов представлены в табл. 2.

Следует отметить, что в зависимости от требований к уровню механических свойств (необходимого сочетания прочностных и пластических свойств), а также от содержания скандия, циркония и гафния выбор температуры отжига высокомагниевых сплавов возможен в широком температурном интервале от 340 до 530 °С. Именно поэтому указанные значения температур были выбраны в настоящем исследовании.

Методы исследования микроструктуры и механических свойств образцов

Просвечивающая электронная микроскопия

Тонкую структуру образцов исследовали на аналитическом просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 (JEOL, Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ и приставкой для EDX-анализа INCA (Oxford Instruments, Великобритания). Точное позиционирование образцов фольги осуществлялось в держателе с двумя по-

- Таблица 2
 - Table 2

Отжиг для проверки прохождения рекристаллизации	Отжиг для изучения механических свойств		
470 °С, 3 часа	340 °С, 3 часа		
500 °С, 3 часа	440 °С, 3 часа		
530 °С, 3 часа	470 °С, 3 часа		
550 °С, 3 часа	530 °С, 3 часа		

Режимы отжига холоднокатаной ленты Annealing modes of cold-rolled tape

воротами, предоставляющем возможность наклонять их на $\pm 30^\circ$ вдоль каждой оси.

При подготовке образцов для просвечивающей электронной микроскопии частиц (ПЭМ) соблюдалась стандартная методика, включающая подготовку двух образцов фольги толщиной 500 мкм, дальнейшее механическое утонение до 120 мкм с последующим электролитическим утонением [29]. Всего для исследования с помощью ПЭМ-анализа было подготовлено пять образцов тонкой фольги.

Для исследования частиц Al₃Sc образец помещали в ось зоны, снимали электронограмму и выделяли слабый сверхструктурный рефлекс от плоскости [011] а. С помощью этого приема получали темнопольные снимки (ТП), что позволяет подсчитывать количество видимых частиц. Для определения размеров и плотности частиц использовался программный модуль Digimizer. По пяти полям зрения для каждого из исследуемых состояний была проведена оценка среднего размера частиц и их доли.

Оптическая микроскопия

Оптическая микроскопия проводилась на микроскопе Axiovert 40 МАТ. Средний размер зерен в случае прохождения процесса рекристаллизации измеряли методом секущих.

Механические свойства

Сплавы также испытывались на одноосное растяжение при комнатной температуре с использованием универсальной испытательной машины Zwick/Roell Z050 в соответствии со стандартами ISO 6892-1, ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 11150–84. На каждое исследуемое состояние было испытано не менее пяти десятикратных круглых образцов, диаметр которых составлял 10 мм.

В табл. 3 приведена информация о том, какие исследования проводились после того или иного этапа технологической цепочки изготовления образцов.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена структура литого материала из сплава 1570 после его гомогенизационного отжига в режиме 440 °C – 4 часа.

Из анализа изображений при помощи трансмиссионной электронной микроскопии (ТП) рис. 1 установлено, что средний размер этих частиц равен 11,4 нм, а их плотность составила $f = 2,2 \cdot 10^{10}$ см⁻². После данного режима гомогенизационного отжига преобладают частицы с размерами в диапазоне от 1,6 до 13,3 нм. Это указывает на преимущественное присутствие мелкодисперсных фаз в образце, однако наблюдаются и более крупные частицы размером более 25 нм. На рис. 1, *а* можно отчетливо наблюдать сверхструктурные рефлексы L_{12} ; этот факт согласно [32] говорит о наличии частиц Al₃Sc в алюминиевых сплавах, содержащих скандий.

В сплаве 1570-0,5Нf (рис. 2, δ) преобладают частицы с размером в диапазоне от 5,2 до 14,5 нм. При этом на ТП-снимках также выделяются частицы, размер которых превышает 25 нм. Средний размер частиц в данном сплаве 10,5 нм, а плотность распределения частиц составляет 2,6·10¹⁰ см⁻². Замечено, что неравномерность распределения частиц внутри объема зерна немного уменьшилась в сравнении со сплавом 1570. Сверхструктурные рефлексы хоть и присутствуют, однако достаточно слабы (рис. 2, *a*)

Таблица 3

Table 3

Гехнологическая ц	епочка	исследовани	ій образцов
Technological cha	ain of th	e specimens'	research

Этап технологической цепочки				
Гомогенизированный материал	Холоднокатаный материал			
Вид испытаний				
ПЭМ	Механические свойства,			
Механические свойства	Оптическая микроскопия			



 Рис. 1. Тонкая структура литой заготовки из сплава 1570 после гомогенизационного отжига в режиме 440 °C – 4 часа:

 а – микродифракция в оси зоны [001] α; б – ТП

 Fig. 1. Fine structure of a cast billet made of alloy 1570 after its homogenization annealing at 440 °C for 4 hours:

a – microdiffraction in the zone axis [001] α ; δ – *DF*

в сравнении с исходным сплавом 1570. Это значит, что дисперсные фазы образовались в меньшем количестве.

Следует отметить, что согласно исследованиям [32] в литом состоянии в сплаве 1570 наблюдается прерывистый распад с образованием некоторого количества наночастиц Al_3Sc размером 7–10 нм. В то же время в сплаве с добавкой гафния прерывистый распад не наблюдается и образования частиц Al_3Sc не происходит. Сравнивая результаты проведенного исследования для литого состояния и состояния после гомогенизации с данными, представленными в работе [29], можно сделать вывод о том, что нагрев в режиме 440 °C – 4 ч в целом увеличивает количество наночастиц в сплаве 1570. В сплаве с добавками гафния все частицы формируются в ходе термической обработки. Однако в итоге после термической обработки в обоих сплавах наночастицы Al₃Sc в целом имеют приблизительно одинаковый размер, а количество их примерно равно.

В гомогенизированном состоянии сплав 1570 и его модификация с добавкой 0,5 % гафния имеют практически равные прочностные показатели. Сравнивая данные по прочностным свойствам после термообработки с данными, полученными для литого состояния в работе [33], можно сделать вывод о том, что нагрев почти не влияет на предел прочности (рис. 3), он лишь немного увеличился. Однако в то же время предел текучести после термической обработки возрос примерно на 40 МПа. Влияние частиц на рост







Рис. 2. Тонкая структура литой заготовки из сплава 1570-0,5Hf после гомогенизационного отжига в режиме 440 °C – 4 часа: *а* – микродифракция в оси зоны [001] α; *δ* – TΠ *Fig. 2.* Fine structure of the cast billet made of alloy 1570 0.5Hf after its homogenization annealing at 440 °C for 4 hours: *a* – microdiffraction in the zone axis [001] α; *δ* – DF

б

предела текучести объясняется прежде всего степенью влияния дисперсных фаз. Чем большее количество частиц дисперсной фазы выделяется, тем сложнее дислокациям перемещаться по плоскостям. Как следствие, при затрудненном движении дислокаций предел текучести растет. При этом на предел прочности влияет большее количество факторов – например, пористость металла, наличие крупных интерметаллидов и другие, поэтому временное сопротивление остается на прежнем уровне.

Близкие же значения прочностных показателей исследуемых сплавов в гомогенизированном состоянии связаны прежде всего с тем, что в этих сплавах количество частиц и их средний размер достаточно близки друг к другу. На рис. 4 представлены данные после холодной прокатки, а также после трехчасового отжига при различных температурах. При холодной прокатке (рис. 4) формируется волокнистая структура образцов. Черные точки, которые можно заметить на снимках зеренной структуры, являются крупными интерметаллидами. Размер, химический состав и морфология для данных сплавов изучены [32, 33], поэтому их анализ методами сканирующей микроскопии не проводился.

При температурах до 440 °C структура холоднокатаных листов по-прежнему остается нерекристаллизованной. Это говорит об эффективности подавления частицами Al₃Sc процессов рекристаллизации [37]. Во время отжига





tion annealing at 440 °C for 4 hours



Рис. 4. Микроструктура листов после холодной прокатки с деформацией 90 % и последующих отжигов сплавов 1570 (слева) и 1570-0,5Hf (справа):

а – после холодной прокатки; *б* – после отжига 470 °C – 3 ч; *в* – после отжига 500 °C – 3 ч; *г* – после отжига 530 °C – 3 ч

Fig. 4. Microstructure of sheets after cold rolling with 90 % deformation and subsequent annealing of alloys 1570 (left) and 1570 0.5Hf (right):

a – after cold rolling; δ – after annealing at 470 °C for 3 hours; *s* – after annealing at 500 °C for 3 hours; *z* – after annealing at 530 °C for 3 hours

в режиме 500 °C - 3 ч в сплаве 1570 появляются первые зародыши новых зерен, и только при повышении температуры отжига до 530 °C можно наблюдать смешанную структуру с примерным соотношением 1:1. Сплав с добавкой 0,5 % гафния имеет большую склонность к рекристаллизации. После отжига при температуре 500 °С и выдержке 3 ч в сплаве 1570 с добавкой 0,5 масс.% Нf наблюдается смешанная структура с преобладанием рекристаллизованных зерен. При повышении температуры отжига до 530 °С в сплаве с содержанием 0,5 % гафния наблюдается полностью рекристаллизованная структура. Стоит также отметить, что в сплавах с добавками гафния полученная микроструктура обладает меньшим размером зерна в сравнении с литым состоянием в результате прошедшей рекристаллизации. Причины ускорения процессов рекристаллизации в сплаве 1570 при легировании гафнием требуют дальнейших исследований.

Необходимо также отметить, что протекание рекристаллизации в сплаве, содержащем гафний, не стоит однозначно характеризовать как негативный процесс, потому что одновременное наличие сильно измельченной литой структуры и возможность ее модификации в ходе рекристаллизации могут создавать предпосылки получения зерна с размерами, достаточными для сверхпластического течения. Это обусловлено тем, что согласно [32] добавки гафния способствуют модифицированию литой структуры в сплаве 1570. В случае рекристаллизации после отжига в режиме 530 °C – 3 ч размер зерна равен 25 мкм. Поэтому, увеличив общую степень холодной прокатки в сплаве, содержащем гафний, и введя несколько промежуточных рекристализационных отжигов, каждый из которых будет вызывать измельчение структуры, можно добиться среднего размера зерна до 8 мкм. Такого размера зерна достаточно для сверхпластического течения в алюминиевых сплавах с высоким содержанием магния [38].

На рис. 5 приведены механические свойства сплавов после режимов обработки, для которых на рис. 4 представлена микроструктура. В основном пределы текучести исследуемых сплавов показывают близкие значения (рис. 5, а). Для обоих исследуемых сплавов значения предела текучести падают с 460 МПа в холоднокатаном состоянии до примерно 150 МПа после отжига

при самой высокой температуре 530 °С и выдержке в течение 3 ч. Причиной этого являются проходящие при низкотемпературной термообработке процессы возврата и аннигиляции дислокаций. В результате прочностные показатели после отжига при температуре 530 °С и выдержке 3 ч фактически приближаются к тем, которые наблюдаются в литом состоянии [33].

Пределы прочности в обоих сплавах при нагреве изменяются схожим с пределом текучести образом (рис. 5, б). Пластичность сплавов по мере увеличения температуры отжига и времени выдержки растет, что связано с сокращением количества линейных дефектов и степени нагартовки (рис. 5, в). В целом пластичность сплава 1570-0,5Hf более низкая, чем исходного сплава. Это связано с образованием крупных первичных интерметаллидов Al₂Sc вследствие содержания гафния в 1570-0,5Hf [32]. Таким образом, содержание гафния не оказывает существенного влияния ни на количество наночастиц Al₃Sc, ни на вызываемый ими рост прочностных свойств.

Отдельно стоит сказать, что прошедшая рекристаллизация не оказывает существенного влияния на прочностные свойства. Это объясняется тем, что в сплаве 1570 зерно остается деформированным даже во время отжига при температуре 530 °С (рис. 4), что улучшает механические свойства. С другой стороны, в сплаве с гафнием после прошедшей рекристаллизации наблюдается уменьшение среднего размера зерна, что также благоприятно влияет на прочность.

Заключение

В результате исследования выявлено следующее.

1. По результатам ПЭМ в сплаве 1570-0,5Hf после гомогенизационного отжига наблюдается некоторое уменьшение средних размеров наночастиц и увеличение их общей доли в сравнении со сплавом 1570. Однако этот факт не оказывает существенного влияния на разницу механических свойств в гомогенизированном состоянии.

2. Гафний в количестве 0,5 масс.% повышает склонность сплава 1570 к рекристаллизации при высокотемпературной обработке. Однако для выявления причин этого эффекта необходимы дополнительные исследования. Несмотря на прошедшую рекристаллизацию в сплаве



Рис. 5. Механические свойств листов из алюминиевых сплавов 1570 и 1570-0,5Hf: *a* – предел текучести, $\sigma_{0.2}$, МПа; δ – предел прочности, $\sigma_{\rm B}$, МПа; *e* – относительное удлинение, δ , % *Fig. 5.* Mechanical properties of sheets of aluminum alloys 1570 and 1570 0.5Hf: *a* – yield strength ($\sigma_{0.2}$); MPa; δ – tensile strength ($\sigma_{\rm b}$), MPa; *e* – relative elongation (δ), %

1570-0,5Hf, исследуемые сплавы показывают схожие прочностные показатели, что связано с уменьшением среднего размера зерна после рекристаллизации. Рекристаллизация также может оказывать дополнительное модифицирующее влияние на размер литой структуры.

Список литературы

1. Kaibyshev R., Avtokratova E., Sitdikov O. Mechanical properties of an Al-Mg-Sc alloy subjected to intense plastic straining // Materials Science Forum. – 2010. – Vol. 638–642. – P. 1952–1958. – DOI: 10.4028/ www.scientific.net/MSF.638-642.1952.

2. The phase composition and mechanical properties of the novel precipitation-strengthening Al-Cu-Er-Mn-Zr alloy / S. Amer, O. Yakovtseva, I. Loginova, S. Medvedeva, A. Prosviryakov, A. Bazlov, A. Pozdniakov // Applied Sciences (Switzerland). – 2020. – Vol. 10 (15). – DOI: 10.3390/app10155345. 3. Модифицирование литейных алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si обработкой жидкой фазы наносекундными электромагнитными импульсами / В.Б. Деев, Э.Х. Ри, Е.С. Прусов, М.А. Ермаков, А.В. Гончаров // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2021. – Т. 27, № 4. – С. 32–41. – DOI: 10.17073/0021-3438-2021-4-32-41.

4. Филатов Ю.А. Исследование влияния добавок Fe + Ni, Co и Hf на сопротивление ползучести алюминиевого сплава 01570 // Технология легких сплавов. – 2022. – № 3. – C. 4–7. – DOI: 10.24412/0321-4664-2022-3-4-7.

5. Effect of Sc and Zr additions on the microstructure and age hardening of an AlMg3MnCr alloy: structure and age hardening of AlMgMnCrScZr / B. Smola, I. Stulíková, V. Očenášek, J. Pelcová // Materials Characterization. – 2003. – Vol. 51 (1). – P. 11–20. – DOI: 10.1016/j.matchar.2003.09.002.

6. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Цукров С.Л. Термическая обработка деформируемых алюминиевых сплавов. – М.: НП «АПРАЛ», 2020. – 552 с. – ISBN 978-5-9906007-8-2.

7. Impact of Zener-Hollomon parameter on substructure and texture evolution during thermomechanical treatment of iron-containing wrought aluminium alloys / E. Aryshenskii, J. Hirsch, V. Bazhin, R. Kawalla, U. Prahl // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. - 2019. - Vol. 29 (5). - P. 893-906. -DOI: 10.1016/S1003-6326(19)64999-X.

8. Study of the thermal stability of structure and mechanical properties of submicrocrystalline aluminum alloys Al-2.5Mg-Sc-Zr / A.V. Nokhrin, I. Shadrina, V. Chuvil'deev, V. Kopylov, A.A. Bobrov, M. Gryaznov, A. Sysoev, N. Kozlova, M. Chegurov, N. Berendeev, A. Zheleznov, A. Piskunov, D. Pushkova, A.A. Murashov, D. Revva // Journal of Physics: Conference Series. -2019. - Vol. 1347. - P. 012058. - DOI: 10.1088/1742-6596/1347/1/012058.

9. Филатов Ю.А. Дальнейшее развитие деформируемых алюминиевых сплавов на основе системы Al-Mg-Sc // Технология легких сплавов. - 2021. -№ 2. – C. 12–22. – DOI: 10.24412/0321-4664-2021-2-12-22.

10. Fuller C.B., Murray J.L., Seidman D.N. Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part I – Chemical compositions of $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ precipitates // Acta Materialia. - 2005. - Vol. 53 (20). - P. 5401-5413. – DOI: 10.1016/j.actamat.2005.08.016.

11. Song M., He Y.H. Investigation of primary Al₂(Sc,Zr) particles in Al-Sc-Zr alloys // Materials Science and Technology. - 2011. - Vol. 27 (1). - P. 431-433. – DOI: 10.1179/174328409X443236.

12. Parker B.A., Zhou Z.F., Nolle P. The effect of small additions of scandium on the properties of aluminium alloys // Journal of Materials Science. - 1995. -Vol. 30. – P. 452–458. – DOI: 10.1007/bf00354411.

13. *RöysetJ.*, *RyumN*. Scandiuminaluminiumalloys // International Materials Reviews. - 2005. - Vol. 50 (1). -P. 19-44. - DOI: 10.1179/174328005X14311.

14. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives / V.G. Davydov, V.I. Elagin, V.V. Zakharov, D. Rostoval // Metal Science and Heat Treatment. - 1996. - Vol. 38 (8). - P. 347-352. -DOI: 10.1007/BF01395323.

15. Seidman D.N., Marquis E.A., Dunand D.C. Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al(Sc) alloys // Acta Materialia. -2002. - Vol. 50 (16). - P. 4021-4035. - DOI: 10.1016/ s1359-6454(02)00201-X.

16. Nucleation and growth of Al₃Sc precipitates during isothermal aging of Al-0.55 wt% Sc alloy / K. Yan, Zh. Chen, W. Lu, Ya. Zhao, W. Le, S. Naseem // Materials Characterization. - 2021. - Vol. 179. - P. 111331. -DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111331.

OBRABOTKA METALLOV

CM

17. Precipitation evolution in Al-0.1Sc, Al-0.1Zr and Al-0.1Sc-0.1Zr (at.%) alloys during isochronal aging / K.E. Knipling, R.A. Karnesky, C.P. Lee, D.C. Dunand, D.N. Seidman // Acta Materialia. -2010. - Vol. 58. - P. 5184-5195. - DOI: 10.1016/J.AC-TAMAT.2010.05.054.

18. Experimental and modelling assessment of ductility in a precipitation hardening AlMgScZr alloy / H. Chen, Z. Chen, G. Ji, S. Zhong, H. Wang, A. Borbély, Y. Bréchet // International Journal of Plasticity. - 2021. -Vol. 139. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2021.102971.

19. Brown L.M., Stobbs W.M. The work-hardof copper-silica // Philosophical Magaening zine. - 1971. - Vol. 23 (185). - P. 1201-1233. -DOI: 10.1080/14786437108217406.

20. Обоснование технологии изготовления плоского проката из алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Sc для аэрокосмической промышленности / В.В. Яшин, В.Ю. Арышенский, И.А. Латушкин, М.С. Тептерев // Цветные металлы. – 2018. – № 7. – C. 75-82. - DOI: 10.17580/tsm.2018.07.12.

21. Zakharov V.V. Combined alloying of aluminum alloys with scandium and zirconium // Metal Science and Heat Treatment. - 2014. - Vol. 56 (5-6). - P. 281-286. -DOI: 10.1007/s11041-014-9746-5.

22. The formation of $Al_3(Sc_xZr_vHf_{1-x-v})$ -dispersoids in aluminium alloys / H. Hallem, W. Lefebvre, B. Forbord, F. Danoix, K. Marthinsen // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 421 (1–2). – P. 154–160. – DOI: 10.1016/j.msea.2005.11.063.

23. Optimization of hardening of Al-Zr-Sc cast alloys / N.A. Belov, A.N. Alabin, D.G. Eskin, V.V. Istomin-Kastrovskii // Journal of Materials Science. -2006. - Vol. 41. - P. 5890-5899. - DOI: 10.1007/ s10853-006-0265-7.

24. Experimental study and thermodynamic modeling of the Al-Sc-Zr system / H. Bo, L.B. Liu, J.L. Hu, Z.P. Jin // Computational Materials Science. -2017. - Vol. 133. - P. 82-92. - DOI: 10.1016/j.commatsci.2017.02.029.

25. Сплав 1570С – материал для герметичных конструкций перспективных многоразовых изделий РКК «Энергия» / А.В. Бронз, В.И. Ефремов, А.Д. Плотников, А.Г. Чернявский // Космическая техника и технологии. – 2014. – № 4 (7). – С. 62–67.

26. Автократова Е.В. Перспективный Al-Mg-Sc сплав для самолетостроения // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. – 2007. – Т. 9, № 1. – С. 182–183.

27. Investigation of the phase relations in the Al-rich alloys of the Al-Sc-Hf system in solid state / L.L. Rokhlin, N.R. Bochvar, J. Boselli, T.V. Dobatkina // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. - 2010. - Vol. 31. -P. 327–332. – DOI: 10.1007/s11669-010-9710-z.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

28. Thermal stability of a supersaturated solution of hafnium in aluminium / D.O. Boerma, P.J.M. Smulders, K.G. Prasad, M.M. Cruz, R.M.C. Silva, F. Pleiter // Journal of the Less-Common Metals. -1988. - Vol. 145 (1–2). - P. 481–496.

29. Исследование распада пересыщенного твердого раствора в высокомагниевых алюминиевых сплавах со скандием, легированных гафнием / А.М. Дриц, Е.В. Арышенский, Е.А. Кудрявцев, И.А. Зорин, С.В. Коновалов // Frontier Materials & Technologies. – 2022. – № 4. – С. 38–48. – DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-38-48.

30. Zakharov V.V. Stability of the solid solution of scandium in aluminum // Metal Science and Heat Treatment. – 1997. – Vol. 39 (2). – P. 61–66. – DOI: 10.1007/ BF02467664.

31. *Iwamura S., Miura Y.* Loss in coherency and coarsening behavior of Al_3Sc precipitates // Acta Materialia. – 2004. – Vol. 52 (3). – P. 591–600. – DOI: 10.1016/j. actamat.2003.09.042.

32. Влияние гафния на литую микроструктуру в сплаве 1570 / И.А. Зорин, Е.В. Арышенский, А.М. Дриц, С.В. Коновалов, В.С. Комаров // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2023. – Т. 29, № 1. – С. 56–65. – DOI: 10.17073/0021-3438-2023-1-56-65.

33. Влияние переходных металлов на микроструктурную композицию алюминиевых сплавов МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ / И.А. Зорин, А.М. Дриц, Е.В. Ары-

в литом состоянии / И.А. Зорин, А.М. Дриц, Е.В. Арышенский, С.В. Коновалов, Ф.В. Гречников, В.С. Комаров // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2022. – Т. 19, № 4. – С. 520– 531. – DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.011.

34. *Blake N., Hopkins M.A.* Constitution and age hardening of Al-Sc alloys // Journal of Materials Science. – 1985. – Vol. 20. – P. 2861–2867. – DOI: 10.1007/ BF00553049.

35. Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S. The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys // Acta Materialia. – 1998. – Vol. 46 (16). – P. 5715–5732. – DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00257-2.

36. Influence of the small Sc and Zr additions on the as-cast microstructure of Al–Mg–Si alloys with excess silicon / E. Aryshenskii, M. Lapshov, J. Hirsch, S. Konovalov, V. Bazhenov, A. Drits, D. Zaitsev // Metals. -2021. - Vol. 11. - P. 1797. - DOI: 10.3390/met11111797.

37. Ocenasek V., Slamova M. Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al-Mg alloys // Materials Characterization. – 2001. – Vol. 47. – P. 157– 162. – DOI: 10.1016/S1044-5803(01)00165-6.

38. Effect of modes of heterogenizing annealing before cold rolling on the structure and properties of sheets from alloy 1565ch / M. Kishchik, A. Mikhaylovs-kaya, A. Kotov, A. Drits, V. Portnoy // Metal Science and Heat Treatment. – 2019. – Vol. 61. – P. 228–233. – DOI: 10.1007/s11041-019-00405-2.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

۲. M

MATERIAL SCIENCE

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2024 vol. 26 no. 1 pp. 113–128 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-113-128



Metal Working and Material Science

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

Study of evolution of microstructure and mechanical properties in aluminum alloy 1570 with the addition of 0.5 % hafnium

Igor Zorin^{1, 2, a, *}, Evgenii Aryshenskii^{1, 2, b}, Aleksandr Drits^{1, c}, Sergey Konovalov^{1, 2, c}

¹ Samara National Research University named after S.P. Korolev, 34 Moskovskoe Shosse, Samara, 443086, Russian Federation
 ² Siberian State Industrial University, 42 Kirova str., Novokuznetsk, 654007, Russian Federation

^a https://orcid.org/0000-0001-9349-2494, 🗢 zorin.ia@ssau.ru; ^b https://orcid.org/0000-0003-3875-7749, 🗢 arishenskiy ev@sibsiu.ru;

c https://orcid.org/0000-0002-9468-8736, 🗢 alexander.drits@samara-metallurg.ru; d https://orcid.org/0000-0003-4809-8660, 🗢 konovalov@sibsiu.ru

ARTICLE INFO

ABSTRACT

Obrabotka metallov -

Article history: Received: 18 October 2023 Revised: 25 October 2023 Accepted: 20 November 2023 Available online: 15 March 2024

Keywords: Aluminum alloys Scandium Hafnium Microstructure Intermetallic compounds Mechanical properties Heat treatment Transmission microscopy

Funding

The study was supported by a grant of the Russian Science Foundation, project No. 22-29-01506, https://rscf.ru/project/22-29-01506/

Acknowledgements

The work was carried out using the equipment of the Center for Collective Use "Technologies and Materials of the National Research University "BelSU".

of various performance characteristic combinations, high-magnesium aluminum alloys with the addition of transition metals, such as Zr and Sc, are among the most future-oriented alloys. Alloy 1570 is one of the most popular in this group. Recent studies demonstrated the positive effect of 0.5 % hafnium addition on as-cast structure. Study objective is to study the effect of the addition of 0.5% hafnium on the structure and properties of aluminum alloy 1570 during thermomechanical treatment. The study addresses the effect of cold rolling, homogenization, and recrystallization annealing on mechanical properties and microstructure of the specimens from alloy 1570 and similar alloy with 0.5 wt. % hafnium addition. Study methodology: for the study, ingots were cast from alloy 1570 with and without additions of 0.5 wt. % of hafnium. The resulting ingots were homogenized for 4 h at 440 °C, followed first by hot rolling and then cold rolling. Cold-rolled specimens were annealed at temperatures 340 °C to 530 °C with a holding time of 3 hours. The homogenized, cold-rolled, and annealed specimens were examined using transmission and light microscopy. In addition, homogenized and cold-rolled specimens were subjected to uniaxial tensile tests to determine the mechanical properties of the studied alloy. Results and discussion. It is revealed that in an alloy containing hafnium, after homogenization annealing, there is a slight decrease in the average particle size and an increase in its total proportion in comparison with alloy 1570. In general, 0.5 % hafnium addition does not significantly affect the mechanical properties. The number of nanoparticles in both alloys increases, as does the yield strength compared to the as-cast state. When heated, both alloys demonstrate an increase in plasticity and a decrease in strength characteristics. Studies of the annealing effect on the grain structure of the studied alloys showed that hafnium increases the tendency of alloy 1570 to recrystallize. However, additional research is required to determine the reasons for this phenomenon.

Introduction. Aluminum alloys are in high demand with the aerospace industry. From the viewpoint

For citation: Zorin I.A., Aryshenskii E.V., Drits A.M., Konovalov S.V. Study of evolution of microstructure and mechanical properties in aluminum alloy 1570 with the addition of 0.5 % hafnium. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 113–128. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-113-128. (In Russian).

* Corresponding author Zorin Igor A., Master's Degree student Samara National Research University named after S.P. Korolev, 34 Moskovskoe Shosse, 443086, Samara, Russian Federation Tel.: +7 927 731-03-85, e-mail: zorin.ia@ssau.ru

References

1. Kaibyshev R., Avtokratova E., Sitdikov O. Mechanical properties of an Al-Mg-Sc alloy subjected to intense plastic straining. *Materials Science Forum*, 2010, vol. 638–642, pp. 1952–1958. DOI: 10.4028/www. scientific.net/MSF.638-642.1952.

2. Amer S., Yakovtseva O., Loginova I., Medvedeva S., Prosviryakov A., Bazlov A., Pozdniakov A. The phase composition and mechanical properties of the novel precipitation-strengthening Al-Cu-Er-Mn-Zr alloy. *Applied Sciences (Switzerland)*, 2020, vol. 10 (15). DOI: 10.3390/app10155345.

3. Deev V.B., Ri E.K., Prusov E.S., Ermakov M.A., Goncharov A.V. Modifitsirovanie liteinykh alyuminievykh splavov sistemy Al–Mg–Si obrabotkoi zhidkoi fazy nanosekundnymi elektromagnitnymi impul'sami [Modification of Al–Mg–Si casting aluminum alloys by liquid phase processing with nanosecond electromagnetic pulses]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Tsvetnaya metallurgiya = Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2021, vol. 27 (4), pp. 32–41. DOI: 10.17073/0021-3438-2021-4-32-41. (In Russian).

4. Filatov Yu.A. Issledovanie vliyaniya dobavok Fe + Ni, Co i Hf na soprotivlenie polzuchesti alyuminievogo splava 01570 [A study of the effect of Fe + Ni, Co and Hf additives on the creep resistance of 01570 aluminum alloy]. *Tekhnologiya legkikh splavov* = *Technology of Light Alloys*, 2022, no. 3, pp. 4–7. DOI: 10.24412/0321-4664-2022-3-4-7.

5. Smola B., Stulíková I., Očenášek V., Pelcová J. Effect of Sc and Zr additions on the microstructure and age hardening of an AlMg3MnCr alloy: structure and age hardening of AlMgMnCrScZr. *Materials Characterization*, 2003, vol. 51 (1), pp. 11–20. DOI: 10.1016/j.matchar.2003.09.002.

6. Kolobnev N.I., Ber L.B., Tsukrov S.L. *Termicheskaya obrabotka deformiruemykh alyuminievykh splavov* [Heat treatment of wrought aluminium alloys]. Moscow, NP APRAL Publ., 2020. 552 p. ISBN 978-5-9906007-8-2.

7. Aryshenskii E., Hirsch J., Bazhin V., Kawalla R., Prahl U. Impact of Zener-Hollomon parameter on substructure and texture evolution during thermomechanical treatment of iron-containing wrought aluminium alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, vol. 29 (5), pp. 893–906. DOI: 10.1016/S1003-6326(19)64999-X.

8. Nokhrin A.V., Shadrina I., Chuvil'deev V., Kopylov V., Bobrov A.A., Gryaznov M., Sysoev A., Kozlova N., Chegurov M., Berendeev N., Zheleznov A., Piskunov A., Pushkova D., Murashov A.A., Revva D. Study of the thermal stability of structure and mechanical properties of submicrocrystalline aluminum alloys Al-2.5Mg-Sc-Zr. *Journal of Physics: Conference Series*, 2019, vol. 1347, p. 012058. DOI: 10.1088/1742-6596/1347/1/012058.

9. Filatov Yu.A. Dal'neishee razvitie deformiruemykh alyuminievykh splavov na osnove sistemy Al–Mg– Sc [Further development of Al–Mg–Sc wrought alloys]. *Tekhnologiya legkikh splavov = Technology of Light Alloys*, 2021, no. 2, pp. 12–22. DOI: 10.24412/0321-4664-2021-2-12-22.

10. Fuller C.B., Murray J.L., Seidman D.N. Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part I – Chemical compositions of $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ precipitates. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53 (20), pp. 5401–5413. DOI: 10.1016/j.actamat.2005.08.016.

11. Song M., He Y.H. Investigation of primary Al₃(Sc,Zr) particles in Al-Sc-Zr alloys. *Materials Science and Technology*, 2011, vol. 27 (1), pp. 431–433. DOI: 10.1179/174328409X443236.

12. Parker B.A., Zhou Z.F., Nolle P. The effect of small additions of scandium on the properties of aluminium alloys. *Journal of Materials Science*, 1995, vol. 30, pp. 452–458. DOI: 10.1007/bf00354411.

13. Röyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 2005, vol. 50 (1), pp. 19–44. DOI: 10.1179/174328005X14311.

14. Davydov V.G., Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostoval D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives. *Metal Science and Heat Treatment*, 1996, vol. 38 (8), pp. 347–352. DOI: 10.1007/BF01395323.

15. Seidman D.N., Marquis E.A., Dunand D.C. Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al(Sc) alloys. *Acta Materialia*, 2002, vol. 50 (16), pp. 4021–4035. DOI: 10.1016/s1359-6454(02)00201-X.

16. Yan K., Chen Zh., Lu W., Zhao Ya., Le W., Naseem S. Nucleation and growth of Al₃Sc precipitates during isothermal aging of Al-0.55 wt% Sc alloy. *Materials Characterization*, 2021, vol. 179, p. 111331. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111331.

CM

17. Knipling K.E., Karnesky R.A., Lee C.P., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al-0.1Sc, Al-0.1Zr and Al-0.1Sc-0.1Zr (at.%) alloys during isochronal aging. Acta Materialia, 2010, vol. 58, pp. 5184-5195. DOI: 10.1016/J.ACTAMAT.2010.05.054.

18. Chen H., Chen Z., Ji G., Zhong S., Wang H., Borbély A., Bréchet Y. Experimental and modelling assessment of ductility in a precipitation hardening AlMgScZr alloy. International Journal of Plasticity, 2021, vol. 139. DOI: 10.1016/j.ijplas.2021.102971.

19. Brown L.M., Stobbs W.M. The work-hardening of copper-silica. *Philosophical Magazine*, 1971, vol. 23 (185), pp. 1201–1233. DOI: 10.1080/14786437108217406.

20. Yashin V.V., Aryshenskiy V.Yu., Latushkin I.A., Tepterev M.S. Obosnovanie tekhnologii izgotovleniya ploskogo prokata iz alyuminievykh splavov sistemy Al-Mg-Sc dlya aerokosmicheskoi promyshlennosti [Substantiation of a manufacturing technology of flat rolled products from Al-Mg-Sc based alloys for the aerospace industry]. Tsvetnye metally, 2018, no. 7, pp. 75-82. DOI: 10.17580/tsm.2018.07.12. (In Russian).

21. Zakharov V.V. Combined alloying of aluminum alloys with scandium and zirconium. Metal Science and Heat Treatment, 2014, vol. 56 (5-6), pp. 281-286. DOI: 10.1007/s11041-014-9746-5.

22. Hallem H., Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Marthinsen K. The formation of Al₃(Sc_vZr_vHf_{1-v-v})dispersoids in aluminium alloys. Materials Science and Engineering: A., 2006, vol. 421 (1-2), pp. 154-160. DOI: 10.1016/j.msea.2005.11.063.

23. Belov N.A., Alabin A.N., Eskin D.G., Istomin-Kastrovskii V.V. Optimization of hardening of Al-Zr-Sc cast alloys. Journal of Materials Science, 2006, vol. 41, pp. 5890–5899. DOI: 10.1007/s10853-006-0265-7.

24. Bo H., Liu L.B., Hu J.L., Jin Z.P. Experimental study and thermodynamic modeling of the Al-Sc-Zr system. Computational Materials Science, 2017, vol. 133, pp. 82–92. DOI: 10.1016/j.commatsci.2017.02.029.

25. Bronz A.V., Efremov V.I., Plotnikov A.D., Chernyavsky A.G. Splav 1570S - material dlya germetichnykh konstruktsii perspektivnykh mnogorazovykh izdelii RKK «Energiya» [Splav 1570S - material for pressurized structures of advanced reusable vehicles of RSC energia]. Kosmicheskaya tekhnika i tekhnologii = Space Engineering and Technology, 2014, no. 4 (7), pp. 62–67.

26. Avtokratova E.V. Perspektivnyi Al-Mg-Sc splav dlya samoletostroeniya [Promising Al-Mg-Sc alloy for aircraft construction]. Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta. = Vestnik UGATU, 2007, vol. 9 (1), pp. 182–183.

27. Rokhlin L.L., Bochvar N.R., Boselli J., Dobatkina T.V. Investigation of the phase relations in the Alrich alloys of the Al-Sc-Hf system in solid state. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2010, vol. 31, pp. 327–332. DOI: 10.1007/s11669-010-9710-z.

28. Boerma D.O., Smulders P.J.M., Prasad K.G., Cruz M.M., Silva R.M.C., Pleiter F. Thermal stability of a supersaturated solution of hafnium in aluminium. Journal of the Less-Common Metals, 1988, vol. 145 (1-2), pp. 481-496.

29. Drits A.M., Aryshenskii E.V., Kudryavtsev E.A., Zorin I.A., Konovalov S.V. Issledovanie raspada peresyshchennogo tverdogo rastvora v vysokomagnievykh alyuminievykh splavakh so skandiem, legirovannykh gafniem [The study of supersaturated solid solution decomposition in magnesium-rich aluminum alloys with scandium and hafnium additions]. Frontier Materials & Technologies, 2022, no. 4, pp. 38-48. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-38-48. (In Russian).

30. Zakharov V.V. Stability of the solid solution of scandium in aluminum. Metal Science and Heat Treatment, 1997, vol. 39 (2), pp. 61-66. DOI: 10.1007/BF02467664.

31. Iwamura S., Miura Y. Loss in coherency and coarsening behavior of Al₃Sc precipitates. Acta Materialia, 2004, vol. 52 (3), pp. 591–600. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.09.042.

32. Zorin I.A., Aryshensky E.V., Drits A.M., Konovalov S.V., Komarov V.S. Vliyanie gafniya na lituyu mikrostrukturu v splave 1570 [Effect of hafnium on cast microstructure in alloy 1570]. Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Tsvetnaya metallurgiya = Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2023, vol. 1, iss. 1, pp. 56-65. DOI: 10.17073/0021-3438-2023-1-56-65. (In Russian).

33. Zorin I.A., Drits A.M., Aryshenskii E.V., Konovalov S.V., Grechnikov F.V., Komarov V.S. Vliyanie perekhodnykh metallov na mikrostrukturnuyu kompozitsiyu alyuminievykh splavov v litom sostoyanii [Effect of transition metals on as-cast aluminum alloys microstructure composition]. Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya = Basic Problems of Material Science, 2022, vol. 19 (4), pp. 520–531. DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.011.

OBRABOTKA METALLOV

34. Blake N., Hopkins M.A. Constitution and age hardening of Al-Sc alloys. *Journal of Materials Science*, 1985, vol. 20, pp. 2861–2867. DOI: 10.1007/BF00553049.

35. Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S. The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys. *Acta Materialia*, 1998, vol. 46 (16), pp. 5715–5732. DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00257-2.

36. Aryshenskii E., Lapshov M., Hirsch J., Konovalov S., Bazhenov V., Drits A., Zaitsev D. Influence of the small Sc and Zr additions on the as-cast microstructure of Al–Mg–Si alloys with excess silicon. *Metals*, 2021, vol. 11, p. 1797. DOI: 10.3390/met11111797.

37. Ocenasek V., Slamova M. Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al-Mg alloys. *Materials Characterization*, 2001, vol. 47, pp. 157–162. DOI: 10.1016/S1044-5803(01)00165-6.

38. Kishchik M., Mikhaylovskaya A., Kotov A., Drits A., Portnoy V. Effect of modes of heterogenizing annealing before cold rolling on the structure and properties of sheets from alloy 1565ch. *Metal Science and Heat Treatment*, 2019, vol. 61, pp. 228–233. DOI: 10.1007/s11041-019-00405-2.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

128 Vol. 26 No. 1 2024

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2024 Том 26 № 1 с. 129–154 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-129-154

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Взаимосвязь микроструктуры с ударной вязкостью металлов сварного шва трубных высокопрочных низколегированных сталей (обзор исследований)

Юлия Карлина^{1, a, *}, Роман Кононенко^{2, b}, Владимир Иванцивский^{3, c}, Максим Попов^{2, d}, Федор Дерюгин^{2, e}, Владислав Бянкин^{2, f}

¹ Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, г. Москва, 129337, Россия

² Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

³ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

- ^a https://orcid.org/0000-0001-6519-561X, 😂 jul.karlina@gmail.com; ^b https://orcid.org/0009-0001-5900-065X, 😂 istu_politeh@mail.ru;
- c https://orcid.org/0000-0001-9244-225X, 😂 ivancivskij@corp.nstu.ru; d https://orcid.org/0000-0003-2387-9620, 😂 popovma.kvantum@gmail.com;
- e https://orcid.org/0009-0004-4677-3970, 🗢 deryugin040301@yandex.ru; f https://orcid.org/0009-0007-0488-2724, 🗢 borck3420@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

аннотация

УДК 669.017

История статьи: Поступила: 19 сентября 2023 Рецензирование: 21 октября 2023 Принята к печати: 16 января 2024 Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова: Сталь Феррит Перлит Бейнит Мартенсит Ударная вязкость Разрушение Гибридно-лазерная сварка Стандарты

Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034).

Введение. Современная трубопроводная промышленность нуждается в разработке материалов высокой прочности и вязкости для производства сталей для нефте- и газопроводов. Изменения в технологиях производства стали и проката стали вызовом для разработчиков сварочных материалов и технологий соединения. Эта проблема более критична для уровней прочности выше 830 МПа, где отсутствуют специальные правила одобрения сварочных материалов. Методы исследования. Разрушение сварных соединений трубопроводов из высококачественной стали в настоящее время становится серьезной проблемой для трубопроводной промышленности. Многофазные микроструктуры, содержащие игольчатый феррит или фазу с преобладанием игольчатого феррита, обладают хорошими комплексными свойствами в сталях HSLA. В данной статье основное внимание уделяется результатам, полученным с использованием современных методов сканирующей электронной микроскопии для микроструктурного анализа, таких как обратно рассеянные электроны (BSE) для контрастной визуализации по каналам электронов (ECCI) для микроструктурного апализа, таких как обратно рассемпае электрона (DED) для конграстной вызультации по каналам электронов (CCCI) и ориентационная микроскопия на основе дифракции обратного рассеяния электронов (ORM), а также характеристические рентгеновекие лучи для композиционного анализа с помощью Х-лучевой спектроскопии (XEDS) и вторичных электронов (SE) для наблюдения за морфологией поверхности. Результаты и обсуждение. В данной работе проведен анализ характеристик микроструктуры сварного шва и ее связи с ударной вязкостью. Показано, что прогнозирование ударной вязкости на основе микроструктурных характеристик металлов сварных швов стали услож-няется из-за большого количества задействованных параметров. Для этого необходима оптимальная микроструктура стали. Удовлетворительная микроструктура зависит от нескольких факторов, таких как химический состав, обработка горячей деформацией и ускоренное охлаждение. Легирующие элементы оказывают комплексное влияние на свойства стали, и обычно в состав стали вводят легирующие добавки, в том числе Mn, Mo, Ti, Nb и V. С металлургической точки зрения выбор легирующих элементов и металлургический процесс могут сильно повлиять на полученную микроструктуру. Более длительное время охлаждения демонстрирует тенденцию к улучшению ударной вязкости и снижению механической прочности наплавленных металлов высокопрочных сталей. Сварочные термические циклы вызывают существенные изменения механических свойств основного материала. Проведенный анализ показал, что ударная вязкость сильно зависит от микроструктуры многопро-ходного сварного шва исследуемого материала, которая содержит несколько источников неоднородности, таких как междендритная сегрегация, а эффективный размер зерна также может быть значимым фактором, объясняющим сильные отклонения значений локальной ударной вязкости. Показано, что игольчатый феррит, зародившийся во внутризеренных включениях, приводит к образованию мелкозернистого переплетенного показыю, по позвитыт черрит, аредилалися то изургаетиях аказетных, приводат к сортованно менософинстот предстаетия располжения ферритики пластин, обеспечивающего высокую прочность на разрыв и превосходную ударную взякость, поэтому он являет-ся желательной микроструктурной составляющей в металлах сварного шва стали С-Мп. В то же время дискуссия относительно связи между игольчатым ферритом и ударной вязкостью очень сложна и все еще открыта в настоящее время. Связь ударной вязкости с игольчатым ферритом с учетом верхнего валика не является надежной процедурой даже для однопроходных наплавок. Ударная вязкость зависит от нескольких факторов, и общепризнан сильный эффект игольчатого феррита благодаря его мелкозернистой взаимосвязанной структуре, предотвращающей распространение хрупких трещин в результате раскола. Границы с большим углом разориентации и высокая плотность дислокаций игольчатого феррита обеспечивают высокую прочность и ударную вязкость. Однако для одного и того же количества игольчатого феррита могут наблюдаться разные значения вязкости в зависимости от содержания микролегирующих элементов в стали. Анализ результатов разли чных исследований показал, что на ударную вязкость влияют и другие факторы. Например, микрофазы, присутствующие вдоль надреза Шарпи-V, имеют решающее значение для ударной вязкости металлов сварного шва. Объединение методов ОМ, SEM и EBSD представляет собой интересный метод металлографического исследования уточненной микроструктуры металлов сварных швов трубопроводов из высококачественной стали. Заключение. В настоящем обзоре сообщается о наиболее репрезентативном исследовании, касающемся микроструктурного фактора в сварном шве трубных сталей. Обзор включает в себя сводку наиболее важных переменных процесса, свойств материалов, нормативных правил, а также характеристик микроструктуры и механических свойств соединений. Предполагается, что этот обзор поможет читателям с разным опытом, от неспециалистов по сварке или материаловедов до специалистов различных промышленных приложений и исследователей.

Для цитирования: Взаимосвязь микроструктуры с ударной вязкостью металлов сварного шва трубных высокопрочных низколегированных сталей (обзор исследований) / Ю.И. Карлина, Р.В. Кононенко, В.В. Иванцивский, М.А. Попов, Ф.Ф. Дерюгин, В.Е. Бянкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 26, № 4. – С. 129–154. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-129-154.

*Адрес для переписки

Карлина Юлия Игоревна, к.т.н., научный сотрудник Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, 129337, г. Москва, Россия Тел.: +7 914 879-85-05, e-mail: jul.karlina@gmail.com

Введение

В обзоре [1] рассмотрены особенности химического состава трубных сталей, способы сварки и нормативные документы, регламентирующие механические свойства. В этой статье рассмо-



трим характеристики микроструктуры сварных соединений.

Известно, что увеличение предела текучести повышает грузоподъемность и снижает стоимость транспортировки. Таким образом, высокая прочность в сочетании с высокой ударной вязкостью и формуемостью является основным требованием в сталелитейной промышленности для трубопроводов [2-10]. Добавление микролегирующих элементов, например Nb, V, Ti и Мо, в сочетании с передовой технологией термомеханического контролируемого управления прокаткой (ТМСР) может обеспечить превосходное сочетание прочности и ударной вязкости [2, 3]. Микролегирующие элементы, такие как Ті и Nb, образуют мелкодисперсные карбидные и карбонитридные выделения при ТМСР высококачественных трубопроводных сталей, которые повышают прочность стали. Установлено, что достаточно однородные дисперсные частицы, содержащие микролегирующие элементы Nb, Ti и V, эффективно тормозят рост аустенитного зерна [11–15]. Кроме того, добавки Мо, Nb и Си способствовали формированию бейнитной микроструктуры [11–16].

Влияние размера карбида на разрушение может быть косвенно связано с размером зерна. Авторы [3, 11, 12] заметили, что наибольший размер карбидов в микроструктуре пропорционален размеру ферритного зерна в отожженных или нормализованных сталях. Размер зерен важен, даже когда трещины зародились частицами или колониями перлита [11, 12], потому что зерна вокруг источника скола могут контролировать распространение трещины [1-3]. Более крупные зерна, если они присутствуют вокруг источника скола, способствуют росту зародившейся трещины больше критического размера, необходимого для нестабильного распространения, прежде чем она сможет быть заблокирована границей зерна. В результате разрушение происходит при более низком напряжении, чем требуется, когда вокруг начала скола присутствуют более мелкие зерна. Так, отмечается наличие нераспространенных трещин размером с ферритное зерно на поверхности излома [11], большие фасетки скола в зародыше трещины (больше, чем средний размер фасетки) [12–15], и лучшая корреляция между напряжением разрушения и наибольшим напряжением трещин скола. Размер зерна (а не средний размер зерна) в разрушенных образцах ферритно-перлитной стали [17–25] важен при зарождении и распространении трещины скола.

В то же время следует понимать, что в объеме конструкционного материала пространственные неоднородности могут возникать в различных формах, таких как неоднородное распределение неметаллических включений и выделений, пространственное распределение перлита и феррита, смешанная (мелко- и крупнозернистая) зернистая структура (или кристаллографическая текстура) [1–3]. Авторы [3, 11, 12, 24, 25] пришли к выводу, что пространственная неоднородность в любой форме может привести к более широкому, чем обычно, разбросу результатов вязкости разрушения в зависимости от локальной микроструктуры, отобранной на «критическом расстоянии» (на котором локальное растягивающее напряжение превышает напряжение скола). Размер зерен в сталях может быть неоднородным, а в некоторых стальных пластинах, подвергнутых термомеханическому контролю прокатки (TMCR), наблюдалось бимодальное распределение зерен феррита по размерам (крупные зерна присутствуют в матрице из мелких зерен) [11]. Следовательно, в зависимости от того, крупные или мелкие зерна находятся у основания надреза, значения напряжения разрушения для бимодальной ферритной структуры могут различаться.

Понимание разброса значений энергии Шарпи для сталей после TMCR очень важно с промышленной точки зрения. Однако с научной точки зрения трудно изучить влияние гранулометрического состава на ударную вязкость с помощью испытаний по Шарпи. Испытания по Шарпи часто создают сложные поверхности разрушения, которые затрудняют идентификацию исходного места начала расщепления [11, 25-28]. Например, показано [11, 12], что при испытании с тупым надрезом если в активной зоне непосредственно перед корнем надреза присутствует крупнозернистая полоса, то крупные зерна инициируют скол, и это приводит к низкому напряжению разрушения при скалывании. Однако если крупные зерна отсутствуют у основания надреза, то мелкие зерна инициируют скалывание, и значения напряжения разрушения выше. Аналогичным образом в области ударного перехода Шарпи (IT) величина площа-

См

CM

ди пластического разрушения зависит от расположения крупнозернистой полосы относительно корня надреза. Если крупнозернистая полоса расположена близко к основанию надреза, то разрушение скола начинается с этого места, что приводит к низкой энергии удара. Однако если крупнозернистая полоса расположена далеко от основания надреза, то сначала будет распространяться пластичная трещина, поглощающая более высокую энергию удара.

В работах [3, 11, 12, 15–19] показано, что добавление большого количества микролегирующих элементов представляет собой серьезную проблему для свариваемости трубопроводной стали из-за повышенного эквивалентного содержания углерода (С_{экв} по российскому стандарту), особенно это касается элементов Ni, V, Cr, Mo и Cu [2, 4, 11–28].

Методы исследований

Прогнозирование ударной вязкости на основе микроструктурных характеристик металлов сварных швов затруднительно из-за большого количества задействованных параметров [1, 11-18]. Обычная практика, связывающая это свойство с микроструктурой последнего валика многопроходной сварки, оказалась неудовлетворительной, поскольку количество игольчатого феррита, наиболее желательного компонента, не всегда может вносить основной вклад в ударную вязкость [20-32]. Такие параметры, как рекристаллизованная фракция, наличие микрофаз и включений, также могут играть важную роль [32-36, 37-48]. Для того чтобы учесть влияние всех этих параметров, метод [38, 39], предложенный Международным институтом сварки (IIW), не является достаточно полным, и поэтому необходимы дополнительные методы. Эта ситуация более актуальна для сварных металлов из высокопрочных сталей, где очень мелкие микроструктуры не могут быть четко определены, что приводит к неправильной идентификации микроструктуры. Использование сканирующей электронной микроскопии в качестве вспомогательного метода к оптической микроскопии уже многие десятилетия успешно применяется для исследования C-Mn и низколегированных металлов сварных швов, главным образом при оценке уточненной микроструктуры. Недавно, в дополнение к ранее упомянутым методам, дифракция обратного рассеяния электронов (EBSD) также была использована для обеспечения более эффективной аналитической процедуры [49–61]. Этот метод, который дает ценную информацию о границах зерен, полезен для уточненных микроструктур с целью подтверждения таких составляющих, как игольчатый феррит, бейнит и мартенсит.

Механические свойства трубных высокопрочных низколегированных сталей во многом зависят от их сложной микроструктуры. Однако точное количественное влияние отдельных микроструктурных элементов (например, дислокаций, границ зерен, фазовых границ, объемных долей соответствующих компонентов микроструктуры, типов фаз, дисперсии и формы мартенситных островков и др.) [2, 3, 11] обычно нелегко измерить традиционными оптическими методами микроскопии. Таким образом, это общий вопрос, как получить количественные значения типов и количеств этих различных микроструктурных ингредиентов и их топологических особенностей. Различные методы дифракции электронов, используемые в основном в сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), способны дать исчерпывающие ответы на эти вопросы. Современные сканирующие электронные микроскопы с термоавтоэлектронными пушками, различными чувствительными детекторами и гибкими предметными столиками представляют собой чрезвычайно универсальные инструменты для детального и количественного анализа микроструктуры объемных образцов с высоким разрешением, с большой статистикой, в 2D и 3D, а также с возможностью работы в различных видах натурных наблюдений. Наиболее важными сигналами, которые необходимо обнаружить для микроструктурного анализа, являются обратно рассеянные электроны (BSE) для контрастной визуализации по каналам электронов (ECCI) и ориентационная микроскопия на основе дифракции обратного рассеяния электронов (ORM), а также характеристические рентгеновские лучи для композиционного анализа с помощью Х-лучевой спектроскопии (XEDS) и вторичных электронов (SE) для наблюдения за морфологией поверхности.

Цель работы заключается в оценке различных микроструктур металлов сварных швов

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

С-Мп и высокопрочных сталей на основе анализа различных исследований, проведенного методами оптической микроскопии, сканирующей электронной микроскопии и методов EBSD с учетом влияния рекристаллизации в многопроходных сварных швах, микроструктурных составляющих, микрофаз и включений. Задачей анализа является установление взаимосвязи микроструктуры и вязкости некоторых экспериментальных результатов, полученных за последние десятилетия для металлов сварных швов с пределом прочности при растяжении от 400 до 1000 МПа. Анализ выполнен с использованием методики, предложенной в работе [32], для проверки ее эффективности и объяснения поведения ударной вязкости.

Результаты исследований различных авторов и их обсуждение

Влияние углеродного эквивалента на прочность при растяжении и ударную вязкость металлов шва

На рис. 1 показано влияние углеродного эквивалента на прочность и ударную вязкость металла сварного шва из обзорной работы [32]. В работе [32] показано, что $C_{_{3KB}}$ имеет хорошую зависимость от предела прочности при растяжении металлов шва (рис. 1, *a*), и некоторые работы показали почти линейное увеличение предела прочности металла шва при увеличении $C_{_{3KB}}$.



Рис. 1. Влияние углеродного эквивалента на прочность при растяжении (*a*) и ударную вязкость при 20 °С металлов шва (б) [32]

Fig. 1. The effect of the carbon equivalent on the ultimate tensile strength (*a*) and impact strength at 20 $^{\circ}$ C of weld metals (δ) [32]

Видно, что с увеличением прочности металла наблюдается большой разброс значений, что может быть связано с разной скоростью охлаждения, поскольку высокая прокаливаемость сплавов способствует одинаковой микроструктуре всего металла сварного шва. Однако небольшие отклонения в скоростях охлаждения вызывают существенные изменения количества мартенсита, бейнита и игольчатого феррита [30]. На рис. 2 показано, что высокая полоса разброса наблюдается, когда высокопрочные металлы сварного шва подвергаются охлаждению за разное время пребывания в интервале температур 800–500 °C [4]. Стандарты [5–10] допускают более широкий диапазон легирующих и микролегирующих элементов, поэтому каждый производитель предлагает свой собственный химический состав для достижения требований к квалификации. Углеродный эквивалент С_{экв} был включен в стандарт [5], поскольку он обычно связан с прокаливаемостью.

Пределы для С_{экв} были рассчитаны на основе минимального и максимального содержания легирующих элементов. Поэтому всегда предпочтительнее более низкое значение С_{экв}, что указывает на хорошую свариваемость. Американский институт нефти принял две формулы (СЕ_{пw}



Рис. 2. Влияние скорости охлаждения ($\Delta t_{8/5}$) металла сварного шва на предел прочности на разрыв высокопрочных сталей трубопроводов [4]

Fig. 2. The effect of weld metal cooling rate $(\Delta t_{8/5})$ on the ultimate tensile strength of high-strength pipeline steels [4]

и СЕ Р_{ст}) [5] для определения предела углеродного эквивалента для трубной стали класса АРІ PSL 2. Формула CE_{IIW} предоставлена Международным институтом сварки и обычно используется для простых углеродистых и углеродистомарганцевых сталей. В Европе рассчитывается критический параметр металла, обозначаемый $\mathbf{P}_{\mathrm{cm}}.$ Показатель СЕ \mathbf{P}_{cm} взят из документов Японского общества инженеров по сварке; СЕ Р_{ст} был предложен специально для проверки свариваемости высокопрочных сталей. Баланс превосходной прочности и ударной вязкости может быть нарушен после термоциклирования, которое происходит во время сварки, вызывая плохую ударную вязкость в зоне термического влияния (ЗТВ) [11–19].

Общие вопросы сварки

Современные стали, обладающие высокой прочностью и высокой ударной вязкостью, нашли широкое применение в трубопроводах, судостроении и различных отраслях обрабатывающей промышленности [2, 3]. Изменения в технологии производства стали и процессе прокатки стали представляют собой проблему для производства сварочных материалов и технологии соединения. Важно отметить, что в отличие от производства деформируемой стали прочность и вязкость металлов сварных швов, OBRABOTKA METALLOV

CM

как правило, должны достигаться путем легирования [2-4]. Как следствие, из-за сложности сварочных процессов и ограничения тепловложений, а значит, и скоростей охлаждения, вязкость металла шва при низкой температуре ниже, чем основного металла [3, 4]. Кроме того [2-4], микроструктура металлов шва с пределом текучести 600 МПа и выше состоит в основном из бейнита и мартенсита, а не из микроструктуры с преобладанием игольчатого феррита, поэтому расчет основного состава металла шва должен быть различным для каждого случая [2]. Фактически для тех применений, где прочность металла сварного шва, состоящего из игольчатого феррита, недостаточна, необходимо добавление специальных элементов упрочнения для твердого раствора и других легирующих элементов, чтобы замедлить превращение аустенит/феррит и получить мартенситные сварные швы с требуемой высокой прочностью.

В работе [4] исследованы образцы, полученные методом SMAW (Submerged Metal Arc Welding – сваркой «погруженной дугой», автоматической дуговой сваркой металлическим электродом (проволокой) под слоем флюса) и GMAW (Gas Metal Arc Welding – обозначение, используемое для указания на применение метода MIG/MAG при автоматической (роботизированной) сварке). Авторы хотели оценить (рис. 3), может ли использование процесса GMAW способствовать повышению производительности сварных швов высокопрочных сталей при сохранении хорошего качества даже при более низком уровне повторного нагрева. Было обнаружено, что можно получить хорошую взаимосвязь между механической прочностью и ударной вязкостью.

Многопроходная сварка широко используется при производстве труб, кольцевой сварке стыковых соединений труб, а также при сварке в процессе эксплуатации. Для автоматической сварки труб большого диаметра обычно используется метод корневой сварки внутренней сварочной машиной и сварка крышки наружной сварочной машиной [18]. Группа горловины трубы сначала приваривается к внутреннему корню трубопровода с помощью сварочного робота, а затем производится сварка корня шва (горячий проход), далее заполняющего и облицовочного слоев шва сварных соединений, как показано



МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ





Fig. 3. The relationship between the mechanical strength and impact toughness of the weld deposit of high strength steels in comparison with several works by *SMAW* (Submerged Metal Arc Welding) and *GMAW* (Gas Metal Arc Welding) method [4]

на рис. 4, где слой 0 – это корневой сварочный шов, слои 1-6 составляют заполняющий слой, а слои 7–8 представляют собой облицовочный слой. Первый слой завершает сплавление корневого шва. Из-за большого количества слоев заполнения вероятность появления брака сильно возрастает.

Термические циклы, возникающие во время сварки, характеризуются диапазоном пиковых температур, которые могут изменить микро-



Рис. 4. Поперечный микрошлиф кольцевого сварного соединения труб с узкой разделкой кромок [18]

Fig. 4. Transverse microsection of an annular welded joint of pipes with narrow edge cutting [18]

структуру и свойства ЗТВ по сравнению с основным металлом. Было установлено, что сверхкритические (повторно нагретые выше Ac3) и докритические (повторно нагретые ниже Ac1) области, полученные в результате второго термического цикла, сохраняют свойства ударной вязкости, сравнимые с исходными.

Среди всех подзон ЗТВ при многопроходной сварке IC-CGHAZ (т. е. ранее существовавшая CGHAZ, повторно нагретая до температурного диапазона между Ac1 и Ac3 в последующем сварном шве) считается подверженной наиболее значительному ухудшению ударной вязкости [11–18]. Это подтверждается работами авторов [29, 30], и значительное ухудшение IC-CGHAZ связано с наличием блочной составляющей границы зерен мартенсита-аустенита (M-A).

Хорошо известно, что ЗТВ является самой слабой частью сварного соединения и определяет безопасность эксплуатации трубопровода. В частности, самая низкая ударная вязкость получена в крупнозернистой микроструктуре ЗТВ [16–19], которая примыкает к линии сплавления сварного шва.

Низкая ударная вязкость ЗТВ при низких температурах является основной проблемой, ограничивающей использование высококачественных сталей для трубопроводов [2–4, 11–29].

Описание микроструктур

Необходимо признать, что проблемы сварки высокопрочных сталей далеки от решения. Например, известно, что образующиеся в литом металле шва неметаллические включения оказывают два противоположных влияния на ударную вязкость [30]. Во-первых, включения действуют как места инициации вязкого и скалывающего разрушения [29–31], а во-вторых, они могут способствовать образованию игольчатого феррита, который признан оптимальной микроструктурой [31–42].

Одним из основных требований к соединениям трубопроводов является получение металла сварного шва равной или более высокой прочности, чем у основного материала, во избежание локализации деформации или разрушения сварного шва под нагрузкой. Однако также требуется достаточная прочность, которую обычно проверяют с помощью испытаний на удар по Шарпи. Распространенным решением является разра-

MATERIAL SCIENCE

CM

ботка сварочного металла с получением в структуре металла игольчатого феррита (AF), который обеспечивает баланс между прочностью и ударной вязкостью [28, 29]. Этот факт стимулировал обширные исследования механизмов образования AF в металлах сварных швов и определение того, какие факторы контролируют его образование [11–39].

Ключевым фактором формирования AF является химический состав расходуемой сварочной проволоки с точки зрения как изолированного воздействия каждого элемента, так и совместного действия общего состава [29–38].

В обзоре [32] по образованию игольчатого феррита в углеродно-марганцевых наплавках сообщалось, что на образование игольчатого феррита влияют следующие элементы: C, Mn, Si, Ni, Ti, Al, Mo и Nb.

Было исследовано влияние температуры аустенизации в диапазоне 850–1000 °С на игольчатое ферритное превращение в трубопроводной стали X65 HSLA [31]. Как показано на рис. 5, начальная и конечная температуры фазового пре-



Рис. 5. Доли фазового превращения, определенные дилатометрическими измерениями, в зависимости от температуры при непрерывном охлаждении в образцах трубопроводной стали X65, аустенизированных при различных температурах от 850 °C до 1000 °C [30]

Fig. 5. The fractions of phase transformation determined by dilatometric measurements as a function of temperature during continuous cooling in X65 pipeline steel specimens austenitized at different temperatures from $850 \ ^{\circ}C$ to $1,000 \ ^{\circ}C$ [30] вращения во время непрерывного охлаждения, а именно Ar1 и Ar3 соответственно, уменьшались с увеличением температуры аустенизации. Этот результат предполагает, что увеличение аустенизации улучшает стабильность аустенита во время охлаждения и таким образом задерживает разложение аустенита. Продукты распада аустенита стали X65 состоят в основном из полигонального феррита, перлита, игольчатого феррита и др. [30]. Повышение температуры аустенизации способствует образованию игольчатого феррита и препятствует образованию перлита и полигонального феррита (рис. 6).

Более высокая температура аустенизации приводит к более достаточному растворению карбидообразующих элементов, таких как Nb, V и Ti, а также к более достаточной гомогенизации в аустените [30]. Авторы работы [31] считают, что растворенные элементы сплава улучшат стабильность метастабильного аустенита. Таким образом, по мнению авторов, распад аустенита задерживается до более низкой температуры, что также подтверждается рис. 3. В качестве бездиффузионной реакции [32] игольчатое ферритное превращение с большей вероятностью произойдет при относительно низкой температуре, чем контролируемое диффузией перлитное или полигональное ферритное превращение [33], поскольку скорость диффузии атомов снижается с понижением температуры.

Сообщалось, что медь способствует образованию АF при использовании ручной дуговой сварки [32]. Многие элементы будут соединяться с кислородом, присутствующим в металле сварного шва, который можно контролировать с помощью защитного газа и (или) состава металла сварного шва. Реакция кислорода влияет на образование AF, либо способствуя образованию неметаллических включений, таких как оксиды, либо подавляя его.

Некоторые авторы утверждают [29–48], что оксиды действуют как центры зародышеобразования AF, поэтому увеличение содержания кислорода благоприятствует образованию AF. Например, сообщалось [33, 34], что увеличение содержания кислорода до 300 частей на миллион изменило металл сварного шва боковых пластин Видманштеттена на микроструктуру AF [33, 34].

Образованию AF способствуют также крупные зерна аустенита с большим количеством



Рис. 6. Оптические микрофотографии образцов трубопроводной стали X65 после непрерывного охлаждения с различными температурами аустенизации: 850 °C (a); 900 °C (б); 950 °C (в); 1000 °C (г) [30]
 Fig. 6. Optical micrographs of X65 pipeline steel specimens after continuous cooling with

different austenitization temperatures: 850 °C (*a*); 900 °C (*δ*); 950 °C (*в*); 1000 °C (*г*) [30]

включений диаметром более 0,2 мкм. Детали формирования АF теперь хорошо описаны как разновидность бейнитной структуры в многочисленных работах Bhadeshia и его учеников [48], где показано, что это особый вариант, который зависит от внутризеренного образования [33]. Таким образом, необходимо достичь достаточного предварительного размера аустенитного зерна и числовой плотности неметаллических включений благоприятного химического состава, особенно на основе оксидов титана. Однако было также отмечено во многих работах, что если количество неметаллических включений достигает определенного уровня в зависимости от содержания кислорода, то это оказывает пагубное влияние на ударную вязкость, поскольку места зарождения трещин превосходят преимущества достижения тонкой структуры AF.

Два сварочных материала, подходящие для соединения стальных труб X80, сравнивались по микроструктуре металла сварного шва, твердости, ударной вязкости и свойствам растяжения [35]. Химический состав расходных материалов был схожим: один из расходных материалов имел богатый химический состав проволоки и содержал более высокие легирующие добавки С, Ni, Ti по сравнению с обедненной проволокой. Сварка валиков на пластину выполнялась с использованием технологического комплекса газовой дуговой сварки (GMAW) для достижения того же тепловложения 0,66 кДж/мм. Результаты показали, что для обеих проволок микроструктура металла сварного шва в основном состоит из игольчатого феррита. Расходный материал с более богатым химическим составом (С, Ni и Ті) продемонстрировал более высокую прочность и твердость благодаря более тонкой микроструктуре конечного металла сварного шва; однако результаты испытаний на удар по Шарпи показали, что проволока из обедненной химии демонстрирует более высокую ударную вязкость при низкой температуре. Поскольку оба металла сварного шва имели схожую игольчатую ферритную структуру, то меньшая вязкость сварного шва с более богатым химическим составом объяснялась наличием включений титана, которые могут стать местами зарождения трещин.

Влияние метода сварки и предварительного нагрева на металлы сварных швов трубопроводных сталей исследовалось в работе стали HSLA. Известно, что послесварочная обработка снижает прочностные характеристики металла сварного соединения [2, 4]. Результаты исследований [4] по оценке предварительного нагрева до 200 °С сварочной обработки сварных соединений показали тенденцию к снижению механической прочности и увеличению ударной вязкости как следствие некоторых важных аспектов, таких как более низкий процент мартенсита, огрубление микроструктуры и более высокая доля большеугловых границ (>15 %). Более длительное время охлаждения (время пребывания в интервале температур 800-500 °C) демонстрирует тенденцию к улучшению ударной вязкости и снижению механической прочности наплавленных металлов высокопрочных сталей.

Особенности микроструктуры, влияющие на ударную вязкость металлов шва

Для соединения труб магистрали необходима многопроходная сварка, что приводит к перегреву ЗТВ. Это создает свои особенности термического воздействия на металл и, как следствие, неклассические фазовые и структурные превращения с резкими градиентами температур и напряжений. Зону ЗТВ (НАZ) можно разделить на крупнозернистую ЗТВ (CGHAZ), мелкозернистую (FGHAZ), межкритическую (ICHAZ) и подкритическую (SCHAZ), когда при сварке материала применяется один термический цикл [43].

Когда второй сварочный проход наносится поверх существующего, это приводит к образо-

См ванию множества повторно нагретых структур ЗТВ, которые характеризуются соответствующими вторыми пиковыми температурами и включают в себя сверхкритические, межкритические и докритические структуры. Прочность и ударная вязкость стали HSLA для трубопроводов могут значительно ухудшиться после одного или двух термических циклов сварки, поэтому CGHAZ с межкритическим повторным

нагревом (ICR) CGHAZ часто считаются самым слабым звеном или наиболее хрупкой областью сварного соединения. Схематическое изображение сварного шва с различными зонами термического влияния представлено на рис. 7 [38].

Различные металлургические факторы, такие как размер зерна аустенита и размер пакета бейнита, а также размер, форма и распределение любой второй фазы (карбидной или мартенситно-аустенитной) могут влиять на вязкость разрушения. В частности, наличие так называемых мартенситно-аустенитных (МА) составляющих, образующихся в ICRCGHAZ, играет решающую роль в вязкости разрушения при низких температурах.

Хотя МА широко изучается в последние десятилетия, влияние скорости охлаждения на его объемную долю остается неоднозначным [23-29]. Некоторые исследователи показали, что увеличение скорости охлаждения увеличивает долю МА. Другие, наоборот, показали [32-35], что более медленная скорость охлаждения уменьшает фракции МА. Работы [38-48] показали, что для различных сталей наблюдается увеличение доли МА при более низкой скорости охлаждения. Как и в случае влияния скорости охлаждения на фракцию МА, влияние размера, морфологии и распределения зерен МА на ударную вязкость также не установлено. Во многом это связано со сложными факторами, определяющими ударную вязкость, включая фракцию, размер, субструктуру и морфологию МА. Принято считать, что МА ухудшает ударную вязкость трубопроводной стали [4]. Более медленная скорость охлаждения приводит к более грубой структуре МА, что обусловливает низкие характеристики ударной вязкости. В работе [43] сообщалось, что формирование реечного типа (тонкого МА), связанного с плохой ударной вязкостью, происходит при более медленных скоростях охлаждения, в то время как блочное МА формируется при более высокой скорости охлаждения.

Vol. 26 No. 1 2024 137



Puc. 7. Схематическое изображение микроструктур в ЗТВ многопроходных сварных швов [43] *Fig.* 7. Schematic representation of microstructures in the heat-affected zone of multi-pass welds [43]

Для дальнейшего анализа важна интерпретация микроструктуры стали после сварки это спорный вопрос, поскольку составляющие, являющиеся частью одной и той же первичной структуры, могут казаться морфологически различными в зависимости от плоскости наблюдения (рис. 8, 9), а некоторые структуры могут иметь сходные морфологические особенности, но представлять различные механические свойства [44-46]. На рис. 7 показан общий вид эволюции основных компонентов, присутствующих в металле шва, при наблюдении с помощью оптической микроскопии (OM). На этом рисунке видно, что микроструктура непрерывно изменяется с увеличением углеродного эквивалента С_{экв}. Более низкие значения прочности имеют смесь игольчатого феррита (AF), первичного феррита (PF) и феррита со второй фазой (FS) в столбчатой области. Напротив, в области повторного нагрева преобладает полигональный феррит. Помимо тенденции иметь смесь мартенсита и бейнита с более высоким содержанием легирующих элементов из-за повышения прокаливаемости, стоит отметить наличие подобных составляющих как для столбчатых, так и для повторно нагретых областей.

Терминология микроструктурных составляющих, наблюдаемых в металлах сварного шва, была очень запутанной [35], поскольку для обозначения одной и той же составляющей исполь-

зовались разные термины. Это отсутствие ясности побудило Международный институт сварки (IIW) разработать общую схему количественного определения микроструктуры [36] в 1980-х годах, когда компоненты были легко идентифицированы с помощью оптической микроскопии (OM).

Другой критический вопрос связан с низким разрешением оптической микроскопии для уточнения составных частей рафинированных металлов сварного шва даже при использовании большего увеличения, чем рекомендовано IIW [38, 39]. Для решения этой проблемы в последние десятилетия широко используется сканирующая электронная микроскопия (СЭМ), в основном для разделения бейнита и мартенсита и оценки микрофаз. Однако иногда даже этот метод имеет ограничения для различения общей микроструктуры. Это происходит в основном для металлов шва с пределом прочности более 600 МПа, где преобладает смешанная микроструктура, состоящая из игольчатого феррита, бейнита (феррита со второй фазой) и мартенсита.

Для надлежащего разрешения микроструктуры в качестве дополнительного инструмента применяется методика EBSD [11, 12, 32]. Этот метод рассматривался как интересная альтернатива [32–40] для преодоления недостатков оптической микроскопии, он дает ценную информацию о границах зерен и полезен для уточненных



Рис. 8. Микроструктуры, наблюдаемые в металлах сварного шва с повышением предела прочности при растяжении после травления 2%-м ниталом. Увеличение 1000× (ОМ). Обозначения:

AF – игольчатый феррит; PF – первичный феррит; FS – феррит со второй фазой (FS); М – мартенсит [32]

Fig. 8. Microstructures observed in weld metals with increase in tensile strength after etching with *Nital* 2 %. Magnification: $1,000 \times (OM)$. Where: AF – acicular ferrite; PF – primary ferrite; FS – second phase ferrite; M – martensite [32]



Рис. 9. СЭМ-изображения металлов сварного шва показаны после травления 2%-м ниталом. Обозначения:

AF – игольчатый феррит; PF – первичный феррит; FS – феррит со второй фазой (FS); М – мартенсит [32]

Fig. 9. SEM images of weld metals are shown after etching with *Nital* 2 %. Where:

AF – acircular ferrite; PF – primary ferrite; FS – ferrite with second phase; M – martensite [32]

MATERIAL SCIENCE

микроструктур с целью подтверждения таких составляющих, как игольчатый феррит, бейнит и мартенсит. Высокая четкость, обеспечиваемая методом EBSD (особенно в отношении границ зерен), полезна для разделения игольчатого феррита и бейнита (феррита со второй фазой). Что касается оценки компонентов и включений МА, то для этой задачи больше подходит SEM-анализ [36-39]. Таким образом, считается [11, 12, 24, 25, 32-40], что сочетание методов ОМ, SEM и EBSD обеспечивает лучшую методологию исследования металлов сварных швов стали C-Mn при наличии уточненной микроструктуры.

В работе [38] автор рассмотрел схему IIW для основных структур, которые развиваются при восстановительном и сдвиговом превращении в сталях. Однако автор отметил, что еще предстоит решить вопросы, касающиеся кинетики реакций, особенно выяснения механизмов роста бейнита, что может привести к большей точности в отличии бейнита от других фаз. В работе [38] представлен критический обзор, чтобы прояснить существующую в литературе путаницу в отношении бейнита и игольчатого феррита из-за сходства внешнего вида этих двух микроструктурных составляющих, наблюдаемых под оптическим микроскопом. В работах [44-48] приведено описание микроструктурных составляющих применительно к низкоуглеродистым трубным сталям.

Проведенный нами анализ показывает, что применительно к низкоуглеродистым трубным сталям металл сварного шва может иметь следующие микроструктуры [11-49].

• Первичный феррит, который зародился на границах начальных аустенитных зерен (аллотриоморфный феррит) и в меньшей степени внутри аустенитных зерен (идиоморфный феррит), где присутствуют неметаллические включения (НВ) [39–42]. Первичный феррит с зародышами на границах зерен образуется в интервале температур от 1000 до 650 °С при охлаждении [20-34].

• Боковые пластины феррита [34, 39-42] (разделенные малоугловыми границами), которые образуются при температуре от 750 до 650 °С при охлаждении, также на границах первично-аустенитных зерен [29].

• Игольчатый феррит [34, 39-42], который гетерогенно зародился на поверхности неметаллических включений при переходе аустенит-

феррит. По мере превращения зерна феррита расходятся в разные стороны, создавая хаотичную конструкцию [29, 30] из кристаллографически разориентированных пластин длиной примерно 5–15 мкм и шириной 1–3 мкм [17–29, 39-42]. Диапазон температур, в котором образуется игольчатый феррит, зависит от общего состава и скорости охлаждения в диапазоне температур превращения, но обычно находится в пределах 750-560 °С [34, 35].

• Бейнит растет в виде отдельных пластин или субъединиц [48], которые могут образовывать пучки параллельных ферритовых реек [34]. Их можно разделить на верхний или нижний бейнит в зависимости от температуры превращения. В верхнем бейните углерод осаждается в виде цементита (Fe₃C) между пластинами бейнитного феррита (пучками) [48]. В нижнем бейните феррит становится перенасыщенным углеродом, и некоторые выделения карбида происходят внутри ферритных субъединиц, а также между ними [43]. Начальная температура бейнита зависит от состава и скорости охлаждения, но обычно составляет примерно 560 °С [48-67]. Эффективность зародышей неметаллических включений в современных металлах сварного шва низколегированных сталей такова, что размер колонии внутризернистого бейнита подобен размеру игольчатого феррита в металле сварного шва стали С-Мп [29]. Следовательно, при изучении в оптическом микроскопе колонии внутри зернистого бейнита очень похожи на вид игольчатого феррита, с которым его путают в литературе [41-44]. Некоторые авторы [44, 45] используют термин «зернистый бейнит», который не отличается от реечного бейнита по механизму превращения, хотя пакеты зернистого бейнита образуются при относительно более высоких температурах и в основном состоят из широких параллельных реек, в то время как пакеты реечного бейнита образуются при относительно более низких температурах и состоят из тонких параллельных реек.

• Превращение перлита может происходить на границах аустенитных зерен или в таких неоднородностях, как включения. При высоких температурах превращения перлит образует узелки из чередующихся пластинок феррита и цементита, которые могут быть довольно крупными. По мере снижения температуры пре-

Vol. 26 No. 1 2024 141

CM

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

вращения пластины перлита утончаются, пока структура не становится неразрешимой под световым микроскопом. В качестве альтернативы искаженные пластины перлита могут выглядеть как практически неразрешимый агрегат феррита/карбида [53–56]. Пластинчатый перлит FC(P) в схеме классификации IIW [35] можно спутать с мартенситом, если пластины феррита/цемента неразрешимы под световым микроскопом [2, 41-44].

• Мартенсит образуется в результате быстрого и бездиффузионного превращения, при котором углерод остается в растворе [43]. Мартенсит может встречаться в виде реек или пластин. Субструктура реечного мартенсита характеризуется высокой плотностью дислокаций, расположенных в ячейках, где каждая пластина мартенсита состоит из множества дислокационных ячеек. Субструктура пластинчатого мартенсита состоит из очень мелких двойников, т. е. двойникового мартенсита [42 45].

Механизмы образования составляющих в настоящей работе не обсуждаются, поскольку в литературе имеются обширные материалы по этой теме [33-67].

В работе [67] отмечается, что в отличие от металлов однопроходных сварных швов металлы многопроходных швов содержат в каждом валике (кроме последнего валика) большую долю перегретых участков, которые за счет последующих валиков повторно нагреваются до температуры выше Ас3.

Влияние многократных проходов сварки на наплавленные металлы C-Mn и низколегированных сталей очень сложное, поскольку доля столбчатых и рекристаллизованных областей и их соответствующие микроструктуры зависят от различных параметров, таких как подвод тепла, температура между проходами и химический состав [29]. Предыдущая столбчатая морфология изменяется в процессе повторного нагрева, что приводит к гетерогенной микроструктуре, влияющей на характеристики сварного соединения [4, 29, 32].

Механические свойства

Авторы [4] заявили, что лишь несколько исследований изучали механические свойства повторно нагретых металлов сварного шва. Результаты по-прежнему противоречивы, поскольку зависят от ряда факторов, таких как количество игольчатого феррита и наличие компонентов МА. Авторы работ [29-33] отметили, что понимание разброса вязкости в металле многопроходного сварного шва сталей С-Мп очень сложное, даже если учитывать эффект повторного нагрева из-за нескольких проходов. Аналогичным образом авторы работ [29, 38-42] предположили, что значительные изменения ударной вязкости металлов сварного шва С-Мп обусловлены особенностями микроструктуры, существующей в надрезе Шарпи-V, которые являются совокупным результатом химического состава, процедуры сварки, последовательности наплавки и конкретных методов сварки.

Помимо факторов, упомянутых выше, крайне важно учитывать положение надреза Шарпи-V в отношении доли повторно нагретого металла сварного шва. Для каждого случая должна быть сделана конкретная оценка. Автор [48] заметил, что хотя полная рекристаллизация наблюдалась для двух пересекающихся областей на слой и доля повторно нагретых областей составляла около 75-80 % для трех слоев на слой, но для обеих последовательностей была получена одинаковая ударная вязкость в зависимости от содержания Mn.

В целом ударная вязкость возрастает, когда доля рекристаллизованной области увеличивается из-за преобладания полигонального феррита, измельчения микроструктуры или эффектов отпуска при последующих осаждениях [41-58, 67]. Однако некоторые данные свидетельствуют об ухудшении этого свойства при обширной сегрегации [29, 30] или наличии микрофаз, расходящихся по границам зерен предшествующего аустенита [47, 48]. Другой отрицательный вклад связан с уменьшением доли игольчатого феррита из-за меньшего размера предшествующих равноосных зерен аустенита в повторно нагретом металле сварного шва [46-53].

На рис. 10 показано изображение надреза Шарпи-V, полученное методом ОМ, где соотношение столбчатых и повторно нагретых областей можно легко определить для металлов сварного шва C-Mn, поскольку эти области четко определены. Для более легированных металлов сварного шва это различие может быть более сложным. В таком случае может потребоваться несколько этапов полировки и травления для усиления контраста между областями.



Рис. 10. Оптическая микроскопия при малом увеличении положения надреза по Шарпи-V для металла сварного шва С-Мп после травления 2%-м ниталем [32] Fig. 10. Optical microscopy at low magnification of the Charpy-V notch position for C-Mn weld metal after etching with *Nital* 2 % [32]

Авторы [54] отметили, что лишь несколько исследований были сосредоточены на микроструктуре и ударной вязкости реального металла сварного шва. Это связано с тем, что очень сложно проанализировать их корреляцию, используя настоящую сварную деталь, а точное определение корреляции между компонентой МА кольцевого типа в зоне повторного нагрева металла шва и ударной вязкостью до сих пор остается неопределенным.

В то же время после металлографических исследований, когда получена точная характеристика микроструктуры, можно провести оценку ударной вязкости на основе следующих критериев.

1. Повторный нагрев. Этот критерий не столь репрезентативен во многих проанализированных работах, поскольку для всех наплавленных наплавок была получена одинаковая доля рекристаллизации.

2. Микроструктура. Результаты EBSD подтверждают эту тенденцию, показывая, что более тонкая микроструктура имеет более высокую частоту большеугловых границ (НАВ), которые могут эффективно заставить распространение трещин скола отклоняться или останавливаться [32-46]. Такое же поведение отмечено и для области повторного нагрева измельченного зерна, где преобладает полигональный феррит.

3. Отсутствие металлических включений. Известно, что неметаллические включения могут оказывать два противоположных эффекта на ударную вязкость [11, 12]. Один из них заключается в том, что включения действуют как места зарождения трещин, как пластических, так и скола. Во-вторых, они могут способствовать образованию игольчатого феррита. Было замечено, что увеличение содержания Ті способствует образованию включений, достаточных для поддержания образования очищенного игольчатого феррита, в соответствии с другими работами [3, 11, 12, 32, 36].

Предлагаемая методология надлежащего описания микроструктуры для объяснения ударной вязкости металлов сварного шва следующая:

- механические свойства металлов сварного шва являются следствием микроструктуры, главным образом связанной с их легирующими элементами и скоростью охлаждения. Независимо от химического состава, на протяжении десятилетий время охлаждения от 800 до 500 °C $(\Delta t_{s/5})$ использовалось в качестве ориентира для достижения желаемых характеристик сварки, и в определенных случаях для обеспечения превосходной производительности рекомендуется использовать ограниченный интервал. Например, в некоторых работах для высокопрочных металлов сварного шва рекомендован диапазон 5-20 c [4, 17, 29-31];

– хотя $\Delta t_{8/5}$ не учитывает никаких микроструктурных преобразований, таких как нижний бейнит, образующийся при температуре ниже 500 °C, автор [48] отмечает, что этот показатель можно использовать для высокопрочных сталей, поскольку он относится не только ко времени, затрачиваемому на охлаждение между 800 и 500 °C, но и ко всему термическому циклу, включая время, проведенное при высоких температурах. Обычно для достижения рекомендуемого максимального значения $\Delta t_{8/5}$ погонную энергию сварки ограничивают, что приводит к снижению скорости наплавки металла шва и необходимости большего количества сварочных проходов [4].

В целом более длительное время охлаждения из-за более высоких тепловложений приводит к более грубой микроструктуре [38-57] и в конечном итоге к присутствию нежелательных компонентов, таких как зернистый бейнит, срос-
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

шийся бейнит или совокупные феррит-карбиды [48]. Хотя разложение компонентов МА может улучшить механические свойства, замена крупными карбидами не обязательно дает положительный результат [45–50].

Чтобы преодолеть эти проблемы, поставщики могут изменить базовый состав сварочных материалов – это связано с тем, что стандарты на сварочные материалы допускают более широкий диапазон легирующих и микролегирующих элементов, и поэтому каждый производитель предлагает свой собственный химический состав для достижения требований квалификации.

Заключение

В соответствии с целями данной работы и задачей обзорного исследования проведенный нами анализ многочисленных источников показывает, что для металла сварного шва трубной стали игольчатый феррит (AF) является наиболее желательным компонентом из-за его мелкого размера зерна и взаимосвязанной структуры с границами под большим углом, обеспечивающими высокую ударную вязкость [39–46].

Сообщается также [46-48], что АF является компонентом металла сварного шва, который лучше всего повышает ударную вязкость сталей HSLA с пределом текучести около 600 МПа. Меньшие размеры зерна имеют больше границ и изменяют направление распространения трещины, действуя как эффективные барьеры, поскольку они имеют разные кристаллографические ориентации [46-48]. Поэтому в последние десятилетия большая работа была направлена на выявление факторов, контролирующих образование игольчатого феррита [43-52]. Согласно исследованию [47, 52] с использованием анализа дифракции обратного рассеяния электронов [48-51], полигональный феррит также действует как упрочняющая фаза, поскольку его границы относятся к большеугловым границам, а внутри зерен существует относительно низкая плотность дислокаций.

Как уже упоминалось, большое количество игольчатого феррита имеет решающее значение для ударной вязкости металлов сварного шва. Наплавленный металл со значительным количеством игольчатого феррита может более эффективно контролировать другие важные параметры, такие как включения и компоненты МА. Это связано с тем, что игольчатый феррит измельчает микроструктуру, а значит, способствует улучшению размера и распределения МА, что определяет уровень хрупкости, вызванной МА [18]. Кроме того, большое количество игольчатого феррита, которому благоприятствуют мелкие включения, сводит к минимуму вредное воздействие включений, выступающих в качестве мест инициирования как пластических, так и раскольных разрушений [28–44].

Сочетание хорошей ударной вязкости с высокой долей игольчатого феррита в верхнем валике сварочных отложений не является наиболее подходящей процедурой даже при однопроходной сварке [37-43]. В этом отношении важно подчеркнуть положение надреза Шарпи-V относительно появления столбчатого наплавленного или повторно нагретого металла сварного шва [43-53]. Более того, необходимо учитывать влияние включений, непосредственно связанное с результатами испытаний по Шарпи-V при более высоких температурах. Эта ситуация может быть иной для более высоких уровней прочности стали, поскольку в микроструктуре доминируют бейнит и мартенсит, а не игольчатый феррит, а их относительные количества и морфология имеют решающее значение для ударной вязкости. Даже если микроструктура более однородна как в столбчатых, так и в нагретых областях, то многократные проходы сварки также актуальны из-за рекристаллизации. Очевидно, все эти факторы вносят свой вклад в результаты, полученные при испытаниях Шарпи-V, и делают их анализ значительно более сложным, чем анализ, связанный с испытаниями на растяжение.

На основании данных, приведенных в настоящей работе, все микроструктурные аспекты, показанные ранее, необходимо учитывать при выполнении полного анализа ударной вязкости. Таким образом, соответствующая методология характеристики микроструктуры для объяснения результатов воздействия должна включать анализ всех способствующих факторов. Однако их относительная важность различна для каждого металла сварного шва и методики эксперимента.

Авторы настоящей статьи считают, что методология, описанная ниже, подходит для оценки ударной вязкости металлов сварного шва. Все

анализы должны проводиться в положении надреза Шарпи-V, где измеряются механические свойства.

Этап 1. Измерение доли столбчатых и повторно нагретых областей, обусловленных эффектом рекристаллизации, методом оптической микроскопии с малым увеличением. Однако это неприменимо к металлам однопроходного шва.

Этап 2. Качественный и количественный анализ основных микроструктурных составляющих, а именно первичного феррита, игольчатого феррита, полигонального феррита, феррита со второй фазой и мартенсита, с использованием оптической микроскопии (1000-кратное увеличение). Однако для более прочных металлов сварного шва, содержащих смесь игольчатого феррита, феррита со второй фазой и мартенсита, иногда необходим анализ СЭМ для уточнения основных составляющих (увеличение ~1000-3000 раз). Кроме того, метод EBSD может использоваться в качестве дополнительного. В этом случае полезны результаты, включающие эффективный размер зерна (EGS) и частоту большеугловых границ (НАВ), полученные из профилей разориентации границ зерен.

Этап 3. Качественный и количественный анализ микрофаз, карбидов и компонентов МА с помощью СЭМ (увеличение ~ 2000-5000 раз). В некоторых исследованиях утверждается, что EBSD является отличным методом подтверждения присутствия компонентов МА. Однако важно помнить, что статистические результаты зависят от количества измеренных точек, и в этом отношении количественный анализ с помощью SEM проще и быстрее. Авторы настоящей статьи считают, что доступное для EBSD программное обеспечение до сих пор недостаточно надежно для этой задачи из-за его сложности.

Этап 4. Качественный и количественный анализ неметаллических включений с помощью SEM/EDS (увеличение ~ 1500 раз). Такой анализ полезен для более высоких уровней энергии и при сравнении различных процессов сварки. Кроме того, это может подтвердить потенциал включений в качестве зародышей игольчатого феррита.

В литературе описаны более детальные исследования, полный анализ которых не требуется. Использование всех шагов в приведенном OBRABOTKA METALLOV

CM

выше предложении связано с более сложным анализом. Проведенный нами анализ ряда источников информации по оценке различных микроструктур металлов сварных швов C-Mn и высокопрочных сталей и установление взаимосвязи микроструктуры и ударной вязкости на основе экспериментальных результатов, полученных за последние десятилетия для металлов сварных швов с пределом прочности при растяжении от 400 до 1000 МПа, позволили сформулировать выводы для дальнейших исследований по этой теме.

Выводы

1. Показано, что высокопрочные низколегированные стали (HSLA) обладают хорошим сочетанием прочности, ударной вязкости и свариваемости и широко используются в системах транспортировки нефти и газа на большие расстояния [2-4]. Трубопроводные стали Х80, 100, 120 производятся с помощью контролируемой термомеханической обработки с последующим ускоренным охлаждением для достижения превосходных механических свойств. Важным соображением при подготовке сварных соединений трубопроводов является достижение равной или более высокой прочности и ударной вязкости металла шва по сравнению с основным металлом, чтобы избежать разрушения металла шва.

2. На основе анализа экспериментальных данных различных авторов показано, что крайне важно иметь оптимальную микроструктуру металла шва, которая во многом зависит от состава электродной проволоки. Основные легирующие элементы, такие как Cu, Ni и Mo, а также микролегирующие элементы, такие как V, Nb, Ti и B, широко используются для оптимизации микроструктуры и свойств сталей для трубопроводов.

3. Показано, что преобладающая микроструктура игольчатого феррита (AF) с островками М/А в качестве второй фазы является оптимальной микроструктурой для металла сварного шва трубопроводной стали. Обширные исследования механизмов образования игольчатого феррита в металлах сварного шва показывают, что такие элементы, как C, Mn, Si, Ni, Al, Ti, Nb и Мо, влияют на зарождение игольчатого феррита внутри аустенитных зерен. Влияние добавки



ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

Ті на микроструктуру и образование включений в стальных соединениях трубопроводов, сваренных автоматической сваркой под слоем флюса, показало, что наилучшее сочетание микроструктуры и ударной вязкости может быть получено при добавлении Ті в диапазоне 0,02–0,05 масс.%. Улучшение ударной вязкости при увеличении содержания титана обусловлено большим количеством игольчатого феррита, так как другие факторы не мешают.

Добавление Мо в количестве 0,881 масс.% в металл сварного шва обеспечивает оптимальную ударную вязкость при температуре –45 °C благодаря микроструктуре, состоящей из 77 % игольчатого феррита и 20 % гранулированного бейнита.

4. Необходимо учитывать общий химический состав сварочной проволоки, который существенно влияет на образование игольчатого феррита (AF). В настоящее время показано, что наилучшие механические свойства в сварных швах сталей X70 соответствовали двум составам электродных проволок: 1,92 масс.% Мn с 0,02 масс.% Ті и 1,40 масс.% Mn с 0,08 масс.% Ті. Дальнейшее увеличение содержания Ті или Mn способствовало зарождению бейнита на границах зерен, а не внутризерновому зародышеобразованию игольчатого феррита. Следовательно, удовлетворительное сочетание прочности и ударной вязкости зависит от контроля состава металла сварного шва.

5. Важным фактором, определяющим микроструктуру сварного шва, является скорость охлаждения, которая обычно определяется как время, необходимое для охлаждения от 800 до 500 °С ($\Delta t_{8/5}$) [34–36]. Как показано в многочисленных работах различных авторов, скорость охлаждения зависит от подводимого тепла при сварке. Поэтому имеет смысл в дальнейших работах исследовать эволюцию микроструктуры металла шва при различных тепловложениях.

6. Показано, что при изготовлении или ремонте стальных трубопроводов с относительно большой толщиной сечения, как правило, требуется многопроходная сварка. В многочисленных работах широко исследовалась хрупкость зоны термического влияния (ЗТВ), вызванная термическими циклами от последовательных термических циклов сварки. Точно так же металлы сварных швов подвержены термическим циклам от последующих сварочных проходов. Эффект неравномерного повторного нагрева вызывает неоднородную микроструктуру сварных швов. В связи с этим в ходе дальнейших исследований очень важно понимать влияние термических циклов сварки на микроструктуру металла шва при многопроходной сварке, выполненной различными способами.

Список литературы

1. Обзор современных требований к сварке трубных высокопрочных низколегированных сталей / Ю.И. Карлина, Р.В. Кононенко, В.В. Иванцивский, М.А. Попов, Ф.Ф. Дерюгин, В.Е. Бянкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 36–60. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-36-60.

2. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с. – ISBN 978-5-902194-63-7.

3. Матросов Ю.И., Литвиненко С.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.

4. Influence of welding procedure and PWHT on HSLA steel weld metals / J.C.F. Jorge, J.L.D. Monteiro, A.J.C. Gomes, I.S. Bott, L.F.G. Souza, M.C. Mendes, L.S. Araújo // Journal of Materials Research and Technology. – 2019. – Vol. 8 (1). – P. 561–571. – DOI: 10.1016/j. jmrt.2018.05.007.

5. API Spec 5CT. Обсадные и насосно-компрессорные трубы. Технические условия. – 9-е изд. – Американский нефтяной институт, 2011. – 287 с.

6. ISO 11960. Нефтяная и газовая промышленность – трубы стальные, применяемые в качестве обсадных или насосно-компрессорных труб для скважин. – 4-е изд. – Международная организация по стандартизации, 2011. – 269 с.

7. DSTU ISO 11960:2020. Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing and tubing for wells. – Geneva, Switzerland: IOS, 2020.

8. ГОСТ Р 53366–2009. Трубы стальные, применяемые в качестве обсадных или насосно-компрессорных труб для скважин в нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия. – М.: Стандартинформ, 2010. – 190 с.

9. СТО Газпром 2-4.1-158–2007. Технические требования к обсадным трубам для месторождений ОАО «Газпром». – М.: ОАО «Газпром», 2007. – 23 с.

10. СТО Газпром 2-4.1-228–2008. Технические требования к насосно-компрессорным трубам для месторождений ОАО «Газпром». – М.: ОАО «Газпром», 2008. – 32 с.

C_M

OBRABOTKA METALLOV

CM

MATERIAL SCIENCE

11. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов, Ю.Д. Морозов, Л.И. Эфрон, В.И. Столяров, О.Н. Чевская. – М.: Интермет Инжиниринг, 1999. – 94 с.

12. Baker T.N. Microalloyed steels // Ironmaking & Steelmaking. - 2016. - Vol. 43 (4). - P. 264-307. -DOI: 10.1179/1743281215Y.000000063.

13. Baker T.N. Titanium microalloyed steels // Ironmaking & Steelmaking. - 2019. - Vol. 46 (1). - P. 1-55. -DOI: 10.1080/03019233.2018.1446496.

14. Pickering F.B. Overview of titanium microalloyed steels // Titanium technology in microalloyed steels / ed. by T.N. Baker. - London: The Institute of Materials, 1997. – P. 10–43.

15. Morrison W.B. Microalloy steels-the beginning// Materials Science and Technology. -2009. - Vol. 25 (9). -P. 1066–1073. – DOI: 10.1179/174328409X453299.

16. Morrison W.B. Influence of small niobium additions on properties of carbon-manganese steels // Journal of the Iron and Steel Institute. - 1963. - Vol. 201 (4). -P. 317–325.

17. Microstructures and mechanical properties in two X80 weld metals produced using similar heat input / A.R.H. Midawi, E.B.F. Santos, N. Huda, A.K. Sinha, R. Lazor, A.P. Gerlich // Journal of Materials Processing Technology. - 2015. - Vol. 226. - P. 272-279. -DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.07.019.

18. Sha Q., Li D. Microstructure, mechanical properties and hydrogen induced cracking susceptibility of X80 pipeline steel with reduced Mn content // Materials Science and Engineering: A. - 2013. - Vol. 585. - P. 214-221. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.055.

19. Zhang H., Zhang H., Lu C.H. Fracture toughness and application of X80 pipeline steel // Materials Science Forum. – 2019. – Vol. 944. – P. 938–943. – DOI: 10.4028/ www.scientific.net/MSF.944.938.

20. Research on filling strategy of pipeline multilayer welding for compound narrow gap groove / T. Yin, J. Wang, H. Zhao, L. Zhou, Z. Xue, H. Wang // Materials. - 2022. - Vol. 15. - P. 5967. - DOI: 10.3390/ ma15175967.

21. Microstructure evolution of the semi-macro segregation induced banded structure in high strength oil tubes during quenching and tempering treatments / B. Li, M. Luo, Z. Yang, F. Yang, H. Liu, H. Tang, Z. Zhang, J. Zhang // Materials. - 2019. - Vol. 12 (20). - P. 3310. -DOI: 10.3390/ma12203310.

22. Study of mechanical properties of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM) / A.E. Balanovskiy, N.A. Astafyeva, V.V. Kondratyev, A.I. Karlina // CIS Iron and Steel Review. - 2021. - Vol. 22. - P. 66-71. - DOI: 10.17580/ cisisr.2021.02.12.

23. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off/M.G. Shtayger, A.E. Balanovskiy, S.K. Kargapoltsev, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina, Yu.I. Karlina, A.S. Govorkov, B.O. Kuznetsov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. -2019. – Vol. 560 (1). – P. 012190. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.

24. Study of impact strength of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM) / A.E. Balanovskiy, N.A. Astafyeva, V.V. Kondratyev, Yu.I. Karlina // CIS Iron and Steel Review. - 2022. -Vol. 24. – P. 67–73. – DOI: 10.17580/cisisr.2022.02.10.

25. Comparative analysis of structural state of welded joints rails using method of Barkhausen effect and ultrasound / A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, V.V. Kondrat'ev, A.I. Karlina, A.S. Govorkov // Journal of Physics: Conference Series. - 2018. - Vol. 1118 (1). -P. 012006. – DOI: 10.1088/1742-6596/1118/1/012006.

26. Effects of Q&T parameters on phase transformation, microstructure, precipitation and mechanical properties in an oil casing steel / Q. Zhang, Q. Yuan, Z. Xiong, M. Liu, G. Xu // Physics of Metals and Metallography. -2021. – Vol. 122 (14). – P. 1463–1472. – DOI: 10.1134/ S0031918X21140180.

27. Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels / Y.M. Kim, S.K. Kim, Y.J. Lim, N.J. Kim // ISIJ International. -2002. - Vol. 42 (12). - P. 1571-1577. - DOI: 10.2355/ isijinternational.42.1571.

28. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening / A.D. Kolosov, V.E. Gozbenko, M.G. Shtayger, S.K. Kargapoltsev, A.E. Balanovskiy, A.I. Karlina, A.V. Sivtsov, S.A. Nebogin // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. - 2019. - Vol. 560. - P. 012185. -DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.

29. Balanovskii A.E., Vu Van Huy. Estimation of wear resistance of plasma-carburized steel surface in conditions of abrasive wear // Journal of Friction and Wear. -2018. - Vol. 39 (4). - P. 311-318. - DOI: 10.3103/ S1068366618040025.

30. Balanovskii A., Vu Van Huy. Plasma surface carburizing with graphite paste // Letters on Materials. -2017. - Vol. 7 (2). - P. 175-179. - DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-175-179.

31. Determination of rail steel structural elements via the method of atomic force microscopy / A.E. Balanovskiy, M.G. Shtaiger, V.V. Kondratyev, A.I. Karlina // CIS Iron and Steel Review. - 2022. -Vol. 23. – P. 86–91. – DOI: 10.17580/cisisr.2022.01.16.

characterization 32. Microstructure and its relationship with impact toughness of C-Mn and high strength low alloy steel weld metals – a review / J.C.F. Jorge, L.F.G. de Souza, M.C. Mendes, I.S. Bott,



C_M

L.S. Araújo, V.R. dos Santos, J.M.A. Rebello, G.M. Evans // Journal of Materials Research and Technology. - 2021. - Vol. 10. - P. 471-501. - DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.12.006.

33. Modification of hydraulic hammers used in repair of metallurgical units / I.A. Zhukov, N.V. Martyushev, D.A. Zyukin, A.M. Azimov, A.I. Karlina // Metallurgist. -2023. - Vol. 66 (11-12). - P. 1644-1652. - DOI: 10.1007/ s11015-023-01480-w.

34. Formation mechanism and control methods of acicular ferrite in HSLA steels: a review / Y. Shao, C. Liu, Z. Yan, H. Li, Y. Liu // Journal of Materials Science & Technology. - 2018. - Vol. 34 (5). - P. 737-744. – DOI: 10.1016/j.jmst.2017.11.020.

35. Babu S.S. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits // Current opinion in Solid State and Materials Science. - 2004. - Vol. 8 (3-4). - P. 267-278. -DOI: 10.1016/j.cossms.2004.10.001.

36. Beidokhti B., Kokabi A.H., Dolati A. A comprehensive study on the microstructure of high strength low alloy pipeline welds // Journal of Alloys and Compounds. - 2014. - Vol. 597. - P. 142-147. -DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.01.212.

37. Dong H., Hao X., Deng D. Effect of welding heat input on microstructure and mechanical properties of HSLA steel joint // Metallography Microstructure and Analysis. - 2014. - Vol. 3. - P. 138-146. - DOI: 10.1007/ s13632-014-0130-z.

38. Thewlis G. Classification and quantification of microstructures in steels // Materials Science and Technology. - 2004. - Vol. 20 (2). - P. 143-160. - DOI: 10.1 179/026708304225010325.

39. Dolby R.E. Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope // Welding in the World. -1986. - Vol. 24 (7). - P. 144-149.

40. Ramirez J.E. Examining the mechanical properties of high-strength steel weld metals // Welding Journal. - 2009. - Vol. 88 (1). - P. 32-38.

41. Influence of microstructural aspects on impact toughness of multi-pass submerged arc welded HSLA steel joints / L. Lan, X. Kong, C. Qiu, D. Zhao // Materials and Design. - 2016. - Vol. 90. - P. 488-498. -DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.158.

42. Effect of welding heat input on grain boundary evolution and toughness properties in CGHAZ of X90 pipeline steel / P. Zhou, B. Wang, L. Wang, Y. Hu, L. Zhou // Materials Science and Engineering: A. -2018. – Vol. 722. – P. 112–121. – DOI: 10.1016/j. msea.2018.03.029.

43. Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan / F. Matsuda, Y. Fukada, H. Okada, C. Shiga, K. Ikeuchi, Y. Horii, T. Shiwaku, S. Suzuki // Welding in the World/Le Soudage Dans Le Monde. -1996. – Vol. 3 (37). – P. 134–154.

44. Effect of morphologies of martensite-austenite constituents on impact toughness in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel / X. Luo, X. Chen, T. Wang, S. Pan, Z. Wang // Materials Science and Engineering: A. - 2018. - Vol. 710. -P. 192–199. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.10.079.

45. Abson D.J. Acicular ferrite and bainite in C-Mn and low-alloy steel arc weld metals // Science and Technology of Welding and Joining. - 2018. - Vol. 23 (8). -P. 635–648. – DOI: 10.1080/13621718.2018.1461992.

46. Evaluation of fracture safety according to plastic deformation with high strength steel weld joints / G. An, J. Park, M. Ohata, F. Minami // Journal of Welding and Joining. - 2019. - Vol. 37 (6). - P. 547-554. -DOI: 10.5781/JWJ.2019.37.6.3.

47. Смирнов М., Пышминцев И., Борякова А. Классификация микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // Металлург. – 2010. – № 7. – С. 45–51.

48. Пышминцев И.Ю., Мальцева А.Н., Смирнов М.А. Роль структурных составляющих в формировании свойств современных высокопрочных сталей для магистральных трубопроводов // Наука и техника в газовой промышленности. - 2011. -№ 4. – C. 46–52.

49. Особенности микроструктуры и текстуры труб К65 (Х80), влияющие на способность материала трубы останавливать протяженное вязкое разрушение / И.Ю. Пышминцев, А.М. Гервасьев, А.Н. Мальцева, А.О. Струин // Наука и техника в газовой промышленности. – 2011. – № 4. – С. 73–78.

50. Влияние ферритно-бейнитной структуры на свойства высокопрочной трубной стали / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Мальцева, О.В. Мушина // Металлург. – 2012. – № 1. – Р. 55–62.

51. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels: theory and practice. - 3rd ed. - London: CRC Press, 2015. -616 p. - DOI: 10.1201/9781315096674.

52. Zhao H., Wynne B.P., Palmiere E.J. A phase quantification method based on EBSD data for a continuously cooled microalloyed steel // Materials Characterization. - 2017. - Vol. 123. - P. 339-348. -DOI: 10.1016/j.matchar.2016.11.024.

53. Morphological features of polycrystalline CdS_{1-v}Se_v films obtained by screen-printing method / D.M. Strateichuk, N.V. Martyushev, R.V. Klyuev, V.A. Gladkikh, V.V. Kukartsev, Y.A. Tynchenko, A.I. Karlina // Crystals. - 2023. - Vol. 13 (5). - P. 825. -DOI: 10.3390/cryst13050825.

54. Complex assessment of X-ray diffraction crystals with face-centered silicon carbide in lattice / I.I. Bosikov, N.V. Martyushev, R.V. Klyuev, V.S. Tynchenko, V.A. Kukartsev, S.V. Eremeeva,

MATERIAL SCIENCE

A.I. Karlina // Crystals. – 2023. – Vol. 13 (3). – P. 528. – DOI: 10.3390/cryst13030528.

55. Morphological and crystallographic features of granular and lath-like bainite in a low carbon microalloyed steel / D. De-Castro, A. Eres-Castellanos, J. Vivas, F.G. Caballero, D. San-Martín, C. Capdevila // Materials Characterization. – 2022. – Vol. 184. – P. 111703. – DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111703.

56. *Zhao H., Wynne B.P., Palmiere E.J.* Conditions for the occurrence of acicular ferrite transformation in HSLA steels // Journal of Materials Science. – 2018. – Vol. 53. – P. 3785–3804. – DOI: 10.1007/s10853-017-1781-3.

57. *Ramirez J.E.* Characterization of high-strength steel weld metals: chemical composition, microstructure, and nonmetallic inclusions // Welding Journal. – 2008. – Vol. 87 (3). – P. 65s–75s.

58. Phase transformation, microstructure, and mechanical properties of X100 pipeline steels based on TMCP and HTP concepts / L. Lan, Z. Chang, X. Kong, C. Qiu, D. Zhao // Materials Science and Technology. – 2017. – Vol. 52. – P. 1661–1678. – DOI: 10.1007/s10853-016-0459-6.

59. Microstructural evolution and mechanical properties of Nb-Ti microalloyed pipeline steel / L. Lan, C. Qiu, D. Zhao, X. Gao // Journal of Iron and Steel Research International. – 2011. – Vol. 18 (2). – P. 57–63. – DOI: 10.1016/S1006-706X(11)60024-1.

60. Comparative study of microstructure and mechanical properties of X80 SAW welds prepared using different wires and heat inputs / Q. Chu, S. Xu, X. Tong, J. Li, M. Zhang, F. Yan, W. Zhang, Z. Bi, C. Yan // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2020. – Vol. 29. – P. 4322–4338. – DOI: 10.1007/s11665-020-04986-5.

61. Beidokhti B., Koukabi A.H., Dolati A. Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline

steel // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – Vol. 209. – P. 4027–4035. – DOI: 10.1016/j. jmatprotec.2008.09.021.

62. Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel / S.D. Bhole, J.B. Nemade, L. Collins, C. Liu // Journal of Materials Processing Technology. – 2006. – Vol. 173. – P. 92–100. – DOI: 10.1016/j. jmatprotec.2005.10.028.

63. Study of melting methods by electric resistance welding of rails / V.A. Rezanov, N.V. Martyushev, V.V. Kukartsev, V.S. Tynchenko, V.A. Kukartsev, A.V. Grinek, V.Y. Skeeba, A.V. Lyosin, A.I. Karlina // Metals. – 2022. – Vol. 12 (12). – P. 2135. – DOI: 10.3390/ met12122135.

64. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions / R.A. Mamadaliev, P.V. Bakhmatov, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeeba, A.I. Karlina // Metal-lurgist. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1255–1264. – DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.

65. Strengthening of metallurgical equipment parts by plasma surfacing in nitrogen atmosphere / N.N. Malushin, R.A. Gizatulin, N.V. Martyushev, D.V. Valuev, A.I. Karlina, A.P. Kovalev // Metallurgist. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1468–1475. – DOI: 10.1007/ s11015-022-01292-4.

66. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails / K. Yelemessov, D. Baskanbayeva, N.V. Martyushev, V.Y. Skeeba, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina // Metals. – 2023. – Vol. 13. – P. 1043. – DOI: 10.3390/met13061043.

67. *Beidokhti B., Koukabi A.H., Dolati A.* Influence of titanium and manganese on high strength low alloy SAW weld metal properties // Materials Characterization. – 2009. – Vol. 60. – P. 225–233. – DOI: 10.1016/j. matchar.2008.09.005.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

OBRABOTKA METALLOV

CM



Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2024 vol. 26 no. 1 pp. 129–154 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-129-154

Obrabotka metallov -Metal Working and Material Science



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

Relationship between microstructure and impact toughness of weld metals in pipe high-strength low-alloy steels (research review)

Yulia Karlina^{1, a, *}, Roman Kononenko^{2, b}, Vladimir Ivancivsky^{3, c}, Maksim Popov^{2, d}, Fedor Derjugin^{2, e}, Vladislav Byankin^{2, f}

¹National Research Moscow State University of Civil Engineering, 26 Yaroslavskoe Shosse, Moscow, 129337, Russian Federation

² Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

³Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

^a https://orcid.org/0000-0001-6519-561X, 🗢 jul.karlina@gmail.com; ^b https://orcid.org/0009-0001-5900-065X, 🗢 istu_politeh@mail.ru;

c https://orcid.org/0000-0001-9244-225X, 😂 ivancivskij@corp.nstu.ru; d https://orcid.org/0000-0003-2387-9620, 😂 popovma.kvantum@gmail.com;

e 🔲 https://orcid.org/0009-0004-4677-3970, 😂 deryugin040301@yandex.ru; f 🔤 https://orcid.org/0009-0007-0488-2724, 😂 borck3420@gmail.com

ARTICLE INFO

ABSTRACT

Article history: Received: 19 September 2023 Revised: 21 October 2023 Accepted: 16 January 2024 Available online: 15 March 2024

Keywords: Steel Ferrite Perlite Beinite Martensite Impact toughness Fracture Hybrid laser welding Standards

Acknowledgements Research was partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

Introduction. The modern pipeline industry requires the development of materials of high strength and toughness for the production of steels for oil and gas pipelines. Changes in steel production and rolling technologies have become a challenge for developers of welding materials and joining technologies. This problem is more critical for strength levels above 830 MPa, where there are no special rules for the approval of welding consumables. Research methods. The failure of stainless steel pipeline welds is becoming a serious problem in the pipeline industry. Multiphase microstructures containing acicular ferrite or an acicular ferrite-dominated phase exhibit good complex properties in HSLA steels. This paper focuses on the results obtained using modern methods of scanning electron microscopy for microstructural analysis, backscattered electrons (BSE) for electron channel contrast imaging (ECCI) and orientation microscopy based on electron backscatter diffraction (ORM), as well as characteristic X-rays for compositional analysis using X-beam spectroscopy (XEDS) and secondary electrons (SE) to observe surface morphology. Results and discussion. This paper analyzes the characteristics of the microstructure of the weld and its relationship with impact toughness. It is shown that predicting impact toughness based on the microstructural characteristics of steel weld metals is complicated due to the large number of parameters involved. This requires an optimal microstructure of the steel. Satisfactory microstructure depends on several factors, such as chemical composition, hot work processing, and accelerated cooling. Alloying elements have a complex effect on the properties of steel, and alloying additives commonly added to the steel composition include Mn, Mo, Ti, Nb and V. From a metallurgical point of view, the choice of alloying elements and the metallurgical process can greatly influence the resulting microstructure. A longer cooling time tend to improve the toughness and reduce the mechanical strength of weld deposits on high-strength steels. Welding thermal cycles cause significant changes in the mechanical properties of the base material. The analysis showed that impact toughness strongly depends on the microstructure of the multi-pass weld of the material under study, which contains several sources of heterogeneity, such as interdendritic segregation, and the effective grain size can also be a significant factor explaining large deviations in local impact toughness values. Acicular ferrite nucleated in intragranular inclusions has been shown to produce a fine-grained interlocking arrangement of ferrite plates providing high tensile strength and excellent toughness, and is therefore a desirable microstructural constituent in C-Mn steel weld metals. At the same time, discussion regarding the relationship between acicular ferrite and toughness is very complex and still open at present. Relating impact toughness to acicular ferrite, taking into account the top bead, is not a reliable procedure, even for single-pass deposit welding. Impact strength depends on several factors, and the strong effect of acicular ferrite is generally recognized due to its fine-grained interlocking structure, which prevents the propagation of brittle cracks by cleavage. The large-angle boundaries and high dislocation density of acicular ferrite provide high strength and toughness. However, for the same amount of acicular ferrite, different viscosity values may be observed depending on the content of microalloying elements in the steel. An analysis of the results of various studies showed that other factors also affect the impact strength. For example, microphases present along the Charpy-V notch are critical for the toughness of weld metals. The combination of OM, SEM and EBSD techniques provides an interesting method for metallographic investigation of the refined metal microstructure of stainless steel pipeline welds. Conclusion. This review reports the most representative study regarding the microstructural factor in the weld of pipe steels. It includes a summary of the most important process variables, material properties, regulatory guidelines, and microstructure characteristics and mechanical properties of the joints. This review is intended to benefit readers from a variety of backgrounds, from non-welding or materials scientists to various industrial application specialists and researchers

For citation: Karlina Y.I., Kononenko R.V., Ivancivsky V.V., Popov M.A., Derjugin F.F., Byankin V.E. Relationship between microstructure and impact toughness of weld metals in pipe high-strength low-alloy steels (research review). *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 129–154. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-129-154. (In Russian).

* Corresponding author

Karlina Yulia I., Ph.D. (Engineering), Research Associate National Research Moscow State Construction University, Yaroslavskoe shosse, 26, 129337, Moscow, Russian Federation **Tel.:** +7 914 879-85-05, **e-mail:** jul.karlina@gmail.com

CM

References

1. Karlina Yu.I., Kononenko R.V., Ivancivsky V.V., Popov M.A., Deriugin F.F., Byankin V.E. Obzor sovremennykh trebovanii k svarke trubnykh vysokoprochnykh nizkolegirovannykh stalei [Review of modern requirements for welding of pipe high-strength low-alloy steels]. Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 36–60. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-36-60.

2. Efron L.I. Metallovedenie v «bol'shoi» metallurgii. Trubnye stali [Metallurgy in "big" metallurgy. Pipe steels]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2012. 696 p. ISBN 978-5-902194-63-7.

3. Matrosov Yu.I., Litvinenko S.A., Golovanenko S.A. Stal' dlya magistral'nykh truboprovodov [Steel for main pipelines]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1989. 288 p.

4. Jorge J.C.F., Monteiro J.L.D., Gomes A.J.C., Bott I.S., Souza L.F.G., Mendes M.C., Araújo L.S. Influence of welding procedure and PWHT on HSLA steel weld metals. Journal of Materials Research and Technology, 2019, vol. 8 (1), pp. 561–571. DOI: 10.1016/j.jmrt.2018.05.007.

5. API Spec 5CT. Obsadnye i nasosno-kompressornye truby. Tekhnicheskie usloviya [API Spec 5CT. Casing and tubing. Specifications]. 9th ed. American Petroleum Institute Publ., 2011. 287 p.

6. ISO 11960. Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing or tubing for wells. 4th ed. International Organization for Standardization, 2011. 269 p.

7. DSTU ISO 11960:2020. Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing and tubing for wells. Geneva, Switzerland, IOS, 2020.

8. GOST R 53366–2009. Truby stal'nye, primenyaemye v kachestve obsadnykh ili nasosno-kompressornykh trub dlya skvazhin v neftyanoi i gazovoi promyshlennosti. Obshchie tekhnicheskie usloviya [State Standard R 53366-2009. Steel pipes for use as casing or tubing for wells in petroleum and natural gas industries. General specifications]. Moscow, Standardinform Publ., 2010. 190 p.

9. STO Gazprom 2-4.1-158–2007. Tekhnicheskie trebovaniya k obsadnym trubam dlya mestorozhdenii OAO «Gazprom» [Standard organization STO Gazprom 2-4.1-158-2007. Technical requirements for casing pipes for Gazprom fields]. Moscow, Gazprom Publ., 2007. 23 p.

10. STO Gazprom 2-4.1-228–2008. Tekhnicheskie trebovaniya k nasosno-kompressornym trubam dlya mestorozhdenii OAO «Gazprom» [Standard organization STO Gazprom 2-4.1-228–2008. Technical requirements for tubing for OAO Gazprom fields]. Moscow, Gazprom Publ., 2008. 32 p.

11. Heisterkamp F., Hulka K., Matrosov Yu.I., Morozov Y.D., Efron L.I., Stolyarov V.I., Chevskaya O.N. Niobiisoderzhashchie nizkolegirovannye stali [Niobium containing low alloy steels]. Moscow, Intermet Engineering Publ., 1999. 94 p.

12. Baker T.N. Microalloyed steels. Ironmaking & Steelmaking, 2016, vol. 43 (4), pp. 264–307. DOI: 10.1179/1 743281215Y.000000063.

13. Baker T.N. Titanium microalloyed steels. Ironmaking & Steelmaking, 2019, vol. 46 (1), pp. 1–55. DOI: 10.1 080/03019233.2018.1446496.

14. Pickering F.B. Overview of titanium microalloyed steels. *Titanium technology in microalloyed steels*. Ed. by T.N. Baker. London, The Institute of Materials, 1997, p. 10–43.

15. Morrison W.B. Microalloy steels - the beginning. Materials Science and Technology, 2009, vol. 25 (9), pp. 1066–1073. DOI: 10.1179/174328409X453299.

16. Morrison W.B. Influence of small niobium additions on properties of carbon-manganese steels. Journal of the Iron and Steel Institute, 1963, vol. 201 (4), pp. 317–325.

17. Midawi A.R.H., Santos E.B.F., Huda N., Sinha A.K., Lazor R., Gerlich A.P. Microstructures and mechanical properties in two X80 weld metals produced using similar heat input. Journal of Materials Processing Technology, 2015, vol. 226, pp. 272–279. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.07.019.

18. Sha Q., Li D. Microstructure, mechanical properties and hydrogen induced cracking susceptibility of X80 pipeline steel with reduced Mn content. Materials Science and Engineering: A, 2013, vol. 585, pp. 214–221. DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.055.

19. Zhang H., Zhang H., Lu C.H. Fracture toughness and application of X80 pipeline steel. Materials Science Forum, 2019, vol. 944, pp. 938–943. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.944.938.

20. Yin T., Wang J., Zhao H., Zhou L., Xue Z., Wang H. Research on filling strategy of pipeline multi-layer welding for compound narrow gap groove. Materials, 2022, vol. 15, p. 5967. DOI: 10.3390/ma15175967.

21. Li B., Luo M., Yang Z., Yang F., Liu H., Tang H., Zhang Z., Zhang J. Microstructure evolution of the semimacro segregation induced banded structure in high strength oil tubes during quenching and tempering treatments. Materials, 2019, vol. 12 (20), p. 3310. DOI: 10.3390/ma12203310.

22. Balanovskiy A.E., Astafyeva N.A., Kondratyev V.V., Karlina A.I. Study of mechanical properties of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM). *CIS Iron and Steel Review*, 2021, vol. 22, pp. 66–71. DOI: 10.17580/cisisr.2021.02.12.

23. Shtayger M.G., Balanovskiy A.E., Kargapoltsev S.K., Gozbenko V.E., Karlina A.I., Karlina Yu.I., Govorkov A.S., Kuznetsov B.O. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012190. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.

24. Balanovskiy A.E., Astafyeva N.A., Kondratyev V.V., Karlina Yu.I. Study of impact strength of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM). *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 24, pp. 67–73. DOI: 10.17580/cisisr.2022.02.10.

25. Balanovsky A.E., Shtayger M.G., Kondrat'ev V.V., Karlina A.I., Govorkov A.S. Comparative analysis of structural state of welded joints rails using method of Barkhausen effect and ultrasound. *Journal of Physics: Conference Series*, 2018, vol. 1118 (1), p. 012006. DOI: 10.1088/1742-6596/1118/1/012006.

26. Zhang Q., Yuan Q., Xiong Z., Liu M., Xu G. Effects of Q&T parameters on phase transformation, microstructure, precipitation and mechanical properties in an oil casing steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2021, vol. 122 (14), pp. 1463–1472. DOI: 10.1134/S0031918X21140180.

27. Kim Y.M., Kim S.K., Lim Y.J., Kim N.J. Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels. *ISIJ International*, 2002, vol. 42 (12), pp. 1571–1577. DOI: 10.2355/ isijinternational.42.1571.

28. Kolosov A.D., Gozbenko V.E., Shtayger M.G., Kargapoltsev S.K., Balanovskiy A.E., Karlina A.I., Sivtsov A.V., Nebogin S.A. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560, p. 012185. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.

29. Balanovskii A.E., Vu Van Huy. Estimation of wear resistance of plasma-carburized steel surface in conditions of abrasive wear. *Journal of Friction and Wear*, 2018, vol. 39 (4), pp. 311–318. DOI: 10.3103/S1068366618040025.

30. Balanovskii A., Vu Van Huy. Plasma surface carburizing with graphite paste. *Letters on Materials*, 2017, vol. 7 (2), pp. 175–179. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-175-179.

31. Balanovskiy A.E., Shtaiger M.G., Kondratyev V.V., Karlina A.I. Determination of rail steel structural elements via the method of atomic force microscopy. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 23, pp. 86–91. DOI: 10.17580/ cisisr.2022.01.16.

32. Jorge J.C.F., Souza L.F.G. de, Mendes M.C., Bott I.S., Araújo L.S., Santos V.R. dos, Rebello J.M.A., Evans G.M. Microstructure characterization and its relationship with impact toughness of C–Mn and high strength low alloy steel weld metals – a review. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 10, pp. 471–501. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.12.006.

33. Zhukov I.A., Martyushev N.V., Zyukin D.A., Azimov A.M., Karlina A.I. Modification of hydraulic hammers used in repair of metallurgical units. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1644–1652. DOI: 10.1007/s11015-023-01480-w.

34. Shao Y., Liu C., Yan Z., Li H., Liu Y. Formation mechanism and control methods of acicular ferrite in HSLA steels: a review. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, vol. 34 (5), pp. 737–744.

35. Babu S.S. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, vol. 8 (3–4), pp. 267–278. DOI: 10.1016/j.cossms.2004.10.001.

36. Beidokhti B., Kokabi A.H., Dolati A. A comprehensive study on the microstructure of high strength low alloy pipeline welds. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 597, pp. 142–147. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.01.212.

37. Dong H., Hao X., Deng D. Effect of welding heat input on microstructure and mechanical properties of HSLA

steel joint. *Metallography Microstructure and Analysis*, 2014, vol. 3, pp. 138–146. DOI: 10.1007/s13632-014-0130-z.
38. Thewlis G. Classification and quantification of microstructures in steels. *Materials Science and Technology*, 2004, vol. 20 (2), pp. 143–160. DOI: 10.1179/026708304225010325.

39. Dolby R.E. Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope. *Welding in the World*, 1986, vol. 24 (7), pp. 144–149.

40. Ramirez J.E. Examining the mechanical properties of high-strength steel weld metals. *Welding Journal*, 2009, vol. 88 (1), pp. 32–38.

41. Lan L., Kong X., Qiu C., Zhao D. Influence of microstructural aspects on impact toughness of multi-pass submerged arc welded HSLA steel joints. *Materials and Design*, 2016, vol. 90, pp. 488–498. DOI: 10.1016/j. matdes.2015.10.158.

42. Zhou P., Wang B., Wang L., Hu Y., Zhou L. Effect of welding heat input on grain boundary evolution and toughness properties in CGHAZ of X90 pipeline steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 722, pp. 112–121. DOI: 10.1016/j.msea.2018.03.029.

MATERIAL SCIENCE

CM

43. Matsuda F., Fukada Y., Okada H., Shiga C., Ikeuchi K., Horii Y., Shiwaku T., Suzuki S. Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan. Welding in the World/ Le Soudage dans le Monde, 1996, vol. 3 (37), pp. 134–154.

44. Luo X., Chen X., Wang T., Pan S., Wang Z. Effect of morphologies of martensite-austenite constituents on impact toughness in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel. Materials Science and *Engineering: A*, 2018, vol. 710, pp. 192–199. DOI: 10.1016/j.msea.2017.10.079.

45. Abson D.J. Acicular ferrite and bainite in C-Mn and low-alloy steel arc weld metals. Science and Technology of Welding and Joining, 2018, vol. 23 (8), pp. 635–648. DOI: 10.1080/13621718.2018.1461992.

46. An G., Park J., Ohata M., Minami F. Evaluation of fracture safety according to plastic deformation with high strength steel weld joints. Journal of Welding and Joining, 2019, vol. 37 (6), pp. 547-554. DOI: 10.5781/ JWJ.2019.37.6.3.

47. Smirnov M.A., Pyshmintsev I.Yu. Boryakova A.N. Classification of low-carbon pipe steel microstructures. Metallurgist, 2010, vol. 54 (7–8), pp. 444–454. DOI: 10.1007/s11015-010-9321-2. Translated from Metallurg, 2010, no. 7, pp. 45-51.

48. Pyshmintsev I.Yu., Mal'tseva A.N., Smirnov M.A. Rol' strukturnykh sostavlyayushchikh v formirovanii svoistv sovremennykh vysokoprochnykh stalei dlya magistral'nykh truboprovodov [The role of structural components in the formation of properties of modern high-strength steels for main pipelines]. Nauka i tekhnika v gazovoi promyshlennosti = Science and Technology in the Gas Industry, 2011, no. 4, pp. 46–52.

49. Pyshmintsev I.Yu., Gervas'ev A.M., Mal'tseva A.N., Struin A.O. Osobennosti mikrostruktury i tekstury trub K65 (Kh80), vliyayushchie na sposobnosť materiala truby ostanavlivať protyazhennoe vyazkoe razrushenie [Features of microstructure and texture of K65 (X80) pipes influencing the ability of the pipe material to stop the extended ductile fracture]. Nauka i tekhnika v gazovoi promyshlennosti = Science and Technology in the Gas Industry, 2011, no. 4, pp. 73–78.

50. Smirnov M.A., Pyshmintsev I.Yu., Mal'tseva A.N., Mushina O.V. Vliyanie ferritno-beinitnoi struktury na svoistva vysokoprochnoi trubnoi stali [Effect of ferrite-bainite microstructure on characteristics of high-strength pipe steel]. Metallurg = Metallurgist, 2012, no. 1, pp. 55-62. (In Russian).

51. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels: theory and practice. 3rd ed. London, CRC Press, 2015. 616 p. DOI: 10.1201/9781315096674.

52. Zhao H., Wynne B.P., Palmiere E.J. A phase quantification method based on EBSD data for a continuously cooled microalloyed steel. Materials Characterization, 2017, vol. 123, pp. 339–348. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.11.024.

53. Strateichuk D.M., Martyushev N.V., Klyuev R.V., Gladkikh V.A., Kukartsev V.V., Tynchenko Y.A., Karlina A.I. Morphological features of polycrystalline CdS_{1-x}Se_x films obtained by screen-printing method. *Crystals*, 2023, vol. 13 (5), p. 825. DOI: 10.3390/cryst13050825.

54. Bosikov I.I., Martyushev N.V., Klyuev R.V., Tynchenko V.S., Kukartsev V.A., Eremeeva S.V., Karlina A.I. Complex assessment of X-ray diffraction in crystals with face-centered silicon carbide lattice. Crystals, 2023, vol. 13 (3), p. 528. DOI: 10.3390/cryst13030528.

55. De-Castro D., Eres-Castellanos A., Vivas J., Caballero F.G., San-Martín D., Capdevila C. Morphological and crystallographic features of granular and lath-like bainite in a low carbon microalloyed steel. Materials Characterization, 2022, vol. 184, p. 111703. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111703.

56. Zhao H., Wynne B.P., Palmiere E.J. Conditions for the occurrence of acicular ferrite transformation in HSLA steels. Journal of Materials Science, 2018, vol. 53, pp. 3785–3804. DOI: 10.1007/s10853-017-1781-3.

57. Ramirez J.E. Characterization of high-strength steel weld metals: chemical composition, microstructure, and nonmetallic inclusions. Welding Journal, 2008, vol. 87 (3), pp. 65s-75s.

58. Lan L., Chang Z., Kong X., Qiu C., Zhao D. Phase transformation, microstructure, and mechanical properties of X100 pipeline steels based on TMCP and HTP concepts. Journal of Materials Science, 2017, vol. 52, pp. 1661-1678. DOI: 10.1007/s10853-016-0459-6.

59. Lan L., Qiu C., Zhao D., Gao X. Microstructural evolution and mechanical properties of Nb-Ti microalloyed pipeline steel. Journal of Iron and Steel Research International, 2011, vol. 18 (2), pp. 57-63. DOI: 10.1016/S1006-706X(11)60024-1.

60. Chu Q., Xu S., Tong X., Li J., Zhang M., Yan F., Zhang W., Bi Z., Yan C. Comparative study of microstructure and mechanical properties of X80 SAW welds prepared using different wires and heat inputs. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020, vol. 29, pp. 4322–4338. DOI: 10.1007/s11665-020-04986-5.

61. Beidokhti B., Koukabi A.H., Dolati A. Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel. Journal of Materials Processing Technology, 2009, vol. 209, pp. 4027–4035. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.09.021.

62. Bhole S.D., Nemade J.B., Collins L., Liu C. Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, vol. 173, pp. 92–100. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.10.028.

63. Rezanov V.A., Martyushev N.V., Kukartsev V.V., Tynchenko V.S., Kukartsev V.A., Grinek A.V., Skeeba V.Y., Lyosin A.V., Karlina A.I. Study of melting methods by electric resistance welding of rails. *Metals*, 2022, vol. 12 (12), p. 2135. DOI: 10.3390/met12122135.

64. Mamadaliev R.A., Bakhmatov P.V., Martyushev N.V., Skeeba V.Yu., Karlina A.I. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–112), pp. 1255–1264. DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.

65. Malushin N.N., Gizatulin R.A., Martyushev N.V., Valuev D.V., Karlina A.I., Kovalev A.P. Strengthening of metallurgical equipment parts by plasma surfacing in nitrogen atmosphere. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–112), pp. 1468–1475. DOI: 10.1007/s11015-022-01292-4.

66. Yelemessov K., Baskanbayeva D., Martyushev N.V., Skeeba V.Y., Gozbenko V.E., Karlina A.I. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 1043. DOI: 10.3390/met13061043.

67. Beidokhti B., Koukabi A.H., Dolati A. Influence of titanium and manganese on high strength low alloy SAW weld metal properties. *Materials Characterization*, 2009, vol. 60, pp. 225–233. DOI: 10.1016/j.matchar.2008.09.005.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

154

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2024 Том 26 № 1 с. 155–174 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-155-174

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Полуэмпирическое моделирование температуры резания и шероховатости поверхности при точении конструкционных материалов твердосплавным инструментом с покрытием TiAlN

Нилеш Патил^{1, а, *}, Атул Сараф^{2, b}, Атул Кулкарни^{3, с}

¹ Технологический институт Маратвада, Аурангабад-431010, штат Махараштра, Индия

² Национальный технологический институт Сардара Валлабхбая, Сурат, Гуджарат 395007, Индия

³ Институт информационных технологий Вишвакармы, Кондва (Бадрек), Пуне – 411048, штат Махараштра, Индия

^a https://orcid.org/0000-0002-4884-4267, 🗢 nileshgpatil@rediffmail.com; ^b https://orcid.org/0000-0003-4776-6874, 🗢 atul.saraf001@gmail.com;

^c https://orcid.org/0000-0002-6452-6349, ^c atul.kulkarni@viit.ac.in

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ АННОТАЦИЯ

УДК 621.9:531.3

История статьи: Поступила: 20 сентября 2023 Рецензирование: 31 октября 2023 Принята к печати: 22 января 2024 Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова: Полуэмпирическая модель Регрессионная модель Температура Шероховатость поверхности

Введение. В производстве получение заданной шероховатости поверхности обрабатываемых деталей имеет большое значение для выполнения функциональных требований. Однако на шероховатость поверхностей оказывает существенное влияние тепло, выделяемое в процессе обработки, что может привести к снижению размерной точности. Шероховатость поверхности существенно влияет на усталостные характеристики детали, а срок службы режущего инструмента определяется температурой резания. Цель работы. Целью данного исследования является создание полуэмпирических моделей для прогнозирования шероховатости поверхности и температуры различных рабочих материалов. Повышение производительности резания достигается за счет точного определения температуры резания в обрабатываемой зоне. Однако расчет температуры резания для каждого конкретного случая сопряжен с трудностями с точки зрения трудовых ресурсов и финансовых вложений. В этой статье представлена комплексная эмпирическая формула, предназначенная для прогнозирования как теоретической температуры, так и шероховатости поверхности. Методика. Показатели шероховатости поверхности и температуры оценивались для материалов EN 8, Al 380, SS 316 и SAE 8620 при их обработке твердосплавным инструментом с покрытием TiAlN. Покрытие TiAlN было получено методом физического осаждения из паровой фазы (PVD). Для подготовки прогнозирующих моделей использовалась методология поверхности отклика. Скорость резания (от 140 до 340 м/мин), подача (от 0,08 до 0,24 мм/об) и глубина резания (от 0,6 до 1 мм) использовались в качестве входных параметров для измерения характеристик всех материалов с точки зрения шероховатости поверхности и температуры резки. Температуру на границе раздела стружка-инструмент определяли с помощью термопары. Для установления связи между электродвижущей силой (ЭДС), возникающей во время обработки, и температурой резания была разработана новая калибровочная установка. Результаты и обсуждение. Было замечено, что энергия, необходимая для механической обработки, в значительной степени преобразовалась в тепло. Самая высокая температура резания была зафиксирована при обработке стали SS 316, а затем стали SAE 8620 и стали EN 8. Однако при обработке AL 380 наблюдалась низкая температура, которая в основном определялась теплопроводностью материала. Самая низкая шероховатость поверхности наблюдалась у материалов SAE 8620, EN 8, а затем SS 316 и AL 380. Полуэмпирический метод и уравнения регрессионной модели хорошо соответствовали друг другу. Статистический анализ нелинейной оценки показывает, что скорость резания, подача и плотность материала в большей степени влияют на шероховатость поверхности, тогда как глубина резания в большей степени влияет на изменение температуры. Исследование будет очень полезно для прогнозирования производительности в промышленности при обработке материалов EN 8, AL 380, SS 316 и SAE 8620 твердосплавным инструментом с покрытием TiAlN.

Для цитирования: Патил Н.Г., Сараф А.Р., Кулкарни А.П. Полуэмпирическое моделирование температуры резания и шероховатости поверхности при точении конструкционных материалов твердосплавным инструментом с покрытием TiAlN // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 155–174. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-155-174.

155

Список условных обозначений List of symbols

Обозначение / Symbol	Описание / Description
f	Подача, мм
V _c	Скорость резания, мм/мин
doc	Глубина резания, мм
R_a	Шероховатость поверхности, мкм
MRR	Скорость съема материала, мм ³ /оборот
HSM	Высокоскоростная обработка
F _c	Сила резания, Н
ρ	Плотность, кг/м ³
C_p	Удельная теплоёмкость, Дж/кг · К
K	Теплопроводность, Вт/м · К
σ	Предел текучести, Н/м ²
α	Коэффициент линейного расширения, мм/м · К
θ	Температура, °С
SS 316	Нержавеющая сталь SS 316
SAE 8620	Конструкционная легированная сталь SAE 8620
EN 8	Конструкционная сталь EN 8
A1 380	Алюминиевый сплав
Ø	Постоянная Пи-теоремы
$a_1 a_2 a_3 a_4 a_5$	Энергетические показатели
$b_1^{} b_2^{} b_3^{} b_4^{} b_5^{}$	Энергетические показатели
MLTΘ	Габариты
CBN	Кубический нитрид бора
RSM	Методология поверхности отклика
CCD	Центральный композиционный план
ANN	Нейронная сеть искусственного интеллекта
LM	Левенберг – Марквардт

Введение

Чистовая обработка поверхности имеет решающее значение для обеспечения качества, поскольку она напрямую влияет на внешний вид, функциональность и эксплуатационные качества обрабатываемых компонентов. Точная механическая обработка имеет большое значение, особенно в аэрокосмической и медицинской промышленности, где требуется определенная обработка поверхности для снижения трения, повышения износостойкости или улучшенной коррозионной стойкости. Влияние качества поверхности на трибологические характеристики, такие как трение и смазывание, имеет решающее значение для достижения максимальной производительности и долговечности. Повышение температуры во время обработки оказывает существенное влияние на износ инструмента, целостность материала и точность размеров. Контроль температуры имеет решающее значение для продления срока службы инструмента и поддержания структурной целостности обрабатываемых деталей. Прогнозное моделирование оптимизирует процессы, определяя оптимальные параметры для экономии затрат за счет увеличения срока службы инструмента, снижения процента брака и повышения эффективности. Использование смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ) при токарной обработке деталей высокой твердости не рекомендовано, так как при повышенных температурах при обработке СОЖ материалов твердостью от 48 до 68 HRC в зоне резания начинается кипение. Явление кипения способствует термическим деформациям, тем самым снижая как R_a (шероховатость поверхности), так и срок службы режущего инструмента [1].

В случае обработки различных материалов их обрабатываемость оценивалась с использованием определенных параметров процесса, таких как стойкость инструмента, скорость съема материала, сила резания, энергопотребление, морфология стружки и шероховатость обработанной поверхности. Использование высокоскоростной обработки (HSM) при сохранении целостности поверхности и соблюдении пределов допусков требует оптимального согласования таких факторов, как сила резания (F_c), параметров процесса и станка. Правильное сочетание этих OBRABOTKA METALLOV

CM

параметров имеет решающее значение для повышения эффективности высокоскоростной обработки без снижения качества обрабатываемых поверхностей или превышения установленных пределов допуска. Этот баланс гарантирует, что процесс обработки на высоких скоростях будет протекать без ущерба для точности и качества поверхности, что способствует общему успеху операций высокоскоростной обработки [2].

Чжао и др. (Zhao et al.) [3] измерили температуру резания Inconel 718 при помощи двухцветного инфракрасного термометра инструментом, упрочненным керамическими нитевидными кристаллами, и пришли к выводу, что большое количество тепла, выделяемого во время обработки, ухудшает качество поверхности обрабатываемого материала. Из-за повышения температуры в зоне резания во время механической обработки качество поверхности ухудшалось [4]. Высокий износ инструмента и температура, повышающаяся в процессе обработки закаленной стали AISI 4340, могут быть устранены с помощью биоСОЖ [5]. Для суперсплавов необходимы постмеханические операции для улучшения качества поверхности [6]. Кумар и др. (Kumar et al.) [7] сравнили модель на основе метода поверхности отклика (RSM) с моделью на основе метода, использующего искусственные нейронные сети (ANN), для анализа характеристик при точении стали AISI D2 и пришли к выводу, что прогнозная модель на основе RSM является более точной по сравнению с моделью ANN для прогнозирования качества поверхности и температуры резания. Госай (Gosai) и Бхавсар (Bhavsar) [8] использовали математические модели и уравнения, сгенерированные RSM на основе ССD для прогнозирования температуры резания.

Скорость съема материала в процессе токарной обработки была выше по сравнению с другими традиционными процессами механической обработки. Абханг и др. (Abhang et al.) [9] экспериментально измерили температуру сплава EN-31 при токарной обработке пластинами из карбида вольфрама, используя метод естественной термопары. Подача f оказывает существенное влияние на шероховатость поверхности: при увеличении f шероховатость увеличивается, а при увеличении V_с шероховатость уменьшается [10-12]. Бхопале и др. (Bhopale et al.) [13] использовали RSM с CCD для точения аустенизирован-

ного высокопрочного чугуна твердосплавным инструментом и обнаружили, что V оказывает более существенное влияние на шероховатость поверхности. Ауичи и др. (Aouici et al.) [14] использовали эльборовый инструмент для точения стали AISI H11, а также математическую модель на основе RSM для R_a и F_c , однако при обработке материалов, армированных частицами, морфология поверхности была изменена. Лонгботтом (Longbottom) и Лэнхэм (Lanham) [15] провели обзор устройств для измерения температуры и обнаружили, что измеряемая температура варьировалась в разных местах. Коркут и др. (Korkut et al.) [16] сопоставили модель ANN и модель RA и обнаружили, что обучающая модель ANN с алгоритмом LM продемонстрировала более высокую скорость прогнозирования и была полезна при измерении температуры резания при проверке квалифицированным методом RA при механической обработке. Дхар (Dhar) и Камруззаман (Kamruzzaman) [17] обнаружили, что повышение температуры значительно влияет на износ инструмента и шероховатость поверхности, а использование криогенного охлаждения дает хорошие результаты. Патил (Patil) и Брахманкар (Brahmankar) [18] разработали модель для шероховатости поверхности, учитывающую входные параметры, свойства материала, размер керамических частиц и их объемную долю, и обнаружили, что объемная доля и размер частиц существенно влияют на выходные параметры, а также что присутствие керамических частиц влияет на шероховатость поверхности. Патель (Patel) и Киран (Kiran) [19] использовали линейную регрессионную модель для анализа оценки шероховатости поверхности при обработке стали AISI 1040. Патель (Patel) и Ганди (Gandhi) [20] обрабатывали сталь AISI D2 эльборовым инструментом и разработали математическую модель, основанную на одновременном воздействии f, V_c и радиуса закругления вершины режущего инструмента и хорошо совпадающую с экспериментальными значениями. Однако никто из них не взял более одного материала для экспериментов, за исключением Родригеса и др. (Rodriguez et al.) [21], использовавших материалы SS 304, 316L и 420 для точения и разработавших модель температуры резания с учетом теплопроводности и максимальной прочности.

158 Том 26 № 1 2024

Согласно рассмотренной литературе, параметры

резания, в частности скорость резания и подача, оказывают существенное влияние на температуру поверхности контакта стружки с инструментом. Были разработаны различные прогнозные модели, но каждая модель предсказывала результаты в определенной области параметров. Кроме того, сообщалось о нескольких исследованиях влияния параметров резания и покрытия TiAlN на температуру резания и шероховатость поверхности при точении материалов EN 8, Al 380, SS 316 и SAE 8620.

В настоящем исследовании для измерения температуры была разработана наиболее простая и экономичная методика, предполагающая использование естественной термопары. Далее были разработаны модели поверхности отклика для температуры резания и шероховатости этих материалов, изучено влияние технологических параметров и теплофизических свойств материалов обрабатываемых деталей на параметры отклика, а также разработана полуэмпирическая модель для прогнозирования температуры резания и шероховатости поверхности.

Материалы и методы

Результаты эксперимента были получены на токарном станке с ЧПУ. Параметры V_c, f и doc были тремя регулируемыми факторами при токарной обработке. В настоящей работе использовали заготовки из четырех материалов, а именно из мягкой стали EN 8 диаметром 75 мм, из алюминиевого сплава А1 380 диаметром 50 мм, из нержавеющей стали SS 316 диаметром 75 мм и из низколегированной стали SAE 8620 диаметром 75 мм. Длина каждой заготовки составляла 300 мм, и все они были обработаны механически. Для определения химического состава вышеуказанных материалов был проведен спектроскопический анализ, результаты которого представлены в табл. 1. Поскольку в литературе указано, что твердосплавный инструмент с TiAlN-покрытием имеет минимальную R_a и износ инструмента, то в работе использовали твердосплавные пластины с покрытием Sandvik PVD (TiAlN) с восемью режущими кромками, обозначенными маркой CNMG-120408 MS PR1310 (радиус закругления вершины 0,8 мм) в течение 20 испытаний в сухих условиях. Место контакта инструмента и заготовки во время обработки было горячим, в то

		1		
Элемент, %	SS 316	EN 8	SAE 8620	A1 380
С	0,07	0,39	0,22	_
Mn	0,16	0,87	0,8	0,5
Si	0,9	0,22	0,28	8,5
Р	0,05	0,04	0,031	—
S	0,02	0,05	0,04	—
Cr	18,50	_	0,49	—
Мо	2,25	_	0,22	_
Ni	12,23	_	0,52	0,5
Mg	_	_	_	0,1
Cu	—	_	_	3,6
Sn	_	_	_	0,35
Zn	_	_	_	3
Fe	Остальное	Остальное	Остальное	1,3
Al	_	_	_	Остальное

Химический состав рабочего материала Chemical composition of work material

время как угольная щетка, касающаяся заготовки, оставалась холодной. Заготовка была установлена в трехкулачковый патрон, между заготовкой и патроном была предусмотрена изоляция. Экспериментальная установка, калибровочная установка для измерения температуры и материал заготовки показаны на рис. 1, а, б и в соответственно. Параметры резания, используемые для механической обработки, приведены в табл. 2.

Результаты и их обсуждение

Для основных экспериментов использовался центральный композитный план метода поверхности отклика. В табл. 3 приведены результаты экспериментов. Целью экспериментального анализа было определить значимый фактор, который оказывает большее влияние на переменные отклика, и разработать обобщенную эмпириче-



Рис. 1. Установка для механической обработки (a); установка для калибровки температуры (б); рабочие материалы (в)



Таблица 1

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Таблица 2

Table 2

Параметры процесса и экспериментальные уровни Process parameters and experimental levels

Параметры / Уровни	L 1	L 2	L 3	L 4	L 5
V_c , м/мин	140	190	240	290	340
<i>f</i> , мм/об	0,08	0,12	0,16	0,20	0,24
<i>doc</i> , мм	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0

Таблица 3

Table 3

Экспериментальные данные по R_a и температуре для материалов SS 316, EN 8, SAE 8620 и Al 380 Experimental data of R_a and temperature for SS 316, EN 8, SAE 8620 and Al 380 materials

Нормер прохода	Скорость, <i>V</i> ., м/мин	Подача, <i>f</i> , мм/об	doc, d,	SS 316	EN 8	SAE 8620	A1 380	SS 316	EN 8	SAE 8620	A1 380
-	<i>C[*]</i>		MM	R_a	R_a	R_a	R_a	темп.	темп.	темп.	темп.
1	190	0,12	0,7	0,73	0,84	0,63	2,88	635	636	629	243
2	290	0,12	0,7	0,56	0,66	0,50	1,73	812	657	733	264
3	190	0,2	0,7	1,39	1,54	1,60	3,56	643	654	648	247
4	290	0,2	0,7	1,22	1,31	1,25	2,24	997	672	741	318
5	190	0,12	0,9	0,74	0,92	0,55	2,95	782	647	675	236
6	290	0,12	0,9	0,62	0,74	0,59	1,93	1082	665	782	271
7	190	0,2	0,9	1,47	1,6	1,42	4,08	815	664	735	274
8	290	0,2	0,9	1,27	1,42	1,27	2,52	1157	679	818	334
9	140	0,16	0,8	1,08	1,32	1,12	4,25	732	644	595	229
10	340	0,16	0,8	0,78	1,03	0,80	1,86	1243	689	837	323
11	240	0,08	0,8	0,3	0,59	0,47	2,01	619	629	625	216
12	240	0,24	0,8	1,86	2,06	1,96	2,92	883	666	718	306
13	240	0,16	0,6	0,91	0,92	0,98	2	646	644	693	289
14	240	0,16	1	1,07	1,02	1,04	2,88	1082	653	791	310
15	240	0,16	0,8	1,01	0,95	0,99	2,12	805	649	704	283
16	240	0,16	0,8	0,92	1	0,96	2,24	766	642	694	291
17	240	0,16	0,8	0,93	0,94	1,00	2,31	775	644	699	293
18	240	0,16	0,8	0,99	0,94	1,00	2,09	764	645	701	296
19	240	0,16	0,8	0,96	0,94	1,00	2,1	769	644	703	298
20	240	0,16	0,8	0,98	0,95	1,00	2,08	765	643	701	297

скую модель для прогнозирования шероховатости поверхности и температуры, генерируемых с использованием π -теоремы Бекингема. Статистический анализ шероховатости поверхности и повышения температуры был проведен с использованием RSM. Основной целью данной статьи является разработка полуэмпирических формул с использованием метода Левенберга – Марквардта для прогнозирования шероховатости поверхности и температуры различных материалов. С использованием значений из табл. 2 были составлены

MATERIAL SCIENCE

отдельные уравнения регрессии, а из регрессии извлечены полные значения факториала. Эти значения полного факториала используются для вывода полуэмпирической формулы.

Уравнения регрессии шероховатости поверхности материалов приведены ниже:

SAER = 0.31 - 0.00202V +

$$SSR_{a} = 0,60 + 0,00018V_{c} +$$

$$+ 2,7f - 1,37d - 0,000003V_{c}^{2} +$$

$$+ 19,03f + 0,79d^{2} - 0,0050V_{c}xf +$$

$$+ 0,00050V_{c}xd + 1,87fxd; \qquad (I)$$

$$+10,01f - 1,20d - 0,00005V_{c}^{2} +$$

$$+31c61f^{2} - 0,11d^{2} - 0,2604V_{c}xf +$$

$$+0,00908V_{c}xd - 5,1fxd; \qquad (II)$$

$$ENR_{a} = 3,135 - 0,01331V_{c} -$$

$$-9,76f - 1,09d + 0,000023V_{c}^{2} +$$

$$+59,66f^{2} + 0,670d^{2} - 0,00312V_{c}xf +$$

$$+0,00125V_{c}xf + 0,31fxd; \qquad \text{(III)}$$

$$AIR_{a} = 14,32 - 0,0478V_{c} -$$

$$-12,4f - 12,97d + 0,000093V_{c}^{2} +$$

$$+53,7df^{2} + 7,97d^{2} - 0,0444V_{c}xf -$$

$$-0,0027V_cxd + 16,6 fxd.$$
 (IV)

Уравнения регрессии температуры материалов приведены ниже:

$$SSTemp = 3517 - 2,74V_c +$$

$$+696f - 8645d + 0,01054V_c^2 +$$

$$+3963f^2 + 699d^2 + 6,6V_cxf -$$

$$-1,57V_cxd - 3281fxd; \qquad (V)$$

$$SAETemp = 1073 + 0,57V_c +$$

+
$$457f - 1899d + 0,00210V_c^2 -$$

- $3672f^2 + 1175d^2 - 2,14V_cxf -$
- $0,175V xd + 2156 fxd;$ (VI)

$$ENTemp = 748 - 0,787V_{c} +$$

$$+87f - 175d + 0.002436V_{c}^{2} +$$

$$+838d^{2} + 159f^{2} - 0,375V_{c}xf -$$

$$-0,150V_{c}xd - 63fxd; \qquad (VII)$$

$$AlTemp = 239 + 0,579V_{c} +$$

$$+39f - 353d - 0,001918V_{c}^{2} -$$

$$-5341d^{2} + 108f^{2} + 4,69V_{c}xf -$$

$$-0,075V_{c}xd + 1344fxd; \qquad (VIII)$$

π-теорема Бекингема

В этом исследовании используется принцип размерной однородности π-теоремы Бекингема [22]. В табл. 4 приведены механические свойства материалов.

Величины различной природы не могут быть однородными. Применяя размерный анализ, шероховатость поверхности может быть задана уравнением вида

$$R_a = f(F, V, D, \theta, \sigma, K, C_p, \rho, \alpha), \qquad (1)$$

где фундаментальными размерностями являются р, *L*, *T* и Ө. Следовательно, поскольку общее количество переменных равно десяти, то фундаментальных размерностей четыре.

Количество зависимых и независимых переменных равно n = 10, а количество повторяющихся переменных равно m = 4. Следовательно, ни один из членов π в настоящем исследовании не будет равен n - m = 6.

Таким образом:

$$f(\pi_1, \pi_2, \pi_3, \pi_4, \pi_5, \pi_6) = 0.$$
 (2)

Обратите внимание, что уравнение (2) также можно записать как

$$\pi_1 = f(\pi_1, \pi_2, \pi_3, \pi_4, \pi_5, \pi_6), \qquad (3)$$

$$\pi_1 = R_a / F; \qquad (4)$$

$$\pi_2 = \left(\frac{C_p \theta}{V^2}\right)^{a_1}; \tag{5}$$

$$\pi_3 = \left(\frac{K\theta}{FV^3\rho}\right)^{a_2}; \tag{6}$$

161

Таблица 4

Единицы измерения, размеры и свойства обрабатываемых материалов

	Бленица		Размер-	Свойства заготовок				
Параметр	изме- рения	Обозна- чение	ная вели- чина	SS 316	EN 8	SAE 8620	A1 380	
Подача	MM	f	L	_	_	_	_	
Скорость	м/мин	V _c	LT^{-1}	_	_	_	_	
Глубина резания	ММ	doc	L	_	_	_	_	
Шероховатость поверхности	МКМ	R _a	L	_	_	_	_	
Плотность	кг/м ³	ρ	ML^{-3}	8000	7850	7845	2760	
Удельная теплоемкость	Дж/кг · К	C_p	$L^2 T^2 \Theta^{-1}$	0,5	0,475	1,6	0,963	
Теплопроводность	Вт/м · К	K	$MLT^{-3}\Theta^{-1}$	16,3	46,6	27	109	
Предел текучести	H/m ²	σ	$M^{-1} T^{-2}$	240	560	450	159	
ТКЛР	м∕м ∙ К	α	$L \Theta^{-1}$	$16,18 \cdot 10^{-6}$	$12,2 \cdot 10^{-6}$	$11,6 \cdot 10^{-6}$	$12,1 \cdot 10^{-6}$	
Температура	°C	θ	θ	1371	2600	1400	650	

Units, dimensions and properties of the machined materials

$$\pi_4 = \left(\frac{\alpha\theta}{F}\right)^{a_3};\tag{7}$$

$$\pi_5 = \left(\frac{\sigma}{V^2 \rho}\right)^{a_4}; \tag{8}$$

$$\pi_6 = \left(\frac{D}{F}\right)^{a_5}.\tag{9}$$

Следовательно, окончательный вид уравнений можно записать как

$$R_{a} = \emptyset \cdot F\left(\frac{C_{p}\theta}{V^{2}}\right)^{a_{1}} \left(\frac{K\theta}{FV^{3}\rho}\right)^{a_{2}} \times \left(\frac{\alpha\theta}{F}\right)^{a_{3}} \left(\frac{\sigma}{V^{2}\rho}\right)^{a_{4}} \left(\frac{D}{F}\right)^{a_{5}}.$$
 (10)

Аналогично повышение температуры (*T*) может быть задано уравнением вида

$$\theta = f(F, V, \sigma, K, C_p, \rho, \alpha); \qquad (11)$$

$$\pi_1 = \alpha \theta / F \,; \tag{12}$$

$$\pi_2 = \left(\frac{FC_p}{\alpha V^2}\right)^{b_1}; \tag{13}$$

$$\pi_3 = \left(\frac{K}{\alpha V^2 \rho}\right)^{b_2}; \qquad (14)$$

$$\pi_4 = \left(\frac{R_a}{F}\right)^{b_3};\tag{15}$$

$$\pi_5 = \left(\frac{\sigma}{V^2 \rho}\right)^{b_4}; \tag{16}$$

$$\pi_6 = \left(\frac{D}{F}\right)^{b_5}.$$
 (17)

Таким образом, окончательный вид уравнения можно записать как

$$\theta = F/a \cdot \emptyset \left(\frac{FC_p}{\alpha V^2}\right)^{b_1} \left(\frac{K}{\alpha V^3 \rho}\right)^{b_2} \times \left(\frac{Ra}{F}\right)^{b_3} \left(\frac{\sigma}{V^2 \rho}\right)^{b_4} \left(\frac{D}{F}\right)^{b_5}.$$
 (18)

Хотя α появляется неоднократно, их влияние на R_a представляется весьма значительным. В данной работе энергетические показатели определяются с помощью методики Левенберга – Марквардта (табл. 5). Адекватность модели

162 Том 26 № 1 2024

Таблица 5

CM

Table 5

Энергетические показатели	Шероховатость поверхности	Энергетические показатели	Температура
Ø	1,687688	Ø	0,098376
<i>a</i> ₁	0,118057	b_1	-0,186434
a2	0,322659	<i>b</i> ₂	-0,384552
a ₃	-0,591654	<i>b</i> ₃	-0,177437
a4	-0,272547	b_4	0,407445
a ₅	0,548434	<i>b</i> ₅	0,660121

Коэффициенты и энергетические показатели R_a и температурной модели Coefficients and energy indices of R_a and temperature model

дополнительно анализируется путем сопоставления регрессии R_a и прогнозируемых значений полуэмпирической модели.

Сравнение шероховатости поверхности SS 316, EN 8, SAE 8620 u Al 380

Чтобы получить полное представление о влиянии входных параметров на шероховатость поверхности, путем изменения технологических параметров для всех режущих материалов построены трехмерные поверхностные диаграммы. Для обеспечения точности в этих визуальных представлениях используются эмпирически полученные уравнения. На рис. 2 показаны трехмерные диаграммы поверхности, иллюстрирующие изменения шероховатости поверхности в процессе точения SS 316, EN 8, SAE 8620 и Al 380 инструментами с PVDпокрытием (TiAlN), сгенерированные с помощью уравнений (I-IV).

Из рис. 2 становится ясно, что на шероховатость поверхности в первую очередь влияет подача. Однако этот эффект можно рассматривать как более значительный для A1 380 и SS 316. В процессе обработки алюминиевых сплавов происходит образование наростов за счет прилипания стружки к режущему инструменту, что приводит к увеличению шероховатости поверхности. В случае SS 316 наблюдается тенденция к образованию сливной стружки, которая вращается вокруг обрабатываемого материала, повреждая новую поверхность, и это может быть причиной плохой шероховатости поверхности.

Материалы EN 8 и SAE 8620 кажутся хорошо подходящими для механической обработки, главным образом из-за низкой твердости в горячем состоянии и легкой обрабатываемости. Следовательно, шероховатость этих материалов выше по сравнению с другими. Было также замечено, что по мере увеличения скорости резания наблюдается тенденция к улучшению шероховатости поверхности для всех материалов. В литературе сообщается, что при высокой скорости резания длина контакта стружки инструмента уменьшается, что обеспечивает минимизацию вибраций режущего инструмента и улучшение шероховатости поверхности. Кроме того, на повышенных скоростях происходит повышение температуры резания, способствующее размягчению материала. Это, в свою очередь, помогает снизить силу резания, тем самым сводя к минимуму вибрации и улучшая шероховатость поверхности.

На рис. 3, a показано влияние f на R_a при $V_{c} = 140$ м/мин и doc = 0,6 мм как для регрессионных, так и для полуэмпирических значений. Алюминиевый материал имеет плохую чистоту поверхности, поскольку по сравнению с другими материалами в алюминии образуется больше непрерывной стружки. Кроме того, эта непрерывная стружка повреждает уже готовые детали [23].

На рис. 3, δ показано влияние f на R_a при $V_{c} = 190$ м/мин и *doc* = 0,7 мм. С увеличением *f* величина R_a увеличивается по сравнению с другими материалами, теплопроводность SS 316 меньше, за счет повышения температуры материал стано-



Рис. 2. Трехмерная диаграмма шероховатости поверхности материалов: SS 316 (*a*), EN 8 (*б*), SAE 8620 (*в*) и Al 380 (*г*)

Fig. 2. Surface roughness 3D plot for SS 316 (a), EN 8 (b), SAE 8620 (c) and Al 380 (c)



Puc. 3. Влияние скорости подачи на шероховатость поверхности при различной скорости резания и глубине резания для всех материалов с использованием инструмента с покрытием TiAlN

Fig. 3. Effect of feed rate on surface roughness at different cutting speed and depth of cut for all materials using *TiAlN* coated tool

вится более пластичным при резке и возможен более гладкий рез, что приводит к лучшему качеству поверхности [11]. Минимальная R_a достигается при увеличении V_c с 240 до 340 м/мин и *doc* с 0,8 до 1 мм, как показано на рис. 3, *в*-*д*, поскольку ожидается, что при более высоком V скорость деформации в зоне сдвига будет высокой и приведет к росту температуры [2]. С увеличением V_c и f температура увеличивается, поскольку время рассеивания тепла уменьшается, а большая площадь контакта стружки с инструментом увеличивает трение. Параметры V_c и doc являются значимыми факторами повышения температуры инструмента для SS 316 и SAE 8620; R_a уменьшается за счет увеличения скорости деформации [24].

На рис. 4, a-d четко видно, что более высокая V_c обеспечивает хорошую шероховатость поверхности почти для всех материалов. Однако по мере увеличения f и doc шероховатость поверхности сначала увеличивается для SS 316, а затем для Al 380. Материал EB 8 показывает еще лучшие результаты благодаря низкому выделению тепла в зоне резания, что сохраняет стабильность формы инструмента. Поскольку теплопроводность SS 316 меньше по сравOBRABOTKA METALLOV

CM

нению с другими материалами, он становится более пластичным во время резки из-за повышения температуры, и возможен более гладкий рез за счет лучшего качества поверхности [2]. Значение параметра R_a оказалось худшим при обработке Al 380 и превосходило значения для SS 316 и SAE 8620. Вязкость материала Al 380 приводит к образованию шероховатой поверхности. Наросты возникают из-за того, что материал легко сцепляется с режущей кромкой, что в конечном итоге изменяет геометрию инструмента, и R_a увеличивается [12].

На рис. 5, a-d показано влияние doc на различные материалы. Замечено, что doc не оказывает существенного влияния на R_a . Это может быть связано с увеличением объема деформации с увеличением doc. Таким образом, сильная деформация заготовки приводит к образованию большего количества неровностей на поверхности и, следовательно, к плохому качеству поверхности. Зоу и др. (Zou et al.) [25] также получили аналогичные результаты. Фактор doc менее значителен для R_a , чем V_c и f [11]. При более высоких значениях технологических параметров увеличивается тепловой износ инструмента и шероховатость поверхности [3].



Рис. 4. Влияние скорости резания на шероховатость поверхности при различной подаче и глубине резания при обработке всех материалов с использованием инструмента с покрытием TiAlN
 Fig. 4. Effect of cutting speed on surface roughness at different feed rate and depth of cut for all materials using *TiAlN* coated tool



Puc. 5. Влияние глубины резания на шероховатость поверхности при различной подаче и скорости резания при обработке всех материалов инструментом с покрытием TiAlN

Fig. 5. Effect of depth of cut on surface roughness at different feed rate and cutting speed for all materials using *TiAlN* coated tool

Сравнение температуры резания SS 316, EN 8, SAE 8620 и Al 380

Чтобы получить полное представление о влиянии входных параметров на температуру резания, построены трехмерные (3D) поверхностные диаграммы путем изменения параметров процесса для всех режущих материалов. В этих визуальных представлениях для обеспечения точности используются уравнения, полученные эмпирическим путем. На рис. 6 показаны трехмерные диаграммы, иллюстрирующие изменения температуры резания в процессе токарной обработки нержавеющей стали SS 316, EN 8, SAE 8620 и Al 380 для инструментов с PVDпокрытием (TiAlN), полученные с помощью уравнений (V–VIII).

В случае температуры резания f не оказывает существенного влияния (рис. 6, a–z). По сравнению с другими материалами в Al 380 происходит менее существенное повышение температуры. В материалах SS 316, SAE 8620 и EN 8 повышение температуры имеет линейную форму, низкая теплопроводность и удельная теплоемкость ответственны за большие колебания повышения температуры в SS 316. Следовательно, температура во время обработки SS 316 повышается по мере увеличения параметров процесса. Результаты высокоскоростной обработки при высокой температуре были получены с увеличением V_c . Большая часть тепла уносится стружкой, а в заготовку уходит мало тепла. Видно, что f влияет на температуру незначительно, но постепенно температура продолжает повышаться с увеличением f. Тот же результат был получен Дессоли и др. (Dessoly et al.) [26] с использованием модели FEM и ИК-камеры. На рис. 7, *a*, б показано, что с увеличением f температура повышается, поскольку соприкасается большая площадь поверхности заготовки и инструмента. Алюминий имеет самый низкий предел текучести, поэтому выделение тепла в алюминии меньше по сравнению с другими материалами.

На рис. 7, e- ∂ показано, как температура повышается с увеличением f, doc, и V_c . Увеличение f повышает температуру из-за большого контакта стружки с инструментом и связанного с ним трения [27]. В алюминии температура повышается в меньшей степени, поскольку из-за более высокой теплопроводности передача тепла происходит быстрее, благодаря чему материал остается в одном и том же состоянии повсюду, мате-



Рис. 6. Трехмерная диаграмма температуры резания материалов: SS 316 (*a*), EN 8 (б), SAE 8620 (*в*) и Al 380 (*г*)

Fig. 6. Cutting Temperature 3D plot for materials SS 316 (a), EN 8 (b), SAE 8620 (c) and Al 380 (c)





Fig. 7. Effect of Feed rate on cutting temperature at different cutting speed and depth of cut for all materials using *TiAlN* coated tool

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

CM

риал не становится более пластичным, а трение между заготовкой и режущим инструментом уменьшается [12]. С увеличением параметров процесса температура возрастает. Китагава и др. (Kitagawa et al.) [28] использовали керамические инструменты для точения Inconel 718 и обнаружили, что температура резания продолжает повышаться с увеличением параметров процесса, поскольку обрабатываемый материал деформируется в стружку режущими инструментами. Деформация заготовки, сцепление или трение стружки о переднюю поверхность инструмента приводит к сильному нагреву [3].

С увеличением V_c температура продолжает расти. В результате качество поверхности снижается и повышается износ инструмента [1]. На рис. 8 температура резания прямо пропорциональна скорости резания. Однако это также зависит от других факторов: f, doc, ширины резания и условий работы станка [27]. На рис. 8, a-d показано влияние doc на температуру резания. Температура продолжает повышаться с увеличением doc, поскольку при максимальной подаче и doc выделяется большое количество тепла из-за трения между обрабатываемым материалом и режущим инструментом, что приводит к термическому разупрочнению материала [29]. Согласно полуэмпирическим результатам и результатам регрессии, *doc* является более значимым параметром температуры, чем f и V_c [1].

На рис. 9, $a-\partial$ заготовка или инструмент увеличены из-за выделяемого тепла. Температура резания сильно влияет на механические свойства заготовки и силы, действующие на заготовку и инструмент [30]. Большая часть общего тепла передается стружке, а также это общее количество тепла в потоке стружки выделяется за счет сдвига и трения на границе стружки и инструмента. Изменение *doc* оказывает большее влияние на температуру резки по сравнению с f и V_c [8].

На всех рисунках представлены результаты значений регрессии, взятых из эмпирической модели, и экспериментальных значений RSM для температуры и шероховатости поверхности, которые оказались сопоставимыми. Все значения выходных параметров RSM и значения эмпирической модели хорошо согласуются друг с другом. Поэтому уравнения (10) и (18) можно использовать для определения теоретического значения R_a и температуры при различных



Рис. 8. Влияние скорости резания на температуру резания при различной величине подачи и глубине резания инструментом с покрытием TiAlN для всех материалов

Fig. 8. Effect of cutting speed on cutting temperature at different feed rate and depth of cut for all material using *TiAlN* coated tool



Рис. 9. Влияние глубины резания на температуру резания при различной величине подачи и скорости резания инструментом с покрытием TiAlN для всех материалов

Fig. 9. Effect of depth of cut on cutting temperature at different feed rate and cutting speed for all material using TiAlN coated tool

параметрах резания для разных обрабатываемых материалов с твердосплавными инструментальными пластинами, покрытыми TiAlN.

Выводы

Предложен полуэмпирический метод с учетом размерностей свойств материала для оценки температуры резания и шероховатости поверхности при точении заготовок из SS 316, SAE 8620, EN 8 и Al 380 твердосплавными пластинами с PVD-покрытием (TiAlN). Кроме того, был проведен мультилинейный регрессионный анализ и на основе анализа результатов регрессионной и полуэмпирической модели были сделаны следующие выводы.

• При более высокой подаче для всех материалов наблюдалась малая шероховатость поверхности. Однако по мере увеличения подачи и глубины резания шероховатость поверхности имеет тенденцию увеличиваться в большей степени при обработке SS 316, затем в случае Al 380. Материал EN 8 показывает лучшие результаты благодаря низкому выделению тепла в зоне резания, что сохраняет стабильность формы инструмента.

• Быстрое упрочнение стружки в случае SS 316, вязкость материала стружки и наростов, стабильность формы инструмента в случае EN 8 и SAE 8620 являются основной причиной качества шероховатости поверхности.

• Более высокая температура резания была получена при обработке SS 316, а более низкая температура резания – при обработке Al 380. Это объясняется существенной разницей в теплопроводности указанных материалов.

• При обработке EN 8 и SAE 8620 диапазон температур резания оказался умеренным.

• Шероховатость поверхности оказалась наихудшей при обработке Al 380 и лучшей в случае SS 316 и SAE 8620.

• Кроме того, с использованием модели анализа размерностей разрабатывается обобщенная эмпирическая формула для прогнозирования шероховатости поверхности и температуры, возникающей во время резки металла. Было обнаружено, что эти модели хорошо согласуются с уравнениями регрессии, полученными на основе экспериментальных значений.

• Предложенную методику измерения шероховатости поверхности и температуры можно удобно использовать. Это полезный способ

экономичного способа оценки тепловыделения и шероховатости поверхности при точении различных материалов твердосплавными инструментами с TiAlN-покрытием.

Список литературы

1. Empirical modelling and optimization of temperature and machine vibration in CNC hard turning / P.S. Ghosh, S. Chakraborty, A.R. Biswas, N.K. Mandal // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5 (5). – P. 12394–12402. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.218.

2. *Groover M.P.* Fundamentals of modern manufacturing: materials, processes, and systems. – 4th ed. – Hoboken, NJ: Wiley, 2010. – 1012 p. – ISBN 978-0470-467002.

3. Cutting temperature measurement using an improved two-color infrared thermometer in turning Inconel 718 with whisker-reinforced ceramic tools / J. Zhao, Z. Liu, B. Wang, Y. Hua, Q. Wang // Ceramics International. – 2018. – Vol. 44 (15). – P. 19002–19007. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.07.142.

4. Kakade H.B., Patil N.G. Comparative investigations into high speed machining of AB titanium alloy (Ti–6al–4v) under dry and compressed Co_2 gas cooling environment // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2018 (1). – P. 20009-1–20009-9. – DOI: 10.1063/1.5058246.

5. *Gunjal S.U., Sanap S.B., Patil N.G.* Role of cutting fluids under minimum quantity lubrication: an experimental investigation of chip thickness // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 28 (2). – P. 1101–1105. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.01.090.

6. Кулкарни А.П., Чинчаникар С., Саргаде В.Г. Теория размерностей и моделирование температуры на границе раздела стружка-инструмент при точении SS304 на основе искусственных нейронных сетей // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 47–64. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-47-64.

7. Modelling of flank wear, surface roughness and cutting temperature in sustainable hard turning of AISI D2 steel / R. Kumar, A.K. Sahoo, R.K. Das, A. Panda, P.C. Mishra // Procedia Manufacturing. – 2018. – Vol. 20. – P. 406–413. – DOI: 10.1016/j.promfg.2018.02.059.

8. *Gosai M., Bhavsar S.N.* Experimental study on temperature measurement in turning operation of hardened steel (EN36) // Procedia Technology. – 2016. – Vol. 23. – P. 311–318. – DOI: 10.1016/j.protcy.2016.03.032.

9. *Abhang L.B., Hameedullah M.* Chip-tool interface temperature prediction model for turning process // International Journal of Engineering Science and Technology. – 2010. – Vol. 2 (4). – P. 382–393.

10. Doniavi A., Eskanderzade M., Tahmsebian M. Empirical modeling of surface roughness in turning process of 1060 steel using factorial design methodology // Journal of Applied Sciences. - 2007. - Vol. 7 (17). -P. 2509-2513. - DOI: 10.3923/jas.2007.2509.2513.

11. Verma V., Kumar J., Singh A. Optimization of material removal rate and surface roughness in turning of 316 steel by using full factorial method // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 25. – P. 793–798. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.09.029.

12. Investigation on surface roughness and chip reduction coefficient during turning aluminium matrix composite / D. Das, R.F. Ali, B.B. Nayak, B.C. Routara // Materials Today: Proceedings. – 2019. – Vol. 5 (11). – P. 23541–23548. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.10.142.

13. *Bhople N., Patil N., Mastud S.* The experimental investigations into dry turning of austempered ductile iron // Procedia Manufacturing. – 2018. – Vol. 20. – P. 227–232. – DOI: 10.1016/j.promfg.2018.02.033.

14. Analysis of surface roughness and cutting force components in hard turning with CBN tool: prediction model and cutting conditions optimization / H. Aouici, M.A. Yallese, K. Chaoui, T. Mabrouki, J.F. Rigal // Measurement. – 2012. – Vol. 45 (3). – P. 344–353. – DOI: 10.1016/j.measurement.2011.11.011.

15. Longbottom J.M., Lanham J.D. Cutting temperature measurement while machining – a review // Aircraft Engineering and Aerospace Technology. – 2005. – Vol. 77 (2). – P. 122–130. – DOI: 10.1108/ 00022660510585956.

16. *Korkut I., Acur A., Boy M.* Application of regression and artificial neural network analysis in modelling of tool–chip interface temperature in machining // Expert Systems with Applications. – 2011. – Vol. 38 (9). – P. 11651–11656. – DOI: 10.1016/j.eswa.2011.03.044.

17. *Dhar N.R., Kamruzzaman M.* Cutting temperature, tool wear, surface roughness and dimensional deviation in turning AISI-4037 steel under cryogenic condition // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2007. – Vol. 47 (5). – P. 754–759. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.09.018.

18. *Patil N.G., Brahmankar P.K.* Semi-empirical modeling of surface roughness in wire electro-discharge machining of ceramic particulate reinforced Al matrix composites // Procedia CIRP. – 2016. – Vol. 42. – P. 280–285. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.286.

19. *Patel D.R., Kiran M.B.* A non-contact approach for surface roughness prediction in CNC turning using a linear regression model // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 26. – P. 350–355. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.12.029.

20. *Patel V.D., Gandhi A.H.* Analysis and modeling of surface roughness based on cutting parameters and tool nose radius in turning of AISI D2 steel using CBN tool // Measurement. – 2019. – Vol. 138. – P. 34–38. – DOI: 10.1016/j.measurement.2019.01.077.

170 Том 26 № 1 2024

21. *Rodríguez J., Munoz-Escalona P., Cassier Z.* Influence of cutting parameters and material properties on cutting temperature when turning stainless steel // Revista de la Facultad de Ingeniería Universidad Central de Venezuela. – 2011. – Vol. 26 (1). – P. 71–80.

22. *Rajput R.K.* A textbook of fluid mechanics and hydraulic machines. – New Delhi: S. Chand, 2004. – ISBN 9789385401374.

23. Optimization of CNC turning parameters on aluminum alloy 6063 using Taguchi Robust Design / A. Saravanakumar, S.C. Karthikeyan, B. Dhamotharan, V. Gokul kumar // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5 (2). – P. 8290–8298. – DOI: 10.1016/j. matpr.2017.11.520.

24. *Smith W.F.* Structure and properties of engineering alloys. – New York: McGraw-Hill, 1981. – 512 p. – ISBN 0070585601. – ISBN 978-0070585607.

25. Zou B., Chen M., Li S. Study on finish-turning of NiCr20TiAl nickel-based alloy using Al_2O_3 /TiN-coated carbide tools // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2011. – Vol. 53 (1). – P. 81–92. – DOI: 10.1007/s00170-010-2823-z.

26. Dessoly V., Melkote S.N., Lescalier C. Modeling and verification of cutting tool temperatures in rotary tool turning of hardened steel // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2004. – Vol. 44 (14). – P. 1463–1470. – DOI: 10.1016/j. ijmachtools.2004.05.007.

27. Rezende B.A., Magalhaes F.C., Rubio J.C.C. Study of the measurement and mathematical modelling of temperature in turning by means equivalent thermal conductivity // Measurement. – 2020. – Vol. 152. – P. 107275. – DOI: 10.1016/j.measurement.2019.107275.

28. *Kitagawa T., Kubo A., Maekawa K.* Temperature and wear of cutting tools in high-speed machining of Inconel 718 and Ti–6Al–6V–2Sn // Wear. – 1997. – Vol. 202 (2). – P. 142–148. – DOI: 10.1016/S0043-1648(96)07255-9.

29. Pawade R.S., Joshi S.S. Analysis of acoustic emission signals and surface integrity in the high-speed turning of Inconel 718 // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2012. – Vol. 226 (1). – P. 3–27. – DOI: 10.1177/0954405411407656.

30. Prediction of surface roughness and cutting zone temperature in dry turning processes of AISI304 stainless steel using ANFIS with PSO learning / M. Aydın, C. Karakuzu, M. Uçar, A. Cengiz, M.A. Çavuşlu // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2013. – Vol. 67 (1). – P. 957–967. – DOI: 10.1007/s00170-012-4540-2.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).



CM



Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2024 vol. 26 no. 1 pp. 155–174 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17712/1994.6309.2024.26.1.155.174

DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-155-174

Obrabotka metallov -Metal Working and Material Science

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

Semi empirical modeling of cutting temperature and surface roughness in turning of engineering materials with TiAIN coated carbide tool

Nilesh Patil^{1, a,*}, Atul Saraf^{2, b}, Atul Kulkarni^{3, c}

¹Marathwada Institute of Technology, Aurangabad-431010, Maharashtra State, India

² National Institute of Technology, Surat, Gujarat 395007, India

³ Vishwakarma Institute of Information Technology, Survey No. 3/4, Kondhwa (Budruk), Pune – 411048, Maharashtra, India

a https://orcid.org/0000-0002-4884-4267, nileshgpatil@rediffmail.com;
 b https://orcid.org/0000-0003-4776-6874, atul.saraf001@gmail.com;
 c https://orcid.org/0000-0002-6452-6349, atul.kulkarni@viit.ac.in

ARTICLE INFO

Article history: Received: 20 September 2023 Revised: 31 October 2023 Accepted: 22 January 2024 Available online: 15 March 2024

Keywords: Semi-empirical model Regression model Temperature Surface roughness

Introduction. In manufacturing, obtaining a given surface roughness of the machined parts is of great importance to fulfill functional requirements. However, the surface roughness significantly affected by the heat generated during the machining process, which can lead to a decrease in dimensional accuracy. The surface roughness significantly affects the fatigue characteristics of the part, and the service life of the cutting tool is determined by the cutting temperature generation. The purpose of the work. The purpose of this study is to create semi-empirical models for predicting surface roughness and temperature of various work materials. Enhanced cutting performance is achieved by accurately determining the cutting temperature in the machined zone. However, calculating the cutting temperature for each specific case is fraught with difficulties in terms of labor resources and financial investments. This paper presents a comprehensive empirical formula designed to predict both theoretical temperature and surface roughness. Methodology, The performance of the surface roughness and temperature generation was evaluated for the EN 8, Al 380, SS 316 and SAE 8620 materials when processed with TiAlN-coated carbide tools. The TiAlN coating was obtained by Physical Vapor Deposition (PVD) technique. Response surface methodology was used to prepare predictive models. Cutting speed (from 140 to 340 m/min), feed (from 0.08 to 0.24 mm/rev) and depth of cut (from 0.6 to 1 mm) were used as input parameters to measure the characteristics of all materials in terms of surface roughness and cutting temperature. The tool-work thermocouple principle was used to measure the temperature at the chip-tool interface. Novel Calibration Setup was developed to establish the relationship between the Electromotive Force (EMF) generated during machining and the cutting temperature. Results and Discussion. It is observed that the energy required for mechanical processing was largely converted into heat. The highest cutting temperature is recorded with SS 316, followed by SAE 8620 and EN 8. However, low temperature was reported during machining of Al 380 and it was mainly governed by the thermal conductivity of the material. The lowest surface roughness is observed for SAE 8620, EN 8, followed by SS 316 and Al 380. The semi-empirical method and regression model equations are in good agreement with each other. Statistical analysis of the nonlinear evaluation reveals that cutting speed, feed rate, and material density have a greater influence on the surface roughness, whereas depth of cut has a greater influence on the temperature change. The study will be very useful for predicting industrial performance when machining EN 8, Al 380, SS 316 and SAE 8620 materials with TiAlN-coated carbide tools.

For citation: Patil N.G., Saraf A.R., Kulkarni A.P. Semi empirical modeling of cutting temperature and surface roughness in turning of engineering materials with TiAlN coated carbide tool. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 155–174. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-155-174. (In Russian).

References

1. Ghosh P.S., Chakraborty S., Biswas A.R., Mandal N.K. Empirical modelling and optimization of temperature and machine vibration in CNC hard turning. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (5), pp. 2394–12402. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.218.

* Corresponding author

Kulkarni Atul P, Ph.D. (Engineering), Professor Vishwakarma Institute of Information Technology, Survey No. 3/4, Kondhwa (Budruk), Pune – 411048, Maharashtra, India **Tel.:** 91-2026950419, **e-mail:** atul.kulkarni@viit.ac.in

172 Vol. 26 No. 1 2024

CM

2. Groover M.P. Fundamentals of modern manufacturing: materials, processes, and systems. 4th ed. Hoboken, NJ, Wiley, 2010. 1012 p. ISBN 978-0470-467002.

3. Zhao J., Liu Z., Wang B., Hua Y., Wang Q. Cutting temperature measurement using an improved two-color infrared thermometer in turning Inconel 718 with whisker-reinforced ceramic tools. *Ceramics International*, 2018, vol. 44 (15), pp. 19002–19007. DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.07.142.

4. Kakade H.B., Patil N.G. Comparative investigations into high speed machining of AB titanium alloy (Ti–6al-4v) under dry and compressed Co₂ gas cooling environment. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2018 (1), pp. 20009-1–20009-9. DOI: 10.1063/1.5058246.

5. Gunjal S.U., Sanap S.B., Patil N.G. Role of cutting fluids under minimum quantity lubrication: an experimental investigation of chip thickness. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 28 (2), pp. 1101–1105. DOI: 10.1016/j. matpr.2020.01.090.

6. Kulkarni A.P., Chinchanikar S., Sargade V.G. Dimensional analysis and ANN simulation of chip-tool interface temperature during turning SS304. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 47–64. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-47-64. (In Russian).

7. Kumar R., Sahoo A.K., Das R.K., Panda A., Mishra P.C. Modelling of flank wear, surface roughness and cutting temperature in sustainable hard turning of AISI D2 steel. *Procedia Manufacturing*, 2018, vol. 20, pp. 406–413. DOI: 10.1016/j.promfg.2018.02.059.

8. Gosai M., Bhavsar S.N. Experimental study on temperature measurement in turning operation of hardened steel (EN36). *Procedia Technology*, 2016, vol. 23, pp. 311–318. DOI: 10.1016/j.protcy.2016.03.032.

9. Abhang L.B., Hameedullah M. Chip-tool interface temperature prediction model for turning process. *International Journal of Engineering Science and Technology*, 2010, vol. 2 (4), pp. 382–393.

10. Doniavi A., Eskanderzade M., Tahmsebian M. Empirical modeling of surface roughness in turning process of 1060 steel using factorial design methodology. *Journal of Applied Sciences*, 2007, vol. 7 (17), pp. 2509–2513. DOI: 10.3923/jas.2007.2509.2513.

11. Verma V., Kumar J., Singh A. Optimization of material removal rate and surface roughness in turning of 316 steel by using full factorial method. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 25, pp. 793–798. DOI: 10.1016/j. matpr.2019.09.029.

12. Das D., Ali R.F., Nayak B.B., Routara B.C. Investigation on surface roughness and chip reduction coefficient during turning aluminium matrix composite. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 5 (11), pp. 23541–23548. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.10.142.

13. Bhople N., Patil N., Mastud S. The experimental investigations into dry turning of austempered ductile iron. *Procedia Manufacturing*, 2018, vol. 20, pp. 227–232. DOI: 10.1016/j.promfg.2018.02.033.

14. Aouici H., Yallese M.A., Chaoui K., Mabrouki T., Rigal J.F. Analysis of surface roughness and cutting force components in hard turning with CBN tool: prediction model and cutting conditions optimization. *Measurement*, 2012, vol. 45 (3), pp. 344–353. DOI: 10.1016/j.measurement.2011.11.011.

15. Longbottom J.M., Lanham J.D. Cutting temperature measurement while machining – a review. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*, 2005, vol. 77 (2), pp. 122–130. DOI: 10.1108/00022660510585956.

16. Korkut I., Acır A., Boy M. Application of regression and artificial neural network analysis in modelling of tool–chip interface temperature in machining. *Expert Systems with Applications*, 2011, vol. 38 (9), pp. 11651–11656. DOI: 10.1016/j.eswa.2011.03.044.

17. Dhar N.R., Kamruzzaman M. Cutting temperature, tool wear, surface roughness and dimensional deviation in turning AISI-4037 steel under cryogenic condition. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2007, vol. 47 (5), pp. 754–759. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.09.018.

18. Patil N.G., Brahmankar P.K. Semi-empirical modeling of surface roughness in wire electro-discharge machining of ceramic particulate reinforced Al matrix composites. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 42, pp. 280–285. DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.286.

19. Patel D.R., Kiran M.B. A non-contact approach for surface roughness prediction in CNC turning using a linear regression model. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 26, pp. 350–355. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.12.029.

20. Patel V.D., Gandhi A.H. Analysis and modeling of surface roughness based on cutting parameters and tool nose radius in turning of AISI D2 steel using CBN tool. *Measurement*, 2019, vol. 138, pp. 34–38. DOI: 10.1016/j. measurement.2019.01.077.

21. Rodríguez J., Munoz-Escalona P., Cassier Z. Influence of cutting parameters and material properties on cutting temperature when turning stainless steel. *Revista de la Facultad de Ingeniería Universidad Central de Venezuela*, 2011, vol. 26 (1), pp. 71–80.

173

OBRABOTKA METALLOV

22. Rajput R.K. A textbook of fluid mechanics and hydraulic machines. New Delhi, S. Chand, 2004. ISBN 9789385401374.

23. Saravanakumar A., Karthikeyan S.C., Dhamotharan B., Gokul kumar V. Optimization of CNC turning parameters on aluminum alloy 6063 using Taguchi Robust Design. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (2), pp. 8290–8298. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.11.520.

24. Smith W.F. *Structure and properties of engineering alloys*. New York, McGraw-Hill, 1981. 512 p. ISBN 0070585601. ISBN 978-0070585607.

25. Zou B., Chen M., Li S. Study on finish-turning of NiCr20TiAl nickel-based alloy using Al₂O₃/TiN-coated carbide tools. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2011, vol. 53 (1), pp. 81–92. DOI: 10.1007/s00170-010-2823-z.

26. Dessoly V., Melkote S.N., Lescalier C. Modeling and verification of cutting tool temperatures in rotary tool turning of hardened steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2004, vol. 44 (14), pp. 1463–1470. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2004.05.007.

27. Rezende B.A., Magalhaes F.C., Rubio J.C.C. Study of the measurement and mathematical modelling of temperature in turning by means equivalent thermal conductivity. *Measurement*, 2020, vol. 152, pp. 107275. DOI: 10.1016/j.measurement.2019.107275.

28. Kitagawa T., Kubo A., Maekawa K. Temperature and wear of cutting tools in high-speed machining of Inconel 718 and Ti-6Al-6V-2Sn. *Wear*, 1997, vol. 202 (2), pp. 142–148. DOI: 10.1016/S0043-1648(96)07255-9.

29. Pawade R.S., Joshi S.S. Analysis of acoustic emission signals and surface integrity in the high-speed turning of Inconel 718. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2012, vol. 226 (1), pp. 3–27. DOI: 10.1177/0954405411407656.

30. Aydın M., Karakuzu C., Uçar M., Cengiz A., Çavuşlu M.A. Prediction of surface roughness and cutting zone temperature in dry turning processes of AISI304 stainless steel using ANFIS with PSO learning. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 67 (1), pp. 957–967. DOI: 10.1007/s00170-012-4540-2.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

174

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2024 Том 26 № 1 с. 175–193 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-175-193

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Исследование электроэрозионной обработки криогенно обработанных бериллиево-медных сплавов (BeCu)

Дхрув Савант^{1, a}, Руджута Булах^{1, b}, Виджайкумар Джатти^{1, c, *}, Сатиш Чинчаникар^{2, d}, Акшанш Мишра^{3, e}, Эйоб Месселе Сефене^{4, 5, f}

¹ Технологический институт симбиоза, Пуне – 412115, штат Махараштра, Индия

- ² Институт информационных технологий Вишвакармы, Кондва (Бадрек), Пуне 411039, Махараштра, Индия
- ³ Школа промышленной и информационной инженерии, Миланский политехнический университет, ул. Леонарда, 22, г. Милан, 20127, Италия
- ⁴ Национальный Тайваньский университет науки и технологий, 43 Килунг Роуд, г. Тайбэй, 106335, Тайвань

⁵ Технологический институт Бахир Дар, г. Бахир Дар, штат Амхара, Эфиопия

- ^a https://orcid.org/0009-0009-9543-690X, ^C dhruv.sawant.btech2022@sitpune.edu.in;
- ^b https://orcid.org/0009-0000-4594-3385, S rujuta.bulakh.btech2022@sitpune.edu.in;
- c https://orcid.org/0000-0001-7949-2551, ♥ vijaykumar.jatti@sitpune.edu.in;
- d ____https://orcid.org/0000-0002-4175-3098, ☺ satish.chinchanikar@viit.ac.in;
- ^e https://orcid.org/0000-0003-4939-359X, ^c akshansh.mishra@mail.polimi.it;
- f https://orcid.org/0000-0003-4660-6262, 🗢 eyobsmart27@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ АННОТАЦИЯ

УДК 621.9.048.4

История статьи: Поступила: 18 ноября 2023 Рецензирование: 08 января 2024 Принята к печати: 22 января 2024 Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова: Бериллиевая медь Криогенная обработка Скорость съема материала Толщина белого слоя Образование поверхностных трещин

Введение. В современном производственном мире отрасли промышленности должны внедрять технологические достижения для прецизионной обработки труднообрабатываемых металлов, особенно для бериллиево-медных сплавов (BeCu). Электроэрозионная обработка сплавов доказала свою жизнеспособность. Цель работы. Обзор литературы показал, что исследование электроэрозионной обработки ВеСи-сплавов все еще находится в зачаточном состоянии. Кроме того, криогенная обработка заготовок и электродов при электроэрозионной обработке не привлекла особого внимания исследователей. Более того, в исследованиях очень мало внимания уделено влиянию магнитной индукции на целостность поверхности и производительность во время электроэрозионной обработки. Методы исследования. В данной статье описывается использование электролитической меди с различными значениями тока в межэлектродном зазоре, периодами импульса и величиной магнитной индукции при электроэрозионной обработке ВеСи-сплавов. В статье рассматривается, как криогенная обработка заготовки и инструмента, время импульса, ток в межэлектродном зазоре и величина магнитной индукции влияют на скорость съема материала, толщину белого слоя и образование поверхностных трещин. Результаты и обсуждение. Комбинация криогенно обработанной детали из ВеСи-сплава и необработанного медного электрода имела самую высокую скорость съема материала среди всех комбинаций деталей и инструментов, использованных в этом исследовании. Время импульса и величина магнитной индукции мало влияли на скорость съема материала, тогда как наибольший эффект имел ток в межэлектродном зазоре. Максимально достигнутая скорость съема материала составила 11,807 мм³/мин. При высокой скорости съема материала наблюдаемая толщина белого слоя на горизонтальной поверхности колебалась в диапазоне 12,92-14,24 мкм. Таким же образом были определены максимальное и минимальное значения для вертикальной поверхности, равные 15,58 и 11,67 мкм соответственно. По данным сканирующей электронной микроскопии толщина слоя составляла менее 20 мкм, а в образцах с низкой, средней и высокой скоростью съема материала наблюдались едва заметные поверхностные трещины. Очевидно, что из-за криогенной обработки заготовки и внешнего магнитного поля наблюдалось незначительное растрескивание поверхности и образование белого слоя.

Для цитирования: Исследование электроэрозионной обработки криогенно обработанных бериллиево-медных сплавов (BeCu) / Д. Савант, Р. Булах, В. Джатти, С. Чинчаникар, А. Мишра, Э.М. Сефене // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 175–193. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-175-193.

- *Джатти Виджайкумар*, к.т.н., профессор Технологический институт симбиоза,
- Пуне 412115, штат Махараштра, Индия

Ten.: 91-2028116300, e-mail: vijaykumar.jatti@sitpune.edu.in

C_M

Введение

ВеСи-сплавы (бериллиево-медные сплавы) – это очень надежные материалы с высокой усталостной прочностью, твердостью, износостойкостью и немагнитными характеристиками, которые используются в различных отраслях промышленности. Консистентный однородный жидкий раствор получается за счет сочетания бериллия и меди, что является отличительной чертой микроструктуры. Медь часто сохраняет свою гранецентрированную кубическую форму, а бериллий становится важной частью медных кристаллов. Когда атомы меди замещаются атомами бериллия, образуется твердый раствор замещения. ВеСи-сплавы использовались для создания язычков прерывателей, диафрагм, регулирующих клапанов, компонентов распределительных устройств, а также всех разновидностей плоских и винтовых пружин. Высокая электропроводность и ударная вязкость также использовались в головках для экструзии пластика и специальной технологической оснастке. Однако при использовании традиционных методов механической обработки ВеСи-сплавов возникает ряд проблем. Из-за высокой прочности ВеСи-сплавов проблематично сохранить целостность поверхности готового изделия, а также в процессе обработки происходит повышенный износ инструмента. ВеСи-сплавы обладают хорошими термическими и электротехническими свойствами, что делает электроэрозионную обработку безопасной и эффективной.

Для резки твердых материалов практичным методом является электроэрозионная обработка (ЭЭО) [1–6]. Из-за сложности процесса были проведены многочисленные исследования электроэрозионной обработки для определения оптимальных параметров [7–10]. Основная цель данного исследования – разработать продуктивную систему, повышающую скорость съема материала (ССМ). Используя методы машинного обучения (МО), группа исследователей создала модели прогнозирования производительности ЭЭО, включая ССМ [11–13].

Разработка моделирования процессов ЭЭО подробно обсуждалась Мингом и др. (Ming et al.) [14]. Шастри и др. (Shastri et al.) [15] оценили влияние охлаждения, ультразвуковой обработки, обработки порошковыми смесями и криогенной

обработки на такие показатели производительности, как ССМ, интенсивность износа инструмента (ИИИ), целостность поверхности и оплавленный слой. Бупати (Boopathi) [16] предложил всесторонний анализ литературы о различных диэлектрических жидкостях, ранее неизвестных и устойчивых инновациях, параметрах процесса, характеристиках обработки и стратегиях оптимизации, используемых при сухой или почти сухой электроэрозионной обработке. Целью объединения исследований по сухой и почти сухой электроэрозионной обработке была поддержка экологически чистых исследовательских проектов по электроэрозионной обработке. Влияние настроек электроэрозионной обработки выемок пространственно сложной формы на ССМ ВеСисплавов исследовалось Али и др. (Ali et al.) [17].

Влияние настроек электроэрозионной обработки на ССМ, износ инструмента, относительный износ электродов и шероховатость поверхности NiTi-сплавов было исследовано Данешмандом с соавторами (Daneshmand et al.) [18]. К числу таких параметров относятся напряжение, ток разряда, время включения и время выключения импульса. Испытания были разработаны с использованием ортогональной матрицы L18 по методологии Тагучи. Влияние тока, напряжения, вращения инструмента, порошка Al₂O₃, CCM, ИИИ и шероховатости поверхности также исследовали Данешманд с соавторами (Daneshmand et al.) [19]. Результаты показывают, что ССМ можно увеличить, используя порошок Al₂O₂, вращая инструмент и повышая напряжение, силу тока и ширину импульса. Влияние электроэрозионной обработки на окружающую среду, здоровье и безопасность человека было исследовано Бароем с соавторами (Baroi et al.) [20]. Влияние криогенной обработки на рабочий материал Inconel 718 исследовали Каннан с соавторами (Kannan et al.) [21]. Охлаждающий эффект медных электродов во время электроэрозионной обработки выемок пространственно сложной формы в титановом сплаве (Ti-6Al-4V) был исследован Абдулкаримом и др. (Abdulkareem et al.) [22]. Изучено влияние охлаждения на шероховатость поверхности детали и износ электродов. Чтобы выяснить, как глубокая криогенная обработка влияет на обрабатываемость сплава Ті 6246, Гилл (Gill) и Сингх (Singh) [23] использовали инструмент из электролитической меди для сверления глухих отверстий диаметром 10 мм. Кроме того, было проведено сравнение необработанного сплава Ті 6246 и сплава Ті 6246 после глубокой криогенной обработки с точки зрения шероховатости поверхности и зарезания отверстий. Охлаждение медного электрода при электроэрозионной обработке (ЭЭО) заготовки из быстрорежущей стали марки М2 исследовали Шривастава (Srivastava) и Панди (Pandey) [24]. Обрабатываемость оценивали по относительному износу электрода (ОИЭ) и шероховатости поверхности (ШП). В исследовании Йылдыза и др. (Yildiz et al.) [25] изучалось влияние криогенной обработки и обработки холодом на обрабатываемость заготовок из ВеСи-сплава электроэрозионным способом. В этом исследовании ВеСи-сплав обрабатывался при температуре около -150 °F (-100 °C) для обработки холодом и -300 °F (-185 °C) для криогенной обработки.

Обрабатываемость электроэрозионным резанием титана была изучена Сингхом (Singh) и Сингхом (Singh) [26] как до, так и после криогенной обработки инструмента и заготовки. Выходные показатели исследования включали точность размеров, шероховатость поверхности, ИИИ и ССМ. Теплопроводность меди была значительно повышена за счет криогенной обработки в экспериментальном исследовании, проведенном Надигом и др. (Nadig et al.) [27]. Теплопроводность была лишь незначительно увеличена при отпуске по сравнению с криогенной обработкой. Результаты открывают путь для дальнейших исследований по оптимизации температуры и продолжительности криогенной обработки, а также других параметров отпуска. Во время электроэрозионной обработки быстрорежущей стали М2 Шривастава (Srivastava) и Панди (Pandey) [28] оценивали шероховатость поверхности (ШП), интенсивность износа металла (ИИИ) и относительный износ электрода (ОИЭ), используя медный электрод с криогенным охлаждением совместно с ультразвуком. Ток разряда, рабочий цикл, напряжение в межэлектродном зазоре и время включения были переменными, их можно было регулировать. В процессе электроэрозионной обработки сравнивали три типа электродов: обычные, криогенно охлажденные и криогенно охлажденные совместно с ультразвуком. Были измерены ССМ, ОИЭ и ШП. По словам Лицина

инструментов на процессы электроэрозионной обработки (EDM) изучали Матай с соавторами (Mathai et al.) [31]. Когда обработка выполняется с использованием электродов, подвергнутых криогенной обработке различной продолжительности, эффективность процесса оценивается путем изучения изменения критических характеристик отклика, таких как ССМ, ИИИ и шероховатость поверхности, в зависимости от тока и времени включения импульса. Сингх с соавторами (Singh et al.) в своем исследовании [32] стремились оценить эффективность медного электрода, изготовленного с помощью нового быстрого производственного процесса в электроэрозионной обработке стали D2. С другой стороны, Пракаш и др. (Prakash et al.) [33] сосредоточились на сравнении характеристик необработанных и криогенно обработанных электродов-инструментов в процессе микроэрозионной обработки магниевого сплава AZ31B. Электроды-инструменты подвергались криогенной обработке для улучшения их механических характеристик, таких как твердость

и износостойкость, что в свою очередь улуч-

шало качество обрабатываемых деталей. Груп-

па исследователей оптимизировала параметры

процесса с помощью многокритериального

принятия решений (МКПР) при электроэрози-

онной обработке SiC-композитов АА6061-Т6 (15 масс.% SiC) [34]. Были предприняты по-

пытки с использованием контролируемого ма-

шинного обучения предсказать шероховатость



OBRABOTKA METALLOV

(Liqing) и Инцзе (Yingjie) [29], повторное при-

крепление частиц к обработанной поверхности

вызвало серьезные трудности при сухой электроэрозионной обработке. В ходе их исследова-

ний были предложены два метода увеличения

ССМ при сухой электроэрозионной обработке:

первый предполагает использование криоген-

но охлажденных заготовок, а второй – использование сухой электроэрозионной обработки

в сочетании с газообразным кислородом. Джаф-

ферсон (Jafferson) и Харихаран (Hariharan) [30]

кристаллитов, микротвердость и провели ми-

кроскопические исследования, а также сравни-

ли параметры обработки криогенно обработан-

ных и необработанных микроэлектродов при микроэлектроэрозионной обработке (МЭЭО).

Влияние криогенно обработанных электродов-

определили

электросопротивление, размер

CM

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

поверхности электроэрозионной обработки глубоко криогенно обработанных NiTi-, NiCu-и BeCu-сплавов [35].

Обзор литературы показал, что исследование электроэрозионной обработки ВеСи-сплавов все еще находится в зачаточном состоянии. Кроме того, криогенная обработка заготовок и электродов при электроэрозионной обработке не получила большого внимания исследователей. Более того, в исследованиях уделялось очень мало внимания влиянию магнитной индукции на целостность поверхности и производительность во время электроэрозионной обработки. Поэтому цель данного исследования – выяснить, как криогенная обработка заготовки и электрода, напряженность магнитного поля, ток в межэлектродном зазоре и время включения импульса влияют на удельный съем материала, толщину белого слоя и образование поверхностных трещин. Кроме того, в этом исследовании используются алгоритмы регрессии машинного обучения для оценки ССМ. Оставшуюся часть работы составляют разделы, посвященные материалам и методам, результатам и их обсуждению, а также выводам.

Материалы и методы исследования

В этом исследовании для испытаний использовался электроэрозионный копировальнопрошивочный станок Electronica Machine Tools Limited, модель C400×250. В качестве заготовки в данном исследовании взяли брусок размером $100\times100\times50$ мм, который был затем разделен на блоки размером $30\times20\times20$ мм для проведения экспериментов. В качестве материала электрода-инструмента в экспериментах использовали медь с высокой теплопроводностью. Инструмент имел квадратную форму размером 6×90 мм соответственно. С помощью индексирующей системы и фрезерного станка ему придали квадратную форму 3×25 мм.

В ходе эксперимента прикладывалось внешнее магнитное поле с помощью неодимового магнита, окружающего зону резания. Перед экспериментом заготовку и электроды-инструменты подвергали криогенной подготовке. Чтобы выяснить, как криогенная обработка повлияла на материалы, были проведены испытания на электрическое сопротивление/проводимость. Вес заготовок и электродов-инструментов измерялся с помощью компьютеризированных весов с точностью 0,001 г как до, так и после обработки. Удельный съем материала рассчитывали по формуле

$$\mathbf{YCM} = \left(\frac{M_1 - M_2}{\rho T}\right),\tag{1}$$

где M_1 – масса заготовки перед механической обработкой, г; M_2 – масса заготовки после механической обработки, г; ρ – плотность заготовки, г/см³; T – длительность цикла, мин.

Толщину белого слоя каждого образца исследовали при 850-кратном увеличении с помощью сканирующего электронного микроскопа. Далее обработанные поверхности образцов исследовали при 1000-кратном увеличении и измеряли поверхностные трещины на дне и стенках отверстий. С помощью электродов-инструментов из электролитической меди на необработанных деталях из BeCu-сплава были созданы квадратные отверстия глубиной 5 мм от поверхности.

На рис. 1 представлена экспериментальная установка, состоящая из ВеСи-заготовки, медного электрода-инструмента и магнитов. Были проведены эксперименты для оценки влияния криогенной обработки заготовки и электродовинструментов, а также тока в межэлектродном зазоре и магнитной индукции на удельный съем материала. Таким образом, эксперименты проводили в два этапа: поисковые и основные эксперименты по статистическому плану Бокса – Бенкена. Расчетные переменные, использованные для изучения влияния параметров процесса на эксплуатационные характеристики, приведены в табл. 1.

С целью принятия решения о диапазоне и уровне тока в межэлектродном зазоре и величине магнитной индукции для получения оптимальных значений удельного съема материала проводили поисковые исследования. Ток в межэлектродном зазоре и величину магнитной индукции варьировали на пяти уровнях, на каждом уровне выполняли один проход. Рассматривали различные комбинации заготовки и инструмента:

 – ВеСи необработанный и Си необработанный;

– ВеСи необработанный и Си криогенно обработанный;

 – ВеСи криогенно обработанный и Си необработанный;



Рис. 1. Экспериментальная установка Fig. 1. Experimental set-up

> Таблица 1 Table 1

Расчетные параметры

D .		
llocion	Voriohlac	
DESIGN	variabics	

Параметр	Рабочие характеристики
Ток в межэлектродном зазоре, А: 8; 10; 12; 14; 16	
Величина магнитной индукции, Тл: 0; 0,124; 0,248; 0,372; 0,496	
Время включения импульса: 38 мкс	
Напряжение в межэлектродном зазоре: 55 В	
Время выключения импульса: 7 мкс	белого слоя, длина трещины
Диэлектрик: промышленное масло для электроискровой	
обработки	
Давление прокачки: 0,5 кг/см ²	
Полярность: заготовка (-); электрод-инструмент (+)	

- ВеСи криогенно обработанный и Си криогенно обработанный.

На основании результатов поисковых исследований были спроектированы основные эксперименты с использованием трехпараметрического статистического плана Бокса – Бенкена.

Результаты и их обсуждение

В этом разделе иллюстрируются экспериментальные результаты по ССМ и их анализ, толщина белого слоя и образование трещин,

а также прогнозирование ССМ с использованием регрессий машинного обучения.

Экспериментальные результаты и их анализ

Экспериментальные исследования проводили в два этапа. Во-первых, одна переменная варьировалась на выбранных уровнях при фиксированных средних значениях остальных переменных. Эти эксперименты проводились с целью изучения и нормирования настроек электроэрозионного станка и реакции процесса
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

в целом. Было установлено, что 5 мм – достаточная глубина фрезерования для достижения стабильности во время процесса. В этом исследовании были изменены две переменные: ток в межэлектродном зазоре и величина магнитной индукции. Оставшаяся переменная распределялась через равные интервалы по всему диапазону, в то время как остальные переменные фиксировались на соответствующих средних значениях для всего диапазона опций, доступных в станке. В первых пяти испытаниях менялся только ток в межэлектродном зазоре, как показано в табл. 2.

Подобное изменение величины магнитной индукции наблюдалось в пяти экспериментах, как показано в табл. 3. Ток в межэлектродном зазоре и магнитная индукция варьировались для четырех комбинаций деталей и инструментов.

В данной работе варьировались только ток в межэлектродном зазоре и внешнее магнитное поле. Известно, что параметром, сильнее всего влияющим на ССМ, является энергия искры.

Таблица 2

Table 2

Величина магнитной индукции, Тл	Напря- жение в меж- электрод- ном зазоре, В	Ток в меж- электродном зазоре, А	Время вклю- чения импульса, мкс	Время вы- ключения импульса, мкс	Комбинации заготовок и инстру- ментов (HO:HO ; O:HO ; HO:O ; O:O)
0,248	55	8	38	7	HO:HO (ВеСи необработанный и Си обработанный).
0,248	55	10	38	7	О:НО (ВеСи обработанный
0,248	55	12	38	7	и Си неоораоотанныи), НО:О (ВеСи необработанный
0,248	55	14	38	7	и Си обработанный), 0:0 (ВеСи обработанный
0,248	55	16	38	7	и Си обработанный)

Матрица эксперимента: варьирование тока в межэлектродном зазоре Experimental matrix: Varying gap current

Таблица 3

Table 3

Матрица эксперимента: варьирование величины магнитной индукции Experimental matrix: Varying magnetic strength

Величина магнитной индукции, Тл	Напряже- ние в межэлек- тродном зазоре, В	Ток в межэлек- тродном зазоре, А	Время включения импульса, мкс	Время вы- ключения импульса, мкс	Комбинации заготовок и инструментов (НО:НО; О:НО ; НО:О; О:О)
0	55	12	38	7	НО:НО (ВеСи необработанный
0,124	55	12	38	7	и Си оораоотанныи), О:НО (ВеСи обработанный
0,248	55	12	38	7	и Си необработанный), HO:O (ВеСи необработанный
0,372	55	12	38	7	и Си обработанный), О:О (ВеСи обработанный)
0,496	55	12	38	7	и Си обработанный)

MATERIAL SCIENCE

При криогенной обработке тепловые колебания атомов металлов уменьшаются за счет понижения температуры. Это приводит к уменьшению удельного электрического сопротивления и улучшению электропроводности. Благодаря криогенной обработке повышается однородность кристаллической структуры и растворяются дислокации, что улучшает структурную компактность и электропроводность. Согласно закону Видмана – Франца – Лоренца увеличение электропроводности приведет к увеличению теплопроводности.

На рис. 2 показано изменение ССМ в зависимости от тока в межэлектродном зазоре для обработанных и необработанных ВеСи-сплавов с обработанными и необработанными медными электродами-инструментами (четыре комбинации деталей и инструментов – НО:НО; О:НО; НО:О; О:О). Температура поверхности заготовки имеет тенденцию повышаться в результате увеличения энергии искры, вызванной током в межэлектродном зазоре. В результате вещество плавится, а расплавленный металл впоследствии вымывается диэлектрической жидкостью. Из-за повышенной электропроводности заготовки после криогенной обработки ССМ повышается. В процессе электроэрозионной обработки в зоне обработки образуются остатки нежелательного материала, удаленного с заготовки. Эффективность обработки снижается, поскольку вместо искрения возникает дуга, если остатки нежелательного материала не удалить из зоны резания.



Рис. 2. Скорость съема металла в зависимости от тока в межэлектродном зазоре для четырех комбинаций заготовок и инструментов

Fig. 2. MRR varying with gap current for four combinations of workpieces and tools

CM

Удалению мусора из зоны резания способствует сила внешнего магнитного поля. Кроме того, это предотвращает скопление частиц в зоне резки. В результате стабильность процесса электроэрозионной обработки повышается. На рис. 3 показано изменение ССМ в зависимости от магнитной индукции для обработанных и необработанных ВеСи-сплавов с обработанными и необработанными медными электродами-инструментами (четыре комбинации деталей и инструментов – НО:НО; О:НО; НО:О; О:О). С увеличением тока в межэлектродном зазоре энергия искры увеличивается, повышая температуру поверхности детали, тем самым плавя и испаряя материал с поверхности детали и увеличивая ССМ.



Рис. 3. Скорость съема материала в зависимости от величины магнитной индукции для четырех комбинаций заготовок и инструментов



Для оценки влияния входных переменных, а именно тока в межэлектродном зазоре (Ig), величины внешнего магнитного поля (магнитной индукции) (B) и времени включения импульса (T_{on}), на скорость удаления материала (ССМ) была исследована пара, состоящая из криообработанной ВеСи-заготовки и необработанного медного электрода-инструмента. Эта комбинация заготовки и инструмента выбрана, поскольку она обеспечивает более высокую ССМ среди других комбинаций заготовки и инструмента, изучавшихся в настоящем исследовании. В табл. 4 представлена матрица эксперимента с ССМ, варьирующейся в зависимости от Ig, B и T_{on} .

Таблица 4

Table 4

Номер экспери- мета	Ток в межэлектрод- ном зазоре <i>Ig</i> , А	Величина магнит- ной индукции <i>В</i> , Тл	Время включения импульса <i>T_{on}</i> , мкс	Скорость съема материала, мм ³ /мин
1	8	NO	26	2,32
2	8	0,496	26	2,22
3	16	NO	26	6,00
4	16	0,496	26	6,54
5	12	NO	13	1,93
6	12	0,496	13	2,04
7	12	NO	38	4,66
8	12	0,496	38	5,003
9	8	0,248	13	0,97
10	16	0,248	13	1,88
11	8	0,248	38	2,89
12	16	0,248	38	7,40
13	12	0,248	26	4,86
14	12	0,248	26	4,64
15	12	0,248	26	4,78

План Бокса – Бенкена с наблюдаемыми значениями скорости съема материала Box–Behnken Design with observed values of *MRR*

Для лучшего понимания характеристик электроэрозионной обработки была разработана экспериментально обоснованная математическая модель ССМ для комбинации **O:HO** (обработанная BeCu-заготовка и необработанный Cu-инструмент):

 $CCM = 0,004501 (Ig)^{1,339} \times (B)^{0,00121} (T_{on})^{1,0508}.$ (2)

Значения коэффициентов, участвующих в уравнении (2), было рассчитано с использованием инструмента анализа данных Microsoft Advanced Excel. Значения R-квадрата (R^2), которые измеряют долю вариаций в точках данных, близки к 0,912. Таким образом, разработанная модель надежно прогнозирует ССМ во время электроэрозионной обработки криогенно обработанной ВеСи-заготовки с необработанным медным электродом-инструментом. Кроме того, чтобы лучше понять влияние параметров процесса, ССМ (рис. 4) строится с использованием разработанной модели, варьирующейся в за-

висимости от параметров процесса для **O:HO** (комбинации обработанной ВеСи-заготовки и необработанного Си-инструмента). На рис. 4, *а* показано изменение ССМ в зависимости от тока в межэлектродном зазоре при величине магнитной индукции и длительности импульса 0,248 Тл и 26 с. Можно заметить, что ССМ увеличивается с увеличением тока в межэлектродном зазоре.

ССМ, меняющаяся в зависимости от магнитной индукции при токе в межэлектродном зазоре 12 А и длительности импульса 26 с, показана на рис. 4, δ . Кроме того, ССМ колеблется в зависимости от времени импульса при токе в межэлектродном зазоре и магнитной индукции 12 А и 0,248 Тл, как показано на рис. 4, ϵ . Небольшой рост ССМ наблюдается с увеличением напряженности магнитного поля. Однако, как показано на рис. 4, ϵ , ССМ, похоже, растет вместе с временем включения импульса. Наибольшее влияние на ССМ оказывает ток в межэлектродном зазоре, за ним следуют импульсный интервал и магнитная индукция, которые оказывают незначительное влияние.



Рис. 4. Скорость съема материала в зависимости от тока в межэлектродном зазоре (a), величины магнитной индукции (δ) и времени включения импульса (e)

Fig. 4. MRR varying with gap current (a), magnetic field (δ) and pulse on-time (ϵ)

Согласно рис. 4, значения ССМ уменьшаются с уменьшением значений магнитной индукции и тока в межэлектродном зазоре. По мере увеличения значений тока в межэлектродном зазоре и магнитной индукции ССМ также увеличивается. При магнитной индукции 0,4 Тл и токе в межэлектродном зазоре 16 А значение ССМ превышает 7 мм³/мин. Более низкие значения магнитной индукции и времени включения импульса приводят к более низким показаниям ССМ. Значение ССМ увеличивается одновременно с увеличением магнитной индукции и импульсных интервалов. ССМ превышает 7 мм³/мин при магнитной индукции 0,4 Тл и импульсном интервале 35 мкс. Значения ССМ ниже для меньших значений тока в межэлектродном зазоре и импульсного интервала. По мере роста тока в межэлектродном зазоре и импульсного интервала ССМ также увеличивается. При токе в межэлектродном зазоре 16 А и импульсном интервале 35 мкс значение ССМ превышает 7 мм³/мин. При токе в межэлектродном зазоре 16 А, магнитной индукции 0,4709 Тл и импульсе 38 мкс оптимизатор, используя принцип комплексной желательности, вовремя спрогнозировал значение ССМ 7,6453 мм³/мин.

Толщина белого слоя (ТБС)

Что касается первичных испытаний, то для проверки толщины белого слоя (ТБС) были выбраны условия, обеспечивающие наибольшую скорость удаления материала. Толщина белого слоя отображается на двух отдельных краях квадратных отверстий на рис. 5, а, б для тока в межэлектродном зазоре 8 А, магнитной индукции 0,248 Тл, напряжения в межэлектродном зазоре

55 В, времени включения импульса 13 мкс и времени выключения импульса 7 мкс.

На рис. 5 показано, что низкая энергия искры при токе в межэлектродном зазоре 8 А и времени включения импульса 13 мкс привела к ограниченному образованию белого слоя. Следует отметить, что заготовка имеет очень низкое содержание углерода, а это означает, что образуется белый слой меньшей толщины.

Рис. 6, а, б иллюстрируют толщину белого слоя в двух различных углах квадратного отверстия при напряжении в межэлектродном зазоре 55 В, токе в межэлектродном зазоре 8 А, магнитной индукции 0,248 Тл, времени включения импульса 38 мкс, времени выключения импульса 7 мкс. Из-за более высокой энергии искры в этом пробном случае по сравнению с предыдущим случаем толщина белого слоя увеличена.

Толщина белого слоя на краях двух отдельных квадратных отверстий изображена на рис. 7, а, б с током в межэлектродном зазоре 16 А, магнитной индукцией 0,248 Тл, напряжением в межэлектродном зазоре 55 В, временем включения импульса 38 мкс и временем выключения импульса 7 мкс. В этом сценарии условия обработки выше: время включения импульса составляет 38 мкс и ток в межэлектродном зазоре 16 А. Таким образом, белый слой в этом случае толще, чем в первых двух. Однако толщина белого слоя обычно составляет менее 20 мкм, это указывает на то, что расплавленный металл эффективно удаляется с поверхности заготовки путем промывки диэлектриком.

Белый слой представляет собой тонкий слой переработанного материала, который образуется

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ



Рис. 5. Толщина белого слоя в эксперименте № 9 (табл. 4) при вертикальном поперечном сечении квадратного отверстия (*a*), горизонтальном поперечном сечении квадратного отверстия (*б*)





Рис. 6. Толщина белого слоя в эксперименте № 14 (табл. 4) при вертикальном поперечном сечении квадратного отверстия (*a*), горизонтальном поперечном сечении квадратного отверстия (*б*)

Fig. 6. White layer thickness in experiment No. 14 (Table 4) at the vertical cross-section of a square hole (a), the horizontal cross-section of the square hole (δ)

на поверхности заготовки после электрического разряда. Этот слой имеет другие физические и химические свойства по сравнению с основным материалом. Толщина белого слоя зависит от различных факторов, в том числе от параметров электроэрозионного процесса и обрабатываемого материала. Более высокая энергия разряда увеличивает удаление материала, в результате чего получается более толстый белый слой. Более длительные импульсы обеспечивают большую передачу энергии и могут привести к образованию более толстого белого слоя. ВеСu-сплав обладает особыми свойствами

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

теплопроводности и электропроводности, которые могут повлиять на образование белого слоя. Состав и микроструктура сплава также могут играть роль. Правильная промывка зоны обработки помогает удалить мусор и контролировать выделение тепла во время процесса, которое может повлиять на образование белого слоя.

Наблюдаемая толщина белого слоя при низкой скорости съема материала для горизонтальной поверхности составляет минимум 6,38 мкм и максимум 10,47 мкм. Для вертикальных поверхностей максимум и минимум составляют 13,83 и 6,99 мкм соответственно. Наблюдаемая толщи-



Рис. 7. Толщина белого слоя в эксперименте № 12 (табл. 4) при вертикальном поперечном сечении квадратного отверстия (*a*), горизонтальном поперечном сечении квадратного отверстия (*б*)

Fig. 7. White layer thickness in experiment No. 12 (Table 4) at the vertical cross-section of a square hole (a), the horizontal cross-section of the square hole (δ)

на белого слоя при высокой скорости съема материала на горизонтальной поверхности составляет минимум 12,92 мкм и максимум 14,24 мкм. Для вертикальной поверхности максимум и минимум составляют 15,58 и 11,67 мкм соответственно.

Формирование трещин на обработанной поверхности

Процесс электроэрозионной обработки предполагает создание высоких температур на поверхности заготовки. Быстрый нагрев и последующие циклы охлаждения могут вызвать термические напряжения. Эти термические напряжения могут привести к образованию трещин. Адекватное охлаждение и промывка зоны обработки имеют решающее значение в электроэрозионной обработке для контроля температуры и удаления мусора. Недостаточный поток или охлаждение диэлектрической жидкости может привести к чрезмерному нагреву и тепловым напряжениям, увеличивая вероятность образования трещин. На рис. 8, a, b, а также на рис. 9, a-aпоказаны трещина и литой слой на обработанной поверхности заготовки.

Вырезанную часть заготовки исследовали с помощью растровой электронной микроскопии.



Рис. 8. Трещины в эксперименте № 9 на боковой поверхности квадратного отверстия (*a*), на нижней поверхности квадратного отверстия (*б*)

Fig. 8. Cracks in experiment No. 9 at the wall surface of square hole (*a*), the bottom surface of square hole (δ)

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

C,



Рис. 9. Трещины на боковой поверхности квадратного отверстия в эксперименте № 14 (*a*), на нижней поверхности квадратного отверстия в эксперименте № 14 (*б*), на боковой поверхности квадратного отверстия в эксперименте № 12 (*в*), на нижней поверхности квадратного отверстия в эксперименте № 12 (*в*).

Fig. 9. Cracks at The wall surface of square hole in experiment No. 14 (*a*), the bottom surface of square hole in experiment No. 14 (δ), the wall surface of square hole in experiment No. 12 (*e*), the bottom surface of square hole in experiment No. 12 (*e*)

MATERIAL SCIENCE

Были сделаны снимки нижней поверхности заготовки и поверхности стенки (рис. 9, *д*, *e*). Образец имеет очень мало поверхностных трещин при низких, средних и высоких скоростях съема материала, поскольку заготовка обладает превосходными тепловыми характеристиками и на поверхности образуется более тонкий белый слой. Криогенная обработка заготовки и внешняя магнитная сила предотвратили образование поверхностных трещин и образование белых слоев.

Заключение

В настоящем исследовании скорость съема материала, толщина слоя и образование трещин на стенках и нижней поверхности квадратного отверстия, полученного электроэрозионной обработкой (ЭЭО), были исследованы с учетом влияния криогенно обработанных комбинаций заготовок из медно-бериллиевого сплава (BeCu) и медных (Cu) электродов. Были проведены эксперименты с изменением тока в межэлектродном зазоре, магнитной индукции и времени включения импульса. Время выключения импульса 7 мкс и напряжение в межэлектродном зазоре 55 В сохранялись постоянными для всех экспериментов. Были также исследованы толщина белого слоя и образование поверхностных трещин в зависимости от параметров процесса электроэрозионной обработки. Чтобы определить окончательные уровни входных параметров процесса для первичных экспериментов, сначала было проведено поисковое исследование. При планировании и проведении первичных исследований применялся план экспериментов Бокса – Бенкена. На основе экспериментов была создана математическая модель для прогнозирования и максимизации ССМ за счет оптимизации производительности ЭЭО. Настоящее исследование позволяет сделать следующие выводы.

BeCu-• Комбинация криообработанной заготовки и необработанного медного электрода обеспечила более высокую ССМ среди других комбинаций заготовок и инструментов, выбранных в настоящем исследовании.

• Наибольшее влияние на ССМ оказал ток в межэлектродном зазоре, за ним следовали импульсный интервал и магнитная индукция, которые оказали незначительное влияние. ССМ составила минимум 0,9 мм³/мин и максимум 11,807 мм³/мин.

• Наблюдаемая толщина белого слоя при низкой скорости съема материала для горизонтальной поверхности составляла минимум 6,38 мкм и максимум 10,47 мкм. Для вертикальных поверхностей максимум и минимум составили 13,83 и 6,99 мкм соответственно.

• Наблюдаемая толщина белого слоя при высокой скорости съема материала на горизонтальной поверхности составляла минимум 12,92 мкм и максимум 14,24 мкм. Для вертикальной поверхности максимум и минимум составили 15,58 и 11,67 мкм соответственно.

• РЭМ-изображения были получены на стенках и нижней поверхности заготовки. Незначительные поверхностные трещины наблюдались при низких, средних и высоких скоростях съема материала.

• Очевидно, что из-за криогенной обработки заготовки и внешней магнитной силы образование белого слоя и образование поверхностных трещин были низкими.

Список литературы

1. Machining optimization parameter and experimental investigations of nano-graphene mixed electrical discharge machining of nitinol shape memory alloy / J. Vora, S. Khanna, R. Chaudhari, V.K. Patel, S. Paneliya, D.Y. Pimenov, K. Giasin, C. Prakash // Journal of Materials Research and Technology. - 2022. -Vol. 19. – P. 653–668. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.05.076.

2. Akıncıoğlu S. Taguchi optimization of multiple performance characteristics in the electrical discharge machining of the TiGr2 // Facta Universitatis. Series: Mechanical Engineering. - 2022. - Vol. 20 (2). - P. 237-253. - DOI: 10.22190/FUME201230028A.

3. Optimization of hydroxyapatite powder mixed electric discharge machining process to improve modified surface features of 316L stainless steel / M. Danish, M. Al-Amin, A.M. Abdul-Rani, S. Rubaiee, A. Ahmed, F.T. Zohura, R. Ahmed, M.B. Yildirim // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering. -2023. -Vol. 237 (3). -P. 881-895. - DOI: 10.1177/09544089221111584.

4. Kam M., İpekçi A., Argun K. Experimental investigation and optimization of machining parameters of deep cryogenically treated and tempered steels in electrical discharge machining process // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering. -2022. -Vol. 236(5). -P. 1927–1935. – DOI: 10.1177/09544089221078133.

5. Study of various optimization techniques for electric discharge machining and electrochemical

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

machining processes / N. Gautam, A. Goyal, S.S. Sharma, A.D. Oza, R. Kumar // Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 57. – P.615–621. – DOI: 10.1016/j. matpr.2022.02.005.

6. *Shukla S.K., Priyadarshini A.* Application of machine learning techniques for multi objective optimization of response variables in wire cut electro discharge machining operation // Materials Science Forum. – 2019. – Vol. 969. – P. 800–806. – DOI: 10.4028/ www.scientific.net/MSF.969.800.

7. *Kumar Vin., Kumar Vik., Jangra K.K.* An experimental analysis and optimization of machining rate and surface characteristics in WEDM of Monel-400 using RSM and desirability approach // Journal of Industrial Engineering International. – 2015. – Vol. 11 (3). – P. 297–307. – DOI: 10.1007/s40092-015-0103-0.

8. *Kumar S.V., Kumar M.P.* Optimization of cryogenic cooled EDM process parameters using grey relational analysis // Journal of Mechanical Science and Technology. – 2014. – Vol. 28. – P. 3777–3784. – DOI: 10.1007/s12206-014-0840-9.

9. *Gangele A., Mishra A.* Surface roughness optimization during machining of niti shape memory alloy by EDM through Taguchi's technique // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 29. – P. 343–347. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.07.287.

10. Machine learning for predictive modeling in management of operations of EDM equipment product / I. Ghosh, M. Sanyal, R. Jana, P.K. Dan // 2016 Second International Conference on Research in Computational Intelligence and Communication Networks (ICRCICN). – IEEE, 2016. – P. 169–174. – DOI: 10.1109/ICRCICN.2016.7813651.

11. Surface roughness prediction of machined aluminum alloy with wire electrical discharge machining by different machine learning algorithms / M. Ulas, O. Aydur, T. Gurgenc, C. Ozel // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9 (6). – P. 12512–12524. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.08.098.

12. *Kumar N.A., Babu A.S.* Influence of input parameters on the near-dry WEDM of Monel alloy // Materials and Manufacturing Processes. – 2018. – Vol. 33 (1). – P. 85–92. – DOI: 10.1080/10426914.201 7.1279297.

13. Shape memory effect and superelasticity of titanium nickelide alloys implanted with high ion doses / A. Pogrebnjak, S. Bratushka, V.M. Beresnev, N. Levintant-Zayonts // Russian Chemical Reviews. – 2013. – Vol. 82 (12). – P. 1135. – DOI: 10.1070/RC2013v082n12ABEH004344.

14. Progress in modeling of electrical discharge machining process / W. Ming, S. Zhang, G. Zhang, J. Du, J. Ma, W. He, C. Cao, K. Liu // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2022. – Vol. 187. – P. 122563. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2022.122563.

15. Reviewing performance measures of the die-sinking electrical discharge machining process: challenges and future scopes / R.K. Shastri, C.P. Mohanty, S. Dash, K.M.P. Gopal, A.R. Annamalai, C.P. Jen // Nanomaterials. – 2022. – Vol. 12 (3). – P. 384. – DOI: 10.3390/nano12030384.

16. *Boopathi S.* An extensive review on sustainable developments of dry and near-dry electrical discharge machining processes // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2022. – Vol. 144 (5). – P. 050801. – DOI: 10.1115/1.4052527.

17. The effect of EDM die-sinking parameters on material removal rate of beryllium copper using full factorial method / M.A. Ali, M. Samsul, N.I. Hussein, M. Rizal, R. Izamshah, M. Hadzley, M.S. Kasim, M.A. Sulaiman, S. Sivarao // Middle-East Journal of Scientific Research. – 2013. – Vol. 16 (1). – P. 44–50. – DOI: 10.5829/idosi.mejsr.2013.16.01.2249.

18. Influence of machining parameters on electro discharge machining of NiTi shape memory alloys / S. Daneshmand, E.F. Kahrizi, E. Abedi, M.M. Abdolhosseini // International Journal of Electrochemical Science. – 2013. – Vol. 8 (30). – P. 3095–3104. – DOI: 10.1016/S1452-3981(23)14376-8.

19. Effect of tool rotational and Al_2O_3 powder in electro discharge machining characteristics of NiTi-60 shape memory alloy / S. Daneshmand, V. Monfared, A.A. Lotfi Neyestanak // Silicon. – 2017. – Vol. 9 (2). – P. 273–283. – DOI: 10.1007/s12633-016-9412-1.

20. Baroi B.K., Jagadish, Patowari P.K. A review on sustainability, health, and safety issues of electrical discharge machining // Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. – 2022. – Vol. 44 (2). – P. 59. – DOI: 10.1007/s40430-021-03351-4.

21. Influences of cryogenically treated work material on near-dry wire-cut electrical discharge machining process / E. Kannan, Y. Trabelsi, S. Boopathi, S. Alagesan // Surface Topography: Metrology and Properties. – 2022. – Vol. 10 (1). – P. 015027. – DOI: 10.1088/2051-672X/ac53e1.

22. *Abdulkareem S., Khan A.A., Konneh M.* Reducing electrode wear ratio using cryogenic cooling during electrical discharge machining // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2009. – Vol. 45. – P. 1146–1151. – DOI: 10.1007/s00170-009-2060-5.

23. *Gill S.S., Singh J.* Effect of deep cryogenic treatment on machinability of titanium alloy (Ti-6246) in electric discharge drilling // Materials and Manufacturing Processes. – 2010. – Vol. 25 (6). – P. 378–385. – DOI: 10.1080/10426910903179914.

24. *Srivastava V., Pandey P.M.* Performance evaluation of electrical discharge machining (EDM) process using cryogenically cooled electrode // Materials

CM

and Manufacturing Processes. – 2012. – Vol. 27 (6). – P. 683–688. – DOI: 10.1080/10426914.2011.602790.

25. The effects of cold and cryogenic treatments on the machinability of beryllium-copper alloy in electro discharge machining/Y. Yildiz, M. Sundaram, K. Rajurkar, M. Nalbant // 44th CIRP Conference on Manufacturing Systems. – Madison, Wisconsin, 2011. – P. 1–6.

26. Singh R., Singh B. Comparison of cryotreatment effect on machining characteristics of titanium in electric discharge machining // International Journal of Automotive and Mechanical Engineering. – 2011. – Vol. 3. – P. 239–248. – DOI: 10.15282/ ijame.3.2011.1.0020.

27. Effect of cryogenic treatment on thermal conductivity properties of copper / D. Nadig, V. Ramakrishnan, P. Sampathkumaran, C. Prashanth // AIP Conference Proceedings. – 2012. – Vol. 1435 (1). – P. 133–139.

28. Srivastava V., Pandey P.M. Effect of process parameters on the performance of EDM process with ultrasonic assisted cryogenically cooled electrode // Journal of Manufacturing Processes. – 2012. – Vol. 14 (3). – P. 393–402. – DOI: 10.1016/j. jmapro.2012.05.001.

29. *Liqing L., Yingjie S.* Study of dry EDM with oxygen-mixed and cryogenic cooling approaches // Procedia CIRP. – 2013. – Vol. 6. – P. 344–350.

30. Jafferson J., Hariharan P. Machining performance of cryogenically treated electrodes in microelectric discharge machining: a comparative experimental study // Materials and Manufacturing Processes. – 2013. – Vol. 28 (4). – P. 397–402.

31. Study of the effect of cryogenic treatment of tool electrodes during electro discharge machining /

V. Mathai, R. Vaghela, H. Dave, H. Raval, K. Desai // Proceedings of the Eighth International Conference on Precision Meso, Micro & Nano Engineering (COPEN-8: 2013). – National Institute of Technology, Calicut, India, 2013. – P. 13–15.

32. *Singh J., Singh G., Pandey P.M.* Electric discharge machining using rapid manufactured complex shape copper electrode with cryogenic cooling channel // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2021. – Vol. 235 (1–2). – P. 173–185. – DOI: 10.1177/0954405420949102.

33. Influence of cryogenic treatment on the performance of micro-EDM tool electrode in machining of magnesium alloy AZ31B / D. Prakash, M. Tariq, R. Davis, A. Singh, K. Debnath // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 39. – P. 1198–1201. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.03.589.

34. Machinability analysis and optimization of electrical discharge machining in AA6061-T6/15wt.% SiC composite by the multi-criteria decision-making approach / G. Karthik Pandiyan, T. Prabaharan, D. Jafrey Daniel James, V. Sivalingam // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2022. – Vol. 31 (5). – P. 3741–3752. – DOI: 10.1007/s11665-021-06511-8.

35. Surface roughness and surface crack length prediction using supervised machine learning-based approach of electrical discharge machining of deep cryogenically treated NiTi, NiCu, and BeCu alloys / D.A. Sawant, V.S. Jatti, A. Mishra, E.M. Sefene, A.V. Jatti // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2023. – Vol. 128. – P. 5595–5612. – DOI: 10.1007/s00170-023-12269-1.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).



Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2024 vol. 26 no. 1 pp. 175-193 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)

DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-175-193

Obrabotka metallov -Metal Working and Material Science



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

Investigation on the electrical discharge machining of cryogenic treated beryllium copper (BeCu) alloys

Dhruv Sawant^{1, a}, Rujuta Bulakh^{1, b}, Vijaykumar Jatti^{1, c, *}, Satish Chinchanikar^{2, d}, Akshansh Mishra^{3, e}, Eyob Messele Sefene^{4, 5, f}

¹ Symbiosis Institute of Technology, Pune-412115, Maharashtra State, India

² Vishwakarma Institute of Information Technology, Kondhwa (Budruk), Pune - 411039, Maharashtra, India

³ School of Industrial and Information Engineering, Politecnico Di Milano, 22 Leoanardo str., Milan, Italy

⁴ National Taiwan University of Science and Technology, 43 Keelung Rd., Taipei, 106335, Taiwan

⁵ Bahir Dar Institute of Technology, Bahir Dar, Amhara, Ethiopia

a https://orcid.org/0009-0009-9543-690X, ♥ dhruv.sawant.btech2022@sitpune.edu.in;

- ^b https://orcid.org/0009-0000-4594-3385, Srujuta.bulakh.btech2022@sitpune.edu.in;
- ^d https://orcid.org/0000-0002-4175-3098, ^{Sol} satish.chinchanikar@viit.ac.in;
- e https://orcid.org/0000-0003-4939-359X, 😋 akshansh.mishra@mail.polimi.it;
- f https://orcid.org/0000-0003-4660-6262, 🗢 eyobsmart27@gmail.com

ARTICLE INFO

ABSTRACT

Article history: Received: 18 November 2023 Revised: 08 January 2024 Accepted: 22 January 2024 Available online: 15 March 2024

Keywords: Beryllium copper Cryogenic treatment Material removal rate White layer thickness Surface crack formation

Introduction. In modern manufacturing world, industries should adapt technological advancements for precision machining of difficult-to-machine metals, especially for beryllium copper (BeCu) alloys. The electrical discharge machining of alloys has proven its viability. The purpose of the work. A literature review indicated that the investigation of electrical discharge machining of BeCu alloys is still in its infancy. Furthermore, the cryogenic treatment of workpieces and electrodes in electrical discharge machining has not received much attention from researchers. Moreover, the impact of magnetic field strength on surface integrity and productivity during electrical discharge machining has not attracted much attention from researchers. The methods of investigation. This paper describes the use of electrolytic copper with different gap current values, pulse on periods, and external magnetic strength for electrical discharge machining of BeCu alloys. This paper examines how the material removal rate, the thickness of the white layer, and the formation of surface cracks are affected by cryogenic treatment of the workpiece and tool, pulse-on time, gap current, and magnetic strength. Results and Discussion. The combination of the cryogenically treated BeCu workpiece and the untreated Cu electrode had the highest material removal rate among all the combinations of workpieces and tools used in this study. The pulse on-time and the strength of the magnetic field had little influence on material removal rate, whereas the gap current had the greatest effect. The maximum achieved material removal rate was 11.807 mm³/min. At a high material removal rate, the observed thickness of the white layer on the horizontal surface ranged from 12.92 µm to 14.24 µm. In the same way, the maximum and minimum values for the vertical surface were determined to be 15.58 µm and 11.67 µm, respectively. According to scanning electron microscopy, the layer thickness was less than 20 µm, and barely noticeable surface cracks were observed in specimens with low, medium and high material removal rates. Obviously, due to the cryogenic processing of the workpiece and the external magnetic strength, there was a slight cracking of the surface and the formation of a white layer.

For citation: Sawant D., Bulakh R., Jatti V., Chinchanikar S., Mishra A., Sefene E.M. Investigation on the electrical discharge machining of cryogenic treated beryllium copper (BeCu) alloys. Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 175–193. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-175-193. (In Russian).

* Corresponding author Jatti Vijaykumar S., Ph.D. (Engineering), Professor Symbiosis Institute of Technology, Pune - 412115, Maharashtra State, India Tel.: 91-2028116300, e-mail: vijaykumar.jatti@sitpune.edu.in

References

1. Vora J., Khanna S., Chaudhari R., Patel V.K., Paneliya S., Pimenov D.Y., Giasin K., Prakash C. Machining parameter optimization and experimental investigations of nano-graphene mixed electrical discharge machining of nitinol shape memory alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 19, pp. 653–668. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.05.076.

2. Akıncıoğlu S. Taguchi optimization of multiple performance characteristics in the electrical discharge machining of the TiGr2. *Facta Universitatis. Series: Mechanical Engineering*, 2022, vol. 20 (2), pp. 237–253. DOI: 10.22190/FUME201230028A.

3. Danish M., Al-Amin M., Abdul-Rani A.M., Rubaiee S., Ahmed A., Zohura F.T., Ahmed R., Yildirim M.B. Optimization of hydroxyapatite powder mixed electric discharge machining process to improve modified surface features of 316L stainless steel. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, 2023, vol. 237 (3), pp. 881–895. DOI: 10.1177/09544089221111584.

4. Kam M., İpekçi A., Argun K. Experimental investigation and optimization of machining parameters of deep cryogenically treated and tempered steels in electrical discharge machining process. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, 2022, vol. 236 (5), pp. 1927–1935. DOI: 10.1177/09544089221078133.

5. Gautam N., Goyal A., Sharma S.S., Oza A.D., Kumar R. Study of various optimization techniques for electric discharge machining and electrochemical machining processes. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 57, pp. 615–621. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.02.005.

6. Shukla S.K., Priyadarshini A. Application of machine learning techniques for multi objective optimization of response variables in wire cut electro discharge machining operation. *Materials Science Forum*, 2019, vol. 969, pp. 800–806. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.969.800.

7. Kumar Vin., Kumar Vik., Jangra K.K. An experimental analysis and optimization of machining rate and surface characteristics in WEDM of Monel-400 using RSM and desirability approach. *Journal of Industrial Engineering International*, 2015, vol. 11 (3), pp. 297–307. DOI: 10.1007/s40092-015-0103-0.

8. Kumar S.V., Kumar M.P. Optimization of cryogenic cooled EDM process parameters using grey relational analysis. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2014, vol. 28, pp. 3777–3784. DOI: 10.1007/s12206-014-0840-9.

9. Gangele A., Mishra A. Surface roughness optimization during machining of niti shape memory alloy by EDM through Taguchi's technique. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 29, pp. 343–347. DOI: 10.1016/j. matpr.2020.07.287.

10. Ghosh I., Sanyal M., Jana R., Dan P.K. Machine learning for predictive modeling in management of operations of EDM equipment product. 2016 Second International Conference on Research in Computational Intelligence and Communication Networks (ICRCICN). IEEE, 2016, pp. 169–174. DOI: 10.1109/ICRCICN.2016.7813651.

11. Ulas M., Aydur O., Gurgenc T., Ozel C. Surface roughness prediction of machined aluminum alloy with wire electrical discharge machining by different machine learning algorithms. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9 (6), pp. 12512–12524. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.08.098.

12. Kumar N.A., Babu A.S. Influence of input parameters on the near-dry WEDM of Monel alloy. *Materials and Manufacturing Processes*, 2018, vol. 33 (1), pp. 85–92. DOI: 10.1080/10426914.2017.1279297.

13. Pogrebnjak A., Bratushka S., Beresnev V.M., Levintant-Zayonts N. Shape memory effect and superelasticity of titanium nickelide alloys implanted with high ion doses. *Russian Chemical Reviews*, 2013, vol. 82 (12), p. 1135. DOI: 10.1070/RC2013v082n12ABEH004344.

14. Ming W., Zhang S., Zhang G., Du J., Ma J., He W., Cao C., Liu K. Progress in modeling of electrical discharge machining process. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2022, vol. 187, p. 122563. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2022.122563.

15. Shastri R.K., Mohanty C.P., Dash S., Gopal K.M.P., Annamalai A.R., Jen C.P. Reviewing performance measures of the die-sinking electrical discharge machining process: challenges and future scopes. *Nanomaterials*, 2022, vol. 12 (3), p. 384. DOI: 10.3390/nano12030384.

16. Boopathi S. An extensive review on sustainable developments of dry and near-dry electrical discharge machining processes. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2022, vol. 144 (5), p. 050801. DOI: 10.1115/1.4052527.

191

OBRABOTKA METALLOV

17. Ali M.A., Samsul M., Hussein N.I., Rizal M., Izamshah R., Hadzley M., Kasim M.S., Sulaiman M.A., Sivarao S. The effect of EDM die-sinking parameters on material removal rate of beryllium copper using full factorial method. *Middle-East Journal of Scientific Research*, 2013, vol. 16 (1), pp. 44–50. DOI: 10.5829/idosi. mejsr.2013.16.01.2249.

18. Daneshmand S., Kahrizi E.F., Abedi E., Abdolhosseini M.M. Influence of machining parameters on electro discharge machining of NiTi shape memory alloys. *International Journal of Electrochemical Science*, 2013, vol. 8 (3), pp. 3095–3104. DOI: 10.1016/S1452-3981(23)14376-8.

19. Daneshmand S., Monfared V., Lotfi Neyestanak A.A. Effect of tool rotational and Al₂O₃ powder in electro discharge machining characteristics of NiTi-60 shape memory alloy. *Silicon*, 2017, vol. 9 (2), pp. 273–283. DOI: 10.1007/s12633-016-9412-1.

20. Baroi B.K., Jagadish, Patowari P.K. A review on sustainability, health, and safety issues of electrical discharge machining. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2022, vol. 44 (2), p. 59. DOI: 10.1007/s40430-021-03351-4.

21. Kannan E., Trabelsi Y., Boopathi S., Alagesan S. Influences of cryogenically treated work material on near-dry wire-cut electrical discharge machining process. *Surface Topography: Metrology and Properties*, 2022, vol. 10 (1), p. 015027. DOI: 10.1088/2051-672X/ac53e1.

22. Abdulkareem S., Khan A.A., Konneh M. Reducing electrode wear ratio using cryogenic cooling during electrical discharge machining. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2009, vol. 45, pp. 1146–1151. DOI: 10.1007/s00170-009-2060-5.

23. Gill S.S., Singh J. Effect of deep cryogenic treatment on machinability of titanium alloy (Ti-6246) in electric discharge drilling. *Materials and Manufacturing Processes*, 2010, vol. 25 (6), pp. 378–385. DOI: 10.1080/10426910903179914.

24. Srivastava V., Pandey P.M. Performance evaluation of electrical discharge machining (EDM) process using cryogenically cooled electrode. *Materials and Manufacturing Processes*, 2012, vol. 27 (6), pp. 683–688. DOI: 10 .1080/10426914.2011.602790.

25. Yildiz Y., Sundaram M., Rajurkar K., Nalbant M. The effects of cold and cryogenic treatments on the machinability of beryllium-copper alloy in electro discharge machining. 44th CIRP Conference on Manufacturing Systems, Madison, Wisconsin, 2011, pp. 1–6.

26. Singh R., Singh B. Comparison of cryo-treatment effect on machining characteristics of titanium in electric discharge machining. *International Journal of Automotive and Mechanical Engineering*, 2011, vol. 3, pp. 239–248. DOI: 10.15282/ijame.3.2011.1.0020.

27. Nadig D., Ramakrishnan V., Sampathkumaran P., Prashanth C. Effect of cryogenic treatment on thermal conductivity properties of copper. *AIP Conference Proceedings*, 2012, vol. 1435 (1), pp. 133–139.

28. Srivastava V., Pandey P.M. Effect of process parameters on the performance of EDM process with ultrasonic assisted cryogenically cooled electrode. *Journal of Manufacturing Processes*, 2012, vol. 14 (3), pp. 393–402. DOI: 10.1016/j.jmapro.2012.05.001.

29. Liqing L., Yingjie S. Study of dry EDM with oxygen-mixed and cryogenic cooling approaches. *Procedia CIRP*, 2013, vol. 6, pp. 344–350.

30. Jafferson J., Hariharan P. Machining performance of cryogenically treated electrodes in microelectric discharge machining: a comparative experimental study. *Materials and Manufacturing Processes*, 2013, vol. 28 (4), pp. 397–402.

31. Mathai V., Vaghela R., Dave H., Raval H., Desai K. Study of the effect of cryogenic treatment of tool electrodes during electro discharge machining. *Proceedings of the Eighth International Conference on Precision Meso, Micro & Nano Engineering (COPEN-8: 2013)*, National Institute of Technology, Calicut, India, 2013, pp. 13–15.

32. Singh J., Singh G., Pandey P.M. Electric discharge machining using rapid manufactured complex shape copper electrode with cryogenic cooling channel. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2021, vol. 235 (1–2), pp. 173–185. DOI: 10.1177/0954405420949102.

33. Prakash D., Tariq M., Davis R., Singh A., Debnath K. Influence of cryogenic treatment on the performance of micro-EDM tool electrode in machining of magnesium alloy AZ31B. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 39, pp. 1198–1201. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.03.589.

34. Karthik Pandiyan G., Prabaharan T., Jafrey Daniel James D., Sivalingam V. Machinability analysis and optimization of electrical discharge machining in AA6061-T6/15wt.% SiC composite by the multi-criteria decision-making approach. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, vol. 31 (5), pp. 3741–3752. DOI: 10.1007/s11665-021-06511-8.

35. Sawant D.A., Jatti V.S., Mishra A., Sefene E.M., Jatti A.V. Surface roughness and surface crack length prediction using supervised machine learning–based approach of electrical discharge machining of deep cryogenically treated NiTi, NiCu, and BeCu alloys. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 128, pp. 5595–5612. DOI: 10.1007/s00170-023-12269-1.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2024 Том 26 № 1 с. 194–211 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-194-211

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Исследование влияния комбинированного модификатора из отходов кремниевого производства на свойства серых чугунов

Антонина Карлина^{1, a, *}, Виктор Кондратьев^{2, b}, Иван Сысоев^{3, c}, Александр Колосов^{4, d}, Марина Константинова^{3, e}, Елена Гусева^{3, f}

¹ Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, г. Москва, 129337, Россия ² Институт геохимии им. А.П. Виноградова Сибирского отделения Российской академии наук, ул. Фаворского, стр. 1А, г. Иркутск, 664033, Россия ³ Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

⁴ АО «ЕвроСибЭнерго», ул. Рабочая, д. 22, г. Иркутск, 664007, Россия

АННОТАЦИЯ

a	https://orcid.org/0000-0003-3287-3298,	karlinat@mail.com;	^b https://orcid.org/0000-0002-7437-2291,	🔁 imz@mail.ru;
C	https://orcid.org/0000-0002-8561-5383,	iwansys@mail.ru; ^d	https://orcid.org/0000-0002-2330-1813,	akolosov.irk@gmail.com;
a		• • •	f	

e https://orcid.org/0000-0002-8533-0214, 😂 mavikonst@mail.ru; J https://orcid.org/0000-0002-8719-7728, 😂 el.guseva@rambler.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.7.044

История статьи:

Поступила: 12 декабря 2023 Рецензирование: 10 января 2024 Принята к печати: 22 января 2024 Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова: Модификаторы Серый чугун Наноструктуры Диоксид кремния Морфология Оксилы Кристаллизация Пластинчатый Уплотненный Вермикулярный графит Введение. При металлургическом производстве кремния образуются отходы, которые скапливаются

в отвалах, нанося вред окружающей среде. Утилизация и переработка твердых отходов кремниевого производства особенно важны, так как они содержат особые химические соединения (диоксид кремния, карбид кремния, углеродные нанотрубки), которые возможно использовать в других отраслях промышленности, что принесет большую экономическую ценность. Учитывая возможности по извлечению этих полезных компонентов из отходов кремниевого производства, необходимо довести технологии их переработки до стадии широкого практического применения. Поэтому разработка специальной технологии переработки отходов с получением полезного продукта в виде композиции диоксида и карбида кремния остается актуальной проблемой. Цель работы: исследование формирования морфологической формы графита при введении наномодификаторов из отходов кремниевого производства. В работе исследованы образцы серого чугуна после модифицирования комбинированным модификатором, полученным из отходов кремниевого производства. Методами исследования являются механические испытания на статистическое растяжение, анализ химического состава и металлографические исследования. Результаты и обсуждение. Выявлено повышение механических свойств серого чугуна на 30-50 % после модифицирования комбинированным модификатором по сравнению с образцами-свидетелями. Морфология графита – важный параметр, влияющий на свойства чугуна. Установлено, что в процессе модифицирования изменяется морфология графита с пластинчатой на вермикулярную. Образцы серого чугуна с вермикулярной формой графита имеют высокие значения прочности по сравнению с образцами из серого чугуна с пластинчатой формой графита. Представленные результаты подтверждают перспективность развиваемого подхода, направленного на получение новых классов модификаторов и изделий из серого чугуна с высоким комплексом механических свойств.

Для цитирования: Исследование влияния комбинированного модификатора из отходов кремниевого производства на свойства серых чугунов / А.И. Карлина, В.В. Кондратьев, И.А. Сысоев, А.Д. Колосов, М.В. Константинова, Е.А. Гусева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). - 2024. - Т. 26, № 1. - С. 194-211. - DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-194-211.

Введение

Большое количество отходов образуется во время работы металлургических заводов по всему миру. Как правило, эти твердые отходы ча-

*Адрес для переписки

Карлина Антонина Игоревна, к.т.н., научный сотрудник Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, 129337, г. Москва, Россия Тел.: +7 950 120-19-50, e-mail: karlinat@mail.ru

стично перерабатываются, однако значительное их количество остается, нанося ущерб окружающей среде. Во всех технологических процессах изготовления металлического кремния происходят потери материала разной степени и качества. В России на заводах по производству кремния в отвалах осталось значительное количество не переработанных металлургических шлаков [1, 2]. Для хранения этих твердых отходов требуются многие квадратные километры земли.

MATERIAL SCIENCE

Отходы собираются в виде влажных или сухих порошков [1–7]. По оценкам [1, 2, 6, 7] при производстве металлического кремния ежегодно образуется более 100 000 тонн отходов [7]. Несмотря на значительные усилия по снижению их вредного воздействия на окружающую среду, не существует возможности предотвратить загрязнение почвы и подземных вод. В настоящее время в РФ проводятся работы по использованию промышленных отходов в качестве модифицирующих добавок в различных отраслях, например в строительстве [4-6] и металлургии [1, 2, 7].

Модификация является одной из наиболее важных металлургических обработок, применяемых к расплавленному чугуну непосредственно перед отливкой, чтобы способствовать его затвердеванию без чрезмерного эвтектического переохлаждения, которое приводит к образованию карбидов обычно с нежелательной морфологией графита. Серый чугун (пластинчатый графит) продолжает оставаться наиболее производимым металлическим материалом в мировой литейной промышленности, несмотря на то что темпы его производства снизились из-за его замены более производительными ковкими чугунами или сплавами на основе алюминия с уменьшенным весом.

Хорошо известно [8-21], что на кристаллизацию графита существенное влияние оказывает наличие расплавленных примесей в расплаве, в котором он растет, даже когда количество этих второстепенных элементов менее 0,1 %. Они могут оказывать положительное влияние, способствуя зародышеобразованию и сфероидизации, или отрицательное, вызывая перерождение графита. Основным источником этих элементов являются шихтовые материалы, такие как стальной лом, чугун и возврат чугуна. Трехстадийная модель зарождения пластинчатого графита в серых чугунах была предложена в 2000 году с образованием оксида-сульфида-графита [8-14]. Большая серия исследовательских программ определила следующую модель [8-21]:

1) в расплаве образуются небольшие оксидные участки (0,1-3 мкм, обычно менее 2 мкм);

2) на этих микровключениях зарождаются сложные соединения (Mn,X)S (от 1 до 10 мкм, обычно менее 5 мкм), где X = Ca, Ba, Sr, Zr, Mg,P, Ti, La, Ce и др.;

3) графит зарождается на сторонах соединений (Mn,X)S из-за низкого кристаллографического несоответствия графиту [8, 9].

Роль сложных сульфидов (Mn,X)S в образовании графита в серых чугунах подтверждается и другими представительными исследовательскими работами [10-15]. Недавно [16, 17] было обнаружено, что кислород в основном присутствует в первом микросоединении, которое видно как ядро частицы (Mn,X)S и во всяком случае также на границе раздела сульфид-графит, сформированном в тонкий (наноразмерный) слой и включающем в себя О, Si, Al, Ca, Ba, Sr, La и Mg. Предполагается, что наличие этого слоя на основе оксида увеличивает способность соединений (Mn,X)S образовывать зародыши графита из-за их лучшей кристаллографической совместимости: это иллюстрируется использованием гексагональной системы по сравнению с кубической системой для сульфида и низким несоответствием, выявленным для грани (0001) графита. Чем меньше несоответствие двух веществ (δ), тем сильнее потенциал зародышеобразования между ними: наибольшая способность к зародышеобразованию достигается при $\delta < 6$ % (LaS, CeS, SrMnS), средняя способность к зародышеобразованию – при б от 6 до 12 % (BaS, CaS), а слабая зародышеобразующая способность обнаруживается при $\delta > 12$ % (MnS, MgS) [18, 19]. Результаты исследований морфологических особенностей графита приводят к корректировке национальных стандартов [22-25].

В работах [1, 2, 7] показана возможность использования отходов кремниевого производства в качестве модификаторов при производстве чугуна. Были разработаны два модификатора [7], полученные после флотационной переработки отходов в виде диоксида кремния и нанотрубок [1, 7]. Использование модификаторов, полученных из отходов кремниевого производства, не только улучшает механические свойства серого чугуна, но и влияет на морфологию графита [26-34]. Морфология графита – очень важный параметр, влияющий на свойства чугуна. Морфология графита при комнатной температуре в литых сплавах Fe-C-Si в основном является результатом зарождения из жидкого расплава и роста кристаллов графита с последующим диффузионным ростом углерода в твердом состоянии. Химическая сложность расплавов железа и временный

характер зародышеобразования и локальной сегрегации, обусловленный химическим составом сплава, обработкой расплава и условиями литья, являются основными определяющими факторами. Взаимодействие между этими переменными может привести к появлению большого разнообразия форм графита, включая пластинчатую/ чешуйчатую (LG), уплотненную/вермикулярную (CG), сфероидальную/узловатую (SG) и другие формы графита (TG) [9, 10, 14, 15, 26–29], а также некоторые вырожденные морфологии, такие как остроконечный, взорванный или массивный графит (CHG).

Несмотря на то что чугун с шаровидным графитом был открыт в конце 1930-х годов [8–12], механизм изменения формы графита остается невыясненным [8–21, 26–30]. Чугун с уплотненным графитом (CG) – это новый инженерный материал, содержащий графит червеобразной (вермикулярной) формы с закругленными краями в феррито-перлитной матрице. В иностранной литературе встречаются названия «уплотненный», «вермикулярный», «червеобразый» [22, 23, 25]. В отечественной литературе используется термин «вермикулярный» [24]. Промежуточная морфология графита (CG) обеспечила выгодное сочетание механических свойств ковкого чугуна и физических свойств серого чугуна.

Цель настоящей работы: выявление формирования морфологической формы графита при введении комбинированного модификатора из отходов кремниевого производства. Для достижения этой цели были сформулированы следующие *задачи*:

1) провести исследования по оценке модифицирующего влияния комбинированного модификатора, полученного из отходов кремниевого производства, при выплавке серых чугунов;

2) определить влияние комбинированного модификатора на зарождение вермикулярного графита;

3) провести анализ эффектов сжатия/расширения в процессе кристаллизации чугуна при применении комбинированного модификатора.

Методика эксперимента

Экспериментальный чугун (типа СЧ15) выплавляли в электроиндукционной печи (15 кг, 8000 Гц) с использованием чугунного лома, FeSi и углеродистого материала. Нагретый до 1500 °С и выдержанный в печи 5 мин расплав выпускали в разливочный ковш при температуре 1480 °С и заливали в песчаную форму из фурановой смолы при температуре 1470 °С. Были изготовлены цилиндрические прутки диаметром 30 мм и высотой 100 мм. На дно полости формы добавляли комбинированный модификатор на основе диоксида и карбида кремния (добавка от 0,5 до 1,5 масс.%, размер зерна менее 1,0 мм). Исследования включали в себя определение химического состава чугуна, определение твердости образцов по методу Бринелля, испытание образцов на растяжение, исследование макрои микроструктуры серого чугуна. Комбинированный модификатор получали из отходов пыли циклонов путем флотационной обработки [1, 7, 32, 33]. Внешний вид модификатора показан на рис. 1, а состав кристаллической фазы – в табл. 1 и на рис. 2. Компактирование модификатора осуществляли из полученных механических смесей либо таблетированием с использованием пресса, либо получали продукт, глобулированный вручную с использованием парафина.

При анализе фактора формы выпуклости первоначально определяется разница между реальным и выпуклым периметром частиц графита и затем полученное значение делится на отношение квадратного корня из выпуклого периметра к реальному периметру измеряемой частицы. Коэффициент формы округлости обычно используется для определения различных морфологий графита в чугуне, от пластинчатого до вермикулярного и шаровидного графита, включая различные подклассы для каждого типа графита. Коэффициент формы округлости графита (RSF) считается (согласно международному стандарту ISO 945-4:2019) характеристикой репрезентативной морфологии графита в чугунах. Международный стандарт ISO 16112:2017 «Чугун с уплотненным (вермикулярным) графитом. Классификация» [25] определяет некоторые морфологии графита, которые могут присутствовать в этом типе чугуна. В данном стандарте с помощью RSF шаровидный графит (ISO форма VI) определялся с использованием RSF = 0,625-1,0,с промежуточными формами графита (ISO формы IV и V) с RSF = 0,525–0,625 и вермикулярным графитом (ISO форма III) с RSF < 0,525. В нашем случае коэффициент формы округлости графита (RSF) находился в диапазоне 0,425-0,519.

CM

MATERIAL SCIENCE



OBRABOTKA METALLOV



а

Рис. 1. Внешний вид комбинированного модификатора, выделенного из отходов кремниевого производства (*a*); электронное фото структуры (б)

Fig. 1. The appearance of the combined modifier: formed out of silicon production waste (*a*); electronic photography of the structure (δ)

Таблица 1 Table 1 CM

Состав кристаллической фазы комбинированного модификатора по результатам XRD

The composition of the crystal phase of the combined modifier according to XRD results

N⁰	Фаза / Phase	Содержание, % / Content, %
1	SiO ₂ (кварц)	50
2	SiC (муассанит)	35
3	SiO ₂ (кристобалит)	10
4	С (графит)	5



Puc. 2. Дифрактограмма комбинированного модификатора *Fig. 2.* Diffraction pattern of the combined modifier

Результаты и их обсуждение

Химический состав образцов-свидетелей серого чугуна и образцов с модификацией представлен в табл. 2. Видно, что использование модификатора не вносит существенного изменения в химический состав серого чугуна, за исключением небольшого увеличения кремния на 0,1 %.

Известно, что для серого чугуна основными показателями механических свойств являются минимальное значение временного сопротивления разрыву и твердость. В табл. 3 представлены результаты механических испытаний чугунасвидетеля и образцов после модифицирования. Видно, что при одном и том же химическом составе использование модификатора повышает механические свойства отливки.

Исследование макро- и микроструктуры серого чугуна проводили по ГОСТ 3443–87 с использованием оптической и электронной микроскопии, что позволило выявить особенность влияния модификаторов. На рис. 3, 4 приведены результаты оптической и электронной микроскопии. Обычно эвтектическая единица затвердевания представлена аустенитом и графитом пластинчатой формы (рис. 3). Во всех случаях наблюдается преимущественно пластинчатая структура графита типа Гф1 согласно ГОСТ 3443-87. Практика литейного производства может влиять на зарождение и рост графитовых пластинок, так что размер и тип улучшают механические свойства. Количество и размер графита, морфология и распределение графитовых пластинок имеют решающее значение для определения механического поведения [26-34]. Пластинчатый графит типа Гф1 в наших исследованиях имеет случайную ориентацию. Как показано на рис. 2, б, морфологию вермикулярного графита типа Гф5 наблюдали с помощью оптической и электронной микроскопии.

Таблица 2

Table 2

Элемент / Element	Углерод / Carbon	Кремний / Silicon	Марганец / Manganese	Φοcφορ / Phosphorus	Cepa / Sulfur	Xpom / Chrome	Никель / Nickel
Плавка без модификатора	3,55	2,10	0,6	0,086	0,052	0,05	0,06
Плавка с модификатором	3,49	2,51	0,5	0,098	0,055	0,01	0,06
Чугун марки СЧ15 (ГОСТ 1412–85)	3,5–3,7	2,0–2,4	0,5–0,8	≤ 0,2	≤ 0,15	_	_

Химический состав чугуна экспериментальных плавок 1 и 2 (масс.%) Chemical composition of cast iron of experimental smelters No. 1 and 2 (wt%)

Таблица 3

Table 3

Результаты испытаний комбинированного модификатора из отходов кремниевого производства Test results of a combined modifier from silicon production waste

Образец / Sample	Расход модификатора, масс.% / Modifier con- sumption, wt%	Твердость, HB / Hardness, HB	$σ_B$, MΠa / $σ_B$, MPa	Соответствие чугуну марки / Compliance with cast iron grade
Исходный	_	195, 201, 193	139, 143, 147	СЧ10, СЧ15
Nº 1	0,5	196. 200, 198	155, 151, 149	СЧ10, СЧ15
№ 2	1	205, 208, 209	165, 174, 177	СЧ20
Nº 4	1,5	255, 260, 258	305, 310, 312	СЧ30

MATERIAL SCIENCE





б

Рис. 3. Пластинчатая прямолинейная форма графита поверхности образцов не модифицированного чугуна:

оптическая (a) и электронная (δ) микроскопия пластинчатой прямолинейной формы графита поверхности образцов чугуна не модифицированного

Fig. 3. Lamellar rectilinear form of graphite on the surface of unmodified cast iron specimens: optical (a) and electron (δ) microscopy





Рис. 4. Вермикулярная форма графита поверхности образцов чугуна после модификации: оптическая (а) и электронная (б) микроскопия

Fig. 4. The vermicular graphite shape of the surface of cast iron specimens after modification: optical (a) and electron (δ) microscopy

В поле зрения рис. 4 видно большое количество вермикулярного графита с неравномерным распределением. Концы вермикулярного графита относительно гладкие, имеют круглую и тупую форму, а внешний край имеет волнистую, неровную форму. Очевидно, что графитовые структуры утончены и дисперсны. Вермикулярный графит составляет примерно 50 % объема, и во всем поле зрения можно увидеть несколько других графитовых фаз. Вермикулярный графит

внутри эвтектического кластера (рис. 4, б) представляет собой сплошную структуру с полусферическим концом. Концы вермикулярного графита между кластерами эвтектики не вложены друг в друга и представляют собой полноценные и независимые частицы эвтектического кластера.

На рис. 4, б показаны металлографические фотографии сердцевины отливки серого чугуна. Морфология графита представляет собой

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

мелкий вермикулярный графит длиной около 100-200 мкм и лишь небольшое количество сферического графита. Согласно требованиям нормативных документов необходимо провести расчет каждой морфологии графита по сечению образца. Процент вермикулярного графита на поверхности и в сердцевине отливки составляет 93 и 51 % соответственно. Матричная структура отливки перлитная, вокруг графита выделяется небольшое количество феррита. Было обнаружено, что в матрице существует графит особой формы в дополнение к вермикулярному графиту и сферическому графиту, как показано на рис. 4, б. Этот вид морфологии графита представлен в виде сферического графита с небольшим хвостиком, который в работе [18] был назван графитом-головастиком (искаженным графитом). Большая часть искаженной графитовой головки имеет неправильную сферическую форму диаметром около 20-50 мкм и длину хвоста около 30-120 мкм. Интересно, что графитовый хвост на некоторых участках отделяется от материнского тела сферического графита. Морфология искаженного графита находится между сфероидальным графитом и вермикулярным графитом, который еще не полностью развит.

При анализе результатов (табл. 2, 3) видно, что комбинированный модификатор демонстрирует хорошие модифицирующие свойства. В модифицированных образцах зафиксированы более высокие механические свойства по сравнению с образцом-свидетелем. Ранее в работах [7, 32, 33] мы сравнивали модификаторы, состоящие из диоксида кремния со стандартным модификатором ФС75, и показали увеличение положительного воздействия на структуру и свойства. Из теории и практики литейного производства известно, что эффективность модифицирования при выплавке серых чугунов проверяется при обработке чугуна с низким углеродным эквивалентом. В данном исследовании показано, что комбинированный модификатор положительно влияет на механические свойства серого чугуна.

На образцах без модификации (рис. 3) мы видим, что графит имеет морфологическую форму в виде пластин. Вермикулярный графит (рис. 4) представляет собой переходную форму между пластинчатым графитом и сферическим графитом [8–19], а его коэффициент округлости (RSF) составляет от 0,3 до 0,6. Коэффициент округлости рассчитывали согласно формулам из [23, 25]. Морфология графита играет важную роль в механических свойствах серых чугунов. Согласно теории кристаллизации чугуна конечная форма графита неконтролируема на стадии зарождения и зависит от стадии роста. Различия в морфологии графита обусловлены разной скоростью роста во всех направлениях. Направление роста зависит главным образом от химического состава [17-21]. Различия в характере роста пластинчатого, сферического и вермикулярного графита зависят главным образом от исключения селективной адсорбции поверхностно-активных атомов на поверхности графита [18]. Во время роста эвтектического кластера соединения с низкой температурой плавления и низким содержанием, такие как сера и фосфор, обычно отбрасываются к границам зерен, и аустенит не окружает вермикулярный графит в процессе роста. По мере затвердевания графит способен менять направление своего роста на границе раздела твердое тело – жидкость.

В процессе затвердевания чугуна способ роста графита и конечная морфология зависят от термодинамических условий и химического состава расплавленного чугуна. Согласно работам [8-19, 26-39] механизм формирования морфологии графита в чугуне следующий. Когда расплавленное железо достаточно чистое и в нем отсутствуют поверхностно-активные элементы (O, S или другие примеси), основным направлением роста графита является нормаль базовой плоскости (0001) (направление с), и графит будет преимущественно развиваться через спиральный рост в сферическую форму, поскольку он может происходить с минимальной энергией активации [20, 21]. Однако в расплавленном железе неизбежно присутствуют поверхностно-активные элементы, такие как S и O, которые, как обнаружено [8–13], абсорбируются на границах раздела графит-железо и, вероятно, увеличивают переохлаждение, необходимое для роста, особенно на фасетной плоскости гексагональной формы решетки графита. В результате направление роста графита меняется на нормальное к плоскости грани (а-направление), и образуется пластинчатый графит [1, 15–18]. Поэтому при производстве чугуна с вермикулярным графитом обычно добавляют элементы (Mg, La, Ce

C_M

MATERIAL SCIENCE

и др.), чтобы израсходовать поверхностно-активные элементы вокруг графита. В результате графит растет попеременно то в направлении **a**, то в направлении **c**, образуя вермикулярный графит [8–11]. В нашем случае соединения диоксида и карбида кремния выполняют такие же роли, что приводит к изменению морфологии графита в серых чугунах.

Важно отметить, что на протяжении десятилетий формы графита в чугуне оценивались путем сравнения микроскопических изображений со стилизованными эталонными изображениями с предпочтительным увеличением 100× [23–25]. Два разных подхода к классификации графита были стандартизированы ISO и ASTM (рис. 5) и отечественным стандартом [24], которые различаются количеством, названием и изображенными примерами частиц графита (рис. 5). Тем не менее при анализе зарубежных и отечественных стандартов все подходы оценки субъективно изменяют форму графита от пластинчатой к узловатой с некоторыми более или менее вырожденными формами между ними. Мы взяли из каждого стандарта требования к морфологии графита и совместили их в одном рисунке (рис. 5). Отечественный стандарт [24] содержит более 13 типов морфологии графита, которые обозначаются буквой Г с индексом.

Например [22-25], определенные EN ISO 945-1 формы VI ISO и V ISO можно считать аналогичными формам ASTM – I ASTM и II ASTM, хотя II ASTM представляет собой выпуклые частицы, тогда как форма V ISO кажется более звездообразной. Обе они содержат желаемые круглые частицы, а также менее круглые частицы, которые, вероятно, не повлияют на механические свойства. Формы IV ISO и III ASTM содержат частицы, которые являются обычными для ковкого чугуна, но представленные формы различны. Формы III ISO и IV ASTM представляют собой уплотненные частицы, которые желательны для чугуна с вермикулярным графитом и могут также встречаться в чугуне с шаровидным графитом. Форма II ISO представляет собой стилизованное изображение дегенерированных частиц графита, известных как остроконечный



Рис. 5. Различные стандартные подходы к классификации графита. Верхний ряд: типы графита в соответствии с EN ISO 945-1; средний ряд: типы графита в соответствии с ASTM A247 – 16а. 9; нижний ряд: в соответствии с ГОСТ 3443–77

Fig. 5. Various standard approaches to graphite classification: upper row: graphite types in accordance with *EN ISO 945-1*, middle row: graphite types in accordance with *ASTM A247 – 16a. 9*; lower row: graphite types in accordance with *GOST 3443–77*

201

или межклеточный графит, который в основном образуется из-за микроэлементов. В отличие от своего стилистического изображения эта форма возникает не самостоятельно, а только в сочетании с шаровидным или пластинчатым графитом. Напротив, форма V ASTM представляет собой реальное микроскопическое изображение дегенерированного графита, внешний вид которого сильно отличается от II ISO. Хотя форма VI ASTM показывает пример взорванного графита, EN ISO 945-1 не дает справочных изображений для этих видов дегенерации графита. Формы ASTM A247 и EN ISO 945-1 представляют пластинчатый графит (I ISO и VII ASTM) одинаковым образом. Помимо стилистических изображений EN ISO 945-1 также содержит реальные микроскопические примеры форм I ISO и III ISO–VI ISO.

В ГОСТ 3443–87 пластинчатый графит представлен типами Г1–Г4, вермикулярный – Г5, Г6. Согласно требованиям ГОСТ 3443–87 в процессе анализа необходимо в случае ярко выраженной смешанной морфологии графита проводить ручной анализ каждой структурной составляющей (пластинчатой, вермикулярной, шаровидной), что сопряжено с высокой трудоемкостью анализа и субъективной интерпретацией результатов.

В работах [35–38] представлен новый подход к инструментальной оценке морфологических особенностей графита в процессе кристаллизации на основе термического анализа, совмещенного с оценкой расширения и сжатия при охлаждении. Механическая система расширения/ сжатия использовалась для оценки начального расширения чугунов, обработанных магнием, которое было идентифицировано как основной фактор, влияющий на чувствительность к усадке чугунов с различной морфологией графита [36]. Было обнаружено (рис. 6) [39], что образование графита привело к важному событию в начале затвердевания, а именно к начальному расширению во всех чугунах, содержащих графит, из-за силы, создаваемой образованием различной морфологии графита и приложенной к стенке формы [35, 36]. Жидкое железо начинает охлаждаться и сжиматься сразу после заливки. Плотность жидкости увеличивается, а удельный объем уменьшается, что приводит к усадке жидкости. Эту усадку можно компенсировать стояками. Согласно работе [39] в железе затвердевание затем начинается при температуре ликвидуса (TL) с образованием дендритов, которые растут внутрь от стенок чашки до начала эвтектического затвердевания (зона 1 на рис. 6). Дендритная усадка может продолжаться даже после начала затвердевания (ТЕ start), поскольку количество образующейся эвтектики вначале невелико (зона 2). Пока питающий канал открыт и проницаемость рыхлой дендритной области достаточно высока, усадка компенсируется потоком из стояков. После достижения максимального переохлаждения (TE low) быстрое образование эвтектики смещает акцент затвердевания с преобладания дендритной усадки (зоны 1 и 2) на преобладание графитового расширения (зоны 3 и 4).

Расширение графита может продолжаться, а может и не продолжаться до конца затвердевания [39]. В зоне 3 достаточное расширение графита компенсирует сжатие жидкости и дендритов. В зоне 4, когда количество образовавшейся эвтектики и, следовательно, графита уменьшается, существует риск образования микроусадки (микропористости), поскольку расширение графита может стать недостаточным для компенсации усадки. В принципе, как LG-, так и SG-чугуны близки к эвтектическому составу и должны проявлять расширение во время затвердевания, следовательно, не должны быть склонны к образованию полостей или усадке пористости. Хотя это справедливо для серого чугуна, железо с шаровидным графитом обычного производства подвержено усадочной пористости.

Для чугуна с шаровидным графитом зона плавления намного больше, а ее проницаемость намного меньше, чем у чугуна с пластинчатым графитом. Это, по мнению [39], ограничивает подачу со стояка и снижает скорость охлаждения. Из-за ограниченного роста графита в конце затвердевания преобладает усадка аустенита, что вызывает уменьшение удельного объема и приводит к некомпенсированной усадке в последней зоне затвердевания. Этот эффект и значительное выделение газа из затвердевающей жидкости приводят к образованию пористости. Экспериментальные устройства для анализа линейного смещения (LDA) и термического анализа (TA) использовались рядом исследователей [7-21] для измерения амплитуды эффекта расширения/ сжатия, происходящих во время затвердевания



Рис. 6. Кривая охлаждения чугуна с характерными температурами, показывающими интервалы затвердевания первичной и эвтектической фаз и корреляцию с образованием усадочных дефектов [39]

Fig. 6. The cooling curve of pre-eutectic cast iron with characteristic temperatures showing the solidification intervals of the primary and eutectic phases and the correlation with the formation of shrinkage defects [39]

чугуна. Обширный обзор литературы по различным методам был предоставлен в работе [35].

Установка для термического анализа была ранее представлена нами в работе [7]. В дополнение к ней был разработан стенд, который включает в себя две параллельные формы для заливки образцов (размеры форм 30 и 200 мм, модуль охлаждения (0,72 см) и модуль регистрации информации). Высокоскоростной интерфейс одновременно записывает данные о температуре и линейном смещении. Результаты предварительных экспериментов показаны на рис. 7. Морфология графита оказывает заметное влияние на начальную величину расширения: она увеличивается от пластинчатого графита (LG) через вермикулярный графит (CG) до шаровидного графита (NG) соответственно. Таким же образом увеличивается и чувствительность к усадке, при этом очевидна связь между двумя параметрами -

начальным расширением и уровнем усадки. Эти эксперименты также продемонстрировали важность точной оценки событий сжатия/расширения и их связи с событиями кривой охлаждения соответственно.

Было идентифицировано несколько ключевых параметров, которые коррелируют с особым поведением наших модификаторов, поскольку они связаны с выделением графита и чувствительностью к усадке серого чугуна. Это следующие параметры: глубина эвтектического переохлаждения, рекалесценция и максимальная скорость рекалесценции, температура окончания затвердевания, максимальное начальное расширение и полный интеграл от первой производной кривой сжатия до конца предперлитного сжатия. Переохлаждение в конце затвердевания относительно температуры метастабильного (карбидного) равновесия и расширение внутри по-



Рис. 7. Результаты по влиянию морфологии графита на начальное расширение (кривую сжатия) и тенденцию к усадке (Г_ф1 – пластинчатый, Г_ф5 – вермикулярный)

Fig. 7. The results of the study of the influence of graphite morphology on the initial expansion (compression curve) and the tendency to shrinkage ($\Gamma_{\phi}l$ – lamellar, $\Gamma_{\phi}5$ – vermicular)

следовательности затвердевания, по-видимому, оказывают сильное влияние [39] на склонность к макро- и микроусадке в ковком чугуне отливки.

В работе [34] утверждается, что в расплаве чугуна обычно содержатся двойные оксидные пленки (bifilms). Эти силикатные оксидные пленки обеспечивают подложку, на которой образуются оксисульфиды и зародыши графита. Наличием этих двойных силикатных пленок объясняют все многообразие морфологии графита.

Пластинчатый графит растет вдоль пленок, а шаровидный – при разрушении этих пленок (например, при добавке магния). В работах [10– 17, 35–39] показано, что появление вермикулярной формы графита было связано не только с взаимодействием кремния с оксидом углерода, но также происходит за счет взаимодействия в данном случае монооксида кремния с зародышем графита. При понижении температуры металлического расплава снижается и поверхностная активность SiO [10–12], уменьшается его подвижность, и в месте образования он растворяется в графите, меняя его морфологию на вермикулярную [35–39].

В заключение отметим, что компоненты комбинированного модификатора (оксиды и карбиды кремния) не растворяются сразу при добавлении в расплав, их растворение происходит медленно, что дает эффект предварительной инокуляции, который медленно затухает и действует в течение нескольких часов [8, 12–15, 26, 28, 34-42]. В то же время поведение SiC перед модифицированием в расплавах серого чугуна недостаточно изучено, но утверждается [31, 41, 42], что во время растворения SiC в расплаве вокруг частиц SiC образуются кластеры графита в результате локального пересыщения расплава с Si и C. Эти графитовые кластеры, которые термодинамически метастабильны в течение определенного периода времени, играют важную роль в эффекте предварительного модифицирования SiC в расплаве и способствуют образованию графита и зародышеобразованию эвтектики. Растворение соединения FeSi также может привести к образованию кластеров графита, но из-за более высокой скорости растворения эти кластеры остаются стабильными только в течение коротких периодов времени. Следовательно, при растворении SiC образуется больше кластеров графита, которые сохраняются дольше, чем при растворении FeSi. Образование множества кластеров графита вокруг частиц SiC снижает содержание углерода в остальной части расплава, и поэтому зарождение аустенита происходит при более высоких температурах. Применение модификаторов из отходов кремниевого производства для достижения технологических свойств серых чугунов совместно с другими передовыми технологиями машиностроения и обработки металлов [43-50] позволит комплексно решать высокотехнологичные наукоемкие задачи.

Выводы

1. Проведенные исследования по оценке модифицирующего влияния комбинированного модификатора, полученного из отходов кремниевого производства, при выплавке серых чугунов показали их высокую эффективность по сравнению с классическими модификаторами. Установлено, что добавление комбинированного модификатора на основе оксида и карбида кремния SiC вместо стандартного модификато-

ра FeSi привело к увеличению предела прочности и твердости на 35-50 % за счет изменения морфологии графита с пластинчатой на вермикулярную.

2. Показано, что предлагаемый состав комбинированного модификатора индуцирует зарождение большого количества вермикулярного графита, а также увеличивает количество эвтектических ячеек и уменьшает склонность к образованию белого чугуна.

3. Показано, что анализ эффектов сжатия/ расширения в процессе кристаллизации хорошо коррелирует с изменением параметров затвердевания в соответствии с характеристиками расплавленного чугуна, которые зависят от процедуры плавки, применяемых модификаторов, жесткости пресс-формы и термического поведения (параметров теплопередачи).

Список литературы

1. Evaluation of the effect of modifier composition with nanostructured additives on grey cast iron properties / V.V. Kondrat'ev, A.E. Balanovskii, N.A. Ivanov, V.A. Ershov, M.V. Kornyakov // Metallurgist. - 2014. -Vol. 58. - P. 377-387. - DOI: 10.1007/s11015-014-9919-x.

2. Исследования и разработка рецептуры наномодифицированного чугуна для ниппелей анодов алюминиевых электролизеров / В.В. Кондратьев, А.О. Мехнин, Н.А. Иванов, Ю.В. Богданов, В.А. Ершов // Металлург. – 2012. – № 1. – С. 69–71.

3. Новые технологические решения по переработке отходов кремниевого и алюминиевого производств / В.В. Кондратьев, Н.В. Немчинова, Н.А. Иванов, В.А. Ершов, И.А. Сысоев // Металлург. – 2013. – № 5. – С. 92–95.

4. Евсеев Н.В., Тютрин А.А., Пастухов М.П. Гранулирование пылевых отходов кремниевого производства для возврата в технологический процесс // Вестник Иркутского государственного технического университета. - 2019. - Т. 23, № 4. - С. 805-815. -DOI: 10.21285/1814-3520-2019-4-805-815.

5. Бабков В.В., Габитов А.И., Сахибгареев Р.Р. Аморфный микрокремнезем в процессах структурообразования и упрочнения цементного камня // Башкирский химический журнал. – 2007. – Т. 17, № 3. – C. 206-210.

6. AlTawaiha H., Alhomaidat F., Eljufout T. A review of the effect of nano-silica on the mechanical and durability properties of cementitious composites // Infrastructures. - 2023. - Vol. 8 (9). - P. 132. - DOI: 10.3390/ infrastructures8090132.

7. Карлина А.И. Технология переработки пыли газоочистки призводства кремния в модифицирующие нанодобавки для чугунов: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.07 / Карлина Антонина Игоревна; Институт металлургии УрО РАН. – Екатеринбург, 2019. – 24 c.

8. Reexamination of crystal growth theory of graphite in iron-carbon alloys / D.M. Stefanescu, G. Alonso, P. Larrañaga, E. De la Fuente, R. Suarez // Acta Materialia. – 2017. – Vol. 139. – P. 109–121. – DOI: 10.1016/j. actamat.2017.08.004.

9. Three-stage model for nucleation of graphite in grey cast iron / I. Riposan, M. Chisamera, S. Stan, C. Hartung, D. White // Materials Science and Technology. - 2010. - Vol. 26 (12). - P. 1439-1447. - DOI: 10.1 179/026708309X12495548508626.

10. Stefan E., Riposan I., Chisamera M. Application of thermal analysis in solidification pattern control of Lainoculated grey cast irons // Journal of Thermal Analysis and Calorimetry. - 2019. - Vol. 138. - P. 2491-2503. -DOI: 10.1007/s10973-019-08714-7.

11. Effects of inoculation on structure characteristics of high silicon ductile cast irons in thin wall castings / I. Riposan, E. Stefan, S. Stan, N.R. Pana, M. Chisamera // Metals. - 2020. - Vol. 10 (8). - P. 1091. - DOI: 10.3390/ met10081091.

12. Riposan I., Skaland T. Modification and inoculation of cast iron // Cast Iron Science and Technology. -ASM International, 2017. - P. 160-176. - (ASM Handbook; vol. 1A). - DOI: 10.31399/asm.hb.v01a.a0006315.

13. Graphite compactness degree and nodularity of high-Si ductile iron produced via permanent mold versus sand mold casting / D.-E. Anca, I. Stan, I. Riposan, S. Stan // Materials. - 2022. - Vol. 15. - P. 2712. -DOI: 10.3390/ma15082712.

14. Sommerfeld A., Tonn B. Theory of graphite nucleation in lamellar graphite cast iron // International Journal of Metalcasting. - 2009. - Vol. 3. - P. 39-47. -DOI: 10.1007/BF03355457.

15. Double D.D., Hellawell A. The nucleation and growth of graphite-the modification of cast iron // Acta Metallurgica et Materialia. - 1995. - Vol. 43 (6). -P. 2435–2442. – DOI: 10.1016/0956-7151(94)00416-1.

16. Growth of large-area graphene films from metalcarbon melts / S. Amini, J. Garay, G. Liu, A.A. Balandin, R. Abbaschian // Journal of Applied Physics. - 2010. -Vol. 108 (9). – P. 094321. – DOI: 10.1063/1.3498815.

17. Growth of graphene and graphite nanocrystals from a molten phase / S. Amini, H. Kalaantari, J. Garay, A.A. Balandin, R. Abbaschian // Journal of Materials Science. - 2011. - Vol. 46 (19). - P. 6255-6263. -DOI: 10.1007/s10853-011-5432-9.

18. On the crystallization of graphite from liquid Iron-carbon-silicon melts / D.M. Stefanescu, G. Alonso, P. Larrañaga, E. De la Fuente, R. Suárez // ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

Acta Materialia. – 2016. – Vol. 107. – P. 102–126. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.01.047.

19. Formation of complex nuclei in graphite nodules of cast iron / J. Qing, S. Lekakh, M. Xu, D. Field // Carbon. – 2021. – Vol. 171. – P. 276–288. – DOI: 10.1016/j. carbon.2020.08.022.

20. Theuwissen K., Lacaze J., Laffont L. Structure of graphite precipitates in cast iron // Carbon. – 2016. – Vol. 96. – P. 1120–1128. – DOI: 10.1016/j.carbon.2015.10.066.

21. *Amini S., Abbaschian R.* Nucleation and growth kinetics of graphene layers from a molten phase // Carbon. – 2013. – Vol. 51. – P. 110–123. – DOI: 10.1016/j. carbon.2012.08.019.

22. ASTM A247-67(1998)e1. Standard test method for evaluating the microstructure of graphite in iron castings. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 1967.

23. DIN EN ISO 945-1–2019. Микроструктура литейного чугуна. Ч. 1. Классификация графита с применением визуального анализа. – 40 с.

24. ГОСТ 3443–87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры: взамен ГОСТ 3443–77: введ. 01.07.88: переизд. февр. 2003 г. – М.: Изд-во стандартов, 2003. – 42 с.

25. ISO 16112:2006. Compacted (vermicular) graphite cast irons – Classifications. – Switzerland: International Organization for Standardization, 2006. – 23 p.

26. *König M*. Literature review of microstructure formation in compacted graphite iron // International Journal of Cast Metals Research. – 2010. – Vol. 23 (3). – P. 185–192. – DOI: 10.1179/136404609X12535244328378.

27. *König M., Wessén M.* Influence of alloying elements on microstructure and mechanical properties of CGI // International Journal of Cast Metals Research. – 2010. – Vol. 23 (2). – P. 97–110. – DOI: 10.1179/136404 609X12505973098972.

28. *Stefanescu D.M., Alonso G., Suarez R.* Recent developments in understanding nucleation and crystallization of spheroidal graphite in iron-carbon-silicon alloys // Metals. – 2020. – Vol. 10. – P. 221. – DOI: 10.3390/ met10020221.

29. Lacaze J., Castro-Roman M.J. Comment on Stefanescu, D.M.; Alonso, G.; Suarez, R. Recent developments in understanding nucleation and crystallization of spheroidal graphite in iron-carbon-silicon alloys. Metals 2020, 10, 221 // Metals. – 2020. – Vol. 10 (4). – P. 471. – DOI: 10.3390/met10040471.

30. Damage mechanism and fatigue strength prediction of compacted graphite iron with different microstructures / Y. Chen, J.C. Pang, S.X. Li, C.L. Zou, Z.F. Zhang // International Journal of Fatigue. – 2022. – Vol. 164. – P. 107126. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107126.

31. Влияние модифицирования ультрадисперсными порошками оксидов тугоплавких металлов и криолита на структуру, механические свойства и разрушение чугуна СЧ25 / А.П. Зыкова, Д.В. Лычагин, А.В. Чумаевский, И.А. Курзина, М.Ю. Новомейский // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2014. – Vol. 57 (11). – С. 37–42. – DOI: 10.17073/0368-0797-2014-11-37-42.

32. Улучшение свойств серого чугуна кремнийдиоксид и углеродными наноструктурами / В.В. Кондратьев, Н.А. Иванов, А.Е. Балановский, Н.Н. Иванчик, А.И. Карлина // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии. – 2016. – Т. 9 (5). – С. 671–685. – DOI: 10.17516/1999-494X-2016-9-5-671-685.

33. Оценка влияния состава модификатора с наноструктурными добавками на свойства серого чугуна / В.В. Кондратьев, А.Е. Балановский, Н.А. Иванов, В.А. Ершов, М.В. Корняков // Металлург. – 2014. – № 5. – С. 48–56.

34. Болдырев Д.А., Чайкин В.А., Чайкин А.В. Применение смесевых комплексных модификаторов с кальций-стронциевым карбонатом при получении отливок деталей легкового автомобиля из высокопрочного и серого чугунов // Литейщик России. – 2010. – № 1. – С. 21–26.

35. *Svidró P., Diószegi A*. On problems of volume change measurements in lamellar cast iron // International Journal of Cast Metals Research. – 2014. – Vol. 27 (1). – P. 26–37. – DOI: 10.1179/1743133613Y.0000000075.

36. *Cao M., Baxevanakis K.P., Silberschmidt V.V.* Effect of graphite morphology on the thermomechanical performance of compacted graphite iron // Metals. – 2023. – Vol. 13. – P. 473. – DOI: 10.3390/met13030473.

37. Integrated system of thermal/dimensional analysis for quality control of metallic melt and ductile iron casting solidification / S. Stan, M. Chisamera, I. Riposan, L. Neacsu, A.M. Cojocaru, I. Stan // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2018. – Vol. 27. – P. 5187–5196. – DOI: 10.1007/s11665-018-3303-0.

38. *Xijun D., Peiyue Z., Qifu L.* Structure and formation of vermicular graphite // MRS Online Proceedings Library. – 1984. – Vol. 34. – P. 141–150. – DOI: 10.1557/PROC-34-141.

39. *Stefanescu D.M., Suarez R., Kim S.B.* 90 years of thermal analysis as a control tool in the melting of cast iron // China Foundry. – 2020. – Vol. 17. – P. 69–84. – DOI: 10.1007/s41230-020-0039-x.

40. Effect of the type of inoculant on the shrinkage porosity of high-silicon SG iron / G. Alonso, D.M. Stefanescu, J. Sanchez, G. Zarrabeitia, R. Suarez // International Journal of Metalcasting. – 2022. – Vol. 16. – P. 106–118. – DOI: 10.1007/s40962-021-00605-8.

41. Влияние нанопорошков тугоплавких соединений на свойства серого чугуна / А.Н. Черепанов,

В.О. Дроздов, В.К. Манолов, В.А. Полубояров // Тяжелое машиностроение. – 2012. – № 8. – С. 8–11.

42. Повышение качества чугунных отливок с помощью нанопорошков / Г.Г. Крушенко, И.С. Ямских, А.А. Бонченков, А.С. Мишин // Металлургия машиностроения. – 2002. – № 2 (9). – С. 20–21.

43. Hybrid processing: the impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality / V.Yu. Skeeba, V.V. Ivancivsky, A.V. Kutyshkin, K.A. Parts // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 126 (1). – P. 012016. – DOI: 10.1088/1757-899x/126/1/012016.

44. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage / E.A. Efremenkov, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeeba, M.V. Grechneva, A.V. Olisov, A.D. Ens // Applied Sciences. – 2022. – Vol. 12 (1). – P. 5. – DOI: 10.3390/app12010005.

45. *Martyushev N.V., Skeeba V.Yu.* The method of quantitative automatic metallographic analysis // Journal of Physics: Conference Series. – 2017. – Vol. 803 (1). – P. 012094. – DOI: 10.1088/1742-6596/803/1/012094.

46. *Skeeba V.Yu., Ivancivsky V.V.* Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. – 2018. – Vol. 194 (2). – P. 022037. – DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.

47. Defining efficient modes range for plasma spraying coatings / E.A. Zverev, V.Yu. Skeeba, P.Yu. Skeeba, I.V. Khlebova // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. – 2017. – Vol. 87 (8). – P. 082061. – DOI: 10.1088/1755-1315/87/8/082061.

48. *Скиба В.Ю*. Гибридное технологическое оборудование: повышение эффективности ранних стадий проектирования комплексированных металлообрабатывающих станков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 62–83. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83.

49. Исследование процесса автоматического управления сменой полярности тока в условиях гибридной технологии электрохимической обработки коррозионностойких сталей / М.А. Борисов, Д.В. Лобанов, А.С. Янюшкин, В.Ю. Скиба // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 1. – С. 6–15. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15.

50. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions / R.A. Mamadaliev, P.V. Bakhmatov, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeeba, A.I. Karlina // Metallurgist. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1255–1264. – DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

207



OBRABOTKA METALLOV

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2024 vol. 26 no. 1 pp. 194–211 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-194-211

NSTU **Obrabotka metallov -Metal Working and Material Science** Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Study of the effect of a combined modifier from silicon production waste on the properties of gray cast iron

Antonina Karlina^{1, a, *}, Viktor Kondratiev^{2, b}, Ivan Sysoev^{3, c}, Aleksandr Kolosov^{4, d}, Marina Konstantinova^{3, e}, Elena Guseva^{3, f}

¹National Research Moscow State University of Civil Engineering, 26 Yaroslavskoe Shosse, Moscow, 129337, Russian Federation

A.P. Vinogradov Institute of Geochemistry of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 1A Favorsky str., Irkutsk, 664033, Russian Federation

³ Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

⁴ JSC Eurosibenergo, 22 Rabochaya str., Irkutsk, 664007, Russian Federation

- ^a https://orcid.org/0000-0003-3287-3298, ♥ karlinat@mail.com; ^b https://orcid.org/0000-0002-7437-2291, ♥ imz@mail.ru; ^c https://orcid.org/0000-0002-2330-1813, ♥ akolosov.irk@gmail.com;

e https://orcid.org/0000-0002-8533-0214, 😂 mavikonst@mail.ru; f https://orcid.org/0000-0002-8719-7728, 😂 el.guseva@rambler.ru

ARTICLE INFO

Received: 12 December 2023 Revised: 10 January 2024

Accepted: 22 January 2024

Available online: 15 March 2024

Article history:

Keywords:

Modifiers

Grev cast iron Nanostructures

Silicon dioxide

Crystallization

Morphology Oxides

Compacted Vermicular graphite

Plate

ABSTRACT

Introduction. During the metallurgical production of silicon, waste is generated that accumulates in dumps, harming the environment. Disposal and recycling of solid waste from silicon production is especially important because it contains important chemical compounds (silicon dioxide, silicon carbide, carbon nanotubes) that can be used in other industries, which will bring greater economic value. Considering the possibilities for extracting these useful components from silicon production waste, it is necessary to bring processing technologies to the stage of widespread practical application. Therefore, the development of a special waste processing technology to obtain a useful product in the form of a composition of silicon dioxide and silicon carbide remains an urgent problem. The purpose of the work is to study the formation of the morphological form of graphite when adding nano-modifiers from silicon production waste. Methods. The work examined specimens of gray cast iron after modification with a combined modifier obtained from silicon production waste. The research methods are mechanical tests for statistical tension, analysis of the chemical composition and metallographic studies. Results and Discussion. It is revealed that the mechanical properties of gray cast iron increased by 30-50 % after modification with a combined modifier, compared with witness specimens. The morphology of graphite is an important parameter affecting the properties of cast iron. It is established that during the modification process the morphology of graphite changes from lamellar to vermicular. Specimens of gray cast iron with vermicular form of graphite have high strength values compared to specimens of gray cast iron with lamellar form of graphite. The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of modifiers and products made of gray cast iron with a high complex of mechanical properties.

For citation: Karlina A.I., Kondratiev V.V., Sysoev I.A., Kolosov A.D., Konstantinova M.V., Guseva E.A. Study of the effect of a combined modifier from silicon production waste on the properties of gray cast iron. Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 194–211. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-194-211. (In Russian).

References

1. Kondrat'ev V.V., Balanovskii A.E., Ivanov N.A., Ershov V.A., Kornyakov M.V. Evaluation of the effect of modifier composition with nanostructured additives on grey cast iron properties. Metallurgist, 2014, vol. 58, pp. 377-387. DOI: 10.1007/s11015-014-9919-x.

2. Kondrat'ev V.V., Mekhnin A.O., Ivanov N.A., Bogdanov Yu.V., Ershov V.A. Issledovaniya i razrabotka retseptury nanomodifitsirovannogo chuguna dlya nippelei anodov alyuminievykh elektrolizerov [Research and development of

* Corresponding author

Karlina Antonina I., Ph.D. (Engineering), Research Associate National Research Moscow State Construction University. Yaroslavskoe shosse, 26, 129337, Moscow, Russia Tel: +7 950 120-19-50, e-mail: karlinat@mail.ru

MATERIAL SCIENCE

CM

composition of nanoinoculated cast iron for anodes stubs of aluminium pots]. *Metallurg = Metallurgist*, 2012, no. 1, pp. 69–71. (In Russian).

3. Kondratyev V.V., Nemchinova N.V., Ivanov N.A., Ershov V.A., Sysoev I.A. Novye tekhnologicheskie resheniya po pererabotke otkhodov kremnievogo i alyuminievogo proizvodstv [New production solutions for processing silicon and aluminum production waste]. *Metallurg = Metallurgist*, 2013, no. 5, pp. 92–95. (In Russian).

4. Evseev N.V., Tyutrin A.A., Pastukhov M.P. Granulirovanie pylevykh otkhodov kremnievogo proizvodstva dlya vozvrata v tekhnologicheskii protsess [Granulation of silicone production dust waste for recycling]. *Vestnik Irkutskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta* = *Proceedings of Irkutsk State Technical University*, 2019, vol. 23 (4), pp. 805–815. DOI: 10.21285/1814-3520-2019-4-805-815.

5. Babkov V.V., Gabitov A.I., Sakhibgareev P.P. Amorfnyi mikrokremnezem v protsessakh strukturoobrazovaniya i uprochneniya tsementnogo kamnya [Amorphous microsilica in structurization and hardening of a cement stone processes]. *Bashkirskii khimicheskii zhurnal = Bashkir Chemical Journal*, 2007, vol. 17 (3), pp. 206–210.

6. AlTawaiha H., Alhomaidat F., Eljufout T. A review of the effect of nano-silica on the mechanical and durability properties of cementitious composites. *Infrastructures*, 2023, vol. 8 (9), p. 132. DOI: 10.3390/infrastructures8090132.

7. Karlina A.I. *Tekhnologiya pererabotki pyli gazoochistki prizvodstva kremniya v modifitsiruyushchie nanodobavki dlya chugunov*. Avtoref. diss. kand. tekhn. nauk [Technology of processing gas purification dust from silicon production into modifying nanoadditives for cast iron. Author's abstract of PhD eng. sci. diss.]. Ekaterinburg, 2019. 24 p.

8. Stefanescu D.M., Alonso G., Larrañaga P., De la Fuente E., Suarez R. Reexamination of crystal growth theory of graphite in iron-carbon alloys. *Acta Materialia*, 2017, vol. 139, pp. 109–121. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.08.004.

9. Riposan I., Chisamera M., Stan S., Hartung C., White D. Three-stage model for nucleation of graphite in grey cast iron. *Materials Science and Technology*, 2010, vol. 26 (12), pp. 1439–1447. DOI: 10.1179/026708309X12495 548508626.

10. Stefan E., Riposan I., Chisamera M. Application of thermal analysis in solidification pattern control of La-inoculated grey cast irons. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2019, vol. 138, pp. 2491–2503. DOI: 10.1007/s10973-019-08714-7.

11. Riposan I., Stefan E., Stan S., Pana N.R., Chisamera M. Effects of inoculation on structure characteristics of high silicon ductile cast irons in thin wall castings. *Metals*, 2020, vol. 10 (8), p. 1091. DOI: 10.3390/met10081091.

12. Riposan I., Skaland T. Modification and inoculation of cast iron. *Cast Iron Science and Technology Handbook*. ASM International, 2017, pp. 160–176. DOI: 10.31399/asm.hb.v01a.a0006315.

13. Anca D.-E., Stan I., Riposan I., Stan S. Graphite compactness degree and nodularity of high-Si ductile iron produced via permanent mold versus sand mold casting. *Materials*, 2022, vol. 15, p. 2712. DOI: 10.3390/ma15082712.

14. Sommerfeld A., Tonn B. Theory of graphite nucleation in lamellar graphite cast iron. *International Journal of Metalcasting*, 2009, vol. 3, pp. 39–47. DOI: 10.1007/BF03355457.

15. Double D.D., Hellawell A. The nucleation and growth of graphite-the modification of cast iron. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1995, vol. 43 (6), pp. 2435–2442. DOI: 10.1007/BF03355457.

16. Amini S., Garay J., Liu G., Balandin A.A., Abbaschian R. Growth of large-area graphene films from metalcarbon melts. *Journal of Applied Physics*, 2010, vol. 108 (9), pp. 094321–94327. DOI: 10.1063/1.3498815.

17. Amini S., Kalaantari H., Garay J., Balandin A.A., Abbaschian R. Growth of graphene and graphite nanocrystals from a molten phase. *Journal of Materials Science*, 2011, vol. 46 (19), pp. 6255–6263. DOI: 10.1007/s10853-011-5432-9.

18. Stefanescu D.M., Alonso G., Larrañaga P., De la Fuente E., Suárez R. On the crystallization of graphite from liquid iron-carbon-silicon melts. *Acta Materialia*, 2016, vol. 107, pp. 102–126. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.01.047.

19. Qing J., Lekakh S., Xu M., Field D. Formation of complex nuclei in graphite nodules of cast iron. *Carbon*, 2021, vol. 171, pp. 276–288. DOI: 10.1016/j.carbon.2020.08.022.

20. Theuwissen K., Lacaze J., Laffont L. Structure of graphite precipitates in cast iron. *Carbon*, 2016, vol. 96, pp. 1120–1128. DOI: 10.1016/j.carbon.2015.10.066.

21. Amini S., Abbaschian R. Nucleation and growth kinetics of graphene layers from a molten phase. *Carbon*, 2013, vol. 51, pp. 110–123. DOI: 10.1016/j.carbon.2012.08.019.

22. ASTM A247-67(1998)e1. *Standard test method for evaluating the microstructure of graphite in iron castings*. West Conshohocken, PA, ASTM International, 1967.

23. DIN EN ISO 945-1–2019. *Microstructure of cast irons* – Part 1: *Graphite classification by visual analysis* (ISO 945-1:2019). German version EN ISO 945-1:2019. 40 p.

OBRABOTKA METALLOV

24. GOST 3443–87. *Otlivki iz chuguna s razlichnoi formoi grafita. Metody opredeleniya struktury* [State Standard. Cast iron castings with graphite of different form. Methods of structure determination]. Moscow, Standards Publ., 2003. 42 p.

25. ISO 16112:2006. *Compacted (vermicular) graphite cast irons – Classifications*. Switzerland, International Organization for Standardization, 2006. 23 p.

26. *König M*. Literature review of microstructure formation in compacted graphite Iron. *International Journal of Cast Metals Research*, 2010, vol. 23 (3), pp. 185–192. DOI: 10.1179/136404609X12535244328378.

27. König M., Wessén M. Influence of alloying elements on microstructure and mechanical properties of CGI. *International Journal of Cast Metals Research*, 2010, vol. 23 (2), pp. 97–110. DOI: 10.1179/136404609X12505973 098972.

28. Stefanescu D.M., Alonso G., Suarez R. Recent developments in understanding nucleation and crystallization of spheroidal graphite in iron-carbon-silicon alloys. *Metals*, 2020, vol. 10, p. 221. DOI: 10.3390/met10020221.

29. Lacaze J., Castro-Roman M.J. Comment on Stefanescu, D.M.; Alonso, G.; Suarez, R. Recent developments in understanding nucleation and crystallization of spheroidal graphite in iron-carbon-silicon alloys. Metals 2020, 10, 221. *Metals*, 2020, vol. 10 (4), p. 471. DOI: 10.3390/met10040471.

30. Chen Y., Pang J.C., Li S.X., Zou C.L., Zhang Z.F. Damage mechanism and fatigue strength prediction of compacted graphite iron with different microstructures. *International Journal of Fatigue*, 2022, vol. 164, p. 107126. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107126.

31 Zykova A.P., Lychagin D.V., Chumaevskii A.V., Kurzina I.A., Novomeiskii M.Yu. Vliyanie modifitsirovaniya ul'tradispersnymi poroshkami oksidov tugoplavkikh metallov i kriolita na strukturu, mekhanicheskie svoistva i razrushenie chuguna SCh25 [Influence of modifying of cast iron SCh25 (Russian grade) with ultrafine powders of refractory metal oxide and cryolite on structure, mechanical properties and fracture]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2014, vol. 57 (11), pp. 37–42. DOI: 10.17073/0368-0797-2014-11-37-42. (In Russian).

32. Kondratyev V.V., Ivanov N.A., Balanovskiy A.E., Ivanchik N.N., Karlina A.I. Uluchshenie svoistv serogo chuguna kremniidioksid i uglerodnymi nanostrukturami [Improvement of the properties of gray cast iron by silicon dioxide and carbon nanostructures]. *Zhurnal Sibirskogo federal'nogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies*, 2016, vol. 9 (5), pp. 671–685. DOI: 10.17516/1999-494X-2016-9-5-671-685.

33. Kondratyev V.V., Balanovskiy A.E., Ivanov N.A., Ershov V.A., Kornyakov M.V. Otsenka vliyaniya sostava modifikatora s nanostrukturnymi dobavkami na svoistva serogo chuguna [Impact assessment of modifier composition with nanostructured additives on properties of grey cast iron]. *Metallurg* = *Metallurg*ist, 2014, no. 5, pp. 48–56.

34. Boldirev D.A., Chaykin V.A., Chaykin A.B. Primenenie smesevykh kompleksnykh modifikatorov s kal'tsiistrontsievym karbonatom pri poluchenii otlivok detalei legkovogo avtomobilya iz vysokoprochnogo i serogo chugunov [Usage of mixed complex inoculators with calcium_strontium carbonate in auto_mobile casting production of nodular and gray cast iron]. *Liteishchik Rossii = Foundrymen of Russia*, 2010, no. 1, pp. 21–26.

35. Svidró P., Diószegi A. On problems of volume change measurements in lamellar cast iron. *International Journal of Cast Metals Research*, 2014, vol. 27 (1), pp. 26–37. DOI: 10.1179/1743133613Y.0000000075.

36. Cao M., Baxevanakis K.P., Silberschmidt V.V. Effect of graphite morphology on the thermomechanical performance of compacted graphite iron. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 473. DOI: 10.3390/met13030473.

37. Stan S., Chisamera M., Riposan I., Neacsu L., Cojocaru AM., Stan I. Integrated system of thermal/dimensional analysis for quality control of metallic melt and ductile iron casting solidification. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, vol. 27, pp. 5187–5196. DOI: 10.1007/s11665-018-3303-0.

38. Xijun D., Peiyue Z., Qifu L. Structure and formation of vermicular graphite. MRS *Online Proceedings Library*, 1984, vol. 34, pp. 141–150. DOI: 10.1557/PROC-34-141.

39. Stefanescu D.M., Suarez R., Kim S.B. 90 years of thermal analysis as a control tool in the melting of cast iron. *China Foundry*, 2020, vol. 17, pp. 69–84. DOI: 10.1007/s41230-020-0039-x.

40. Alonso G., Stefanescu D.M., Sanchez J., Zarrabeitia G., Suarez R. Effect of the type of inoculant on the shrinkage porosity of high-silicon SG iron. *International Journal of Metalcasting*, 2022, vol. 16, pp. 106–118. DOI: 10.1007/s40962-021-00605-8.

41. Cherepanov A.N., Drozdov V.O., Manolov V.K., Poluboyarov V.A. Vliyanie nanoporoshkov tugoplavkikh soedinenii na svoistva serogo chuguna [The influence of nanopowders of refractory compounds on the properties of gray cast iron]. *Tyazheloe mashinostroenie*, 2012, no. 8, pp. 8–11. (In Russian).

MATERIAL SCIENCE

42. Krushenko G.G., Yamskikh I.S., Bonchenkov A.A., Mishin A.S. Povyshenie kachestva chugunnykh otlivok s pomoshch'yu nanoporoshkov [Improving the quality of cast iron castings using nanopowders]. *Metallurgiya mashinostroeniya* = *Metallurgy of machinery building*, 2002, no. 2 (9), pp. 20–21.

43. Skeeba V.Yu., Ivancivsky V.V., Kutyshkin A.V., Parts K.A. Hybrid processing: the impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 126 (1), p. 012016. DOI: 10.1088/1757-899x/126/1/012016.

44. Efremenkov E.A., Martyushev N.V., Skeeba V.Yu., Grechneva M.V., Olisov A.V., Ens A.D. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage. *Applied Sciences*, 2022, vol. 12 (1), p. 5. DOI: 10.3390/app12010005.

45. Martyushev N.V., Skeeba V.Yu. The method of quantitative automatic metallographic analysis. *Journal of Physics: Conference Series*, 2017, vol. 803 (1), p. 012094. DOI: 10.1088/1742-6596/803/1/012094.

46. Skeeba V.Yu., Ivancivsky V.V. Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2018, vol. 194 (2), p. 022037. DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.

47. Zverev E.A., Skeeba V.Yu., Skeeba P.Yu., Khlebova I.V. Defining efficient modes range for plasma spraying coatings. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2017, vol. 87 (8), p. 082061. DOI: 10.1088/1755-1315/87/8/082061.

48. Skeeba V.Yu. Gibridnoe tekhnologicheskoe oborudovanie: povyshenie effektivnosti rannikh stadii proektirovaniya kompleksirovannykh metalloobrabatyvayushchikh stankov [Hybrid process equipment: improving the efficiency of the integrated metalworking machines initial designing]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21 (2), pp. 62–83. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83.

49. Borisov M.A., Lobanov D.V., Yanyushkin A.S., Skeeba V.Yu. Issledovanie protsessa avtomaticheskogo upravleniya smenoi polyarnosti toka v usloviyakh gibridnoi tekhnologii elektrokhimicheskoi obrabotki korrozionnostoikikh stalei [Investigation of the Process of Automatic Control of Current Polarity Reversal in the Conditions of Hybrid Technology of Electrochemical Processing of Corrosion-Resistant Steels]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22 (1), pp. 6–15. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15.

50. Mamadaliev R.A., Bakhmatov P.V., Martyushev N.V., Skeeba V.Yu., Karlina A.I. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1255–1264. DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0).

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Уважаемые **Авторы**, в связи с включением журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» в международные базы данных библиографического описания и научного цитирования *Web* of Science и Scopus изменены правила оформления представляемых рукописей. Главная цель изменений состоит в том, чтобы сделать основные положения и выводы публикуемых в журнале статей доступными для широкой зарубежной аудитории, не владеющей русским языком. Особое значение теперь приобретают англоязычная аннотация к статье (*Abstract*) и список использованной автором литературы (*References*), поскольку именно они, а не текст самой статьи, находят отражение в системах *Scopus* и *Web of Science*. По своему содержанию и информативности *Abstract* и *References* должны привлечь внимание зарубежных читателей к теме статьи. Соответственно в интересах автора тщательно подойти к подготовке этих блоков статьи и обеспечить их максимально высокое качество.

В журнале публикуются результаты **оригинальных** фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. **Опубликованные ранее научные работы не принимаются к рассмотрению и изданию!** Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Материаловедение (по отраслям). Издание имеет право опубликовать научные работы в рамках указанных специальностей! Публикация статей бесплатная!

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 тело статьи без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. Научная статья должна иметь структуру *IMRAD (Introduction, Methods, Results And Discussion*): • Введение (*Introduction*); • Методы / Методика исследований (*Methods*); • Результаты (*Results*); • Обсуждение (*Discussion*): • Заключение (*Conclusion*).

<u>Как подать статью</u>

Для того чтобы подать статью, **автор** (все соавторы) должен быть <u>зарегистрирован на сайте журнала</u> <u>http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration</u>. 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.

Важно: работа должна поступить не позже чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику.

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

График выхода журнала в течение года

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 %.

Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.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.

Правила оформления рукописи

«Правила оформления» (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules). Просим внимательно ознакомиться со всеми пунктами, представленными в данном разделе.

При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: https://journals.nstu.ru/files/2 4/file/Shablon oformleniya OM 2020.docx.

<u>Аффилиация авторов</u>

Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов). 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), РИНЦ AuthorID и электронная почта. Если отсутствует ORCID, то необходимо пройти по ссылке <u>https://orcid.org/</u> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.

После регистрации ORCID необходимо ОТРЕДАКТИРОВАТЬ СВОИ ПЕРСОНАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ И СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ В ДАННОМ ПРОФИЛЕ («пустой» профиль ORCID'а недопустим!). При подкачке статей предпочтение отдавайте англоязычным источникам. Кроме того, рекомендуется: при регистрации профиля в ORCID'е использовать латинский алфавит, а не кириллицу!!!; указывать полное имя, а не сокращенное. Не путайте местами Имя (First name) и Фамилию (Last name). Если обнаружились такие ошибки, обязательно сделайте коррекцию своего профиля! После заполнения профиля необходимо обеспечить доступ к публичной информации.

Огромная просьба ко всем авторам – проверить и подкорректировать данные в своих профилях на платформах SCOPUS и WoS. Указать все свои цифровые идентификаторы (ЦИ) в профиле на сайте журнала. Внимание! При внесении соответствующего ЦИ, прежде чем сохранить введенные значения в профиле, необходимо посмотреть пример и кликнуть на рядом располагающуюся кнопку «Проверка профиля». Если введенные значения верны, то издательская система журнала откроет соответствующую страницу в интернете с вашими данными. Будьте внимательны, когда вводите РИНЦ AuthorID. Данный цифровой идентификатор нельзя путать с SPIN-кодом.

Внимание! РИНЦ AuthorID должен быть введен каждым автором в свой профиль на сайте журнала. Научная статья должна иметь структуру IMRAD (Introduction, Methods, Results And Discussion):

• название (*Title*);

- аннотация (Abstract);
- введение (Introduction);
- методы (*Methods*);
- результаты (*Results*);
- обсуждение (*Discussion*);
- заключение (Conclusion);
- благодарности, финансирование (Acknowledgements / Funding);
- список литературы (References).

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) (см. примеры в разделе «Правила оформления»). Аннотация должна включать следующие аспекты содержание статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

В аннотации Вы должны выдержать структуру IMRAD и четко указать в тексте (как для русской, так и для английской версии) соответствующие разделы: Introduction (введение); Methods (методы); Results And Discussion (результаты и обсуждения) (см. пример).

Объем аннотации (реферата) на русском языке должен быть 200...250 слов. Объем аннотации/реферата на английском языке должен быть не менее 250 слов!

Пример структурированной аннотации

• На русском языке

Введение. Сварка оказывает большое влияние на работоспособность создаваемых конструкций, эксплуатируемых в условиях низких климатических температур, вследствие снижения сопротивляемости зарождению и распространению трещин в зоне термического влияния и металла шва. Несмотря на существующее достаточно большое количество способов повышения надежности сварных соединений, некоторые из них сейчас полностью исчерпали свои возможности, а другие не доведены до стадии широкого практического применения. Поэтому разработка необходимой специальной технологии сварки в условиях низких температур остается актуальной проблемой. Цель работы: изыскание путей повышения надежности сварных соединений металлоконструкций ответственного назначения при сварке в условиях низких температур. В работе исследованы сварные соединения стали 09Г2С, полученные сваркой на постоянном токе и в режиме импульсной низкочастотной модуляции тока в условиях положительных (+20 °C) и отрицательных (-45 °C) температур окружающего воздуха с применением трех новых марок сварочных электродов. Методами исследования являются механические испытания на статистическое растяжение и на ударный изгиб образцов сварных соединений, а также спектральный анализ химического состава и металлографические исследования металла шва. Результаты и обсуждение. Выявлено, что эксплуатационные показатели металлоконструкций зависят от выбора способа и температуры выполнения сварки, а также характеристик сварочного материала. Установлено, что для повышения значений ударной вязкости образцов, сваренных в условиях отрицательных температур методом адаптивной импульсно-дуговой сварки, требуется увеличение тепловложения относительно погонной энергии, реализуемой в процессе сварки образцов при положительной температуре. Подтверждён эффект измельчения структуры металла шва при использовании адаптивной импульсно-дуговой сварки покрытыми электродами, в том числе и в условиях отрицательной температуры окружающего воздуха (вплоть до -45 °C). Представленные результаты подтверждают перспективность развиваемого подхода, направленного на получение новых классов материалов и изделий из них, предназначенных для работы в условиях Севера и Арктики.

• На английском языке

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. The purpose of the work: to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (-45 °C) ambient air temperatures are investigated using three new types of welding electrodes. The methods of investigation. Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. Results and Discussion. It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rat of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

ВВЕДЕНИЕ / Introduction

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подхода, данных или анализа) (1,5–2 страницы). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная про-

EDITORIAL MATERIALS

блема, которая рассматривается в вашей статье. В связи с этим в данном разделе следует представить достаточно информированный (с равномерно распределенными ссылками на источники) литературный обзор по состоянию обозначенной проблемы. В конце раздела «Введение» формулируются цель работы и обозначаются задачи, решение которых позволит достичь поставленной цели. Не нужно в данном разделе говорить о конкретном результате, поскольку в структуре статьи есть соответствующий раздел.

МЕТОДЫ (МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ) / Methods

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 Госстандарту.

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 т. д.; для величин, которые были вычислены, - методы, используемые для их вычисления.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ / Results And Discussion

Этот раздел содержит 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.

Вышеперечисленные рекомендации 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 метолах.

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 попытки выявить причинно-следственные связи, не украшает 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. Данный раздел упорядочивает и интерпретирует результаты. Цель раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, показать 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 (ЗАКЛЮЧЕНИЕ) / Conclusion

Этот раздел обычно начинается с нескольких фраз, подводящих итог проделанной работе, а затем в виде списка представляются основные выводы. Следует быть лаконичным.

Качество графического материала!

По требованиям журнала графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах. Разрешение рисунков не ниже **600 dpi**. Под каждым рисунком должна находиться соответствующая подрисуночная подпись (на **русском и на английском языке!**). Шрифты на рисунках должны быть увеличены и приведены к единообразию. Уважаемые авторы, журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является полноцветным печатным изданием. В вашей работе присутствуют рисунки, которые (для повышения наглядности) рекомендуется сделать цветными.

Название таблиц (как и внутреннее содержание) должно быть как на русском, так и на английском языках! (см. «Правила оформления».)

Математические формулы: сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны только в редакторе формул Microsoft Equation 3.0!

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / References

Список цитируемой литературы включает 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. <u>http://ru.translit.net/?account=bsi</u>) или (<u>https://antropophob.ru/utility-i-prochie-melochi/16-transliteratsiya-bsi</u>).

Если статья имеет DOI – обязательно указать его! Если книга имеет ISBN – обязательно указать его!

Обратите внимание на правила оформления русскоязычных источников в англоязычном блоке статьи (в References).

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» <u>http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules</u>.

Уважаемые Авторы, журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» успешно прошел процедуру перерегистрации в РОСКОМНАДЗОРе и начиная с 2021 г. перешел на выпуск научного издания на двух языках. Первое – печатное (основное) – на русском языке с англоязычной частью; второе – в электронном формате (pdf) – полностью вся работа на английском языке. После получения сообщения о принятии статьи к опубликованию в журнале «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» авторам необходимо предоставить качественный перевод своей статьи на английский язык (машинный перевод не допускается!). Форматирование англоязычной версии работы выполнять согласно шаблону. Внимание! Англоязычный вариант статьи необходимо прислать на почту журнала (metal_working@mail.ru) в течение двух недель после принятия работы к печати!

Редакция и редакционный совет журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)»

EDITORIAL MATERIALS

Dear Authors, in view of the inclusion of the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science" in the international databases of bibliographic description and scientific citation *Web of Science* and *Scopus*, the rules for formatting submitted manuscripts have been changed. The main goal of the changes is to make the main provisions and conclusions of the papers published in the journal accessible to a wide foreign audience that does not speak Russian. The English Abstract of the paper and the References used by the author(s) are now of particular importance, since References and not the text of the paper itself, are reflected in the *Scopus* and *Web of Science* systems. In terms of its content and informative value, the Abstract and References should draw the attention of foreign readers to the subject of the paper. Accordingly, it is in the interests of the author(s) to be scrupulous about the preparation of these blocks of the paper and ensure its highest possible quality.

The journal mainly publishes the results of **original** fundamental, applied and exploratory scientific research and postgraduate work. **Previously published scientific works are not accepted for consideration and publication!** Considerable attention is paid to the publication of review, problematic and discussion papers on topical issues of machine building and modern metallurgy and materials science. We are registered in the State commission for academic degrees and titles in the following scientific specialties: Technology and equipment for mechanical and physical-technical processing; Engineering technology; Welding, related processes and technologies; Machines, units and processes (by industry); Metallurgy and heat treatment of metals and alloys; Powder metallurgy and composite materials; Nanotechnologies and nanomaterials (by industry); Materials science (by industry). **The journal has the right to publish scientific papers within the specified specialties! The publication of papers is free.**

Due to the fact that the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science" accepts original scientific papers in the *Full Paper* format – the standard format for completed scientific research, it is recommended to enlarge the main text of the work (the body of the paper is taken into account, without lists of references) – 18-20 typewritten pages, 1.5 spacing. In the case when the work is declared as an overview, the volume should be increased to 30 pages. The scientific paper should have the structure of *IMRAD* (•*Introduction*, •*Methods*, •*Results*, •*Discussion*, •*Conclusion*).

Paper submission

In order to submit a paper, the **author (all co-authors!)** should be <u>signed up for the journal website</u>. The author (one of the co-authors) in his office selects the "Submit a paper" in the menu and enters all the necessary data. The author selects his/her co-authors from the list of registered users.

Important: The work should be received no later than 3 months before the official publication of the issue according to the schedule. In exceptional cases, in agreement with the editors of the journal, the deadline for submitting a paper to the next issue can be extended, but not more than two weeks.

Issue	Publication (month, date)
1	03/15
2	06/15
3	09/15
4	12/15

Schedule of the journal publication during the year

Before sending the manuscript to the editors, the authors are highly recommended to check their paper using the **Anti-plagiarism** system. The allowable percentage of text borrowing from other sources is 5–10 %.

The manuscript of the paper is prepared in accordance with the formatting rules in MS Word and is attached in *.doc, *.docx format.

The scanned license agreement with the signatures of the authors and the expert opinion (**color mode, resolution of at least 600 dpi**) should also be attached on the journal's website in the "Submit Paper" section in *.pdf, *.jpg, *.jpeg formats.

At the end of all the work, be sure to click the "Send to the Editor" button.

EDITORIAL MATERIALS

CM

Simultaneously with the article, the original expert opinion on the possibility of open publication of the article is sent to the postal address of the editorial office: 630073, Novosibirsk, Prospekt K. Marksa, Novosibirsk State Technical University (NSTU), bldg. 5, com. 137VTs, the deputy editor-in-chief Vadim Y. Skeeba.

When a manuscript is accepted for publication, an **author's license agreement** is additionally sent to the postal address of the editorial office.

All manuscripts are reviewed. There is no fee for publishing manuscripts.

Paper submission guidelines:

See the section "Paper Submission guidelines" (https://journals.nstu.ru/obrabotka metallov/rules). Please read carefully all the points presented in these sections.

When formatting your work, it is recommended to use the template presented on the journal's website: https:// journals.nstu.ru/files/2 4/file/Shablon oformleniya OM 2020.docx.

Authors affiliation

A list of authors should contain Full names. Names and Surnames of the author(s) should be written out. The full name of the organization for each of the authors, indicating the street, house number, city, postal code and country also should be written. For each of the authors, it is MANDATORY to indicate its unique identification code ORCID (Open Researcher and Contributor ID), RSCI AuthorID and e-mail. If there is no ORCID, then it is necessary to follow the link https://orcid.org/ and register in the system. After registration, you need to edit your personal data and the list of publications.

After registering ORCID, you need to EDIT YOUR PERSONAL DATA AND THE LIST OF PUBLICATIONS IN THIS PROFILE ("an empty" ORCID profile is not allowed!). When uploading papers, give preference to English-language sources. It is also recommended: when registering a profile in ORCID, use the Latin alphabet, not Cyrillic!; indicate the full name, not the abbreviation. Do not confuse First name and Last name. If such errors are found, be sure to correct your profile! After filling out the profile, it is necessary to provide access to public information.

A huge request to all authors is also to check and correct the data in their profiles on the SCOPUS and WoS platforms. Indicate all your digital identifiers (CI) in your profile on the journal's website. Attention! When entering the corresponding CI, before saving the entered values in the profile, you need to look at the example and click on the "Check Profile" button located next to it. If the entered values are correct, the publishing system of the journal will open the corresponding page on the Internet with your data. Be careful when entering the RSCI AuthorID. This digital identifier should not be confused with the SPIN code.

Attention – the RSCI AuthorID should be entered by each author in his/her profile on the journal's website!

The scientific paper should have the structure of IMRAD (Introduction, Methods, Results and Discussion): • Title;

- Abstract;
- Introduction;
- Methods;
- *Results*;
- **D**iscussion:
- Conclusion;
- Acknowledgements / Funding;
- References.

Abstract

Paper abstract should be: informative (do not contain general words); original; meaningful (reflect the main content of the paper and the research results); structured (follow the results description logic) (see examples in the section "Paper Submission guidelines"). The abstract should include the following aspects of the content of the paper: the rationale; the subject; the purpose of the work; method or methodology of the work; results of work; the field of application of the results; conclusions.

In the abstract, you should adhere to the structure of IMRAD and clearly indicate in the text (for both Russian and English versions) the corresponding sections: Introduction; Methods; Results and Discussion (see an example).

The volume of the abstract in English should be at least 250 words!

An example of a structured abstract:

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. The purpose of the work: to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (-45 °C) ambient air temperatures are investigated using three new types of welding electrodes. The methods of investigation. Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. Results and Discussion. It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rat of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

Introduction

The "*Introduction*" section should be used to define the place of your work (approach, data or analysis) (**up to 1.5-2 pages**). It is understood that there is an unresolved or emerging scientific problem that is being addressed in your paper. In this regard, this section should provide a sufficiently informed (with evenly distributed references to sources) literature review on the state of the indicated problem. Most of the links should be given in this section! At the end of the "Introduction" section, **the purpose of the work** is formulated and the **tasks** are indicated, the solution of which will allow achieving the set goal. There is no need to write about a specific result in this section, since there is a corresponding section in the structure of the paper.

METHODS / METHODS OF RESEARCH

Theory (for theoretical works) or **Experimental technique** (for experimental works). One should avoid repetitions, unnecessary details and known provisions, detailed derivations of formulas and equations (give only the final formulas, explaining how it was obtained.

The rationale for the choice of this material (or materials) and methods for describing the material (materials) in this work are given.

If necessary, drawings of samples with units of measurement are given (units of measurement in SI system only). When testing reference materials, reference to the standard is sufficient. For a large test program, it is advisable to use a matrix-type table. If samples are taken from ingots, billets or components, then its orientation and location in the source material are described; standard designations according to the standard are used.

During the tests, the following information is provided: 1. Type and conditions of tests, for example, test temperature, loading rate, environment; 2. Describes the variable parameters, measured values and methods of its measurement with accuracy, degree of error, resolution, etc .; for quantities that have been calculated, the methods used to calculate it.

RESULTS AND ITS DISCUSSION

A section contains a brief description of the experimental and/ or theoretical data obtained. The presentation of the results should consist in identifying the discovered patterns, and not in a mechanical retelling of the contents of tables and graphs. It is recommended to present the results in the past tense. The discussion should contain the interpretation of the research results obtained by **you** (correspondence of the results to the research hypothesis, generalization of the research results, proposals for practical application, proposals for the direction of future research).

CM

The above recommendations are also relevant for theoretical and computational work. In papers based on computational work, you should specify the finite element type, boundary conditions and input parameters. The numerical result is presented taking into account the limitations (accuracy) in the applied computational methods.

In papers based on analytical work, when presenting a long series of formulas, it is necessary to provide an explanatory text so that the essence of the content of the work is clear. The correctness of the calculations should be confirmed by intermediate calculations. As in the case of experimental work, a simple description of numerical or analytical transformations without considering the theoretical (physical) root cause is usually not enough to justify the publication of such a paper. A simple report of numerical results in the form of tables or in the form of text, as well as endless data from experimental work, without trying to determine or hypothesize why such results were obtained, without trying to identify causal relationships, does not decorate the work.

Comparing your numerical results to the numerical results obtained by someone else can be informative. But it doesn't prove anything. Control by comparison with commonly known solutions and verification by comparison with experimental data are mandatory.

Discussion

Use this section to fully explain the significance of your approach, data or analysis and results. This section organizes and interprets the results. The purpose of this section is to show what knowledge has been gained as a result of your work and to show the perspective of the results obtained by comparing it with the current situation in this area described in the "Introduction" section. A large number of graphs and color illustrations do not give a scientific result. It is the responsibility of the author to organize the data and present the results systematically. Thus, simply reporting test results without attempting to investigate internal mechanisms is of little value.

CONCLUSION / CONCLUSIONS

This section usually begins with a few phrases summarizing the work done, and then the main conclusions are presented in the form of a list. Should be concise.

Graphics quality!

We remind you that according to the requirements of the journal, charts and diagrams should be prepared in vector graphic editors. The resolution of the figures is not less than 600 dpi.). Under each figure there should be a corresponding caption (in Russian and in English!). The fonts in the figures should be enlarged and brought to uniformity. Dear authors, the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science" is a full-color printed edition. If your work contains drawings, it is recommended to make it in color (for clarity).

The tables' headings (as well as the internal content) should be both in Russian and English! (see "Paper Submission guidelines")

Mathematical formulas: complex and multi-line formulas should be typed entirely in the formula editor Microsoft Equation 3.0!

References

The list of cited literature includes sources containing materials that the author used when writing the paper, and is drawn up according to the samples below. The composition of literary sources should reflect the state of scientific research in different countries in the problem area under consideration. Links should be available to the scientific community, so the DOI of the publication is desirable. The number of references should be **at least 20** with **more than 50 %** of foreign sources. References in the text are given in square brackets, for example [1] or [2–5]. The numbering of sources should correspond to the order of references to it in the text. Links to extended abstract of dissertation and dissertations are allowed if its available electronic versions are available. References to textbooks, teaching aids, monographs should be of subordinate importance and should not exceed 10–15%, since it is not easily accessible to the general scientific community. Links to unpublished works are not allowed. Self-citation should not exceed 15–17 %. If the work was published in both Russian and English (or other) languages, then it is better to give a link to the translated work in the References. In connection with the entry of the journal into the citation database of scientific publications, in addition to the traditional list of references (GOST 7.0.5–2008), an additional list is required with the translation of Russian-language sources into Roman type and English language. Transliteration is strictly according to the BSI system (see http://ru.translit.net/?account=bsi) or (https://antropophob.ru/utility-iprochie-melochi/16-transliteratsiya-bsi).

221

C_M

If the paper has a DOI, be sure to indicate it! If the book has an ISBN, be sure to include it!

Pay attention to the guidelines for formatting Russian-language sources in the English-language section of the paper (in References).

Dear Authors, the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science" has successfully passed the re-registration procedure with ROSCOMNADZOR and, starting from 2021, is switching to the publication of a scientific publication in two languages. The first – printed (basic) – in Russian with an English part; the second – Electronic Publications (pdf) – all the work is completely in English. After receiving a message about the acceptance of the paper for publication in the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science", the authors should provide a high-quality translation of their paper into English (machine translation is not allowed!). English version of the work should be formatted according to the template. Attention! The English version of the paper should be sent to the journal's mail (metal_working@mail.ru) within 2 weeks!

Editorial board and editorial council of the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science"

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 (<u>https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules</u>) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Вниманию 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 международные базы Web of Science и Scopus.

Для опубликования материалов в основных рубриках журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)», индексируемых в РИНЦ, Web of Science и Scopus, необходимо следовать правилам оформления и правилам подачи статей, представленных на сайте научного издания <u>https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov</u>.

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 «OM» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Материаловедение (по отраслям). Издание имеет право опубликовать научные работы только в 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 тело статьи, без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. 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: <u>https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/how_to</u>.

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 (<u>https://journals.nstu.ru/</u> <u>obrabotka_metallov/rules</u>) в редакторе *MS Word* и прикрепляется в формате *.doc, *.docx. При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: <u>https://journals.nstu.ru/files/2 4/file/Shablon oformleniya OM 2020.docx</u>.

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)»

224 Том 26 № 1 2024



НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» – рецензируемый научнотехнический 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.



Журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» индексируется в крупнейших в мире реферативно-библиографических и наукометрических базах данных *Web of Science* и *Scopus*.





ВЫСШАЯ АТТЕСТАЦИОННАЯ

ОМИССИЯ (ВАК)

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





metal_working@mail.ru metal_working@corp.nstu.ru



новосибирск



Volume 26 Number 1

BRABOHKA

JANUARY – MARCH 2024

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ETALLOV