

5
2023

Технология Металлов

5.2023

Ежемесячный производственный, научно-технический
и учебно-методический журнал

Издается с июля 1998 г.

Англоязычная версия журнала селективно выпускается в качестве приложения к журналу Russian Metallurgy (издательство Pleiades Publishing, Ltd (США), а также в журнале Steel in Translation (издательство Allerton Press, Inc., входящее в группу компаний Pleiades Publishing, Ltd (США)).

Переводная версия журнала входит в международные реферативные базы данных систем цитирования (индексирования): Academic OneFile, Astrophysics Data System (ADS), ChemWeb, El-Compendex, Gale, Google Scholar, INIS Atomindex, INSPEC, OCLC, SCImago, SCOPUS, Summon by Serial Solutions, Web of Science.

Главный редактор журнала

Рудской А.И., академик РАН

Зам. главного редактора

Баурова Н.И., д-р техн. наук, проф.

Ответственный секретарь

Юсупов В.С., д-р техн. наук, проф.

Редакционный совет

Баннх О.А., академик РАН

Гречников Ф.В., академик РАН

Леонтьев Л.И., академик РАН

Счастливцев В.М., академик РАН

Batako A., д-р фил. (Великобритания)

Дугин А.В., д-р фил. (Германия)

Михайлов С., д-р фил., проф. (Швейцария)

Попов А.В., д-р техн. наук, проф. (Чешская республика)

Storchak M., д-р техн. наук (Германия)

Редакционная коллегия

Алещенко А.С., канд. техн. наук

Баннх И.О., д-р техн. наук

Баскаков В.Д., д-р техн. наук, проф.

Васильев В.А., д-р техн. наук, проф.

Воронцов А.Л., проф., д-р техн. наук

Галиновский А.Л., д-р техн. наук,

д-р пед. наук, проф.

Гугис Н.Н.

Дагман А.И., канд. техн. наук

Зимовец В.Г., канд. техн. наук

Зубков Н.Н., д-р техн. наук, проф.

Ковалевский М.А., канд. экон. наук

Кожевникова И.А., д-р техн. наук

Колбасников Н.Г., д-р техн. наук,
проф.

Колесников А.Г., проф., д-р техн. наук

Колобов А.В., канд. техн. наук

Коновалов С.В., проф., д-р техн. наук

Курганова Ю.А., д-р техн. наук, проф.

Кушнарёв А.В., д-р техн. наук

Лещенко И.А., д-р техн. наук

Логонов А.В., д-р техн. наук, проф.

Лялякин В.П., д-р техн. наук, проф.

Мазур И.П., д-р техн. наук

Матюнин В.М., д-р техн. наук, проф.

Миляев И.М., д-р техн. наук

Мишнев П.А., канд. техн. наук

Нехамин С.М., д-р техн. наук, проф.

Осадчий В.Я., проф., д-р техн. наук

Попович А.А., д-р техн. наук, проф.

Пышминцев И.Ю., д-р техн. наук

Романцев Б.А., проф., д-р техн. наук

Сидельников С.Б., д-р техн. наук

Схиртладзе А.Г., д-р пед. наук, проф.

Шаталов Р.Л., д-р техн. наук, проф.

Шварц Д.Л., канд. техн. наук

Руководители региональных центров

Поволжский региональный центр Тихонов А.К., д-р техн. наук

Челябинский региональный центр Ольховацкий А.К., канд. техн. наук

Белорусский республиканский центр Судник Л.В., д-р техн. наук

За достоверность информации и рекламы ответственность несут авторы и рекламодатели. При использовании материалов журнала в любой форме ссылка на журнал «Технология металлов» обязательна.

АДРЕС РЕДАКЦИИ:

105215, Москва, 9-я Парковая ул., д. 60.

Тел./факс: (499) 988-98-65, тел.: (499) 995-45-22.

<http://www.nait.ru>

e-mail: admin@nait.ru

© ООО «Наука и технологии», 2023

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ. ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Ковтунов А.И., Хохлов Ю.Ю., Ельцов В.В., Мямин С.В. Исследование жаростойкости переходных металлов с алитированным слоем 2

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

Зайдес С.А., Хо Минь Куан. Определение волнистости цилиндрических деталей при маятниковом поверхностном пластическом деформировании. 8

МЕТОДЫ ИЗУЧЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ

Сергеева А.М., Ловизин Н.С. Экспериментальная установка и методика исследования формирования и изменения структуры металла, затвердевающего в условиях термомеханического воздействия 17

АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

Аносов М.С., Шатагин Д.А., Рябов Д.А., Михайлов А.М. Исследование процесса структурообразования стали 09Г2С, полученной методом аддитивного электродугового выращивания 26

ОБОРУДОВАНИЕ И ПРИБОРЫ

Скрябин В.А., Павлов Н.Ф. Совершенствование технологии получения мелкодисперсного материала 33

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Болдырев Д.А. Исследование влияния параметров модифицирования чугунов на показатели кристаллизации с помощью термического анализа 41

Исследование жаростойкости переходных металлов с алитированным слоем

А.И. КОВТУНОВ¹, д-р техн. наук, проф., Ю.Ю. ХОХЛОВ^{1*}, зав. лаб.,
В.В. ЕЛЬЦОВ¹, д-р техн. наук, проф., С.В. МЯМИН², нач. лаб.

¹ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет», г. Тольятти, 445020, Российская Федерация

²ООО «ССДЦ «Дельта», г. Тольятти, 445004, Российская Федерация

*E-mail: Y.Y. Khokhlov@rambler.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2023-0-5-2-7

Статья поступила в редакцию 27.10.2022

Принята после доработки 02.12.2022

Принята к публикации 07.12.2022

Проведены сравнительные исследования жаростойкости титана, никеля и углеродистой стали с покрытиями на основе алюминидов, полученных жидкофазным алитированием с диффузионным отжигом при 850, 950 °С. Установлено влияние времени выдержки алитированных образцов из титана, никеля и углеродистой стали при 950 °С на изменение их массы и скорость окисления.

Ключевые слова: сталь, титан, никель, алюминиевый расплав, алитирование, интерметаллидная фаза, жаростойкость, скорость окисления.

Введение

Сдерживающими факторами для широкого применения интерметаллидных сплавов в качестве конструктивных материалов можно считать свойственную интерметаллидам хрупкость, особенно при комнатной температуре, ненадежность методов проектирования и предсказания длительности эксплуатации изделий из интерметаллидов, отсутствие поставщиков качественной продукции из интерметаллидов и высокую стоимость изделий. Высокая хрупкость интерметаллидов является их при-

родным свойством и вызвана сегрегацией примесей на границах зерен, большим вкладом ковалентной связи в общую связь [1–4].

При использовании интерметаллидных сплавов для формирования покрытий и наплавленных слоев проблемы их низкой прочности и пластичности не столь критичны, и поэтому интерметаллидные сплавы представляют собой перспективные материалы для покрытий и поверхностных слоев, обладающих высокой жаростойкостью, коррозионной стойкостью, повышенной твердостью и износостойкостью [5, 6].

Наиболее широко в промышленности, в том числе и для формирования покрытий, используются и разрабатываются покрытия на основе алюминидов железа, алюминидов титана и алюминидов никеля [7—12]. Для формирования покрытий и поверхностных слоев на основе алюминидов титана и алюминидов никеля применяются различные технологии: наплавки (дуговая с плавящимся и неплавящимся электродом, трением, индукционная); плакирование (взрывом, горячее изостатическое прессование, СВС-технологии); напыление (газопламенное, плазменное, детонационное); осаждение из растворов солей, осаждение из металлоорганических соединений, осаждение из газовой фазы и различные вариации комбинированных способов [13, 14].

Все перечисленные способы формирования покрытий на основе алюминидов отличаются невысокой производительностью, высокой стоимостью и невозможностью получения однородных стабильных покрытий на деталях сложной формы. Наиболее простым универсальным и производительным способом алитирования является жидкофазное алюминирование в жидком алюминиевом расплаве с последующим высокотемпературным отжигом [13, 14].

При окунании в расплав на поверхности изделий формируется алюминиевый слой, который при последующем высокотемпературном отжиге трансформируется в покрытие на основе алюминидов.

Таким образом, *целью работы* является исследование жаростойкости стали, титана и никеля с покрытием на основе алюминидов, полученных жидкофазным окунанием с последующим высокотемпературным отжигом.

Методика проведения исследований

Алюминирование стали Ст3 ГОСТ380—2005, титана марки ВТ 1-0 ГОСТ 22178—76 и никеля НП-2 ГОСТ 6235—91 толщиной 1 мм проводилось жидкофазным способом в рас-

плавах алюминия марки А7 ГОСТ 11069—01 и силумина АК12 ГОСТ 1583—93 при температурах расплава 840—860 °С. При этих температурах наблюдается хорошее смачивание и растекание алюминиевого расплава по стали, титану и никелю, а также обеспечивается формирование бездефектного алюминиевого покрытия [15]. Плавку вели в лабораторной печи сопротивления в графитовом тигле под слоем защитного флюса. Образцы титана и никеля размером 20×20 мм предварительно травили в растворе, состоящем из 20—30 мл HNO₃, 30—40 мл HCl на 1 л воды [15]. Для получения адгезионной связи между алюминием и основным металлом при алитировании поверхность образцов активировали флюсом на основе системы KF—AlF₃ эвтектической концентрации (флюс *Nocoloc*) [15, 16]. Время выдержки образцов в алюминиевом расплаве составляло 10—15 с.

Высокотемпературный отжиг проводили при температурах 850, 950 °С.

При этом оценивали жаростойкость покрытий по увеличению веса образцов, выдерживаемых в атмосфере печи сопротивления в течение 5, 25, 50, 75 часов по отношению к площади образцов.

Кроме того, оценивалась скорость окисления покрытий как отношение относительного увеличения веса образцов к времени их высокотемпературной выдержки в печи.

Микрорентгеноспектральный анализ покрытий на образцах с алитированным слоем проводили на двухлучевом растровом электронном микроскопе *FEI Scios 2 LoVac*. Спектры получены при помощи *EDX* детектора *Octane Elite Plus*. Образцы для исследований представляли собой шлифованные поверхности поперечного сечения пластин с алюминиевым покрытием.

Результаты исследований и их обсуждение

При жидкофазном окунании на поверхности образцов формируется алюминиевый

слой, а между алюминием и основным металлом — переходный интерметаллидный алюминидный слой [17]. Толщина алюминиевого и переходного интерметаллидного слоя отличаются при алитировании стали, титана и никеля. Переходный слой при алитировании титана, исходя из химического состава, представлен фазой $TiAl_3$, при алитировании никеля — фазой $NiAl_3$, а при алитировании стали — фазой $FeAl_3$.

При выдержке образцов с алюминиевым покрытием в процессе испытания жаростойкости слой алюминия трансформируется в слой алюминидов, который и обеспечивает высокую жаростойкость покрытий (рис. 1).

На стали при выдержке в течение 75 часов при 950 °С формируется однослойное

или многослойное пористое покрытие толщиной 100—150 мкм на основе интерметаллидных фаз $FeAl$ и Fe_3Al (рис. 1, *а*). На поверхности покрытия, исходя из химического состава, наблюдается фрагментированный оксидный слой Al_2O_3 .

На никеле при тех же условиях формируется двухслойное или трехслойное покрытие толщиной 50—100 мкм на основе фаз Ni_2Al_3 , $NiAl$, Ni_3Al (рис. 1, *б*). На поверхности алюминидов никеля формируется сплошной слой оксида алюминия толщиной 1—2 мкм.

На поверхности титана в результате высокотемпературной выдержки формируется интерметаллидный слой на основе фаз $TiAl_3$, Ti_3Al , $TiAl$, $TiAl_2$ толщиной до 20 мкм. Внешний слой на основе фазы $TiAl_3$ сильно

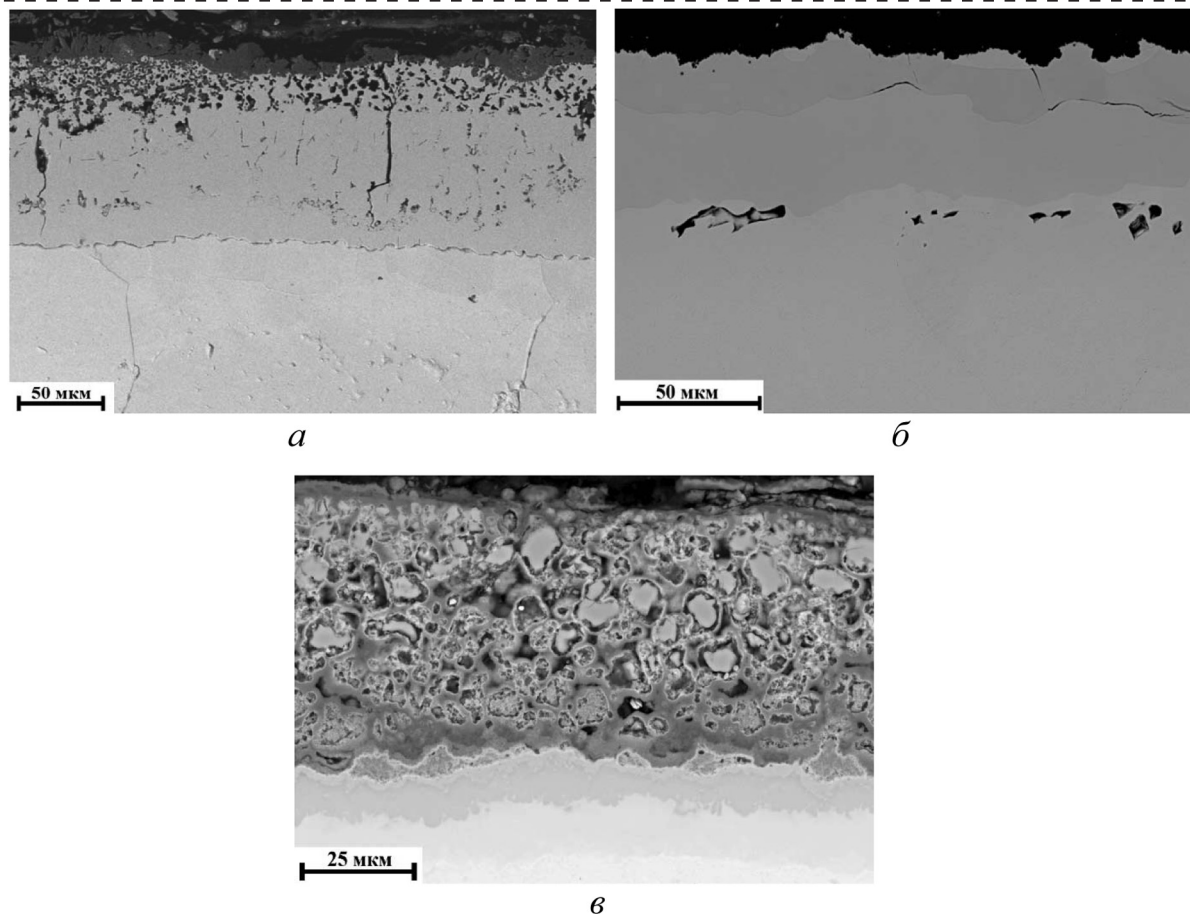


Рис. 1. Структура алитированных покрытий, формирующихся после жидкофазного алитирования с высокотемпературной выдержкой при 950 °С в течение 75 часов:

а — на стали; *б* — на никеле; *в* — на титане

фрагментирован и при высокотемпературной выдержке трансформируется в оксинитридный слой толщиной до 60 мкм (рис. 1, в).

Испытания жаростойкости при 950 °С при выдержке в течение 75 часов показали, что изменение массы титановых образцов, алитированных в расплаве А7, составляло не более 200 г/м², а при алитировании в расплаве АК12 не более 100 г/м² (рис. 2, б, г). В то время как изменение массы стальных образцов равнялось не более 40 г/м² при алитировании в алюминиевом расплаве и около 150 г/м² при алитировании в расплаве АК12. Значения изменения массы

никелевых образцов, алитированных в алюминиевом расплаве и расплаве силумина, практически не отличались и составляли порядка 8 г/м². Таким образом, легирование алюминиевого расплава и, следовательно, легирование алюминидных покрытий кремнием значительно повысило жаростойкость только алюминидов титана, что подтверждает результаты проведенных ранее авторами исследований по влиянию легирования кремнием на жаростойкость наплавленных алюминидов титана [18]. Легирование кремнием алюминидов никеля практически не повлияло на изменение массы образцов

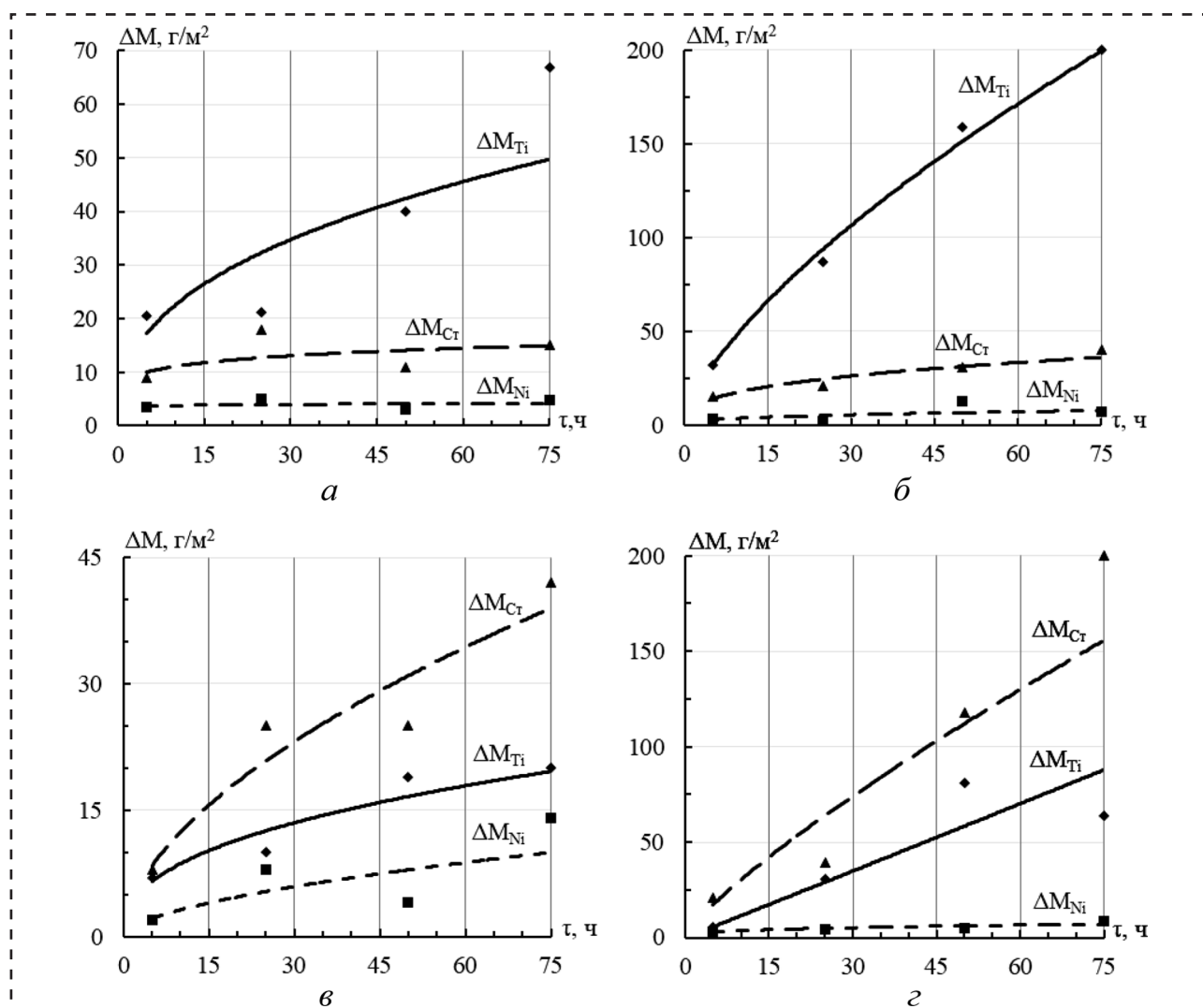


Рис. 2. Изменение массы при испытаниях жаростойкости образцов, алитированных в расплаве А7 (а, б) и АК12 (в, г) при температуре испытаний 850 (а, в) и 950 °С (б, г)

при испытаниях их жаростойкости, а при легировании алюминидов железа наблюдалось снижение жаростойкости. При этом жаростойкость стальных образцов, алитированных в расплаве силумина, была меньше жаростойкости титановых образцов, алитированных в том же расплаве.

Скорость окисления стальных алитированных образцов в расплаве А7 уменьшается при выдержке от 5 до 75 часов с 3 до 0,6 г/(м²·ч), титановых образцов изменилась с 6,5 до 3, а никелевых — с 0,7 до 0,1 г/(м²·ч). Таким образом, скорость

окисления более значительно изменилась при испытаниях титановых образцов, что, вероятно, связано с ускоренным окислением фрагментированного внешнего слоя на основе фазы TiAl₃ (рис. 3, б).

Скорость окисления стальных алитированных образцов в расплаве АК12 уменьшается с 4,2 до 2 г/(м²·ч), титановых образцов — с 1,1 до 0,85 г/(м²·ч), а никелевых образцов — с 0,9 до 0,07 г/(м²·ч). Значительное снижение скорости окисления при алитировании в расплаве силумина наблюдалось только в титановых образцах (рис. 3, з).

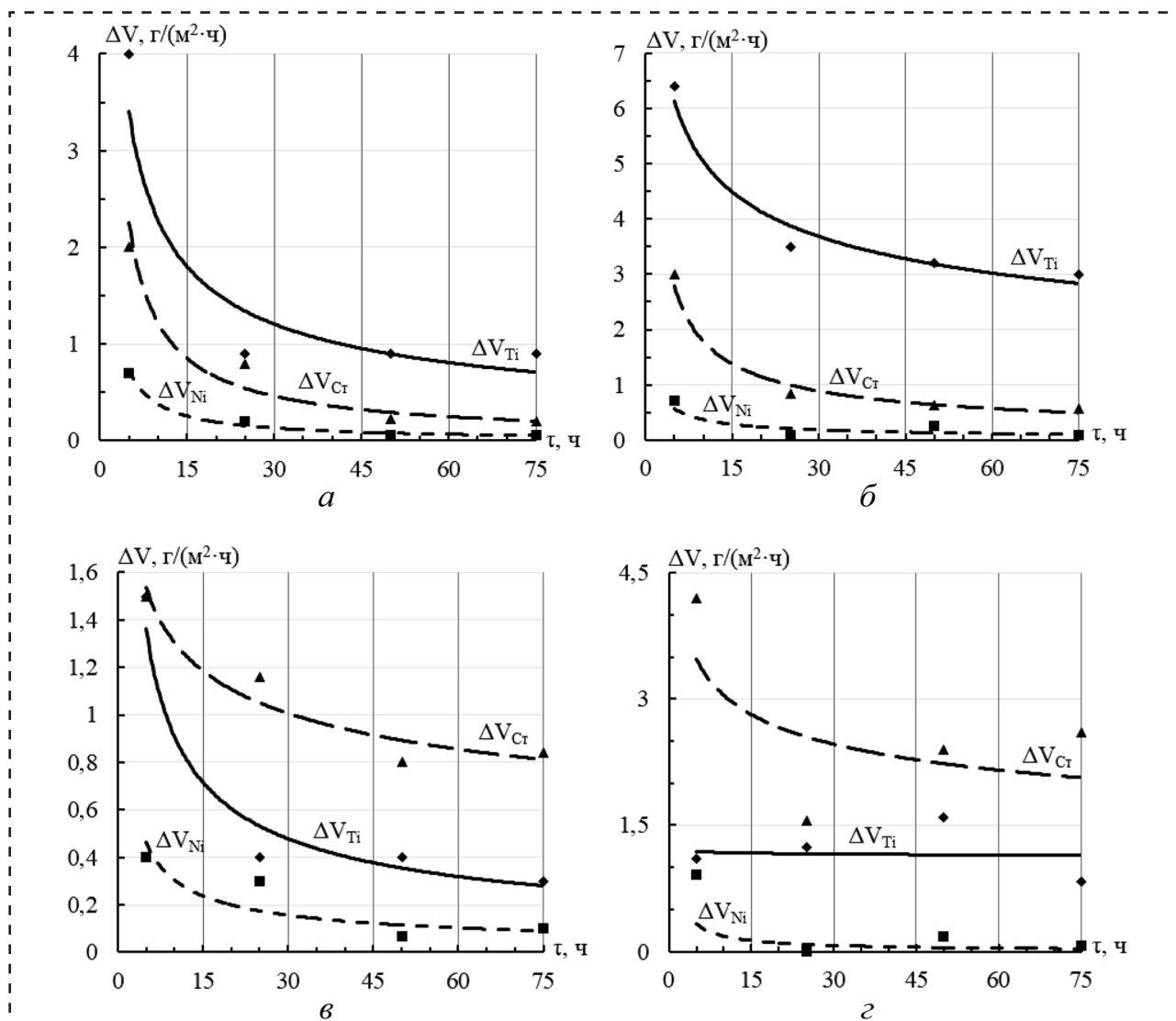


Рис. 3. Скорость окисления при испытаниях жаростойкости образцов, алитированных в расплаве А7 (а, б) и АК12 (в, з) при температуре испытаний 850 (а, в) и 950 °С (б, з)

Изменение массы образцов (см. рис. 2, а, в) и скорость окисления (рис. 3, а, в) при испытании жаростойкости при 850 °С были значительно ниже, чем при 950 °С. Особенно значительно изменилась масса (более чем в 4 раза) при испытаниях титановых образцов, алитированных в расплаве А7 (рис. 2, а, б).

Выводы

1. Испытания жаростойкости стальных, титановых и никелевых образцов при 850, 950 °С в течение 75 часов показали, что изменение массы и скорость окисления никелевых образцов значительно ниже, чем стальных и титановых.

2. Алитирование стальных, титановых и никелевых образцов в расплаве силумина АК12 с целью легирования алюминидных покрытий кремнием обеспечивает значительное повышение жаростойкости покрытий на основе алюминидов титана. Жаростойкость никелевых образцов при легировании кремнием изменяется незначительно, а жаростойкость стальных образцов понижается.

Список литературы

1. Ночовная Н.А., Багылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля: монография. М.: ВИАМ, 2018. 303 с.
2. Appel F., Öhring M., Paul J.D.H., Lorenz U. In Proceedings of the 2nd International Symposium «Structural Intermetallics», eds. Hemker K.J. et al. // The Minerals, Metals & Mater. Soc. 2001. P. 63–72.
3. Kothari K., Radhakrishnan R., Wereley N.M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques // Progress in Aerospace Sciences. 2012. No. 55. P. 1–16.
4. Edwards T., Di Gioacchino F., Moreno R., Clegg W.J. The interaction of borides and longitudinal twinning in polycrystalline TiAl alloys // Acta Mater. 2017. No. 140. P. 305–316.
5. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 8. С. 7–17.
6. Пугачев Н.Б. Современные тенденции развития жаростойких покрытий на основе алюминидов железа, никеля и кобальта // Diagnostics, resource and mechanics of materials and structures. 2015. № 3. С. 51–82.
7. Карпий С.В., Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Будовский Е.А., Колубаева Ю.А., Тересов А.Д., Громов В.Е. Структура и фазовый состав технически чистого титана, подвергнутого электровзрывному алитированию и последующей электронно-лучевой обработке // Физика и химия обработки материалов. 2010. № 4. С. 51–56.
8. Трыков Ю.П., Шморгул В.Г., Богданов А.И., Таубе А.О. Структура и фазовый состав диффузионной зоны, формирующейся на межслойной границе никель-алюминиевого композита при жидкофазном взаимодействии // Материаловедение. 2015. № 8. С. 35–38.
9. Kiselev S.P., Ryashin N.S., Maksimovskii E.A., Kiselev V.P., Klinkov S.V. Creating a Coating from a Titanium—Aluminum Intermetallic Compound by the Cold Spray Technology // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. 2018. No. 59. P. 1126–1135.
10. Baudana G., Biamino S., Ugues D., Lombardi M., Fino P., Pavese M., Badini C. Titanium aluminides for aerospace and automotive applications processed by Electron Beam Melting: Contribution of Politecnico di Torino // Met. Powder Rep. 2016. № 71. P. 193–199.
11. Lee S.Y., Lee Jung-Suk, Lee J.H. Oxidation Behaviors of Two Phase NiAl+Ni3Al Intermetallic Compounds // High Temperature Materials and Processes. 2000. № 19(6). P. 409–417.
12. Zhefeng Xu, Ju Rong, Xiaohua Yu, Meng Kun, Zhaolin Zhan, Xiao Wang, Yannan Zhang. The Interface Structure of High-Temperature Oxidation-Resistant Aluminum-Based Coatings on Titanium Billet Surface // The journal of the Minerals, Metals & Materials Society. 2017. Vol. 69. № 10. P. 1848–1852.
13. Бледнова Ж.М., Махутов Н.А., Русинов П.О., Степаненко М.А. Механические и трибологические свойства многофункциональной композиции «основа—материал с эффектом памяти формы» // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2015. № 81(3). С. 41–49.
14. Ильин В.А., Панарин А.В. Алюминиевые покрытия и способы их получения // Авиационные материалы и технологии. 2014. № 4. С. 37–42.
15. Ковтунов А.И., Семистенова Т.В., Мямин С.В., Хохлов Ю.Ю. Исследование влияния химического состава алюминиевых припоев на прочность сцепления паяных титановых конструкций // Технология металлов. 2020. № 2. С. 19–23.
16. Пашкин О.В. Вакуумная контейнерная пайка титановых и титано-алюминиевых конструкций припоями на основе алюминия: дис. канд. тех. наук. Тольятти, 2006. 164 с.
17. Ковтунов А.И., Хохлов Ю.Ю. Структура покрытий при жидкофазном алитировании титана // Технология металлов. 2021. № 9. С. 22–26.
18. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Плахотный Д.И. Влияние кремния на жаростойкость наплавленных сплавов системы Ti—Al // Технология металлов. 2020. № 7. С. 39–44.

Определение волнистости цилиндрических деталей при маятниковом поверхностном пластическом деформировании

С.А. ЗАЙДЕС, д-р техн. наук, проф., зав. каф., ХО МИНЬ КУАН*, аспирант

ФГБОУ ВО «Иркутский национальный исследовательский технический университет», 664074, г. Иркутск, 664074, Российская Федерация

*E-mail: minhquanho2605@gmail.com

DOI: 10.31044/1684-2499-2023-0-5-8-16

Статья поступила в редакцию 19.12.2022

Принята после доработки 26.01.2023

Принята к публикации 08.02.23

Рассматривается влияние основных технологических параметров маятникового ППД на параметры волнистости цилиндрических деталей. В результате экспериментального исследования установлено, что маятниковое ППД способствует существенному уменьшению параметров волнистости (высота Wz и шаг Sw неровности уменьшаются соответственно на 30 и 50%). С помощью программного пакета Statistica 19.1 обработаны результаты измерения для определения оптимальных режимов упрочнения, обеспечивающих наименьшие параметры волнистости.

Ключевые слова: волнистость, поверхностное пластическое деформирование, точность деталей, режим обработки.

Введение

Одной из актуальных задач современного машиностроения является обеспечение качества выпускаемой продукции. Для этого необходимо повышать точность изготовления деталей машин, улучшать геометрические и физико-механические характеристики их поверхностного слоя, определяющие эксплуатационные свойства машин и оборудования. Геометрические погрешности обработанной поверх-

ности, в частности волнистость, существенно влияют на контактную жесткость, износостойкость, герметичность соединения, уровень шума и др. [1–3].

При обработке металлов резанием основную роль в образовании волнистости играют механические колебания технологической системы: геометрические погрешности, технологическая наследственность, режимы обработки, состояние технологической базы и др. [4, 5].

Для повышения надежности ответственных деталей их подвергают дополнительной отделочно-упрочняющей обработке поверхностным пластическим деформированием (ППД). Обработка металлов резанием обычно является операцией, предшествующей ППД, и поэтому образованная волнистость при точении представляет собой рельеф, который подвергается тонкому пластическому деформированию.

Для методов ППД характерны большие действующие силы, пластические деформации, отсутствия съема металла с поверхности детали, смещение его вблизи очага деформации. Образование волнистости и погрешности формы зависит от колебаний детали и инструмента и пластических явлений в зоне контакта. Течение металла происходит в направлении подачи с образованием волны, перемещающейся вместе с инструментом [6—9].

Выполненные экспериментальные исследования показали, что при жестком выглаживании дуралюмина *D16T*, латуни ЛС59-1 и бронзы БрОЦС6-6-3 волнистость поверхности уменьшается в среднем на 50% [3]. При нежестком закреплении рабочий инструмент имеет дополнительную степень свободы и плавно огибает выступы и впадины, незначительно влияя на уменьшение волнистости.

Физическая модель образования волнистости при ППД в настоящее время еще не создана, но исследования в этом направлении ведутся. Так, в работе [10] делается предположение о том, что волнообразование при ППД происходит за счет усиленного наклепа и сжимающих остаточных напряжений, которые при определенных условиях могут привести к потере устойчивости тонкого поверхностного слоя. Проведенные целенаправленные экспериментальные исследования

подтвердили сделанные предположения, но при достаточно большом цикле нагружений локальной зоны. На практике с волнистостью при ППД обычно борются путем ее снижения на предшествующих операциях механической обработки резанием [11—13].

В Иркутском национальном исследовательском техническом университете ведутся работы по созданию новых способов ППД. Одним из них является процесс, основанный на маятниковом ППД [14]. Особенность способа заключается в новой кинематике рабочего инструмента, реализующей последовательно поочередные процессы качения и скольжения, которые, несомненно, оказывают влияние на формирование микрорельефа поверхности. С помощью конечно-элементного моделирования и численных расчетов в работе [15] была установлена эффективность маятникового ППД для интенсификации напряженного состояния в очаге деформации и формирования остаточных сжимающих напряжений в поверхностных слоях деталей машин.

Цель данной работы заключается в экспериментальном определении влияния параметров и режимов маятникового ППД на геометрические параметры волнистости поверхностного слоя.

Методика и техника эксперимента

Для определения параметров волнистости цилиндрических деталей после маятникового ППД использовали цилиндрические образцы из среднеуглеродистой стали 45 диаметром 25 мм (рис. 1). Эти опытные образцы разделены поперечными канавками на шесть одинаковых участков по длине и диаметру, которые обрабатываются с использованием разных технологических параметров и режимов обработки. На каждом образце испытывался один па-

раметр ППД с пятью разными режимами обработки, что позволяло построить соответствующие графики. Каждой параметр обработки был реализован на трех образцах, и на графиках представлены среднеарифметические значения экспериментальных исследований.

Для исключения биения обрабатываемой поверхности образец закрепляли в трехкулачковом патроне токарного станка и поджимали задним центром. После этого цилиндрическую поверхность образца протачивали резцом до диаметра 25 мм ($s = 0,17$ мм/об, $n_{об} = 620$ об/мин, $t = 0,5$ мм), а затем обрабатывали ППД.

Устройство для маятникового ППД

Для реализации предлагаемого способа отделочно-упрочняющей обработки авторами статьи разработано устройство для образования маятникового движения рабочего инструмента (рис. 2), которое состоит из шагового электродвигателя 11, основания 12, панели управления 3, включающей в себя программируемый контроллер 10, скоростной регулятор 5, электрический трансформатор 9, блок выбора угловой амплитуды 7, персональный компьютер 6.

Устройство работает следующим образом. Управляющая программа для шагово-

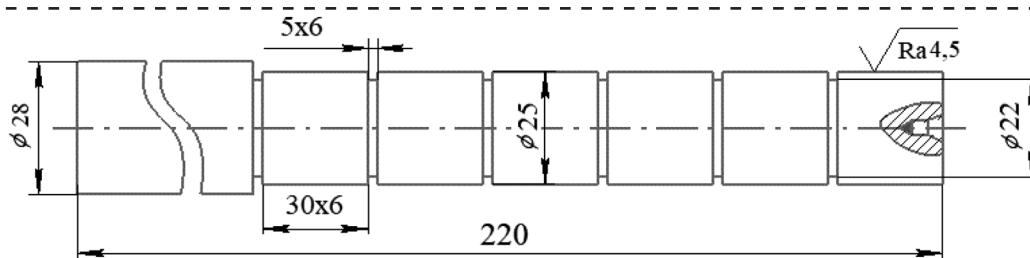


Рис. 1. Образец для экспериментального определения волнистости цилиндрической поверхности после маятникового ППД:

1 — заготовка; 2 — деформирующий элемент; 3 — рабочий сектор инструмента

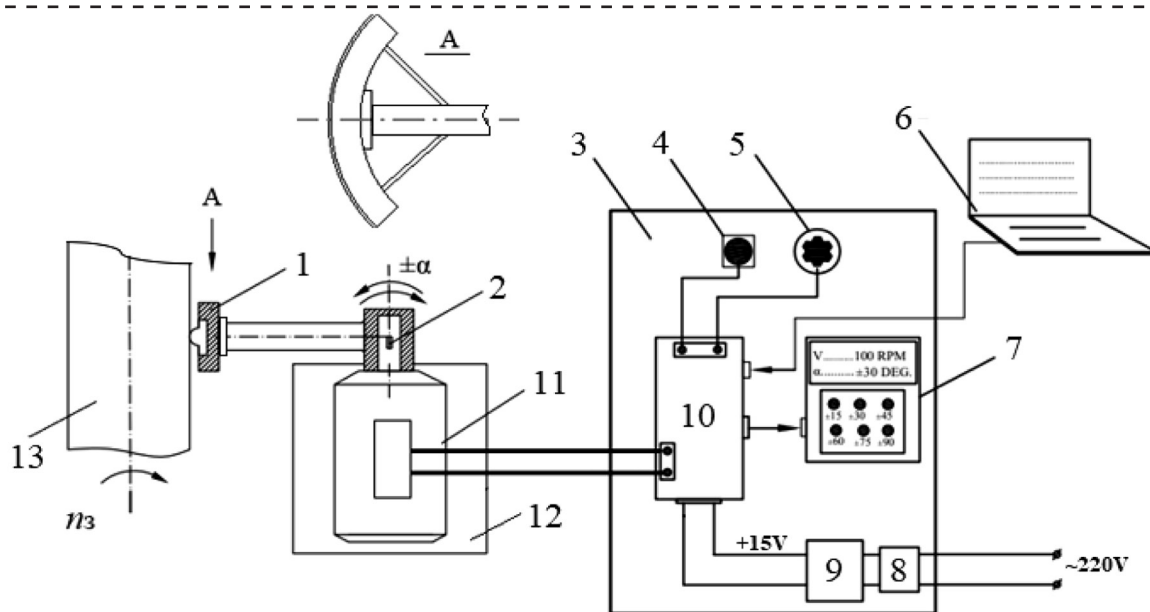


Рис. 2. Принципиальная схема устройства для маятникового ППД секториальным рабочим инструментом

го двигателя 11, запрограммированная на персональном компьютере 6, загружается в программируемый контроллер (PLC) 10. Запускают систему нажатием кнопки запуска 4, режим обработки выбирается с помощью скоростного регулятора 5 и блока выбора угловой амплитуды рабочего инструмента 7. Информация о характеристике маятникового движения рабочего инструмента 1 отражается на экране режимов обработки 7. Программируемый контроллер (PLC) 10 преобразует команды управляющей программы в управляющие импульсы, подаваемые на обмотки шагового двигателя 11, который вращается по строго заданной амплитуде угла $\pm\alpha$ с заданными параметрами скорости движения. При этом рабочий инструмент 1, жестко закрепленный на валу двигателя шпоночным соединением 2, будет совершать маятниковое движение, кинематические характеристики которого соответствуют выбранным режимам обработки. Трансформатор 9 используется для преобразования электрического напряжения переменного тока 220 В в напряжение

постоянного тока 15 В, необходимое для обеспечения режима работы программируемого контроллера 10, а автоматический выключатель 8 служит для защиты электрических цепей от перегрузки или короткого замыкания.

Экспериментальные исследования проведены на токарном станке 1К62, где вместо верхней части суппорта устанавливается устройство для создания маятникового движения секториального рабочего инструмента (рис. 3). Геометрические характеристики рабочего инструмента: секториальный радиус $R_{\text{сек}} = 65$ мм, рабочий радиус $r_{\text{ин}} = 3$ мм; материал — быстрорежущая сталь Р18. В качестве технологической смазки использовано индустриальное масло И-40А, которое широко применяется при обработке деталей ППД [16, 17].

Перед проведением экспериментальных исследований выполнено предварительное упрочнение ППД для определения базовых режимов обработки, в качестве которых приняты: радиальный натяг $t = 0,07$ мм; продольная подача $s = 0,07$ мм/об; частота вращения заготовки $n_3 = 100$ об/мин;

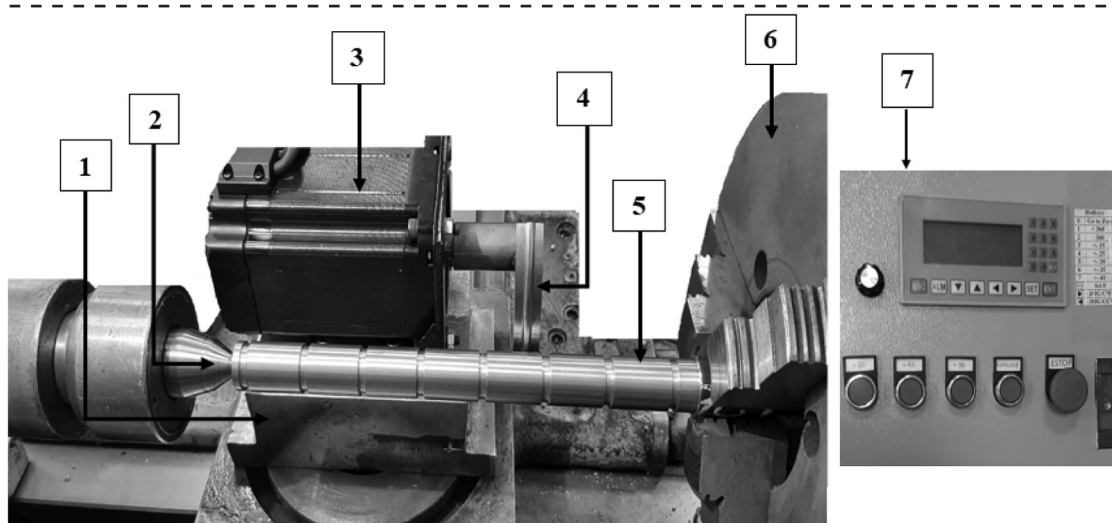


Рис. 3. Общий вид устройства для маятникового ППД наружных поверхностей цилиндрических деталей:

1 — основание; 2 — задний центр; 3 — мотор-редуктор; 4 — секториальный рабочий инструмент с радиусом скругления; 5 — обрабатываемый образец; 6 — трехкулачковый патрон; 7 — панель управления параметрами движения рабочего инструмента

угловая амплитуда $\alpha = 20^\circ$; частота маятникового движения рабочего инструмента $n_{ин} = 55$ дв. ход/мин.

Методика измерения волнистости

Измерение параметров волнистости цилиндрической поверхности опытных образцов, подвергающихся маятниковому ППД, проводили с помощью профилометра *Form Talysurf i200* производства компании *Taylor Hobson* (рис. 4). Для измерения волнистости цилиндрический образец 1 устанавливался в V-образную призму, закрепленную на подложке. Измерительная головка 5 перемещается в соответствии с сигналом ручного управления по поверхности образца 1 для осуществления измерения. Результаты каждого замера представляются на экране компьютера в виде профилограмм с высотными и шаговыми характеристиками микропрофиля.

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

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

используют параметры W_z и S_w , которые являются базовыми характеристиками волны и отражают четкую информацию о волнистости исследуемой поверхности.

Результаты экспериментальных исследований параметров волнистости поверхности образцов

Опытные образцы после механической обработки резанием имеют поверхность с исходной волнистостью: $W_z = 14,5$ — $15,5$ мкм; $S_w = 1300$ — 1400 мкм. На рис. 5 показаны профилограммы волнистости поверхностей до и после маятникового ППД.

Результаты экспериментального исследования показали, что маятниковое ППД способствует существенному уменьшению параметров волнистости, а именно высота W_z и шаг S_w неровности поверхности после упрочнения маятниковым ППД в усло-

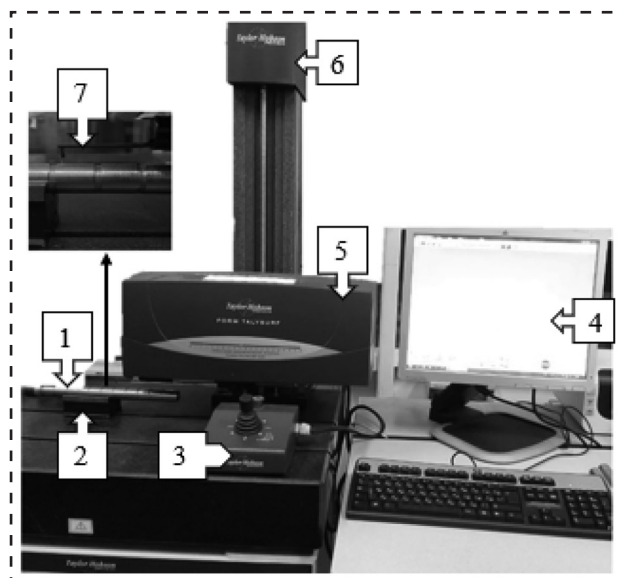
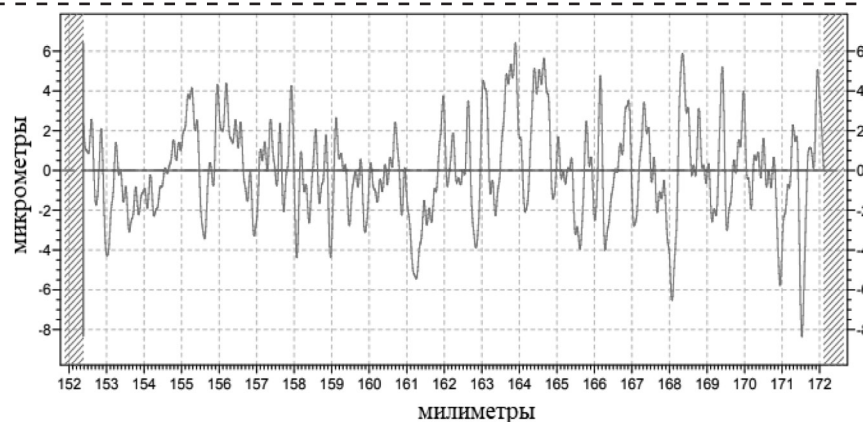
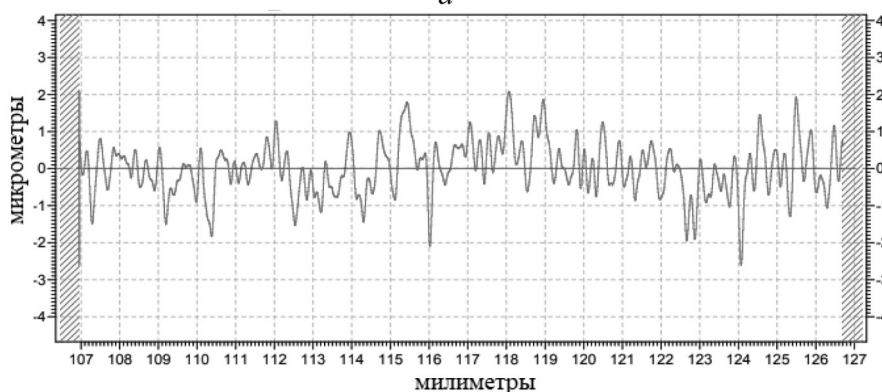


Рис. 4. Измерительный комплекс для волнистости поверхности на профилометре *Taylor Hobson Form Talysurf i200*:

1 — опытный образец; 2 — V-образная призма с подложкой; 3 — ручное управление измерительной головкой; 4 — персональный компьютер; 5 — измерительная головка; 6 — направляющая по вертикали; 7 — индуктивный датчик



а



б

**Исходный
микропрофиль:**
 $W_z = 14,7$ мкм
 $S_w = 1388$ мкм

**Микропрофиль
после упрочнения:**
 $W_z = 4,6$ мкм
 $S_w = 688$ мкм

Рис. 5. Профилограммы исходной (а) и упрочненной (б) поверхностей при маятниковом ППД (при базовых режимах обработки)

виях базовых режимов уменьшаются, соответственно, на 30 и 50%. Полученные результаты подтверждают преимущества процесса ППД по сравнению с процессом тонкого точения, при котором срезается вершина волны, а шаг остается прежним. При ППД происходит осадка гребня волны и подъем впадины, в результате чего снижаются высотные и шаговые параметры волны.

Рассмотрим степень влияния каждого технологического параметра маятникового ППД на параметры волнистости.

Влияние величины продольной подачи (s) и радиального натяга (t)

На рис. 6 представлена зависимость параметров волнистости от величины про-

дольной подачи и радиального натяга. Результаты измерения установлено, что повышение величины продольной подачи отрицательно сказывается на высоте и шаге волнистости цилиндрической поверхности. При увеличении продольной подачи с 0,07 до 0,23 мм/об W_z и S_w увеличиваются почти в 2 раза.

Как и продольная подача, радиальный натяг оказывает существенное влияние на величину параметров волнистости. Причем степень этого влияния неоднозначная: при малой величине радиального натяга ($t = 0,05$ мм) происходит незначительное изменение формы профиля, а при $t > 0,15$ мм высота и шаг волнистости резко возрастают. Результаты измерения показали, что оптимальное значение радиаль-

ного натяга, обеспечивающее получение наименьших значений параметров волнистости, составляет 0,07—0,1 мм.

Влияние частоты вращения заготовки и частоты маятникового движения рабочего инструмента

На рис. 7 представлены графики, показывающие зависимость параметров волнистости от частоты маятникового движения рабочего инструмента и частоты вращения заготовки. Установлено, что низкие параметры волнистости ($W_z = 4,3$ мкм; $S_w = 740$ мкм) обеспечиваются при частоте

маятникового движения рабочего инструмента от 40 до 80 дв. ход/мин.

При обработке цилиндрических деталей маятниковым ППД с частотой вращения заготовки в интервале 80—100 об/мин волнистость достигает минимального значения ($W_z = 3,7$ мкм; $S_w = 623$ мкм). При частоте вращения свыше 120—140 об/мин параметры волнистости резко возрастают.

Угловая амплитуда рабочего инструмента (α)

На рис. 8 представлено влияние угловой амплитуды (α) маятникового движения

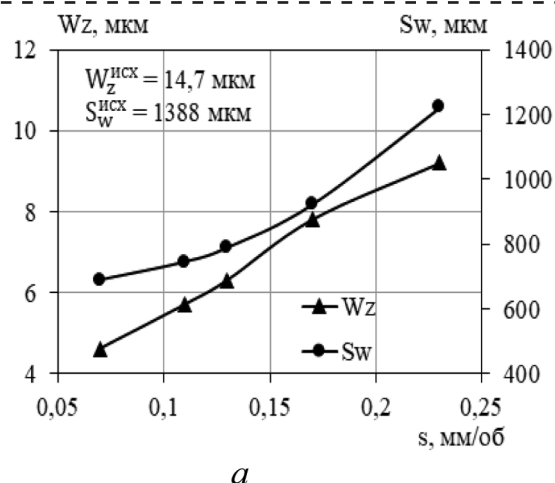
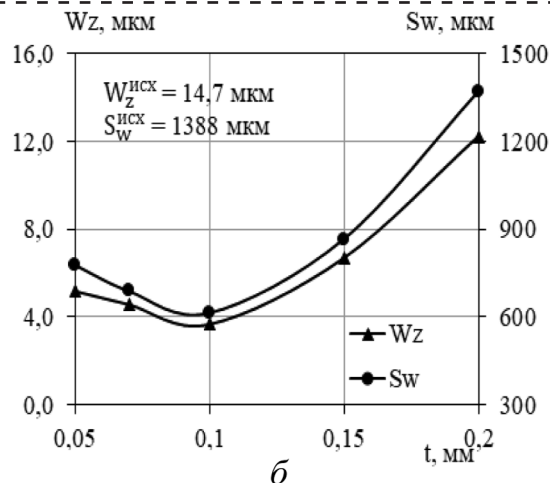


Рис. 6. Зависимость параметров волнистости от продольной подачи (а) и радиального натяга (б)

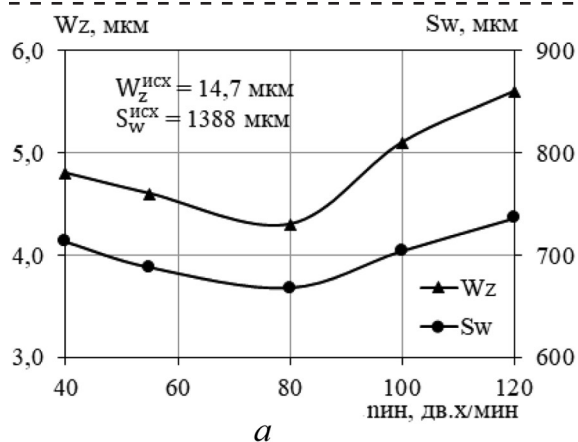
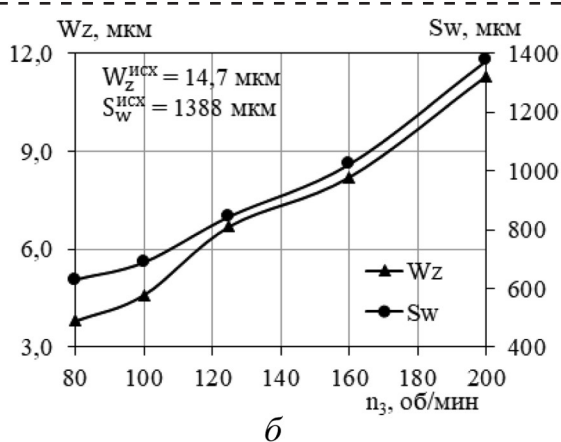


Рис. 7. Зависимость параметров волнистости от частоты маятникового движения рабочего инструмента (а) и частоты вращения заготовки (б)

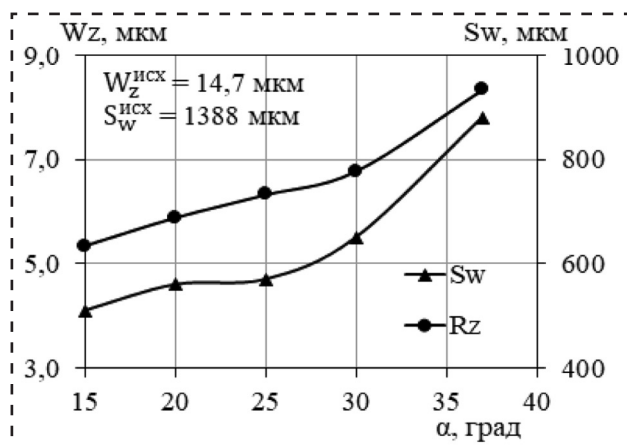


Рис. 8. Зависимость параметров волнистости от величины угловой амплитуды

рабочего инструмента на параметры волнистости. Рациональное значение угловой амплитуды, обеспечивающее наименьшие параметры волнистости, составляет 15—20°. При таком значении (α) процесс деформирования происходит плавно с полным сглаживанием микронеровностей обрабатываемой поверхности, вследствие чего образуется новый профиль поверхности с меньшей волнистостью.

Анализ вышеприведенных графиков показал, что существует минимальная величина волнистости в исследуемых интервалах двух технологических параметров: величины натяга и частоты маятникового движения рабочего инструмента. При этом математическая зависимость волнистости от величины продольной подачи, угловой амплитуды маятникового движения рабочего инструмента и частоты вращения заготовки является монотонной кривой, в которой экстремальная зона не отображается (см. рис. 6, а, 7, б, 8).

Для поиска оптимальных режимов маятникового ППД, обеспечивающих получение наименьшей волнистости, использовали программный пакет *Statistica 10.1*, который является одной из широко применяемых программ для решения задач

статистического характера в области машиностроения. Для обработки данных в программе *Statistica 10.1* необходимо использовать полученные однофакторные уравнения (1) при описании кривых, представленных на рис. 6, 7, 8. При этом высота волнистости является основным параметром оптимизации, которую можно представить в виде функции $W_z = f(t, s, \alpha, n_{ин}, n_3) = \text{const}$.

$$W_z = \begin{cases} 19,3s^2 + 35s + 2,1 \\ 699t^2 + 127t + 9,8 \\ 0,0005n_{ин}^2 + 0,6n_{ин} + 6,6 \\ 0,0008n_3^2 + 0,04n_3 + 0,07 \\ 0,007\alpha^2 - 0,2\alpha + 5,2. \end{cases} \quad (1)$$

На рис. 9 представлены результаты статистической обработки по определению оптимальных режимов, обеспечивающих наименьшую высоту волнистости, которые получены с помощью программного пакета *Statistica 10.1*. Установлено, что высота волнистости достигает минимального значения (около 2,2 мкм) при следующих режимах упрочнения: радиальный натяг $t = 0,07—0,12$ мм; продольная подача $s = 0,07$ мм/об; частота вращения заготовки $n_3 = 40—80$ об/мин; угловая амплитуда $\alpha = 10—20^\circ$; частота маятникового движения рабочего инструмента $n_{ин} = 70—90$ дв. ход/мин.

Таким образом, в результате проведенных экспериментальных исследований были установлены закономерности изменения параметров волнистости в зависимости от технологических параметров маятникового ППД. Результаты исследования позволяют оценить эффективность предлагаемого способа упрочнения с точки зрения обеспечения качества поверхности цилиндрических деталей.

Выводы

1. Маятниковое ППД способствует существенному снижению параметров волнистости поверхности цилиндрических деталей за счет интенсивного сглаживания микронеровности. После маятникового ППД параметры волнистости уменьшаются в 2,5–3 раза.

2. С использованием статистического метода анализа полученных результатов определены оптимальные режимы упрочнения при маятниковом ППД, обеспечивающие получение цилиндрической поверхности с минимальной волнистостью (около 2,2 мкм): радиальный натяг $t = 0,07–0,12$ мм; продольная подача $s = 0,07$ мм/об; частота вращения заготовки $n_3 = 40–80$ об/мин; угловая амплитуда $\alpha = 10–20^\circ$; частота маятникового движения рабочего инструмента $n_{ин} = 70–90$ дв. ход/мин.

Список литературы

1. Прилуцкий В.А. Технологические методы снижения волнистости поверхностей. М.: Машиностроение, 1978. 136 с.
2. Эрлих Л.Б., Кособудский В.А., Вершин Л.И. Волнообразование на обкатываемых поверхностях. М.: Изд-во Наука, 1973. 52 с.
3. Дукин-Барковский И.В., Карташова А.Н. Измерение и анализ шероховатости, волнистости и некруглости поверхности. М.: Машиностроение, 1978. 232 с.
4. Лебедев В.А. Эффективные технологии поверхностного пластического деформирования и комбинированной обработки / Под ред. А.В. Киричек. М.: Издательский дом «Спектр», 2014. 403 с.
5. Sunal Ahmet Parasiz, Yasin Kuddusi Kutucu, Onur Karadag. On the utilization of Sachs model in modeling deformation of surface grains, for micro/mesoscale deformation processes // Journal of Manufacturing Processes. 2021. V. 68. P. 1086–1099. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.06.033>
6. Справочник по процессам поверхностного пластического деформирования. Т. 2 / Под ред. С.А. Зайдеса. Иркутск: Изд-во ИРНИТУ, 2022. 584 с.
7. Kabatov A.A. Analysis of finishing methods of processing by surface plastic deformation // Otkrytye informatsionnye i komp'yuternye integrirovannye tekhnologii. 2013. No 58. P. 49–54.
8. Суслов А.Г. Качество поверхностного слоя деталей машин. М.: Машиностроение, 2000. 320 с.
9. Вирт А.Э. Влияние силы деформирования при поверхностном пластическом деформировании на глубину упрочнения поверхностного слоя детали // Научные технологии в машиностроении. 2021. № 1 (115). С. 44–28.
10. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. М.: Машиностроение, 2007. 399 с.
11. Демкин Н.Б., Рыжов Э.В. Качество поверхности и контакт деталей машин. М.: Машиностроение, 1981. 244 с.
12. Аслаян И.Р. и др. Повышение ресурса подшипников скольжения поверхностным пластическим деформированием // Обработка деталей поверхностным пластическим деформированием: монография. Иркутск: Изд-во ИРГТУ, 2014. С. 348–383.
13. Бабичев А.П., Мотренко П.Д. Виброударная отделочно-упрочняющая обработка деталей нетрадиционных форм и размеров наукоемких изделий (на примере силовых деталей вертолета) // Научные технологии в машиностроении. 2011. № 1. С. 38–43.
14. Пат. 2757643 RU. Способ поверхностно-пластического деформирования наружной поверхности детали в виде тела вращения / Зайдес С.А., Хо Минь Куан.; заяв 04.02.2021; опубл. 19.10.2021.
15. Зайдес С.А., Хо Минь Куан. Исследование напряженно-деформированного состояния деталей, упрочненных пластическим деформированием при циклическом нагружении // Вестник машиностроения. 2022. № 8. С. 28–35. DOI: 10.36652/0042-4633-2022-8-28-35
16. Остапчук А.К., Овсянников В.Е., Рогов Е.Ю. Применение корреляционных функций для оценки погрешности формы деталей машин в поперечном сечении // Инженерный вестник Дона. 2014. № 2. С. 12–15.
17. Емельянов П.Н., Педь С.Е., Холин И.Е. Разработка эталонной координатно-измерительной машины с ЧПУ // Информационно-измерительные и управляющие системы. 2012. № 8. С. 68–72.
18. Суслин В.П., Джунковский А.В. Методика объемной компенсации систематических погрешностей координатно-измерительных машин на основании измерения плиты со сферами // Исследовано в России: эл. журнал. 2006. № 232. С. 2211–2218.

Экспериментальная установка и методика исследования формирования и изменения структуры металла, затвердевающего в условиях термомеханического воздействия

А.М. СЕРГЕЕВА*, канд. физ.-мат. наук, вед. науч. сотр.,
Н.С. ЛОВИЗИН, канд. физ.-мат. наук, зав. лаб.

Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН ФГБУН Хабаровского
Федерального исследовательского центра ДВО РАН, 681005,
г. Комсомольск-на-Амуре, Российская Федерация

*E-mail: serg-nasty@mail.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2023-0-5-17-25

Статья поступила в редакцию 03.11.2022

Принята после доработки 13.01.2023

Принята к публикации 08.02.23

Предлагается оригинальное решение фундаментальной проблемы изучения особенностей формирования и изменения структуры алюминиевых сплавов при затвердевании в условиях циклического термомеханического воздействия на расплав. Описано устройство, реализующее процесс термомеханического воздействия на затвердевающий расплав. Приведено описание методики исследования формирования и изменения микроструктуры затвердевающего металла в условиях циклического термомеханического воздействия. Показано применение предлагаемой методики исследования на примере затвердевания сплава Д1. Сделаны выводы о практической значимости предлагаемой методики исследования.

Ключевые слова: затвердевающий расплав, алюминиевый сплав, установка, термомеханическое воздействие, микроструктура.

Современные технологии формообразования в большинстве случаев основываются на работе с металлом, находящимся в твердотеловом состоянии [1] и на совмещении нескольких технологических процессов. Для разработ-

ки концептуальных решений переработки алюминиевых сплавов необходимо использовать знания особенностей кристаллизационных процессов, протекающих при затвердевании металла в условиях, реализуемых при совмещении нескольких

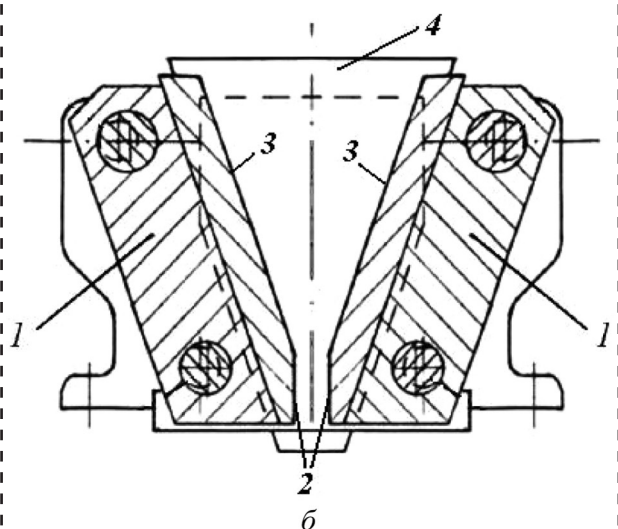
технологических процессов. Известно, что при затвердевании расплава под термомеханическим воздействием полученные металлоизделия приобретают повышенные механические и физико-химические характеристики. Организация контролируемого процесса затвердевания расплава с целью изготовления металлоизделий с требуемыми характеристиками — актуальная междисциплинарная проблема. Разрабатывая новые перспективные технологии получения металлоизделий, достаточно сложно спрогнозировать формируемые свойства. Исследовательские проблемы связаны с невозможностью прослеживания динамики изменения температуры каждой из фаз, химического состава, а также анализа траектории движения твердой фазы в жидкой фазе при внешних воздействиях на затвердевающий расплав. Сложность представляет изучение структурных изменений в затвердевающем расплаве, изменение структуры в зависимости от температуры и с учетом инерционности структурных изменений — такие исследования практически невозможны. Знания об этих важных процессах, как правило, основываются на результатах исследований, проведенных с помощью математического моделирования, или на исследованиях готовых металлических изделий и гипотетических предположениях о реализуемых механизмах. До настоящего времени остается открытым фундаментальный вопрос относительно движения жидкой и твердой фаз, занимаемого объема твердой и жидкой фазами и их перемещения при реализации процесса затвердевания металла в условиях термомеханического воздействия. Деформирование металла в твердожидком состоянии позволяет в процессе формообразования получать новые свойства металлов. В работах [2, 3] приведены исследования механических свойств спла-

ва Д1 при его переработке способом непрерывного вертикального литья, совмещенного с одновременной деформацией металла в твердожидком состоянии. Экспериментальная установка, реализующая процесс совмещения непрерывного литья металлов с одновременной их деформацией в твердожидком состоянии, может быть использована для проведения фундаментальных исследований поведения металлов при затвердевании в условиях термомеханического воздействия. Исследование эволюции структурного состояния в процессе реализации сложного воздействия на металл, находящийся в твердожидком состоянии, необходимо для выделения кристаллизационных этапов, на которых можно путем варьирования внешним воздействием получить в конечном продукте максимально улучшенные механические, эксплуатационные и потребительские свойства. Изучение структурных изменений можно рассматривать как этап при разработке математической модели деформирования металлов в твердожидком состоянии, а также разработки цифрового двойника процесса кристаллизации алюминиевых сплавов в условиях термомеханического воздействия.

Предлагаемая лабораторная установка проста в применении и позволяет работать с алюминиевыми сплавами в отличие от машин непрерывного литья, реализующих переработку металлов в твердожидком состоянии [4]. Немаловажно, что кристаллизатор экспериментальной установки организован таким образом, что становится возможным использование предлагаемого в данной статье метода исследования микроструктуры металлоизделия в качестве фундаментального при анализе процессов затвердевания расплава в условиях термомеханического воздействия.



а



б

Рис. 1. Внешний вид (а) и схема устройства (б) для кристаллизации и деформации металла:

1 — подвижные бойки кристаллизатора, 2 — вертикальные поверхности подвижных бойков кристаллизатора, 3 — наклонные стенки подвижных бойков кристаллизатора, 4 — подвижные вертикальные стенки кристаллизатора

Экспериментальная установка, реализующая деформирование алюминиевого сплава в твердожидком состоянии, представлена на рис. 1. Особенность устройства заключается в том, что в сборном кристаллизаторе происходит затвердевание расплава с одновременным его деформированием на протяжении всего времени нахождения сплава в кристаллизаторе, что позволяет проводить исследования особенностей процессов, реализуемых при затвердевании расплава в условиях

термомеханического воздействия. В данном случае формообразование является результатом циклического обжимающего воздействия со стороны подвижных боковых стенок (далее бойков) 1 кристаллизатора, поверхностями 3 и 2, продвижение заготовок вниз под устройство происходит в результате работы вертикальных стенок 4 устройства. Бойки 1 кристаллизатора оснащены системой охлаждения, сложное термомеханическое воздействие на расплав реализуется бойками 1 при их направленном, навстречу друг другу, движении и в момент их контакта непосредственно с расплавом. При непрерывной во времени подаче расплава в кристаллизатор возможно получение длинномерных металлоизделий, а данный способ переработки можно рассматривать как технологию. Важным показателем, определяющим свойства готового металлоизделия, является его структура. Влиять на свойства готовых металлоизделий можно посредством оказания воздействия на затвердевающий расплав. Изменяя температуру системы охлаждения кристаллизатора, силового воздействия со стороны бойков устройства, регулируя частоту обжатия, можно сформировать в готовом металлоизделии требуемые характеристики, а также изучать фундаментальные процессы затвердевания в условиях термомеханического воздействия.

Работа устройства, а также методика проведения исследования формирования и изменения микроструктуры во внутренней области кристаллизатора рассмотрены на примере алюминиевого сплава, химический состав которого определялся с помощью энергодисперсионного рентгеновского флуоресцентного спектрометра EDX-8000 (*Shimadzu*, Япония) и приведен в таблице. В соответствии с ГОСТ 4784—97 «Алюминий и сплавы алюминиевые

Химический состав исследуемого сплава

Сплав	Содержание элементов, % (мас.)								
	Al	Fe	Si	Cu	Mg	Mn	Zn	Ti	примеси всего, %
Д1 (ГОСТ 4784—97)	91,7—95,5	до 0,7	0,2—0,8	3,5—4,5	0,4—0,8	0,4—1,0	до 0,25	до 0,15	до 0,15
Д1 (иссл.)	93,641	0,635	0,203	4,157	0,521	0,458	0,250	0,011	0,124

деформируемые. Марки» исследуемый сплав можно отнести к сплаву Д1. Режим работы устройства: частота сближения деформирующих стенок $f = 1,33\text{—}1,66$ Гц, силовое воздействие, циклически оказываемое на формируемое металлоизделие — 86 МПа, температура подаваемой в систему охлаждения воды была 70°C при давлении 0,395 МПа.

Структура получаемых металлоизделий — плоских заготовок (прямоугольного поперечного сечения с размерами 10×60 мм) — зависит от характера процессов теплоотвода и деформирования металла, осуществляемых бойками устройства. Для исследования эволюции структурообразования предлагается методика, включающая несколько этапов: получение слитка для исследования, забор материала для исследования и подготовка из него необходимых образцов, анализ полученных результатов.

Получение слитка для исследования требует следующей процедуры. Для того, чтобы получить слиток, представленный на рис. 2, сплав Д1 расплавляли и нагревали в индукционной печи с графитовым тиглем до $700\text{—}710^\circ\text{C}$, температуру расплава контролировали с помощью термопар градуировки ХА(К) по ГОСТ Р 8.585—2001 «Термопары. Номинальные статические характеристики преобразования». Из индукционной печи расплав переливали в промежуточный ковш и после отстаивания снимали шлак. Остывший до температуры $670\text{—}680^\circ\text{C}$ расплав, согласно рекомендациям, приведенным в работах

[6] и с учетом того, что в устройстве реализуется процесс объемной кристаллизации, заливали в кристаллизатор устройства. Во избежание сквозного вытекания расплава из кристаллизатора в область, находящуюся между поверхностями 2 (см. рис. 1) устанавливали асбестовый шнур. Установку включали не одновременно с заливкой расплава, а с запаздыванием 2—3 с, чтобы дать возможность сплаву начать затвердевать. В процессе работы устройства выполнялся непрерывный процесс подачи жидкого металла в кристаллизатор. В кристаллизаторе осуществляется

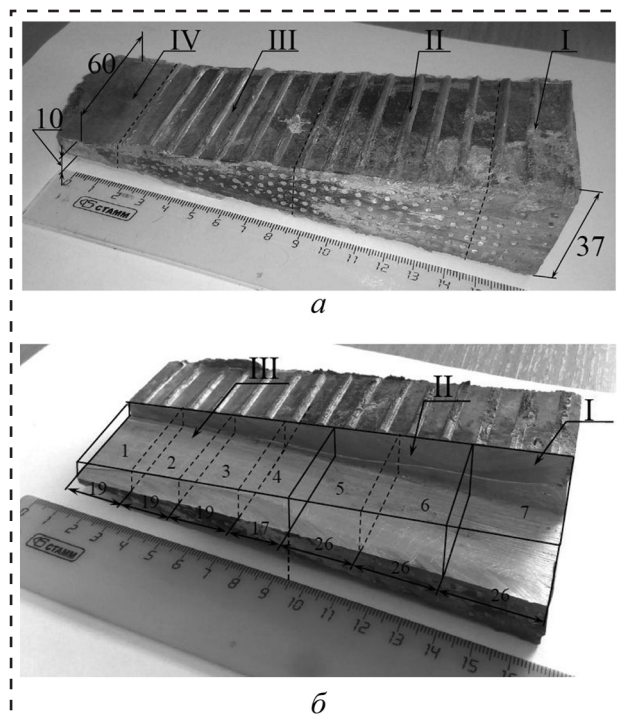


Рис. 2. Вид исследуемого металлоизделия:
 а — схема разбиения слитка на исследуемые области; б — схема забора материала для исследования микроструктуры

несколько процессов: интенсивное охлаждение расплава (с целью создания большого количества первичных зародышей кристаллизации), его деформирование в твердотекучем состоянии (создание вторичных центров кристаллизации в результате дробления веток дендритов), деформирование в состоянии пластичности и выход готовой плоской заготовки вниз под устройство. После получения заготовки длиной 50 см устройство было остановлено и металл, находящийся в кристаллизаторе, полностью закристаллизовался.

Забор материала для исследования и подготовка из него необходимых образцов выполнялся следующим образом. После полного остывания до комнатной температуры 20 °С слиток был извлечен из кристаллизатора и разделен на исследуемые части, указанные на рис. 2. При этом руководствовались необходимостью изучения эволюции структурообразования, происходящего в кристаллизаторе устройства. Каждая из выделенных областей характеризует состояние металла на пути его продвижения вниз относительно стенок кристаллизатора и позволяет анализировать изменение структуры металла в процессе реализации процесса на разных его стадиях.

Анализ микроструктуры полученного слитка проводился с применением электронного микроскопа *EVO MA (Carl Zeiss, Германия)*. Подготовка микрошлифов осуществлялась в соответствии с ГОСТ 21073.0—75 «Металлы цветные. Определение величины зерна. Общие требования». Состав реактива для выделения границ зерен подготавливали в соответствии с рекомендациями приложения 3 ГОСТ 21073.0—75 и был следующим: HF (0,5 мл) и H₂O (99,5 мл). Подготовка микрошлифов для исследования осуществлялась путем погружения в реактив с по-

следующим промыванием в воде и сухой фильтрованной бумагой.

После поступления расплава в кристаллизатор реализуется несколько процессов: охлаждение, кристаллизация, перемешивание двухфазного расплава, деформирование металла в твердотекучем состоянии, деформация металла в состоянии пластичности. В области контакта стенок кристаллизатора и расплава происходит интенсивное охлаждение расплава, что является причиной возникновения большого количества зародышей кристаллизации. Выдерживание расплава в необходимом диапазоне температур в процессе работы устройства происходит автоматически, так как охладив расплав, подвижные бойки расходятся в разные стороны, тем самым создавая между затвердевающим расплавом и стенками кристаллизатора воздушную прослойку, которая способствует теплоизоляции стенок кристаллизатора от горячего металла. Система охлаждения, расположенная внутри стенок кристаллизатора, интенсивно охлаждает их, поэтому при повторном сближении стенок и контакте с металлом возобновляется интенсивное охлаждение расплава. Повторяющееся воздействие на затвердевающий расплав интенсифицирует не только процессы теплопереноса, но также и процессы массопереноса. Необходимо отметить, что такое воздействие на расплав также способствует образованию вторичных центров кристаллизации за счет дробления ранее образованных кристаллитов и переноса их частиц по всему объему жидкой фазы. В результате работы подвижных стенок кристаллизатора, оказывающих термомеханическое воздействие на расплав, в процессе формообразования происходит деформирование металла, которое приводит к повышению механических свойств заготовок. Деформационное воздействие на расплав

осуществляется при наличии жидкой фазы, а при дальнейшем продвижении металла относительно стенок кристаллизатора — воздействие на металл в состоянии пластичности, поэтому в готовом металлоизделии наличие пор и рыхлот сведено к минимуму. Важно то, что деформация, способствующая повышению механических характеристик, требует минимальных силовых и энергетических затрат, так как нет необходимости в дополнительном разогреве материала, деформирование металла в состоянии пластичности происходит автоматически в требуемом для этого диапазоне температур.

Условное разделение полученного слитка на четыре зоны выполнено для удобства анализа внутренней структуры слитка. При выделении исследуемых областей руководствовались результатами математического моделирования и ранее проведенных экспериментов. При анализе структуры слитка принято условие, что наличие крупных зерен, размер которых превышает 50 мкм, характеризует сплав Д1, затвердевший при самопроизвольной кристаллизации. Соответственно, наличие зерен с размерами более 50 мкм свидетельствует о том, что в этих областях в кристаллизаторе после выключения устройства присутствовала жидкая фаза. Анализ микроструктуры позволяет сделать следующие выводы. I — область, в которой происходит самопроизвольная кристаллизация металла из жидкого состояния. II — область, в которой присутствует жидкая и твердая фазы, но преимущество остается за жидкой фазой, причем при приближении к области III концентрация твердой фазы увеличивается. III — область, в которой содержится преимущественно твердая фаза, но также имеется и жидкая, причем при приближении к области IV жидкой фазы не остается. IV — область металлоиз-

делия, соответствующая по своим характеристикам заготовке, выходящей из кристаллизатора. Для исследования эволюции внутренней структуры слитка областей I—IV из каждой области были взяты образцы материала в соответствии со схемой, представленной на рис. 2.

В области I деформирующее воздействие отсутствовало, так как в образце 7 имеется крупнозернистая равномерная структура, характерная для слитков из сплава Д1 при самопроизвольной кристаллизации. В приповерхностных слоях отмечается разнотернистая, более мелкая по сравнению с центральной частью структура, наличие которой обосновывается усиленной теплоотдачей через стенки кристаллизатора, оснащенные системой охлаждения. Различия во внутренней структуре образцов зоны I в различных направлениях отсутствуют, поэтому можно с уверенностью сказать, что в данной зоне сплав находился в кристаллизаторе в жидком состоянии.

Из области II для исследования были вырезаны образцы металла под номерами 5 и 6. При исследовании микроструктуры образца 6 обнаружено наличие первично кристаллизовавшихся дендритов, а также присутствие крупных зерен. В микроструктуре имеют место элементы столбчатой микроструктуры. В образце 5 сохраняется морфология микроструктуры образца 6, но она отличается наличием большего количества первично кристаллизовавшихся дендритов. Необходимо отметить, что морфологию внутреннего строения образцов 5 и 6 можно считать положительным фактором для последующей интенсивной горячей пластической деформации металла, обеспечивающей формирование в металлоизделии повышенных прочностных и пластических свойств.

Наибольший интерес представляет область III. Из области III для исследования

были вырезаны четыре образца материала под номерами 1—4. Необходимо отметить, что суммарная степень обжатия полосы при прохождении области III составляет более 65%. В области III деформация изменяет структуру сплава и определяющим образом влияет на формирование свойств готового металлоизделия. По микроструктуре образца 4 видно, что влияние деформационного воздействия невелико, кристаллы начинают разворачиваться в направлении деформирующей силы. Также имеется значительное количество жидкой фазы, о чем свидетельствует наличие значительного числа крупных зерен. Угол поворота кристаллов невелик, а сами кристаллы сохраняют свою форму, сплющивания кристаллов не происходит. В микроструктуре образцов 3 и 2 наибольший интерес представляют границы зерен. Из-за деформационного воздействия со стороны бойков устройства начинается формирование зубчатости границ между зернами, что является характерным результатом высокотемпературной термомеханической обработки. Процесс горячего пластического деформирования (ГПД), оказывающий наибольшее влияние на материал образцов 3 и 2, выражается в возрастании деформационного воздействия на металл. По структуре материала образца 2 видно, что зерна прекратили разворачиваться и начали активно вытягиваться в направлении главной деформирующей силы с сохранением сплошности границ и деформируясь совместно. Микроструктура образцов 1 и 2 показала, что в слитке, находящемся в данной части кристаллизатора, зерна заканчивают разворот, рост зерен отсутствует. На данном этапе происходит только деформирование слитка, осуществляется заключительный этап формирования микроструктуры, свойственной микроструктуре готового металлоизделия, приведен-

ной в работах [2, 3]. Исследования микроструктуры образцов 1—3 в поперечном направлении и в продольном направлении по высоте показали, что зерна, пластически деформируясь, изменяют свою форму и вытягиваются в направлении деформирующей силы, приобретая форму пластин. Такая микроструктура является причиной формирования анизотропии свойств готового металлоизделия, результаты исследования которой изложены в работах [2, 3]. Наиболее наглядно проследить эволюцию микроструктуры можно, анализируя фотографии микроструктуры образцов 1—7 в продольном направлении по ширине в осевой области слитка (рис. 3). В данном направлении менее выражено влияние деформационного воздействия на форму зерен, поэтому становится возможным проследить их измельчение. В продольном направлении по высоте происходит активное деформирование (сплющивание), поэтому увидеть измельчение зерен сложно, видно только их превращение из пластины.

Анализируя микроструктуру приповерхностного слоя слитка, можно утверждать, что в контактной области «расплава—стенка кристаллизатора» формируется так называемая «корочка», образование которой обусловлено отставанием диффузионных процессов от фазовых переходов. В зоне контакта расплава с подвижными стенками кристаллизатора имеет место интенсивное охлаждение, формируется твердая фаза и происходит скопление примесей у границ раздела фаз, которые препятствуют перемешиванию диффузионных слоев. Сформированная «корочка» в результате циклического движения стенок кристаллизатора претерпевает многократные термические и механические деформации, поэтому материал прикраевой области приобретает микроструктуру, от-

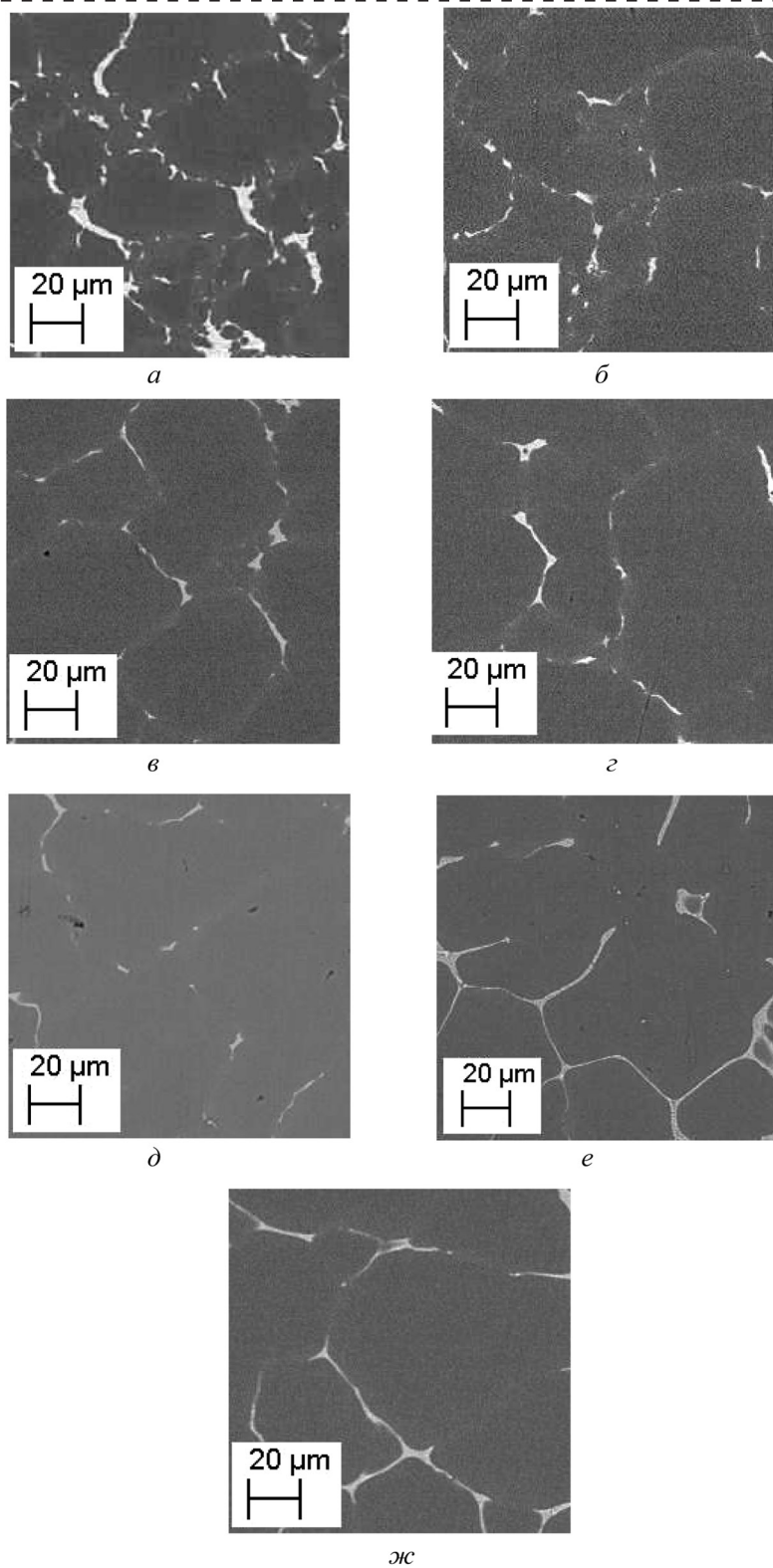


Рис. 3. Фотографии микроструктуры образцов материала, взятого из центра слитка в продольном направлении по ширине металлоизделия:

а — образец 1; *б* — образец 2; *в* — образец 3; *г* — образец 4; *д* — образец 5; *е* — образец 6; *жс* — образец 7

личную от структуры материала центральной части слитка. Данное явление можно считать проявлением краевого эффекта.

Анализируя процессы деформирования сплава, можно с уверенностью утверждать, что в ходе формирования готового металлоизделия при осуществлении ГПД автоматически происходят процессы, снижающие в зернах напряжения второго рода за счет осуществления процессов возврата и полигонизации, которые будут неотъемлемыми при реализации совмещения процесса литья и деформирования металла в твердожидком состоянии. Полученные металлоизделия приобретут более устойчивую структуру по сравнению с холоднодеформированными заготовками, а значит, будут иметь более высокую температуру рекристаллизации [7], что может быть отдельной темой исследования.

Выводы

Полученные в работе результаты показывают, что совмещение непрерывного литья металлов с одновременной деформацией металла в твердожидком состоянии позволяет получать металлоизделия высокого качества с высокой деформационной проработкой сплава. Определена область интенсивной горячей пластической деформации, проработка металла в которой является определяющей в формировании свойств готового металлоизделия. Предлагаемая в работе методика исследования формирования структуры и механических свойств получаемых за-

готовок позволяет не только изучить особенности протекания процессов при совмещении технологий, но и способствует разработке новых способов производства упрочненных материалов. Проведенные исследования положены в основу работ по проектированию и созданию первого прототипа установки, совмещающей непрерывное литье и деформацию металла в твердожидком состоянии.

Работа выполнена в рамках Госзадания ХФИЦ ДВО РАН.

Список литературы

1. **Сергеева А.М., Ловизин Н.С., Соснин А.А.** Влияние совмещенной технологии непрерывного литья металлов с их деформацией в твердожидком состоянии на механические свойства алюминиевого сплава Д1 // *Материаловедение*. № 5. 2018. С. 18–24.
2. **Сергеева А.М., Ловизин Н.С., Соснин А.А.** О совмещенной технологии непрерывного литья алюминиевых сплавов с одновременной деформацией металла // *Авиационные материалы и технологии*. № 2. 2018. С. 9–16.
3. **Пат. 2041011 РФ, МПК В22Д11 / 04.** Устройство для непрерывного литья заготовок / *Одинокое В.И.* Заявл. 24.11.1992; опубл. 09.08.1995.
4. **Сергеева А.М., Ловизин Н.С., Соснин А.А.** Технология совмещения вертикального непрерывного литья алюминиевых сплавов с одновременной их деформацией // *Металлург*. № 3. 2018. С. 72–76.
5. **Сергеева А.М., Ловизин Н.С., Соснин А.А., Одинокое В.И.** Исследование структуры и механических свойств металлоизделий из сплава АД0, полученных с помощью новой технологии непрерывного литья // *Перспективные материалы*. № 4. 2016. С. 13–18.
6. **Габидуллин Р.М., Ливанов В.А., Шипилов В.С.** Непрерывное литье алюминиевых сплавов. М.: *Металлургия*, 1977. 168 с.
7. **Германн Э.** Непрерывное литье: справочник / Под ред. В.И. Добаткина, В.С. Рутеса, Э.Р. Шора. М.: *Металлургиздат*, 1961. 814 с.
8. **Лужников Л.П.** Деформируемые алюминиевые сплавы для работы при повышенных температурах. М.: *Металлургия*, 1965. 245 с.

Исследование процесса структурообразования стали 09Г2С, полученной методом аддитивного электродугового выращивания

М.С. АНОСОВ*, канд. техн. наук, доцент, Д.А. ШАТАГИН, канд. техн. наук, доцент, Д.А. РЯБОВ, аспирант, мл. науч. сотр., А.М. МИХАЙЛОВ, магистр

ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева», г. Нижний Новгород, 603950, Российская Федерация

*E-mail: anosov-maksim@list.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2023-0-5-26-32

Статья поступила в редакцию 15.11.2022

Принята после доработки 28.12.2022

Принята к публикации 08.02.23

В настоящее время для производства отдельных деталей машин применяются аддитивные технологии, в особенности метод электродугового выращивания как наиболее универсальный и производительный. Особенно актуальной является задача изучения процесса структурообразования сплавов при электродуговом аддитивном выращивании для обеспечения необходимых параметров микроструктуры материала и его механических свойств. Изготовление образцов для исследования из стали 09Г2С было выполнено на разработанном стенде, реализующем технологию 3D-печати электродуговой наплавкой, применен метод микроструктурных исследований на оптическом микроскопе, а также проведены измерения микротвердости. Определены особенности структурообразования сплава 09Г2С при аддитивном электродуговом выращивании, выделены управляемые параметры для обеспечения необходимых показателей структуры и, следовательно, механических свойств сплава. В процессе исследования образцов установлено, что значительную роль при формировании структуры материала имеет погонная энергия процесса наплавки и температура термического цикла. Проведенное исследование и установленные зависимости позволяют управлять структурным состоянием стали 09Г2С при наплавке для обеспечения требуемых параметров микроструктуры и механических свойств материала.

Ключевые слова: структурообразование, сталь 09Г2С, аддитивные технологии, электродуговая наплавка, погонная энергия наплавки, термический цикл.

Введение

Аддитивные технологии, а именно 3D-печать металлами, интенсивно развиваются последние два десятилетия. Широкое распространение получили методы селективного лазерного сплавления (*SLM*) порошков, лазерной наплавки порошка и электродуговой наплавки проволоки [1, 2]. Среди приведенных методов аддитивное электродуговое выращивание (*wire arc additive manufacturing* — *WAAM*) [3–7] обладает рядом преимуществ, а именно высокой производительностью (до 12 кг/ч) и универсальностью. Такая технология получения металлических изделий может быть успешно внедрена в имеющиеся производственные комплексы, включая станки ЧПУ.

Эксплуатация конструкций, длительно работающих в условиях Арктики и Крайнего Севера, непременно связана с необходимостью контроля физико-механических характеристик используемого материала в процессе всего жизненного цикла изделий. Применение металлических материалов при пониженных температурах, как правило, сопровождается падением значений ударной вязкости [8], а риск возникновения хрупкого разрушения при этом многократно увеличивается.

Известно, что способность металлических материалов сопротивляться действию динамических нагрузок связана с величиной структурных фрагментов (зерен) [9]. В связи с этим, стоит задача установления связи между технологическими параметрами процесса *WAAM* и получаемыми при этом структурой и свойствами материала,

в частности, обеспечивающими требуемую хладостойкость.

В качестве контролируемых параметров *WAAM* следует принимать значения погонной энергии при 3D-печати, термические межслойные циклы, скорость построения и защитную атмосферу. Предложенные параметры необходимы при создании современных систем управления структурой и качеством получаемых материалов.

Таким образом, *цель настоящей работы* заключается в исследовании особенностей структурообразования сплава 09Г2С при аддитивном электродуговом выращивании, а также в определении параметров 3D-печати, необходимых для получения требуемой структуры и, следовательно, механических свойств сплава.

Материалы и методы исследования

Материалом для проведения исследований была выбрана широко распространенная сталь 09Г2С (химический состав приведен в таблице), используемая для сварных конструкций, которые можно эксплуатировать в условиях пониженных температур (до $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$). Материал для исследований получен с применением метода *WAAM* (проволока 0,8 мм), интегрированный в станок с ЧПУ. Построение заготовки проводили в среде защитного газа, в качестве которого был использован CO_2 .

В качестве изменяемых параметров процесса *WAAM* были приняты напряжение U , сила тока I , скорость подачи проволоки V , зазор между проволокой и наплавляемой заготовкой z , а также расход CO_2 . Как постоянные величины в эксперименте были выбраны зазор z , скорость подачи V , рас-

Химический состав исследуемой стали, % (мас.)

Материал	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	Fe
09Г2С	0,09	0,9	1,9	0,12	0,008	0,12	0,14	0,09	ост.

ход защитного газа. При этом $z = 11$ мм, а $V = 350$ мм/мин.

В процессе проведения эксперимента определяли энергию Q , необходимую для наплавления единичной длины шва:

$$Q = \frac{0,8 \cdot I \cdot U}{V},$$

при этом 0,8 — коэффициент энергетических потерь (ГОСТ Р ИСО 857—1—2009). Используемый для проведения исследований стенд позволяет изменять параметр Q в диапазоне 150—1200 Дж/мм.

Образцы изготавливались с соблюдением следующей последовательности: печать слоя, остановка процесса и остывание заготовки до требуемой температуры, печать следующего слоя. Таким образом была выполнена 3D-печать при трех термических циклах $T_{\text{ц}}$: полное остывание слоя (ниже 50 °С), температура слоя 350 °С согласно рекомендациям [11] и температура слоя 850—900 °С (выше температуры точки A_{c3}). Общая схема влияния термического воздействия от укладки последующих слоев при 3D-печати на точку в заготовке представлена на рис. 1.

Образцы для исследования микроструктуры в различных зонах заготовки вырезали из трех участков (рядом с подложкой, в центральной части и в конечных верхних слоях). Для выявления микроструктуры исследуемого материала применяли кратковременное травление в 4%-м водном растворе азотной кислоты. Изображение структур получали с использованием металлографического оптического микроскопа KYENCE-VHX 1000.

Оценку среднего размера зерен в структурах стали 09Г2С проводили по методике ГОСТ 5639—82. Для оценки хладостойкости полученного материала изготавливали образцы типа Шарпи, которые вырезали из стенок вдоль и поперек наплавленных

слоев. Это связано с тем, что материалы, выполненные по WAAM-технологии 3D-печати, обладают анизотропией свойств [10].

Затем образцы испытывали на маятниковом копре МК-30А для получения значений ударной вязкости согласно ГОСТ 9454—78 при пониженных температурах (–80—+20 °С) [11, 12]. Для проведения низкотемпературных испытаний применяли разработанную криокамеру [13].

Полученные результаты и их обсуждение

Анализ микроструктур (рис. 2) стали 09Г2С, полученной по различным энергетическим режимам технологии WAAM, показывает, что размер ферритных зерен и структурная однородность в значительной степени зависят от подводимой в процессе наплавки энергии. Экспериментально было определено, что наиболее приемлемой с точки зрения качества получаемой структуры (наименьший размер зерна с большей однородностью, наименьшее значение анизотропии свойств) обладает структура с режимом подводимой погонной энергии Q , равной 425 Дж/мм. Также стоит отметить, что при подводимой энергии Q менее 190 Дж/мм были обнаружены структурные макродефекты в виде пор.

Были проведены измерения средних размеров зерен d , полученных по различ-

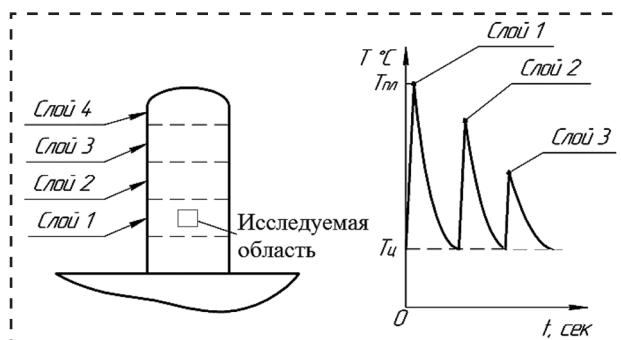


Рис. 1. Схема температурного воздействия от формирования последующих слоев на исследуемую область

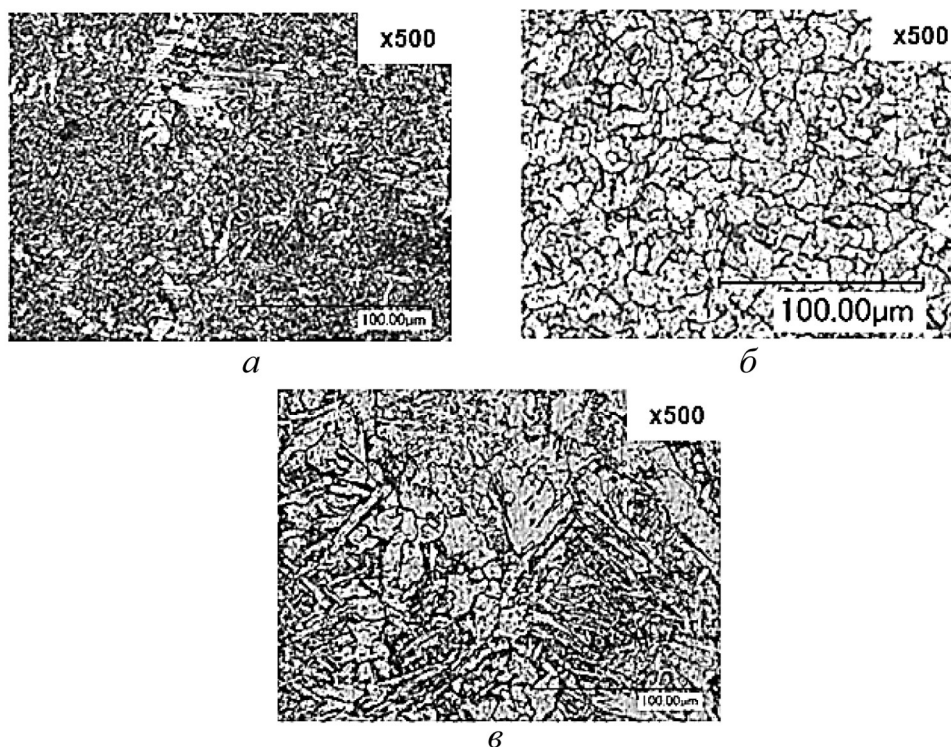


Рис. 2. Структура стали 09Г2С, полученной при подводимой энергии 190 Дж/мм (а), 425 Дж/мм (б) и 475 Дж/мм (в)

ным энергетическим режимам структур исследуемого материала. Результаты, полученные по результатам исследования [14], показывают линейную зависимость между подводом энергии Q и получаемым при этом средним размером зерна d , что позволяет прогнозировать структурное состояние и свойства получаемого материала в процессе *WAAM*. Похожие зависимости были получены исследователями ранее при анализе размеров зерен после операции сварки стали 09Г2С [15].

В связи с тем, что наилучшими механическими свойствами обладают металлы и сплавы с минимальным размером зерна, включая показатели ударной вязкости [16, 17], исследование термического цикла процесса *WAAM* проводили при энергии $Q = 425$ Дж/мм.

В общем случае при 3D-печати последующий слой расплавляет часть предыду-

щего слоя, а не расплавившийся металл, находящийся ниже, претерпевает перекристаллизацию (нормализацию), таким образом, структура напечатанной заготовки из стали 09Г2С в первом слое должна быть представлена столбчатыми зёрнами, как и в сварном шве, далее следует широкая зона, проходящая через все слои и представленная структурой, характерной для стали после нормализации, и верхний слой с зоной перегрева от сварочной дуги, свойственной и для обычного сварного шва.

Далее было рассмотрено влияние термического цикла (T_u) на микроструктуру и микротвердость исследуемого материала. Ниже представлены режимы термических циклов наплавки 50 °С (рис. 3), 350 °С (рис. 4) и 850—900 °С (рис. 5).

Из рис. 3 видно, что образец, полученный при печати по остывшему металлу, об-

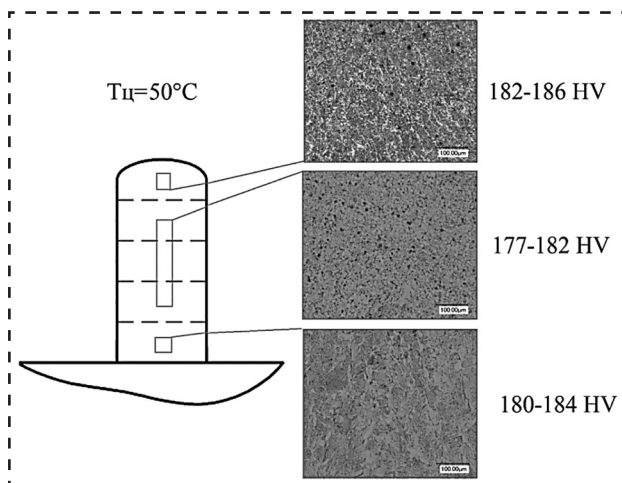


Рис. 3. Результаты микроструктурных исследований и оценки микротвердости HV по высоте наплавленной стенки при термическом цикле наплавки порядка $50\text{ }^{\circ}\text{C}$

ладает тремя характерными зонами. В первом слое находятся мелкие зерна феррита, ориентированные в направлении теплоотвода, верхний слой представлен зоной перегрева с признаками дендритности. Преимущественно, включая центральную часть, образец состоит из зерен феррита и перлита, прошедших нормализацию от циклического теплового воздействия процесса печати, средний размер зерна феррита составляет $15\text{ }\mu\text{м}$. В структуре имеется большое количество дефектов в виде пор и шлаковых включений размером около $6\text{ }\mu\text{м}$. Оценка микротвердости по всей высоте наплавленной стенки показывает стабильную твердость в пределах от 177 до $186\text{ }HV$.

Образец, полученный при температуре слоя $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ (см. рис. 4), идентичен по своему строению образцу, изготовленному при значительном охлаждении (см. рис. 3). При этом размер зерна феррита в центральной части больше и составляет $20\text{ }\mu\text{м}$. Это связано с тем, что весь образец получал тепло от процесса 3D-печати и был нагрет до $350\text{ }^{\circ}\text{C}$, что привело к увеличению размеров зоны перегрева, в результате чего произошло незначительное увеличение разме-

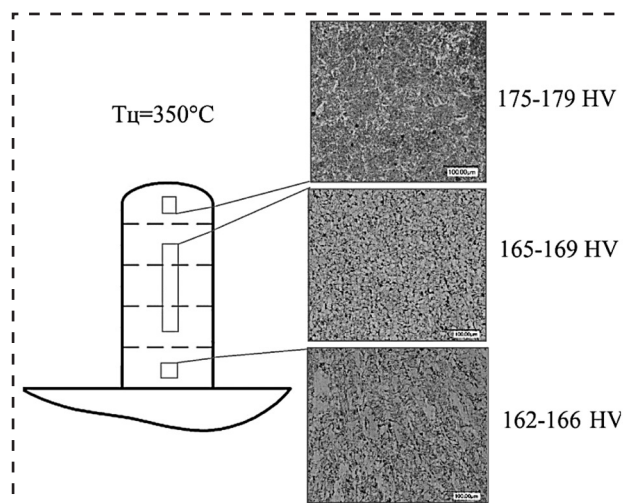


Рис. 4. Результаты микроструктурных исследований и оценки микротвердости HV по высоте наплавленной стенки при термическом цикле наплавки $350\text{ }^{\circ}\text{C}$

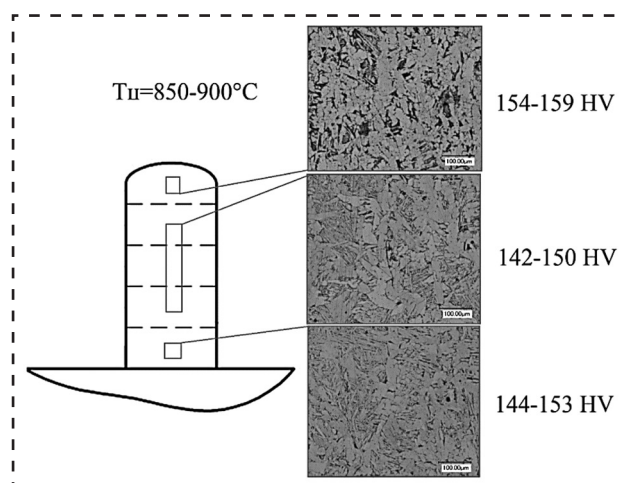


Рис. 5. Результаты микроструктурных исследований и оценки микротвердости HV по высоте наплавленной стенки при термическом цикле наплавки порядка $850\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$

ра зерна. Оценка микротвердости по высоте наплавленной стенки также показывает стабильную твердость средней части стенки в пределах от 165 до $169\text{ }HV$ и повышенную твердость верхней части (последнего слоя) до $179\text{ }HV$. Причем микротвердость всей стенки ниже микротвердости стенки, полученной при $T_c = 50\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Структура образца, представленного на рис. 5, полученного при термическом цикле, во время которого температура

сформированной части заготовки находилась выше 850—900 °С (выше A_{c3}), показывает, что весь образец кроме первого слоя обладает признаками дендритности и перегрева. Структура в основном состоит из крупных зерен феррита размером 40—60 мкм, ориентированных в направлении отвода тепла. Первый слой также обладает крупными зернами, но не имеет признаков перегрева, это связано с иным теплоотводом по сравнению с последующими слоями, т.к. формирование первого слоя производилось на подложку, обладающую температурой 20 °С. Оценка микротвердости по высоте наплавленной стенки показывает стабильную твердость средней части стенки в пределах от 142 до 150 HV и повышенную твердость верхней части (последнего слоя) до 159 HV. Таким образом, для снятия внутренних напряжений после наплавки следует проводить термическую обработку. Полученные данные также коррелируют с результатами исследований зоны термического влияния при сварке стали 09Г2С [18].

В качестве оптимального термического цикла наплавки выбран цикл порядка 350 °С, т.к. образцы, напечатанные при полном остывании слоя, обладали большим количеством дефектов в виде пор и шлаковых включений, а образцы, полученные при температурах выше 850—900 °С, имели крупнозернистую структуру и признаки перегрева.

Были проведены низкотемпературные ударные испытания образцов [19], полученных по различным режимам печати и отличающихся средним размером зерна. Результаты приведены в статье [14]. Установлено, что понижение температуры испытания до –40 °С, вблизи которой наблюдается вязко-хрупкий переход (t_{50}), оказывает значительное влияние на величину ударной вязкости образцов, снижая

показатели до двух раз. Таким образом, эксплуатация конструкций из исследуемого металла при температурах ниже –40 °С значительно увеличивает вероятность возникновения хрупкого разрушения. Показано, что величина ударной вязкости для напечатанных образцов линейно связана со средним размером зерна, уменьшение которого заметно повышает показатели сопротивления ударным нагрузкам как при положительных, так и при отрицательных температурах.

Полученные зависимости ударной вязкости от величины зерна подтверждают их связь и схожи с результатами проведенных ранее исследований [15, 16].

Выводы

1. В качестве рекомендуемого режима печати необходимо выбирать режим, обеспечивающий минимальный размер зерна, что способствует повышению значений ударной вязкости. При этом необходимым условием является отсутствие макродефектов в структуре металла.

2. Экспериментально установлено, что оптимальным с точки зрения получения мелкозернистой структуры с минимальным количеством дефектов является режим с энергией наплавки $Q = 425$ Дж/мм и термический цикл около 350 °С.

3. Проведенные исследования позволяют на основе выбранных режимов печати применять детали, полученные методом WAAM, на реальных технических объектах.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-00095 «Разработка научно-технологических основ структурообразования конструкционных материалов, полученных путем аддитивного электродугового выращивания для формирования механических свойств при усталости

с использованием подходов искусственного интеллекта».

Список литературы

1. **Malladi, Avinash, Sarma.** SBS, 3D Metal Printing Technologies // The IUP Journal of Mechanical Engineering. 2017. V.X. No 1. P. 48—54.
2. **Шишковский И.В.** Лазерный синтез функциональных мезоструктур и объемных изделий. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. 422 с.
3. **Montevecchi Filippo, Venturini Giuseppe, Scippa Antonio, Campatelli Gianni.** Finite Element Modelling of Wire-arc-additive manufacturing Process // Procedia CIRP. 2016. V. 55. P. 109—114. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.08.024>.
4. **Williams S., Filomeno Martina, Adrian Addison, Jialuo Ding, Pardal G., Colegrove P.** Wire Arc Additive Manufacturing // Materials Science and Technology. 2015. DOI: 1743284715Y. 000.10.1179/1743284715Y.00000000073.
5. **Jackson M.A., Van Asten A., Morrow J.D., Min S., Pfefferkorn F.E.** Energy consumption model for additive-subtractive manufacturing processes with case study // International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology. 2018. No 5 (4). P. 459—466. <https://doi.org/10.1007/s40684-018-0049-y>.
6. **Pinto-Lopera Jesús Emilio et al.** Real-Time Measurement of Width and Height of Weld Beads in GMAW Processes // Sensors. 2016. V. 16.9.1500. DOI: 10.3390/s16091500.
7. **Li Johnnieew Zhong, Alkahari Mohd Rizal, Rosli Nor Ana.** Review of Wire Arc Additive Manufacturing for 3D Metal Printing // International Journal of Automation Technology. 2019. DOI: 13.346-353.10.20965/ijat.2019.p0346.140.
8. **Khlybov A.A. et al.** The effect of low temperatures on the operability of products 20GL steel. 2020 J. Phys.: Conf. Ser. 1431012063. DOI: 10.1088/1742-6596/1431/1/012063.
9. **Шахов В.Н., Богданов В.В.** Оценка балла зерна методом фрактального анализа // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. 2014. № 10. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/otsenka-balla-zerna-metodom-fraktalnogo-analiza> (дата обращения: 27.07.2021).
10. **Kabaldin Yu.G., Shatagin D.A., Anosov M.S., Kolchin P.V., Kiselev A.V.** Diagnostics of 3D-printing on a CNC machine by machine learning // Russian Engineering Research. 2021. V. 41. No 4. P. 320—324.
11. **РД 153—34.1—003—01.** Сварка, термообработка и контроль трубных систем котлов и трубопроводов при монтаже и ремонте энергетического оборудования (РТМ-1с). Введ. 2001-07-02. 2002. 465 с.
12. **Kabaldin Yu.G., Anosov M.S., Shatagin D.A.** Evaluation of the mechanism of the destruction of metals based on approaches of artificial intelligence and fractal analysis // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 709 (2020) 033076 IOP Publishing doi:10.1088/1757-899X/709/3/033076.
13. **Хлыбов А.А., Кабалдин Ю.Г., Аносов М.С., Рябов Д.А., Сентюрева В.И.** Проблемы обеспечения безопасной эксплуатации тележек грузовых вагонов при отрицательных температурах // Вестник ИжГТУ им. М.Т. Калашникова. 2019. Т. 22. № 4. С. 18—26. DOI: 10.22213/2413-1172-2019-4-18-26.
14. **Кабалдин Ю.Г., Аносов М.С., Рябов Д.А., Колчин П.В., Шатагин Д.А., Киселев А.В.** Исследование влияния режимов 3D-печати на структуру и хладостойкость стали 08Г2С // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2021. Т. 19. № 4. С. 64—70. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2021-19-4-64-70>.
15. **Полетаев Ю.В., Полетаев В.Ю.** Однопроходная электродуговая сварка под тонким слоем шлака толстолистовых конструкций стали 09Г2С // Вестник Дон. гос. техн. ун-та. 2018. Т. 18. № 1. С. 50—58.
16. **Узлов И.Г., Бабченко А.И., Дементьева Ж.А., Кононенко А.А., Сафронов А.Л.** Влияние параметров микроструктуры колесной стали на ее вязкие свойства // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. науч. тр. Днепропетровськ: ІСМ НАН України, 2007. Вип. 14. С. 202—210.
17. **Топоров Г.В., Смокотин Г.Я.** Влияние величины зерна на ударно-усталостную стойкость стали 45 // Известия Томского политехнического института [Известия ТПИ]. 1958. Т. 106: Бурильные машины. С. 153—164.
18. **Maksimova E.** Study of the structure of the 09G2S grade steel welded joints performed by welding at subzero temperatures // Procedia Structural Integrity. 2019. 20. 174—179.10.1016/j.prostr.2019.12.135.

Совершенствование технологии получения мелкодисперсного материала

В.А. СКРЯБИН*, д-р техн. наук, проф., Н.Ф. ПАВЛОВ, магистр

ФГБОУ ВО «Пензенский государственный университет», г. Пенза, 440026,
Российская Федерация

*E-mail: vs-51@list.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2023-0-5-33-40

Статья поступила в редакцию 22.12.2022

Принята после доработки 27.01.2023

Принята к публикации 08.02.2023

Приведены результаты экспериментов по совершенствованию технологии, оборудования и режущего инструмента для изготовления вальцов оборудования, предназначенных для получения мелкодисперсных материалов с целью повышения производительности и качества обработки рабочей поверхности вышеуказанных деталей. Даны также эффективные значения режимных параметров в производственных условиях.

Ключевые слова: результаты экспериментов, оборудование, технологические режимы, режущий инструмент, производительность, качество обработки.

Введение

Валец мукомольного оборудования является основой измельчения исходного продукта. Конструктивно мелющие вальцы изготавливают с номинальным диаметром бочек 250 мм и длиной 500 мм. При этом конструкция бочки является полый. К основным узлам, которые определяют стабильность расстояния между мелющими вальцами, относятся мелющие вальцы, подшипниковые узлы, привод, элементы регулирования межвальцового зазора и подачи исходного продукта. Анализ влияния неточности

изготовления этих узлов, наличие зазоров в соединениях и жесткость элементов конструкции станка, влияющие на стабильность расстояния между мелющими вальцами, а также параметры измельчаемого продукта показывают, что очевидной причиной изменения расстояния между вальцами является биение их поверхности. Величина биения вальцов достигает 200 мкм. Основные причины повышенных биений вальцов в процессе работы связаны с неточностью их изготовления, в результате чего на поверхности бочек появляется волнистость. При разложении результатов из-

мерений биений в ряд Фурье установлено наличие этого дефекта у вальцов. Точность нанесения рифлей также определяет одинаковость условий воздействия на измельчаемые частицы в рабочей зоне. При возобновлении поверхности одного и того же вальца резец подвергается заточке до трех раз, что приводит к значительным колебаниям геометрии рифления мелющих частей.

Материалы и методы

В производственных условиях углы рифлей и высота их почти во всех случаях берутся произвольно. Колебание угла α (рис. 1) составляет от 22 до 55 мм вместо 20 мм, как это задано «Правилами организации и ведения технологического процесса на мельницах», а угол β колеблется в пределах от 50 до 80° вместо требуемого угла 70°.

Большое значение при проектировании вальцов мукомольного оборудования и технологии их обработки имеет выбор материала деталей и их термообработки. Выбор материалов для деталей машин и приборов определяется эксплуатационными, технологическими и экономическими требованиями. Эксплуатационные

требования к свойствам материалов часто играют определяющую роль. Однако особое значение в условиях массового и серийного производства приобретают технологические и экономические требования.

Материалы [1], из которых изготавливаются вальцы мукомольных машин, должны иметь наилучшее сочетание прочности, пластичности и вязкости, соответствующее условиям их работы. На производстве в АО «Пенз-текстильмаш» (г. Пенза) применялась высокопрочная легированная сталь Н18К9М5Т, которая содержит: $\leq 0,03\%$ С; 16,7—19% Ni; 8,5—9,5% Со; 4,6—5,5% Мо; 0,5—0,8% Ti; $\leq 0,05\%$ Al [3].

В закаленном состоянии (закалка при 820 °С, охлаждение на воздухе) сталь имеет следующие свойства:

$\sigma_b = 1000—1110$ МПа (временное сопротивление при растяжении);

$\sigma_t = 900—1000$ МПа (условный предел текучести);

$\delta \geq 15\%$ (относительное удлинение при разрыве).

После закалки и старения при температуре 480—500 °С (32 ч) сталь приобретает следующие механические свойства:

$\sigma_b = 1900—2100$ МПа (временное сопротивление при растяжении);

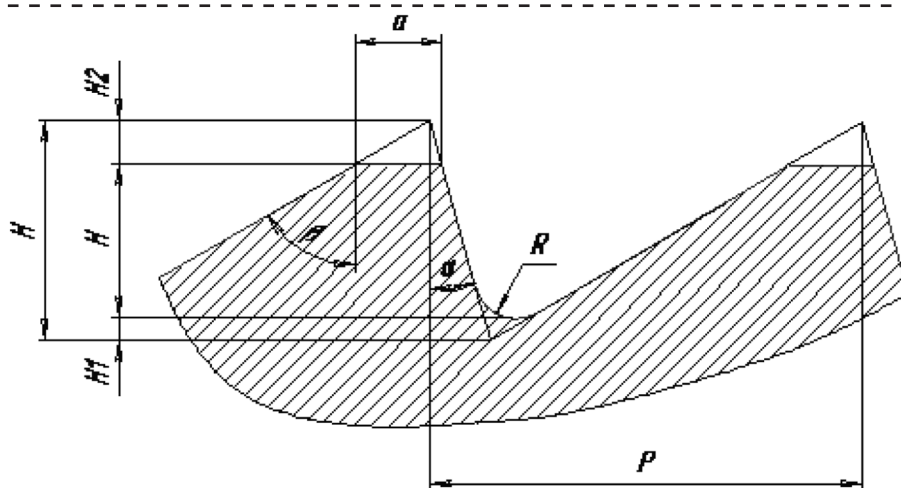


Рис. 1. Параметры рифлей вальцов

$\sigma_t = 1800\text{—}2000$ МПа (условный предел текучести);

$\delta = 8\text{—}10\%$ (относительное удлинение при разрыве);

$\varphi = 45\text{—}55\%$ (относительное сужение при разрыве);

КСИ = $0,5\text{—}0,7$ МДж/м² (ударная вязкость).

Для устранения явления теплового охрупчивания предложен режим термической обработки, включающий закалку от $1150\text{—}1200$ °С (2 ч) с охлаждением в воде и последующую трехкратную закалку при $900\text{—}950$ °С (3 ч) (для измельчения зерна).

С помощью комбинированного старения (500 °С), сократив время выдержки вдвое, можно получить ту же прочность стали, что и при длительном низкотемпературном нагружении.

Проведена оценка работоспособности стали в различных условиях эксплуатации. Применительно к стали Н18К9М5Т были опробованы различные комбинированные способы термической обработки, которые существенным образом повысили пластичность, ударную вязкость и вязкость разрушения, сопротивление ударно-статическому нагружению при незначительном снижении прочности стали, о чем свидетельствуют графические зависимости, приведенные на рис. 2.

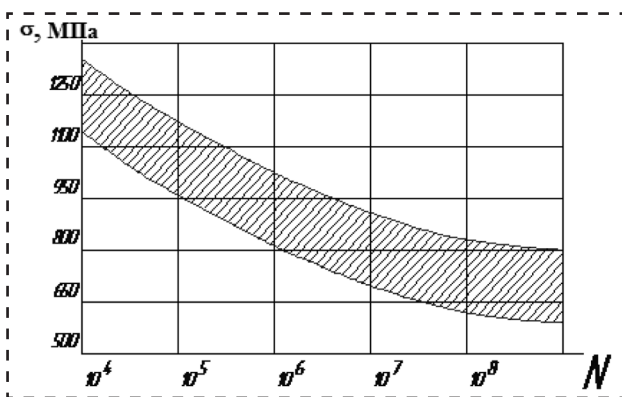


Рис. 2. Кривая усталости образцов из стали Н18К9М5Т в зависимости от числа циклов нагружения N

Меньшая чувствительность стали Н18К9М5Т к надрезу проявляется в условиях усталостного нагружения. По сопротивлению усталости сталь соответствует углеродсодержащим конструкционным сталям равной прочности (см. рис. 2), а при ударно-усталостном нагружении ее стойкость в $2\text{—}4$ раза выше [1].

Однако как показали длительные производственные испытания на износостойкость, наилучшие результаты имеют вальцы мукомольной машины, изготовленные из отбеленного чугуна. Отбеленными называют чугунные отливки, в которых поверхностные слои имеют структуру белого (или половинчатого) чугуна, а сердцевина — серого чугуна. Отбел на некоторую глубину ($12\text{—}30$ мм) является следствием быстрого охлаждения поверхности, возникающего в результате отливки чугуна в металлические формы (кокиль) или в песчаную форму.

Высокая твердость поверхности $400\text{—}500$ НВ обуславливает сопротивляемость износу, по данным производственных испытаний примерно в $2\text{—}3$ раза выше по сравнению со сталью Н18К9М5Т. Правильность выбора материала подтверждается производственными рекомендациями, в соответствии с которыми из отбеленного чугуна изготавливают прокаткой валки листовых станов, колеса, шары для мельниц и т.д. В этом случае применяют чугун с пониженным содержанием кремния, который склонен к отбеливанию. Его примерный состав: $2,8\text{—}3,6\%$ С; $0,5\text{—}0,8\%$ Si; $0,4\text{—}0,6\%$ Mn.

Вследствие различной скорости охлаждения по сечению отливка, полученная из разных структур, имеет большие внутренние напряжения, которые могут привести к образованию трещин. Для снятия напряжений отливки подвергают термической обработке — нагреву при температуре $500\text{—}550$ °С.

Одним из проблемных вопросов стабильной и надежной работы вальцовых машин является ресурс работы их отдельных деталей и сборочных единиц. В частности, в числе прочих важнейших деталей, качество обработки которых влияет на изменение межвальцового зазора, нужно упомянуть вальцы технологического оборудования. Зазор b между вальцами в рабочем состоянии (рис. 3) непосредственно влияет на качество конечного продукта.

С учетом всего вышеизложенного проведенные эксперименты показали, что наиболее подходящим материалом для вальцов является отбеленный чугун. Трудность подбора материала состояла в том, что при черновой обработке вальцов необходимо было обеспечить определенную точность обработки (10–11 квалитет) и шероховатость $R_a = 3,2$ мкм. Полученные результаты при полустачевой и чистовой обработке вальцов обеспечили такое качество обрабатываемых деталей, которое при дальнейшей сборке технологического оборудования позволило достичь требуемого межвальцового зазора [1, 2].

Обработка данного материала резцами с механическим креплением режущих пластинок из твердых сплавов приводила к частому выкрашиванию инструмента, что отрицательно влияло на качество обработки деталей.

Черновая обработка вальцов из отбеленного чугуна эффективно осуществлялась при применении на резцах в качестве режущей части пластинок из Композита 10 (Гексанит-Р), который относится к сверхтвердым материалам. Такие материалы получены по технологии, близкой к технологии получения алмазов, но в качестве исходного вещества в данном случае используется не графит, а нитрид бора. Поликристаллы плотных

модификаций нитрида бора превосходят по теплостойкости все материалы, применяемые для лезвийного инструмента: алмаз в 1,9 раза; быстрорежущую сталь в 2,3 раза; твердый сплав в 1,7 раза; минералокерамику в 1,2 раза.

Этот материал изотропен (одинаковая прочность в различных направлениях), обладает микротвердостью меньшей, но близкой к твердости алмаза, повышенной теплостойкостью (1300–1500 °С), высокой теплопроводностью и химической инертностью по отношению к углероду и железу. Необходимо отметить, что в со-

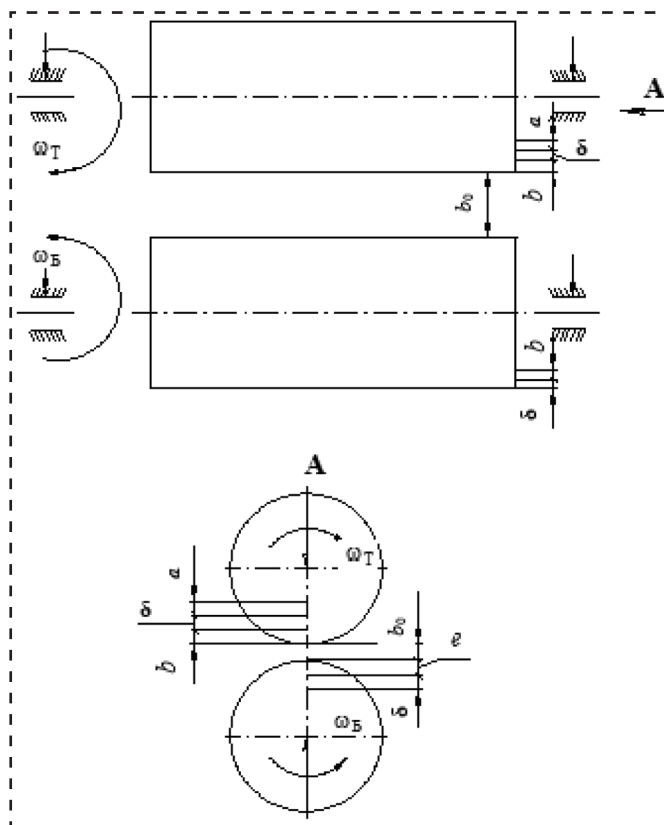


Рис. 3. Величина межвальцового зазора и факторы дестабилизирующие ее:

e — эксцентриситет; b_0 — стартовый номинальный зазор; δ — отклонение от соосности оси бочки вальца по отношению к оси посадочной поверхности вальца; a — амплитуда вынужденных колебаний подшипникового узла медленно вращающегося вальца; ω_T , ω_B — угловые скорости вращения тихоходного и быстро вращающегося вальцов соответственно

став проектируемого варианта технологии был введен токарно-винторезный станок модели МК6165 повышенной точности с гидравлическим отжимом заднего центра, что позволило повысить производительность и качество обработки валцов.

На этапе исследований по результатам математической обработки экспериментальных данных были получены квадратичные формулы с использованием аппроксимирующих ортогональных полиномов Чебышева [3, 4] вида:

$$y = \alpha_0 + \alpha_1 x + \alpha_2 x^2 + \dots + \alpha_3 x^3 + \dots + \alpha_p x^p.$$

При построении полиномов высоких степеней ошибки округления играют заметную роль, и при каждом повышении степени полинома приходится вычислять новый коэффициент и пересчитывать все остальные коэффициенты. Применение способа Чебышева позволяет значительно упростить этот процесс. Аппроксимирующий многочлен построен в виде суммы повышающих степеней, причем добавление новых слагаемых не изменяет вычисленных ранее коэффициентов, что разрешает наблюдать, как убывает остаточная дисперсия.

Исходными данными являются вектор столбца n наблюдений x и y , m степень с числом неизвестных коэффициентов $m + 1$. При этом, как правило, $m < n$. Аппроксимирующий многочлен в виде комбинации многочленов выбирается специальным образом.

$$y = \alpha_0 \varphi_0(x) + \alpha_1 \varphi_1(x) + \dots + \alpha_m \varphi_m(x),$$

где $\varphi_0(x) = 1$, $\varphi_1(x) = x + \alpha_1 \dots$, и вообще $\varphi_l(x)$ — многочлен степени l вида $\varphi_l(x) = x^l + \alpha_l^{(1)} x^{l-1} + \dots$ со старшим коэффициентом, равным единице. По принципу Лежандра находится минимум функции.

$$U = \sum_{i=1}^n \left\{ y_i - [\alpha_0 \varphi_0(x_i) + \alpha_1 \varphi_1(x_i) + \dots + \alpha_m \varphi_m(x_i)] \right\}^2.$$

Вычисление частных производных функций U по всем коэффициентам $\alpha_0, \alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_m$ дает возможность построить систему нормальных уравнений метода наименьших квадратов [5]:

$$\alpha_0 \sum [\varphi_0(x_i)]^2 + \alpha_1 \sum \varphi_0(x_i) \varphi_1(x_i) + \alpha_2 \sum \varphi_0(x_i) \varphi_2(x_i) + \dots + \alpha_m \sum \varphi_0(x_i) \varphi_m(x_i) = \sum y_i \varphi_0(x_i),$$

$$\alpha_0 \sum \varphi_0(x_i) \varphi_1(x_i) + \alpha_1 \sum [\varphi_1(x_i)]^2 + \alpha_2 \sum \varphi_1(x_i) \varphi_2(x_i) + \dots + \alpha_m \sum \varphi_1(x_i) \varphi_m(x_i) = \sum y_i \varphi_1(x_i),$$

$$\alpha_0 \sum \varphi_0(x_i) \varphi_l(x_i) + \alpha_2 \sum \varphi_1(x_i) \varphi_l(x_i) + \dots + \alpha_l \sum [\varphi_l(x_i)]^2 + \dots + \alpha_m \sum \varphi_l(x_i) \varphi_m(x_i) = \sum y_i \varphi_l(x_i),$$

$$\alpha_0 \sum \varphi_0(x_i) \varphi_m(x_i) + \alpha_1 \sum \varphi_1(x_i) \varphi_m(x_i) + \dots + \alpha_m \sum [\varphi_m(x_i)]^2 = \sum y_i \varphi_m(x_i).$$

Решение данной системы позволяет получить значения коэффициентов полинома. Многочлены $\varphi_0(x), \varphi_1(x), \dots, \varphi_m(x)$ подбираются для упрощения системы при следующих условиях:

$$\begin{aligned} \sum \varphi_l(x_i) \varphi_k(x_i) &= 0, l \neq k, \\ \sum [\varphi_l(x_i)]^2 &\neq 0, l = \overline{0, m}. \end{aligned} \tag{1}$$

При выполнении данного условия в левой части каждого из уравнений системы остается только один член. Выражение для искомых коэффициентов можно записать в следующем виде:

$$\alpha_l = \frac{\sum y_i \varphi_l(x_i)}{\sum [\varphi_l(x_i)]^2}, \text{ где } l = \overline{0, m}.$$

Теперь следует убедиться, что условия выполнимы, и найти соответствующее им выражение для ортогональных многочленов Чебышева при заданных точках x_i .

Ранее было принято $\varphi_0(x) = 1$. Из условия (1), полагая $l = 0, k = 1$ для многочлена $\varphi_1(x)$, получаем

$$\sum \varphi_1(x_i) = 0. \quad (2)$$

Так как $\varphi_1(x) = x + \alpha_1$, то $\sum (x_i + \alpha_1) = 0$.

Отсюда $\sum x_i + n\alpha_1 = 0$, или $\alpha_1 = -(1/n) \sum x_i$, где $\alpha_1 = -\bar{x}$.

Окончательно получаем: $\varphi_1(x) = x - (1/n) \sum x_i$.

Для построения многочлена $\varphi_2(x)$ необходимо положить в условиях (1) последовательность $l = 0, k = 2$ и затем $l = 1, k = 2$. В результате получаем:

$$\begin{cases} \sum \varphi_2(x_i) = 0 \\ \sum \varphi_1(x_i) \varphi_2(x_i) = 0, \end{cases} \quad (3)$$

где $\varphi_2(x)$ — многочлен второй степени со старшим коэффициентом, равным единице. Этот многочлен можно записать в виде

$$\varphi_2(x) = (x + \beta_2) \varphi_1(x) + \gamma_2 \varphi_0(x), \text{ где } \varphi_0(x) = 1.$$

Подставляя данное выражение в систему (3), получаем:

$$\begin{cases} \sum x_i \varphi_1(x_i) + \beta_2 \sum \varphi_1(x_i) + n\gamma_2 = 0 \\ \sum x_i [\varphi_1(x_i)]^2 + \beta_2 \sum [\varphi_1(x_i)]^2 + \gamma_2 \sum \varphi_1(x_i) = 0. \end{cases}$$

Учитывая выражение (2), запишем:

$$\begin{cases} \sum x_i \varphi_1(x_i) + n\gamma_2 = 0 \\ \sum x_i [\varphi_1(x_i)]^2 + \beta_2 \sum [\varphi_1(x_i)]^2 = 0. \end{cases}$$

Решая данную систему, получаем

$$\beta_2 = \frac{-\sum x_i [\varphi_1(x_i)]^2}{\sum [\varphi_1(x_i)]^2}, \quad \gamma_2 = -\frac{1}{n} \sum x_i \varphi_1(x_i),$$

где $\sum x_i \varphi_1(x_i) = \sum x_i (x_i + \alpha_1) = \sum x_i^2 + \alpha_1 \sum x_i$, $\sum [\varphi_1(x_i)]^2 = \sum (x_i + \alpha_1) \varphi_1(x_i) = \sum x_i \varphi_1(x_i)$, $\sum x_i [\varphi_1(x_i)]^2 = \sum (x_i^2 + \alpha_1 x_i) \varphi_1(x_i) = \sum x_i^3 + \alpha_1 \sum x_i^2 + \alpha_1 \sum x_i \varphi_1(x_i)$. Таким образом, построен многочлен $\varphi_0(x)$, $\varphi_1(x)$ и $\varphi_2(x)$.

Преимущество применения способа Чебышева состоит в том, что аппроксимирующий многочлен отыскивается в виде комбинации многочленов. Применение полиномов второго порядка значительно лучше предсказывает результаты опытов.

Исследования величины съема Q и шероховатости R_a в зависимости от параметров процесса обработки (частоты вращения деталей n , мин⁻¹; продолжительности обработки t_o , мин) проводились при следующих условиях. Продолжительность обработки и частота вращения деталей изменялись соответственно в диапазонах от 60 до 120 мин с шагом 1,5 мин и от 100 до 160 мин⁻¹ с шагом 12 мин⁻¹. При этом обрабатывалось шесть деталей, а полученные результаты усреднялись. Обработка результатов экспериментов производилась на основании данных, приведенных в таблицах 1 и 2. Необходимо отметить, что диапазон подачи при обработке соответствовал 0,1—0,2 мм/об.

На основании статистической обработки результатов экспериментов получены эмпирические зависимости величины

1. Экспериментальные результаты зависимости величины съема Q от линейной скорости резания V и времени обработки t_0

n , мин ⁻¹	112	124	136	148	160
V , м/мин	35	40	45	50	55
$Q \cdot 10^{-3}$, кг	127	177	217	227	257
t_0 , мин	60	75	90	105	120
Q , кг	105	175	225	285	345

2. Суммы, необходимые для вычислений (V , t)

№	x	y	xy	x^2	x^2y	x^3	x^4
1	35	127	4445	1225	155 575	42 875	1 500 625
2	40	177	7080	1600	283 200	64 000	2 560 000
3	45	217	9765	2025	439 425	91 125	4 100 625
4	50	227	11 350	2500	567 500	125 000	6 250 000
5	55	257	14 135	3025	777 425	166 375	9 150 625
Σ	225	1005	46 775	10 375	2 223 125	489 375	23 561 875
1	60	105	6300	3600	378 000	216 000	12 960 000
2	75	175	13 125	5625	984 375	421 875	31 640 625
3	90	225	20 250	8100	1 822 500	729 000	65 610 000
4	105	285	29 925	11 025	3 142 125	1 157 625	121 550 625
5	120	345	41 400	14 400	4 968 000	1 728 000	207 360 000
Σ	450	1135	111 000	42 750	11 295 000	4 252 500	439 121 250

3. Эффективные режимы обработки

Глубина резания t , мм	Подача S , мм/об	Частота вращения деталей n , мин ⁻¹	Скорость резания V , м/мин
0,6—1	0,1—0,2	100—160	35—60

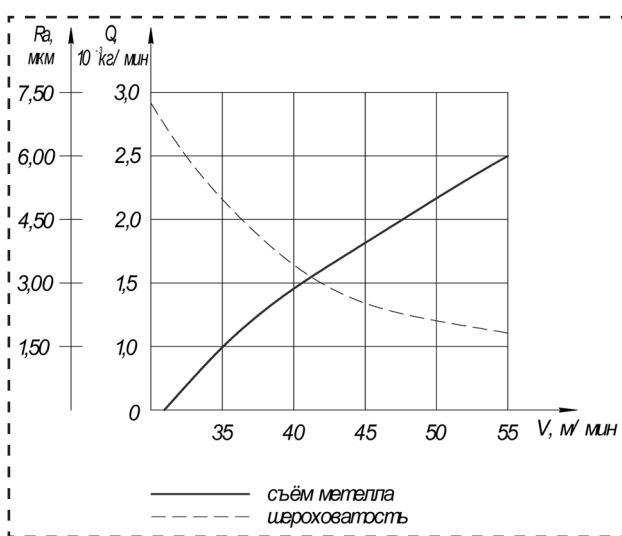


Рис. 4. Зависимость величины съема металла Q и шероховатости R_a от скорости резания V (условия обработки: $t_0 = 90$ мин, $S = 0,15$ мм/об)

съема Q и шероховатости R_a от режимных параметров процесса обработки в виде полиномов второго порядка:

$$Q = 103,48 + 1816,9V - 9798,59V^2,$$

$$R_a = 486 - 18,18V + 28,8V^2,$$

$$Q = 216,86 + 172,84t - 22,4t^2,$$

$$R_a = 498 - 2,6t + 0,676t^2,$$

где V — скорость резания, м/мин; t — глубина резания, мм.

Графические зависимости $Q = f(V)$; $R_a = f(V)$; $Q = f(t)$; $R_a = f(t)$ представлены, соответственно, на рис. 4 и 5.

При сравнении по основному времени обработки можно отметить следующее.

Вариант изготовления вальцов, применяемый на предприятии при черновой обработке: мин.

(первоначальный вариант)

$$t_{об} = \frac{L_p}{S \cdot n} \cdot i,$$

где L_p — расчетная длина обработки, мм; S — оборотная подача, мм/об; n — частота вращения шпинделя, мин⁻¹; i — число рабочих ходов.

$$t_{об} = \frac{600}{0,2 \cdot 100} \cdot 8 = 240 \text{ мин.}$$

Предлагаемый вариант:

(обработка вальцов из отбеленного чугуна)

$$t_{об} = \frac{L_p}{S \cdot n} \cdot i = \frac{600}{0,2 \cdot 160} \cdot 4 = 75 \text{ мин.}$$

Выводы

Таким образом, можно отметить, что совершенствование технологии и оборудования для обработки вальцов мукомольных машин позволяет повысить производительность при черновой обработке в 3,2 раза при соблюдении требуемой шероховатости рабочих поверхностей $R_a = 6,3$ мкм.

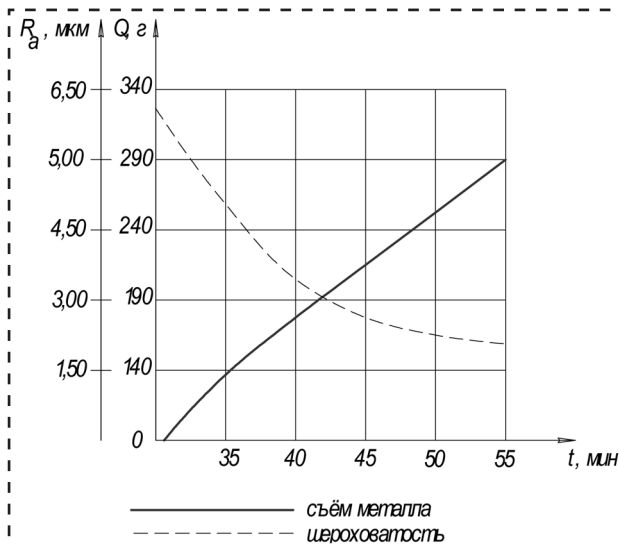


Рис. 5. Зависимость величины съема металла Q и шероховатости R_a от продолжительности обработки t (условия обработки: $V = 45$ м/мин; $S = 0,15$ мм/об)

Список литературы

1. Скрыбин В.А. Особенности технологии обработки вальцов мукомольных машин // Машиностроитель. 2003. № 9. С. 11—14.
2. Байкова И.А. Особенности технологии получения мелкодисперсных смесей // Вестник ДИТУД. 2002. № 3 (13). С. 26—29.
3. Прасолов В.В. Многочлены. М.: МЦНМО, 2003. 336 с.
4. Гарабжигу А.А., Левданский А.Э. Разработка и исследование вихревой мельницы с непрерывной проточной классификацией готового продукта // Труды БГТУ. Сер. III, Химия и технол. неорган. веществ. 2000. Вып. VIII. С. 292—305.
5. Линник Ю.В. Метод наименьших квадратов и основы теории обработки наблюдений. М.: Изд-во физ.-мат. лит., 1962. 352 с.

Исследование влияния параметров модифицирования чугунов на показатели кристаллизации с помощью термического анализа

Д.А. БОЛДЫРЕВ*, д-р техн. наук, профессор

ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет», г. Тольятти, Самарская обл., 445020, Российская Федерация

*E-mail: Denis.Boldyrev@vaz.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2023-0-5-41-48

Статья поступила в редакцию 02.08.2022

Принята после доработки 28.09.2022

Принята к публикации 07.12.2022

В работе на приборе термического анализа с использованием программы обработки данных проведен термический анализ модифицированного СЧ и ЧВГ, обработанного зарубежными и отечественными графитизирующими и сфероидизирующими модификаторами. Построены кривые охлаждения (текущие измеренные данные температуры за время кристаллизации $T - t$) и производные кривых охлаждения (скорости изменения температуры во времени за время кристаллизации $(dT/dt - t)$ в чугунолитейном производстве АО «АВТОВАЗ».

Ключевые слова: система термического анализа, модифицирование, серый чугун, чугун с вермикулярным графитом, кривая охлаждения.

В чугунолитейном производстве АО «АВТОВАЗ» проведены исследования эффективности зарубежных и отечественных графитизирующих и сфероидизирующих модификаторов для ковшевой обработки расплава чугуна (табл. 1), получаемого дуплекс-процессом «индукционная тигельная печь средней частоты—индукционная канальная печь промышленной частоты». Для оценки качества модифицирующей обработки расплава СЧ и ЧВГ использовался прибор термического анализа с программой

обработки данных. Система позволяет напрямую, по кривым охлаждения, определять отдельные температурные параметры, а затем использовать их для получения расчетным путем других температурных параметров.

Определяемые параметры

TP — пиковая температура, зарегистрированная в стаканчике в момент его заливки.

TL — температура ликвидус. Это температура начала кристаллизации жидкой фазы,

1. Исследуемые графитизирующие и вермикуляризирующие модификаторы

Модификатор	Фракция, мм	Химический состав, % (мас.)					
		Si	Ca	Ba	PЗМ	Al	Fe
Зарубежный графитизатор (№ 1)	2—6	72—78	1—2	2—3	—	≤1,5	ост.
Отечественный графитизатор (№ 2)	2—6	74—78	1—2	2—3	—	≤1,5	ост.
Зарубежный вермикуляризатор (№ 3)	4—32	44—48	1,8—2,3	—	5,5—6,5	0,4—1	ост.
Отечественный вермикуляризатор (№ 4)	1—15	44—48	1,8—2,3	—	5,5—6,5	≤1	ост.

в данном случае начало кристаллизации аустенита. Это первая «точка задержки», когда тепло, выделяемое при кристаллизации жидкого металла, компенсирует потери тепла в пробном стаканчике. Чем выше температура ликвидус, тем больше вероятность образования спаев, наплывов и усадочных дефектов в отливке. На основании показаний данного параметра производится расчет углеродного эквивалента (CEL) в жидком чугуна.

TF — температура солидус. Является точкой полного прекращения выделения свободного графита при дальнейшем снижении температуры сплава. На величину температуры солидус (TF), характер кристаллизации могут влиять легирующие элементы, их ликвиация, в том числе на ее последнюю стадию. Низкая температура солидус увеличивает риск образования межкристаллитных карбидов, отбела в высокопрочных чугунах и усадочной пористости по причине того, что содержащийся в малом количестве эвтектический графит не может компенсировать уменьшение объема системы при кристаллизации аустенита.

TE_{min} — минимальная эвтектическая температура, характеризует начало выпадения эвтектики. TE_{min} определяет необходимую степень переохлаждения системы до начала кристаллизации эвтектики, которая непосредственно связана с величиной потенциального барьера, преодолеваемого системой, и работой образования зародышей. Чем активнее работает модификатор, призванный снижать работу зародышеобразования и увеличивать количество центров кристаллизации, тем ближе TE_{min} к факти-

ческому значению эвтектической температуры. Таким образом, при минимальном значении TE_{min} степень зародышеобразования хорошая, а риск формирования первичных карбидов отсутствует. При значительном отдалении от нормируемого значения степень зародышеобразования очень низкая, существует высокий риск выделения карбидов в отливках, формируемый графит укрупняется, его количество снижается. Начиная с этого момента, эвтектическое превращение высвобождает тепло и способствует росту температуры до момента достижения верхней температуры эвтектического интервала (TE_{max}). Более высокие значения нижней температуры эвтектического интервала (TE_{min}) указывают на более благоприятные условия образования активных центров кристаллизации графитных включений, меньший риск образования междендритного распределения графита, карбидов и усадочных дефектов. В общем случае для немодифицированных расплавов, нижняя температура эвтектического интервала (TE_{min}) является наиболее критичным показателем потенциальной восприимчивости базового чугуна к последующему модифицированию. Готовность базового чугуна, степень необходимости проведения предварительной его обработки с целью повышения восприимчивости к последующему модифицированию, равно как и успешность предстоящего модифицирования, могут быть легко оценены посредством этого показателя.

TE — эвтектическая температура, при которой выпадает эвтектика и продолжается кристаллизация сплава.

$TE_{\max}$ — максимальная эвтектическая температура, характеризует выделение скрытого тепла при кристаллизации. Данный показатель имеет тенденцию оставаться постоянным за исключением случаев присутствия легирующих карбидо- или графитостабилизирующих элементов. Изменение $TE_{\max}$ является основным определяющим фактором при нахождении ΔTM (рекалесценции — нагрева за счет высвобождения энергии). После этого наблюдается стабильное снижение выделения тепла до момента полной кристаллизации металла в точке температуры солидус (TF). Количество выделяемой теплоты значительно зависит от объема сплава.

ΔTM — рекалесценция, является разницей между величинами $TE_{\max}$ и $TE_{\min}$. Она представляет собой увеличение температуры, вызванное нагревом при выпадении эвтектики. Высокое значение рекалесценции способствует формированию макро- и микроусадки. Высокий показатель рекалесценции в доэвтектических чугунах оказывает отрицательное влияние на морфологию графитных включений и указывает на склонность базового чугуна к отбелу. Эффективная предварительная обработка базового чугуна с целью повышения его восприимчивости к последующему модифицированию, равно как и само эффективное модифицирование, снижает показатель рекалесценции в доэвтектических чугунах. В заэвтектических чугунах имеет место обратный эффект ввиду большего объема первичного графита, формирующегося на данной стадии. Во многих случаях, как для серых, так и для высокопрочных заэвтектических чугунов, высокий показатель рекалесценции указывает на их высокое качество.

ΔT — разница между эталонной (справочной) температурой 1150 °C ($\pm$ температура эвтектического равновесия для идеальной кристаллизации в диаграмме состояния железо — углерод) и минимальной эвтектической температурой $TE_{\min}$.

CEL — углеродный эквивалент ликвидус. Это стандартный показатель определения углеродного эквивалента, который рассчитывается по формуле $CEL = \%C + Si/4 + P/2$ с использованием данных замеров температур ликвидус. Система не измеряет содержание фосфора в металле, поэтому углеродный эквивалент ликвидус определяется как приблизительная величина, если содержание фосфора не вводится вручную.

Эффективность модифицирования определяет процессы структурообразования и, в частности, способствует увеличению количества эвтектических зерен и дисперсности структуры, что, в свою очередь, отражается на характеристиках механических свойств. Степень переохлаждения ΔT и рекалесценция ΔTM также влияют на количество эвтектических зерен, прочность и твердость чугунов. Причем соотношение прочности и твердости может быть различно для чугунов одинакового состава в зависимости от степени переохлаждения. При небольших степенях переохлаждения и низких значениях ΔTM чугун имеет более высокие значения предела прочности при более низких значениях твердости. Такое сочетание механических свойств способствует лучшей обрабатываемости резанием чугунов.

Описание выполнения работы

Плавка 1

Ковш 1 — № 1 фр. 2—6 мм — 3,1 кг/1100 кг расплава чугуна (0,28%).

Ковш 2 — № 2 фр. 2—6 мм — 3,1 кг/1100 кг расплава чугуна (0,28%).

Ковш 3 — № 2 фр. 2—6 мм — 6 кг/1100 кг расплава чугуна (0,55%).

Плавка 2

Ковш 1 — № 1 фр. 2—6 мм — 5,1 кг/1100 кг расплава чугуна (0,46%).

Ковш 2 — № 2 фр. 2—6 мм — 5,1 кг/1100 кг расплава чугуна (0,46%).

Плавка 3

Обработано 2 ковша расплава чугуна модификаторами:

Ковш 1 — модификатор № 3 фр. 4—32 мм — 7 кг/1100 кг расплава чугуна (0,64%).

Ковш 2 — модификатор № 4 фр. 1—15 мм — 7 кг/1100 кг расплава чугуна (0,64%).

С каждого обработанного модификаторами ковша производилась заливка одинаковых порций расплава чугуна в стаканчики для построения кривой охлаждения. С целью дальнейшего изучения микроструктуры отливок и сопоставления результатов металлографического исследования с кривыми охлаждения термического анализа производили съем с конвейера 1-й и последней залитых форм. В ходе проведения опытной работы построены кривые охлаждения для 3 ковшей 1-й плавки и 2 ковшей 2-й плавки, обработанных модификаторами № 1 и 2, а также для 2 ковшей 3-й плавки, обработанных модификаторами № 3 и 4. Результаты исследований приведены в табл. 2 и на рис. 1—7.

Анализ результатов исследований

Из всех параметров TA наиболее информативными для косвенной оценки качества обработки расплава чугуна и применяемого модификатора являются TE_{min} — минимальная эвтектическая температура, ΔT — разница между эталонной (справочной) температурой 1150 °С и минимальной эвтектической температурой TE_{min} , характеризующая степень переохлаждения расплава чугуна, и ΔTM — рекалесценция, являю-

щаяся разницей между величинами TE_{max} и TE_{min} .

Плавка 1

По результатам анализа построенных кривых охлаждения плавки № 1 минимальная величина показателя TE_{min} получена для модификатора № 2 (1142,8 °С) по сравнению с модификатором № 1 (1144,8 °С) при их равном ковшевом расходе 0,28%. Величины показателей степени переохлаждения ΔT и рекалесценции ΔTM при этом имеют обратную зависимость — минимальны для модификатора № 1 (5,2 и 4,9 °С) по сравнению с модификатором № 2 (7,2 и 5,5 °С) соответственно. Дальнейшее увеличение ковшевого расхода модификатора до 0,55% (на примере модификатора № 2) позволяет повысить графитизирующий эффект (увеличить показатель TE_{min} до 1146,2 °С и снизить показатели ΔT и ΔTM до 3,8 °С и 4,0 °С соответственно).

Таким образом, выявленная взаимозависимость ключевых показателей TA — TE_{min} , ΔT и ΔTM при плавке № 1 следующая: ($\uparrow TE_{min}$; $\downarrow \Delta T$; $\downarrow \Delta TM$).

Плавка 2

По результатам анализа построенных кривых охлаждения плавки № 2 минимальная величина показателя TE_{min} также получена для модификатора № 2 (1144,0 °С) по сравнению с модификатором № 1 (1145,1 °С) при их равном, увеличенном на 2/3, ковшевом расходе 0,46%. Величина показателя степени переохлаждения ΔT , так же как и для плавки № 1, имеет обратную зависи-

2. Температурные параметры, определяемые с помощью TA

Отбор пробы	TP	TL	TE_{min}	TE	TE_{max}	ΔT	ΔTM	CEL
1	1328,0	1199,2	1144,8	1147,0	1149,7	5,2	4,9	3,78
2	1272,4	1199,8	1142,8	1144,8	1148,3	7,2	5,5	3,72
3	1297,0	1193,9	1146,2	1147,4	1150,2	3,8	4,0	3,82
4	1266,7	1198,5	1145,1	1146,9	1149,6	4,9	4,5	3,78
5	1256,3	1198,5	1144,0	1145,9	1146,6	6,0	2,6	3,78
6	1362,6	1167,5	1125,9	1136,9	1146,7	24,1	20,8	4,06
7	1374,8	1166,4	1130,2	1136,3	1146,8	19,8	16,6	4,07

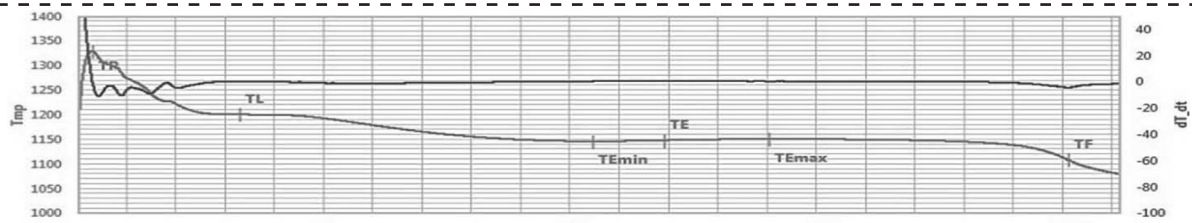


Рис. 1. Кривые охлаждения ТА с 1-го ковша 1-й плавки для модификатора № 1 в количестве 0,28%

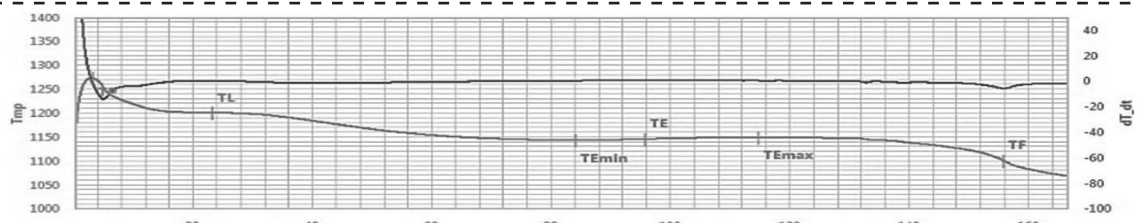


Рис. 2. Кривые охлаждения ТА со 2-го ковша 1-й плавки для модификатора № 2 в количестве 0,28%

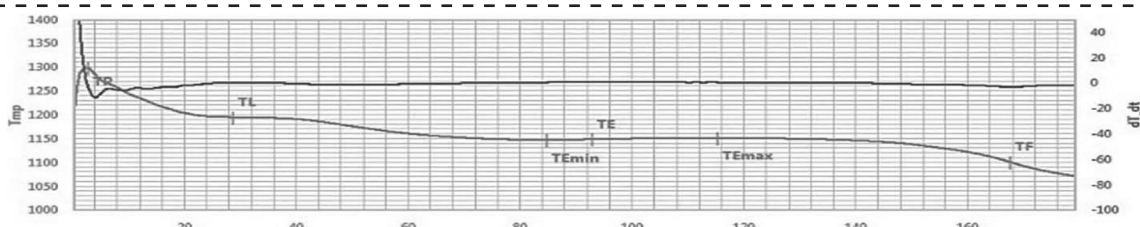


Рис. 3. Кривые охлаждения ТА с 3-го ковша 1-й плавки для модификатора № 3 в количестве 0,55%

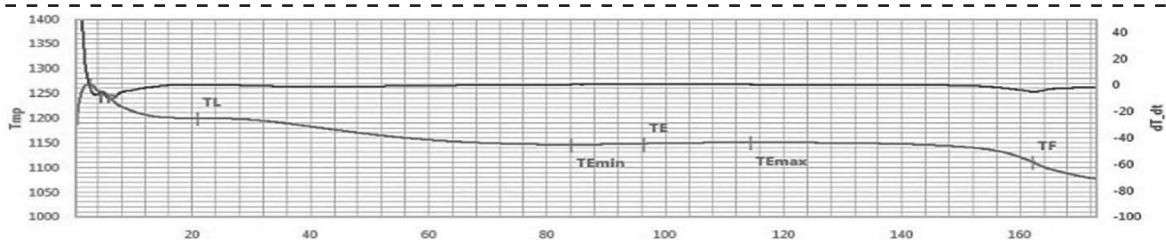


Рис. 4. Кривые охлаждения ТА с 1-го ковша 2-й плавки для модификатора № 1 в количестве 0,46%

мость — минимальна для модификатора № 1 (4,9 °C) по сравнению с модификатором № 2 (6,0 °C). Однако показатель ΔTM имеет расхождение с установленной при плавке № 1 взаимозависимостью с параметрами TE_{min} и ΔT — он выше для модификатора № 1 (4,5 °C) по сравнению с модификатором № 2 (2,6 °C) и, следовательно, он не всегда имеет корреляцию с ними.

Таким образом, выявленная взаимозависимость ключевых показателей ТА— TE_{min} ,

ΔT и ΔTM при плавке № 2 следующая: ($\uparrow TE_{min}$; $\downarrow \Delta T$; $\uparrow \Delta TM$).

Зависимости степени переохлаждения ΔT расплава чугуна от расхода графитизирующих модификаторов № 1 и 2 приведены на рис. 8.

Плавка 3

Расплав ЧВГ марки ЧВГ40, обработанный модификатором № 4 фр. 1—15 мм, имеет более высокое значение показателя TE_{min} — 1130,2 °C (для модификатора

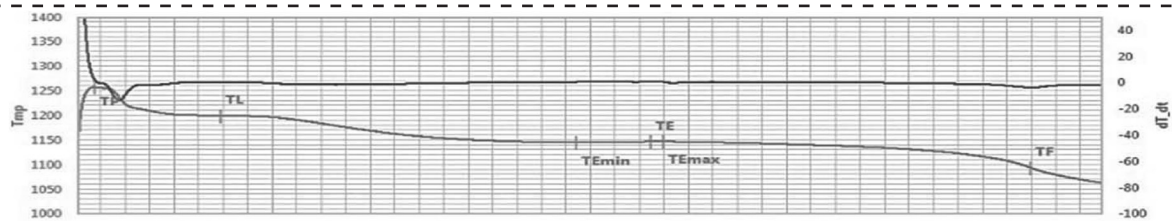


Рис. 5. Кривые охлаждения ТА со 2-го ковша 2-й плавки для модификатора № 2 в количестве 0,46%

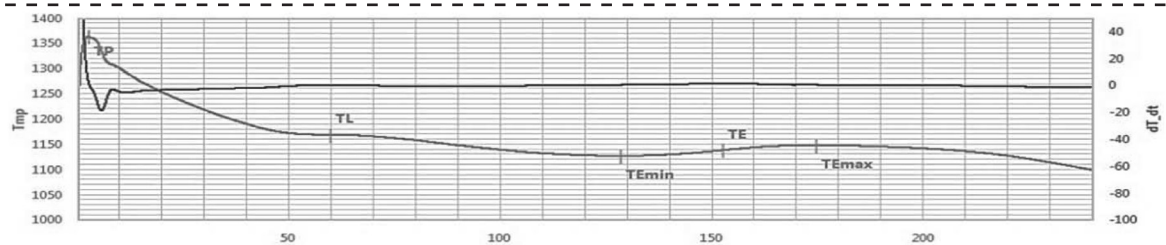


Рис. 6. Кривые охлаждения ТА с 1-го ковша 3-й плавки для модификатора № 3 в количестве 0,64%

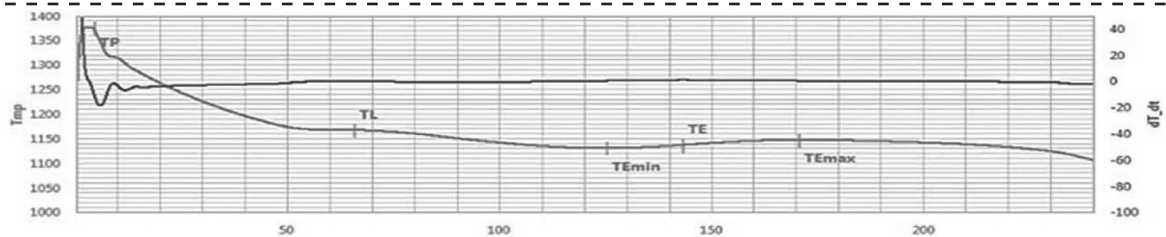


Рис. 7. Кривые охлаждения ТА со 2-го ковша 3-й плавки для модификатора № 4 в количестве 0,64%

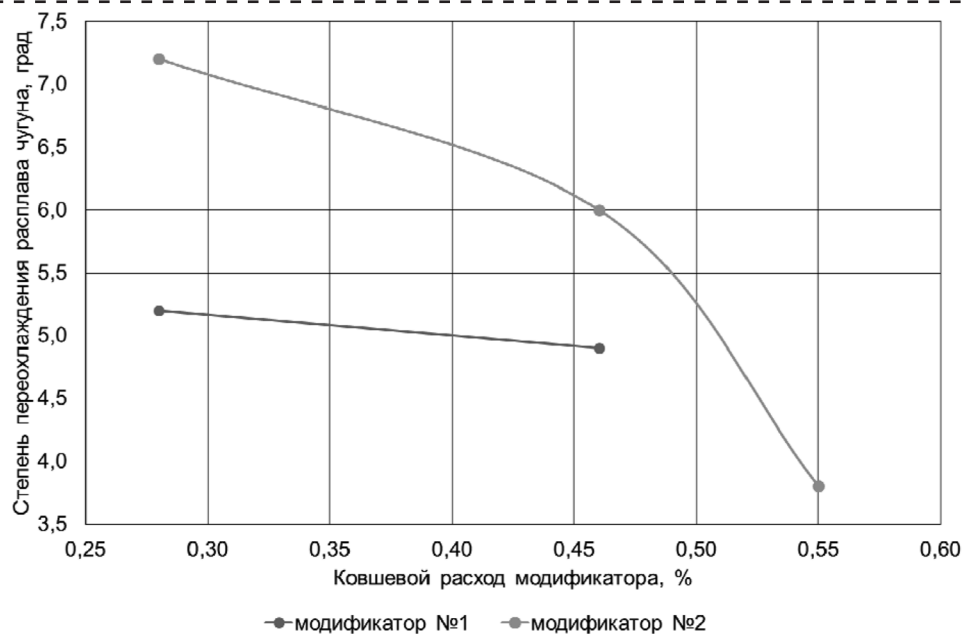


Рис. 8. Зависимости степени переохлаждения ΔT расплава чугуна от расхода графитизирующих модификаторов № 1 и 2

№ 3—1125,9 °С), а также более низкий показатель ΔTM (разница температур TE_{max} и $TE_{min} = 16,6$ °С в сравнении с модификатором № 3—20,8 °С). Показатель степени переохлаждения ΔT для модификатора № 4 (19,8 °С) меньше, чем для модификатора № 3 (24,1 °С) и согласуется с ранее установленной взаимозависимостью ключевых показателей TA — TE_{min} , ΔT и ΔTM для графитизирующего модифицирования при плавке № 1. Корреляция взаимозависимости параметров TA между плавками № 1 и 3 совпадает: ($\uparrow TE_{min}$; $\downarrow \Delta T$; $\downarrow \Delta TM$).

Результаты анализа микроструктуры образцов из отливок «вал распределительный» из ЧВГ марки ЧВГ40, обработанного обоими модификаторами, приведены на рис. 9, 10.

Следует отметить, что обе кривые охлаждения расплава (после обработки модификаторами № 3 и 4) имеют параметры TA чугуна, склонного к отбелу в тонких сечениях отливки и имеющего достаточно низкое значение параметра TE_{min} (его значение должно быть не ниже 1135 °С для получения качественной микроструктуры отливок).

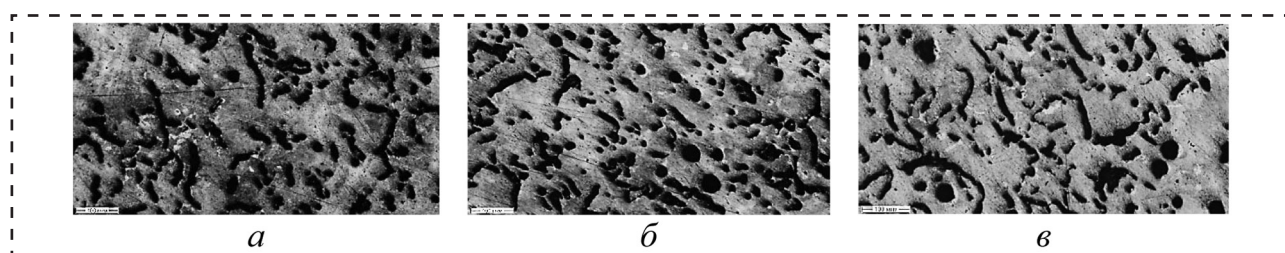


Рис. 9. Микроструктура отливки «вал распределительный» из ЧВГ марки ЧВГ40, обработанного модификатором № 3:

a — 1-й кулачок: ВГф2, 3; ШГд45 — 10%; ШГд25 — 20%; П95(Ф5); *б* — 8-й кулачок: ВГф2, 3; ШГд45 — 5%; ШГд25 — 50%; П95(Ф5); *в* — сальник: ВГф2, 3; ШГд45 — 5%; ШГд25 — 10%; П90(Ф10)

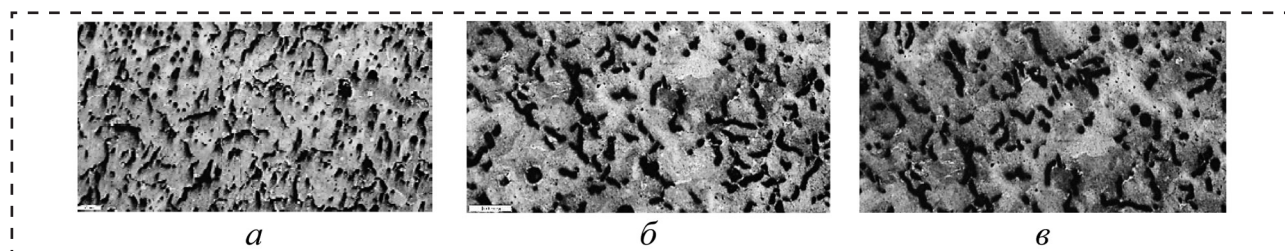


Рис. 10. Микроструктура отливки «вал распределительный» из ЧВГ марки ЧВГ40, обработанного модификатором № 4:

a — 1-й кулачок: ВГф2, 3; ШГд45 — 5%; ШГд25 — 10%; П90(Ф10); *б* — 8-й кулачок: ВГф2, 3; ШГд45 — 5%; ШГд25 — 15%; П95(Ф5); *в* — сальник: ВГф2, 3; ШГд45 — 3%; ШГд25 — 5%; П90(Ф10)

3. Рекомендуемое изменение температурных параметров кристаллизации для предотвращения дефектов литейного происхождения

Параметр	Виды литейных дефектов в отливках и рекомендуемое изменение температурных параметров для их предотвращения				
	Макроусадка	Микроусадка	Отбел	Внутренний отбел	Спаи, наплывы
TE_{min}	+	+	+		
ΔTM	—	—	—		
TL	—				—
TF		+		+	

Для достижения указанных нормируемых значений параметров необходимо проведение графитизирующей обработки анализируемого расплава чугуна, которая осуществлялась непосредственно при его заливке по формам кусковым ФС75-3 в литниковой чаше. Заливка стаканчиков ТА выполнялась непосредственно после модифицирования ФСМг с РЗМ (без последующей графитизирующей обработки). По этой причине числовые значения параметров *ТА* расплава чугуна для получения качественной отливки нетипичны при сохранении общей тенденции их взаимозависимости.

Для снижения тенденции появления возможных дефектов в отливках необходимо добиваться значений температурных параметров кристаллизации, указанных в табл. 3.

Выводы

1. Параметр рекалесценции ΔT_M может иметь рассогласование, обратную тенденцию с параметрами *ТА* обработанных графитизирующими модификаторами расплавов чугуна — минимальной эвтектической температурой T_{Emin} и степенью переохлаждения ΔT , поэтому для надежной косвенной оценки качества модифицирующей обработки расплава чугуна, а следовательно, и качества как графитизирующего, так и сфероидизирующего модификатора не-

обходимо руководствоваться, прежде всего, этими двумя параметрами.

2. Степень переохлаждения ΔT при увеличении расхода графитизирующего модификатора (степени графитизации) в целом снижается, при этом графитизирующий модификатор № 1 обеспечивает более интенсивное снижение степени переохлаждения по сравнению с графитизирующим модификатором № 2. Увеличение ковшевого расхода модификаторов (с 0,28 до 0,46%) снижает различие их влияния на величину степени переохлаждения расплава чугуна ΔT (с 2,0 до 1,1 °С).

3. Графитизирующий модификатор № 1 менее чувствителен к расходу по сравнению с графитизирующим модификатором № 2: при одинаковом увеличении расхода (в 1,64 раза — с 0,28 до 0,46%) имеет место снижение степени переохлаждения на 0,3 и 1,2 °С соответственно.

Список литературы

1. Болдырев Д.А., Жарков В.И., Пичугин А.А. Термический анализ влияния параметров модифицирования серого чугуна на показатели кристаллизации // Литейщик России. 2012. № 7. С. 15—20.
2. Токарев А.А., Бакин И.В., Бархатов А.В., Болдырев Д.А., Кулаков Б.А. Термический анализ как средство контроля процесса получения ЧВГ // XV Съезд литейщиков России: Труды Съезда. Москва. 2021. С. 133—139.
3. Токарев А.А., Бакин И.В., Бархатов А.В., Болдырев Д.А., Кулаков Б.А. Термический анализ как средство контроля процесса получения чугуна с вермикулярным графитом // Литейщик России. 2021. № 5. С. 19—25.

ООО «Наука и технологии»

Учредитель журнала ООО «Наука и технологии».

Журнал зарегистрирован в Комитете Российской Федерации по печати.

Свидетельство о регистрации № 017187 от 16 февраля 1998 г.

Оригинал-макет и электронная версия изготовлены в ООО «Сид».

Сдано в набор 14.02.23. Подписано в печать 04.04.23.

Формат 60×88 1/8. Печать цифровая. Усл. печ. л. 5,86. Уч.-изд. л. ?,??. Тираж 55 экз. «Свободная цена».

Отпечатано в ООО «Сид».

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка на ежемесячный производственный,
научно-технический и учебно-методический журнал

«Технология металлов»

на 2023 год

Журнал распространяется только по подписке

Подписная цена журнала на 2-е полугодие — **45 900** руб.

Стоимость одного номера журнала — **7650** руб., НДС не облагается

**Вы можете оформить подписку с любого номера журнала
до 25-го числа предподписного месяца**

- ➔ на сайте издательства **<http://www.nait.ru>** открыта электронная подписка на полнотекстную версию журнала с мая 2009 г.;
- ➔ **по безналичному расчету:** ООО «Наука и технологии» (ИНН 7728161750, КПП 771901001), р/с № 40702810806010000025, филиал «Центральный» Банка ВТБ (ПАО) в г. Москве, БИК 044525411, к/с № 30101810145250000411.

В графе «Назначение платежа» укажите: «Подписка на журнал «Технология металлов» на (срок)». Укажите адрес, ИНН, название организации (или Ф.И.О. получателя), телефон.

Только при подписке в редакции или по безналичному расчету подписная цена журнала включает и стоимость пересылки.

- ➔ по каталогу периодических изданий «Урал-пресс» на сайте **www.ural-press.ru**;
- ➔ **по Объединенному каталогу**, подписной индекс **29077**, а также на сайтах **www.ppressa-rf.ru** или **www.akc.ru**. В отделе продаж на сайте по e-mail: **podpiska@pressa-rf.ru** или по тел.: **8 (495) 631-62-54**.

Редакция журнала предоставляет вам возможность опубликовать свои материалы о новых научных и технических разработках и достижениях, а также об опыте организации производства.

Плата за публикацию статей с авторов, в том числе с аспирантов, не взимается.

*По вопросам формирования редакционного портфеля
обращайтесь по адресу: 105215, Москва, 9-я Парковая ул., д. 60
Тел./факс: (499) 995-45-23, тел.: (499) 995-45-22;
e-mail: admin@nait.ru, prmi79@mail.ru*

*По всем вопросам подписки, распространения и размещения рекламных материалов
обращайтесь по адресу:*

*105215, Москва, 9-я Парковая ул., д. 60
Тел./факс: (495) 223-09-10, (499) 995-45-23.
E-mail: market@nait.ru*

