

ВЕКТОР НАУКИ Тольяттинского государственного университета

Основан в 2008 г.

№ 2 (52)

2020

16+

Ежеквартальный
научный журнал

Учредитель – Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Тольяттинский государственный университет»

Главный редактор

Криштал Михаил Михайлович, д. ф.-м. н., профессор

Заместитель главного редактора по направлению «Металлургия и материаловедение»

Мерсон Дмитрий Львович, д. ф.-м. н., профессор

Заместитель главного редактора по направлению «Машиностроение и машиноведение»

Шайкин Александр Петрович, д. т. н., профессор

Заместитель главного редактора по направлению «Сварка, родственные процессы и технологии»

Ковтунов Александр Иванович, д. т. н., доцент

Редакционная коллегия:

Бочкарев Петр Юрьевич, д. т. н., профессор

Бржозовский Борис Максевич, д. т. н., профессор

Виноградов Алексей Юрьевич, к. ф.-м. н., Doctor of Sciences (Engineering), профессор

Гаврюшин Сергей Сергеевич, д. т. н., профессор

Герштейн Грегори, Doctor of Sciences (Engineering)

Глезер Александр Маркович, д. ф.-м. н., профессор

Гречников Федор Васильевич, академик РАН, д. т. н., профессор

Денисенко Александр Федорович, д. т. н., профессор

Казаков Александр Анатольевич, д. т. н., профессор

Карпов Михаил Иванович, член-корреспондент РАН, д. т. н., профессор

Кацман Александр Владимирович, к. ф.-м. н., PhD

Кудря Александр Викторович, д. т. н., профессор

Кузьмин Сергей Викторович, д. т. н., профессор

Ларишин Василий Петрович, д. т. н., профессор

Макаров Алексей Викторович, член-корреспондент РАН, д. т. н.

Максимова Светлана Васильевна, д. т. н.

Мулюков Радик Рафикович, член-корреспондент РАН, д. ф.-м. н., профессор

Наймарк Олег Борисович, д. ф.-м. н., профессор

Носов Николай Васильевич, д. т. н., профессор

Пиллинский Александр Вениаминович, к. т. н., доцент

Романов Алексей Евгеньевич, д. ф.-м. н., доцент

Рубаник Василий Васильевич, д. т. н.

Старобинский Рудольф Натанович, д. т. н., профессор

Сундер Рамасуббу, член Индийской академии наук, PhD, Dr.

Табакон Владимир Петрович, д. т. н., профессор

Худобин Леонид Викторович, д. т. н., профессор

Шшиков Владимир Александрович, д. т. н.

Эстрин Юрий Захарович, д. ф.-м. н., профессор

Входит в перечень рецензируемых научных журналов, зарегистрированных в системе «Российский индекс научного цитирования», в перечень рецензируемых научных изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени кандидата наук, на соискание ученой степени доктора наук.

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-76949 от 09 октября 2019 г.).

Компьютерная верстка:
Н.А. Никитенко

Ответственный/технический редактор:
Н.А. Никитенко

Адрес редакции: 445020, Россия, Самарская область, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14

Тел.: (8482) 54-63-64

E-mail: vektornaukitgu@yandex.ru

Сайт: <https://journal.tltsu.ru/rus/index.php/Vectorscience>

Подписано в печать 30.06.2020.

Выход в свет 13.10.2020.

Формат 60×84 1/8.

Печать цифровая.

Усл. п. л. 11,0.

Тираж 50 экз. Заказ 3-176-20.

Цена свободная.

Издательство Тольяттинского государственного университета
445020, г. Тольятти,
ул. Белорусская, 14

СВЕДЕНИЯ О ЧЛЕНАХ РЕДКОЛЛЕГИИ

Главный редактор

Кристал Михаил Михайлович, доктор физико-математических наук, профессор, ректор (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по направлению «Металлургия и материаловедение»

Мерсон Дмитрий Львович, доктор физико-математических наук, профессор, директор Научно-исследовательского института перспективных технологий (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по направлению «Машиностроение и машиноведение»

Шайкин Александр Петрович, доктор технических наук, профессор кафедры «Энергетические машины и системы управления» (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по направлению «Сварка, родственные процессы и технологии»

Ковтунов Александр Иванович, доктор технических наук, доцент, профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы» (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Редакционная коллегия:

Бочкарев Петр Юрьевич, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Техническая механика и детали машин» (Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А., Саратов, Россия).

Бржозовский Борис Максович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Проектирование технических и технологических комплексов» (Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А., Саратов, Россия).

Виноградов Алексей Юрьевич, кандидат физико-математических наук, Doctor of Engineering, профессор (Норвежский технологический университет, Тронхейм, Норвегия).

Гаврюшин Сергей Сергеевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Компьютерные системы автоматизации производства» (Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана, Москва, Россия).

Герштейн Грегори, Doctor of Engineering, заведующий лабораторией (Ганноверский университет имени Готфрида Вильгельма Лейбница, Ганновер, Германия).

Глезер Александр Маркович, доктор физико-математических наук, профессор, директор института металловедения и физики металлов имени Г.В. Курдюмова (Центральный научно-исследовательский институт имени И.П. Бардина, Москва, Россия).

Гречников Федор Васильевич, академик РАН, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой обработки металлов давлением (Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия).

Денисенко Александр Федорович, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Автоматизированные станочные и инструментальные системы» (Самарский государственный технический университет, Самара, Россия).

Казаков Александр Анатольевич, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Металлургические и литейные технологии», руководитель научно-испытательной лаборатории «Металлургическая экспертиза» (Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия).

Карпов Михаил Иванович, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией материаловедения (Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка, Россия).

Кацман Александр Владимирович, кандидат физико-математических наук, PhD, старший научный сотрудник (Технион – Израильский технологический институт, Хайфа, Израиль).

Кудря Александр Викторович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры металловедения и физики прочности (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия).

Кузьмин Сергей Викторович, доктор технических наук, профессор, первый проректор (Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия).

Ларшин Василий Петрович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры технологии машиностроения (Одесский национальный политехнический университет, Одесса, Украина).

Макаров Алексей Викторович, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, главный научный сотрудник, заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств (Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия).

Максимова Светлана Васильевна, доктор технических наук, старший научный сотрудник, заведующий отделом «Физико-химические процессы пайки» (Институт электросварки им. Е.О. Патона Национальной академии наук Украины, Киев, Украина).

Мулюков Радик Рафикович, член-корреспондент РАН, доктор физико-математических наук, профессор, директор (Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа, Россия).

Наймарк Олег Борисович, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией «Физические основы прочности» (Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук, Пермь, Россия).

Носов Николай Васильевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Технология машиностроения» (Самарский государственный технический университет, Самара, Россия).

Пилинский Александр Вениаминович, кандидат технических наук, доцент, MSME (Master of Science in Mechanical Engineering), менеджер («Реймер Металс Корпорейшн», Лос-Анджелес, США).

Романов Алексей Евгеньевич, доктор физико-математических наук, доцент, декан и профессор факультета лазерной фотоники и оптоэлектроники (Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия), главный научный сотрудник сектора теории твердого тела (Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия).

Рубаник Василий Васильевич, член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, заведующий лабораторией физики металлов (Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Республика Беларусь).

Старобинский Рудольф Натанович, доктор технических наук, профессор, научный консультант (консалтинг-бюро “Prof. Starobinski. Silencers. Consulting and Engineering”, Гамбург, Германия).

Сундер Рамасуббу, член Индийской академии наук, PhD, Dr., директор (“BISS (P) Ltd”, Бангалор, Индия).

Табаков Владимир Петрович, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Металлорежущие станки и инструменты» (Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия).

Худобин Леонид Викторович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология машиностроения» (Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия).

Шишков Владимир Александрович, доктор технических наук, начальник технического отдела (ООО «Рекар», Тольятти, Россия).

Эстрин Юрий Захарович, доктор физико-математических наук, профессор (Университет им. Монаша, Мельбурн, Австралия).

СОДЕРЖАНИЕ

Влияние температуры пластической деформации на микроструктуру и механические свойства аустенитной стали ЭК-164 Аккузин С.А., Литовченко И.Ю.....	7
Влияние термомеханической обработки на особенности деформированной микроструктуры ферритно-мартенситной стали ЭК-181 Алмаева К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А.....	15
Влияние времени выдержки в расплаве на морфологию цинкового покрытия на сталях с различным содержанием кремния Головач А.М., Дмитриева М.О., Бондарева О.С., Мельников А.А.....	23
Расчетно-теоретическое исследование характеристик течения двухфазного потока в пескоструйном аппарате Горелов Н.Д., Попов В.В., Берников В.В.....	32
Влияние механизма дисперсионного твердения на закономерности пластической деформации и разрушения ванадийсодержащей высокоазотистой аустенитной стали Михно А.С., Панченко М.Ю., Майер Г.Г., Москвина В.А., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Астафурова Е.Г.....	42
Исследование коррозии нержавеющей стали 10X17H13M2T в хлорной кислоте Остапенко Г.И., Усманов И.Р.....	51
Анализ перемещения наружного ползуна прессы двойного действия Почекуев Е.Н., Путеев П.А.	61
Расчет напряжений в полой сфере с внутренними поверхностными дефектами Седова О.С.	68
Влияние старения на микроструктуру, фазовый состав и микротвердость высокоазотистой аустенитной стали Тумбусова И.А., Майер Г.Г., Панченко М.Ю., Москвина В.А., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Астафурова Е.Г.....	74
Матрица деформации Бейна для мартенситного перехода $\beta_1 \leftrightarrow \beta_1'$ в сплаве CuAlNi и кристаллографический ресурс превращения Чернышева Т.Ю., Евард М.Е.....	82
НАШИ АВТОРЫ	90

CONTENT

The effect of plastic deformation temperature on the microstructure and mechanical properties of EK-164 austenitic steel Akkuzin S.A., Litovchenko I.Yu.....	7
The influence of thermomechanical treatment on special features of the deformed microstructure of the EK-181 ferritic-martensitic steel Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A.....	15
The influence of time of holding in a melt on the morphology of zinc coating on steels with various silicon content Golovach A.M., Dmitrieva M.O., Bondareva O.S., Melnikov A.A.....	23
Calculation-theoretical study of characteristics of the two-phase flow in a sandblasting machine Gorelov N.D., Popov V.V., Bernikov V.V.....	32
Effect of the precipitation hardening on regularities of plastic deformation and fracture mode of V-alloyed high nitrogen austenitic steel Mikhno A.S., Panchenko M.Yu., Maier G.G., Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Astafurova E.G.....	42
Investigation of AISI 316 stainless steel corrosion in perchloric acid Ostapenko G.I., Usmanov I.R.....	51
The analysis of double-action press slider movement Pocheckuev E.N., Puteev P.A.	61
Calculation of stresses in a spherical shell with internal surface defects Sedova O.S.....	68
The influence of age hardening on microstructure, phase composition, and microhardness of high-nitrogen austenitic steel Tumbusova I.A., Maier G.G., Panchenko M.Yu., Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Astafurova E.G.....	74
Bain's deformation matrix for martensitic transition $\beta_1 \leftrightarrow \beta_1'$ in CuAlNi alloy and the crystallographic resource of transformation Chernysheva T.Yu., Evard M.E.....	82
OUR AUTHORS.....	90

Влияние температуры пластической деформации на микроструктуру и механические свойства аустенитной стали ЭК-164

© 2020

Аккузин Сергей Александрович^{*1,2,3}, аспирант, младший научный сотрудник

Литовченко Игорь Юрьевич^{1,2,4}, кандидат физико-математических наук, доцент, старший научный сотрудник

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск (Россия)

²Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

*E-mail: s.a.akkuzin@gmail.com

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2078-4194>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5892-3719>

Аннотация: Хромоникелевая аустенитная сталь ЭК-164 обладает хорошей пластичностью, коррозионной стойкостью и эффективным сопротивлением радиационному набуханию по сравнению с другими сталями такого класса. В настоящее время сталь ЭК-164 применяется в качестве одного из основных материалов для изготовления оболочек тепловыделяющих элементов реакторов. Для строительства новых реакторов на быстрых нейтронах требуется усовершенствование (повышение прочности) существующих конструкционных материалов ядерной энергетики. В работе исследовано влияние температуры пластической деформации на особенности микроструктуры и механические свойства аустенитной стали ЭК-164. Предложен способ модификации микроструктуры и механических свойств аустенитной стали с использованием пластической деформации при различных температурах. Определены особенности микроструктуры и механизмы деформации, обеспечивающие повышение прочностных свойств стали в условиях прокатки. Показано, что в процессе холодной деформации $\approx 30\%$ в микроструктуре стали развивается механическое двойникование (преимущественно по двум системам). В местах пересечения микродвойников не обнаружено образование мартенситных фаз, что свидетельствует о стабильности аустенита по отношению к фазовым превращениям в процессе деформации указанной стали. Низкотемпературная деформация с предварительным охлаждением в жидком азоте $\approx 50\%$ приводит к более интенсивному двойникованию (двойники по нескольким системам) и способствует развитию локализации деформации в микродвойниковой структуре. При этом локализация деформации развивается преимущественно в местах с высокой плотностью микродвойников. В процессе теплой деформации при $600\text{ }^\circ\text{C}$, $\approx 60\%$ исходные аустенитные зерна фрагментируются с образованием субмикроструктурных пластин искривленной формы, имеющих как малоугловые, так и высокоугловые границы разориентации. Полученные в результате пластической деформации структурные состояния обеспечивают значительное ($\approx 2\text{--}5$ раз) повышение прочностных свойств стали.

Ключевые слова: аустенитная сталь; сталь ЭК-164; прокатка; холодная деформация; низкотемпературная деформация; теплая деформация; полосы локализации деформации; механическое двойникование.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 18-38-00709 мол_а. Авторы благодарят В.М. Чернова и Н.М. Митрофанову за предоставленные образцы стали ЭК-164. Исследования микроструктуры выполнены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: Аккузин С.А., Литовченко И.Ю. Влияние температуры пластической деформации на микроструктуру и механические свойства аустенитной стали ЭК-164 // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 7–14. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-7-14.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время формирование субмикро- и нанокристаллических структурных состояний в конструкционных материалах, в том числе материалах ядерной энергетики, является одним из актуальных направлений исследований [1; 2]. Материалы с такими структурными состояниями обладают уникальными, недостижимыми для крупнокристаллических аналогов, высокими прочностными и пластическими свойствами [3–5].

Одними из основных способов формирования субмикро- и нанокристаллических структурных состояний в аустенитных сталях являются методы интенсивной пластической деформации, такие как кручение под давлением на наковальнях Бриджмена, равноканальное уг-

ловое прессование, прокатка до больших (95–99 %) степеней деформации, всесторонняя ковка. Методы интенсивной пластической деформации позволяют измельчить структуру материалов до наноразмерного масштаба [6–8] и существенно повысить прочностные свойства [4; 6; 8; 9]. При этом такие методы имеют ряд ограничений: малые размеры образцов, дороговизна, применимость не на всех материалах и др. [1].

Формирование субмикро- и нанокристаллических структурных состояний в аустенитных сталях возможно за счет применения различных термомеханических обработок [10–12]. Термомеханические обработки с малыми степенями деформации ($e < 1$, где e – истинная деформация) способны приводить к измельчению структуры в аустенитных сталях до субмикроструктурного

масштаба и повышению прочностных свойств [13–15]. Таким образом, для конструкционных материалов, в том числе материалов ядерной энергетики [16], использование термомеханических обработок является экономически более востребованным, чем применение методов интенсивной пластической деформации, поскольку они могут быть реализованы не только в лабораторных масштабах, но и в промышленном производстве.

Известно, что для изготовления оболочек теплоделяющих элементов ядерных реакторов применяется аустенитная сталь ЭК-164 в холоднодеформированном состоянии [17]. В работе [15] на стали ЭК-164 было исследовано влияние термомеханической обработки, состоящей из низкотемпературной и последующей тепловой пластической деформации. В результате такой обработки были сформированы структурные состояния с высокой объемной долей микродвойников и полос локализации деформации. Указанные особенности микроструктуры стали обеспечили повышение предела текучести в ≈ 3 раза.

Ранее было изучено влияние низкотемпературной, холодной и теплой деформации на структурные превращения и изменение механических свойств аустенитных сталей [18–20]. Применение таких термомеханических обработок на аустенитной стали ЭК-164 подробно не изучалось.

Цель работы – исследование влияния температуры пластической деформации на особенности микроструктуры и механические свойства аустенитной стали ЭК-164.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала для исследований была выбрана аустенитная сталь ЭК-164 (07X16H19M2Г2БТР), химический состав которой приведен в таблице 1. Определение химического состава стали проводили с помощью рентгенофлуоресцентного спектрометра XRF-1800.

Сталь подвергали отжигу при 1100 °С 1 ч с последующей закалкой в воду. Пластическую деформацию проводили прокаткой за несколько проходов на двухвалковом стане на образцах размерами $\approx 55 \times 10 \times 10$ мм³. Были использованы 3 типа деформации: холодная, низкотемпературная и теплая. Холодную деформацию (при 20 °С) осуществляли за 1 проход со степенью деформации $\varepsilon \approx 30$ %. Низкотемпературную деформацию (с предварительным охлаждением в жидком азоте до –196 °С) выполняли за 3 прохода с общей степенью деформации $\varepsilon \approx 50$ %. Между проходами образцы выдерживали в жидком азоте. Теплую деформацию (с предва-

рительным нагревом до 600 °С) проводили за 3 прохода с общей степенью деформации $\varepsilon \approx 60$ %. Нагрев образцов в трубчатой печи с выдержкой при заданной температуре для первого прохода составлял ≈ 10 мин, для последующих ≈ 5 мин. После выхода из прокатного стана образцы охлаждали в воде. Валки прокатного стана дополнительно не охлаждались и не подогревались.

Исследования микроструктуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе Philips CM12 при ускоряющем напряжении 120 кВ. Испытания на одноосное растяжение осуществляли на универсальной вакуумной машине типа Поляни со скоростью деформации $\approx 2 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ при 20 °С.

Для механических испытаний и просвечивающей электронной микроскопии образцы готовили с помощью электроискрового станка. Тонкие фольги вырезали из сечений, перпендикулярных плоскости прокатки, а образцы в форме двойных лопаток (с длиной рабочей части 13 мм и сечением 2×1 мм²) – параллельно плоскости прокатки. Затем образцы шлифовали вручную на шлифовально-полировальном станке с использованием наждачной бумаги различной зернистости. Последующую электролитическую полировку образцов осуществляли на плоских электродах при напряжении 10–12 В в электролите, содержащем 450 мл ортофосфорной кислоты (H₃PO₄) и 50 г хромового ангидрида (CrO₃).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Микроструктура стали ЭК-164 в исходном состоянии, согласно электронно-микроскопическим исследованиям, представлена аустенитными зернами размерами ≈ 30 –40 мкм. Внутри и на границах зерен расположены наноразмерные (от 5 до 50 нм) и относительно крупные (от 50 нм до 5 мкм) частицы сложных карбидов типа MC, где М – V, Ti и Nb.

В процессе холодной деформации $\varepsilon \approx 30$ % внутри аустенитных зерен развивается механическое двойникование преимущественно по нескольким плоскостям {111}. Как можно видеть из рис. 1 а, пластины двойников двух систем пересекаются, ограничивая несдвоенные области. При этом пластины двойников одной системы испытывают сдвиги при пересечении с двойниками другой системы (рис. 1). В работе [15] подобная структура в стали ЭК-164 была получена после низкотемпературной деформации $\varepsilon \approx 20$ %.

В структуре стали ЭК-164 низкотемпературная деформация $\varepsilon \approx 50$ % приводит к формированию высокой плотности микродвойников. На рис. 2 показано, что пластины микродвойников залегают по трем плоскостям

Таблица 1. Химический состав стали ЭК-164
Table 1. Chemical composition of EK-164 steel

Сталь	Содержание химических элементов, масс. %									
	Fe	Ni	Cr	Mo	Mn	Si	Ti	Nb	V	C
ЭК-164	60,46	17,92	15,93	2,4	1,74	0,68	0,4	0,28	0,12	0,07

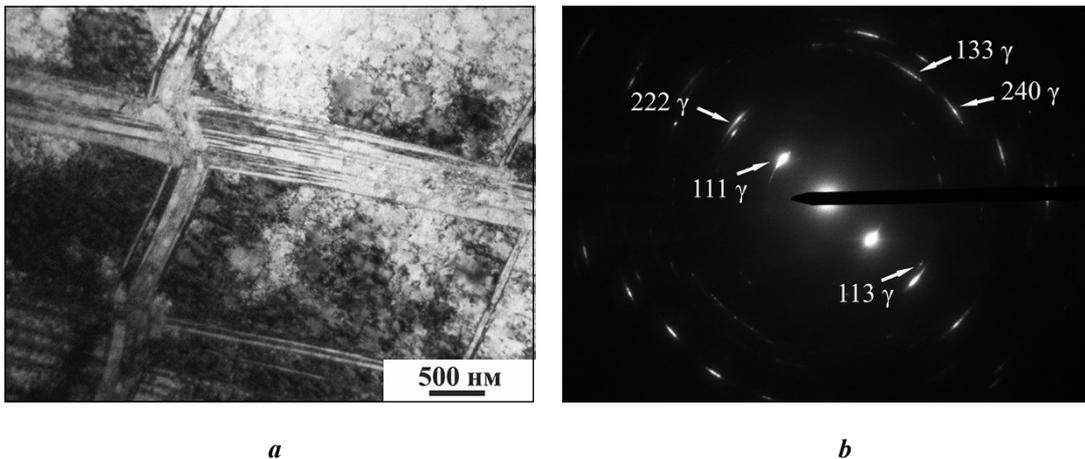


Рис. 1. Микроструктура аустенитной стали ЭК-164 после холодной деформации $\varepsilon \approx 30\%$:
a – светлоспольное изображение микродвойников;
b – соответствующая дифракционная картина.

Ось зоны матрицы близка к $[123]$, двойников – к $[123]$

Fig. 1. Microstructure of EK-164 austenitic steel after cold deformation $\varepsilon \approx 30\%$:

a – bright-field image of micro-twins;

b – corresponding diffraction pattern.

Axis of matrix zone is close to $[123]$, of twins – to $[123]$

двойникования. Наличие азимутальных разориентаций рефлексов на дифракционной картине (рис. 2 b) свидетельствует об отклонении двойников от точных двойниковых положений и формировании в такой структуре малоугловых границ.

Исследования показали, что в структуре стали с высокой плотностью двойников обнаружены полосы локализации деформации. На рис. 3 a представлена типичная полоса локализации, пересекающая микродвойниковую структуру. На дифракционной картине с области микродвойниковой структуры и полосы наблюдаются значительные азимутальные «размытия» рефлексов (рис. 3 b), свидетельствующие о множественных разориентациях в исследованном участке. Такие полосы имеют высокоугловые границы разориентации с матрицей и внутреннюю структуру из субмикро- и наноразмерных фрагментов с мало- и высокоугловыми границами разориентации [20].

Следует отметить, что полосы локализации развиваются как дополнительный механизм деформации только в том случае, когда микродвойники заполняют практически весь объем аустенитных зерен и расстояние между ними становится сравнимым с толщиной двойниковых пластин [9]. В работе [15] отмечалось, что подобные механизмы локализации развиваются при температурах деформации 20–700 °С, а при более низких температурах их развитие становится затруднительным.

В настоящей работе показано, что низкотемпературная деформация со степенью 50 % приводит к образованию полос локализации в структуре с высокой плотностью микродвойников. Таким образом, степень деформации оказывает большее влияние на развитие локализации деформации в микродвойниковой структуре, чем температура.

Исследование микроструктуры стали ЭК-164 после теплой деформации при 600 °С со степенью $\varepsilon \approx 60\%$ показало, что в процессе такой деформации исходные аустенитные зерна фрагментируются с формированием субмикроструктурных пластин (рис. 4). При этом обнаружены отдельные пластины микродвойников, которые, вероятно, образовались в процессе релаксации напряжений при закалке образца после деформации. На рис. 4 a представлены фрагменты деформированной микроструктуры – искривленные пластины размерами ≈ 200 –500 нм в ширину. Из анализа дифракционной картины (рис. 4 b) следует, что представленные пластины имеют между собой как малоугловые, так и высокоугловые границы разориентации.

Испытания на растяжение показали, что представленные выше структурные состояния, полученные в процессе пластической деформации, обеспечивают значительное повышение прочностных свойств стали относительно исходного состояния. Согласно таблице 2, после низкотемпературной деформации, при которой формируются высокая плотность микродвойников и полосы локализации деформации, достигнуты максимальные значения предела текучести ≈ 1050 МПа и предела прочности ≈ 1230 МПа. При этом относительное удлинение до разрушения значительно снижается до $\approx 4\%$.

Некоторое снижение прочностных свойств стали в случае холодной деформации по сравнению с низкотемпературной деформацией (таблица 2) связано с меньшей плотностью высокоугловых (в том числе двойниковых) границ. Поскольку плотность микродвойников после низкотемпературной деформации выше, то скольжение дислокаций в такой структуре становится затруднительным, что отражается на снижении значений пластичности стали.

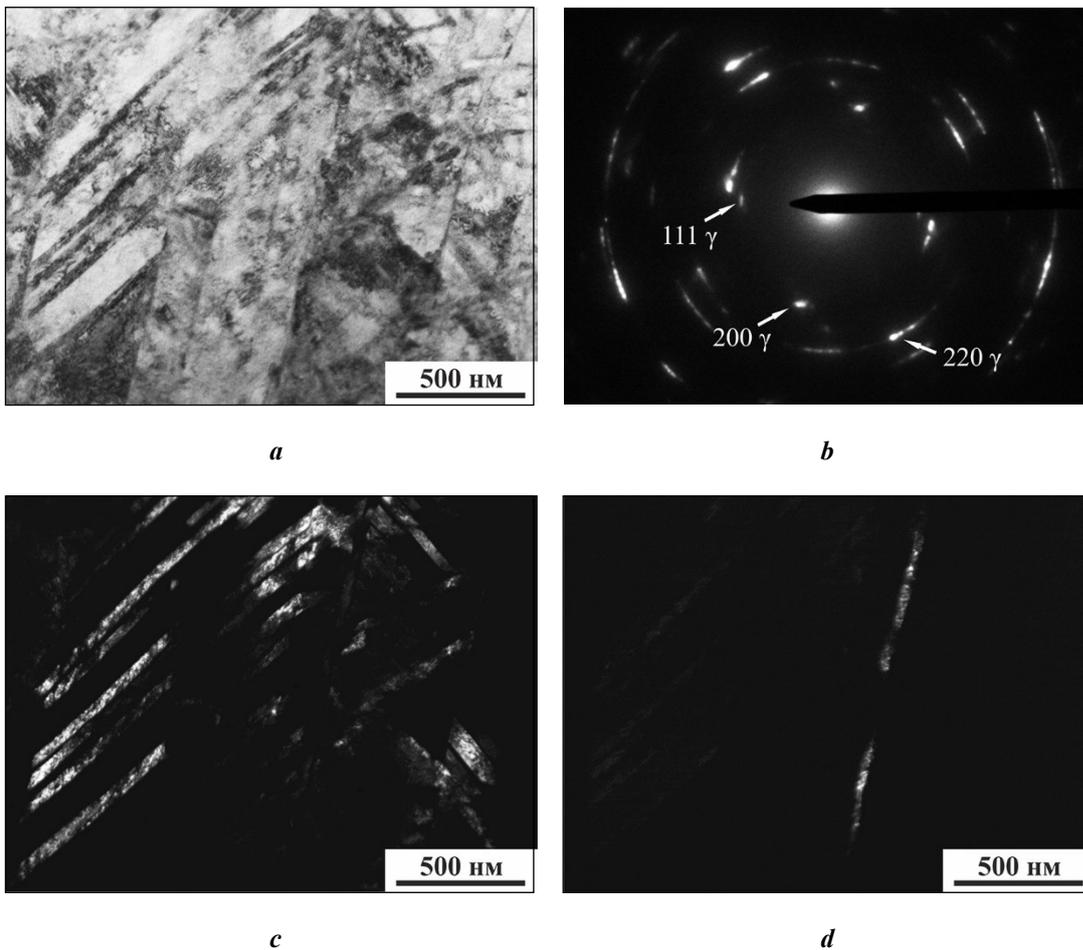


Рис. 2. Микроструктура аустенитной стали ЭК-164 после низкотемпературной деформации $\epsilon \approx 50\%$:

- a* – светлопольное изображение микродвойников;
- b* – соответствующая дифракционная картина;
- c* – темнопольное изображение двойников в рефлексе $\langle 200 \rangle_{\gamma}$;
- d* – темнопольное изображение двойника в рефлексе $\langle 111 \rangle_{\gamma}$

Fig. 2. Microstructure of EK-164 austenitic steel after low-temperature deformation $\epsilon \approx 50\%$:

- a* – bright-field image of micro-twins;
- b* – corresponding diffraction pattern;
- c* – dark-field image of micro-twins in reflection $\langle 200 \rangle_{\gamma}$;
- d* – dark-field image of a micro-twin in reflection $\langle 111 \rangle_{\gamma}$

Фрагментированная структура, полученная в процессе теплой деформации, обеспечивает повышение предела текучести до ≈ 730 МПа и предела прочности до ≈ 810 МПа при относительном удлинении 6,9 %. Следует отметить, что, несмотря на высокую (60 %) степень деформации, прочностные свойства стали после теплой деформации ниже, чем после холодной или низкотемпературной деформации (таблица 2). Это связано с преобладающими механизмами деформации. При низкотемпературной и холодной деформации таким механизмом является механическое двойникование, при теплой деформации – дислокационные (дислокационно-дисклинационные) механизмы фрагментации [9].

Доля большеугловых границ в микродвойниковой структуре в несколько раз выше, чем во фрагментированной структуре. Поскольку именно большеугловые границы наиболее устойчивы по отношению к пластической деформации и оказывают ей большее сопротив-

ление, чем малоугловые, то более высокие прочностные свойства способны обеспечить структуры с высокой плотностью микродвойников, чем микроструктуры с субмикроструктурными фрагментированными пластинками.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Холодная и низкотемпературная деформация стали приводят к развитию механического двойникования. При этом двойникование при более низкой температуре происходит более интенсивно. Повышение степени низкотемпературной деформации до 50 % способствует увеличению плотности микродвойников и образованию полос локализации деформации. Такие структурные состояния обеспечивают высокий уровень прочностных свойств – предел текучести $\sigma_{0,2} > 1000$ МПа, что в ≈ 5 раз выше исходных значений.

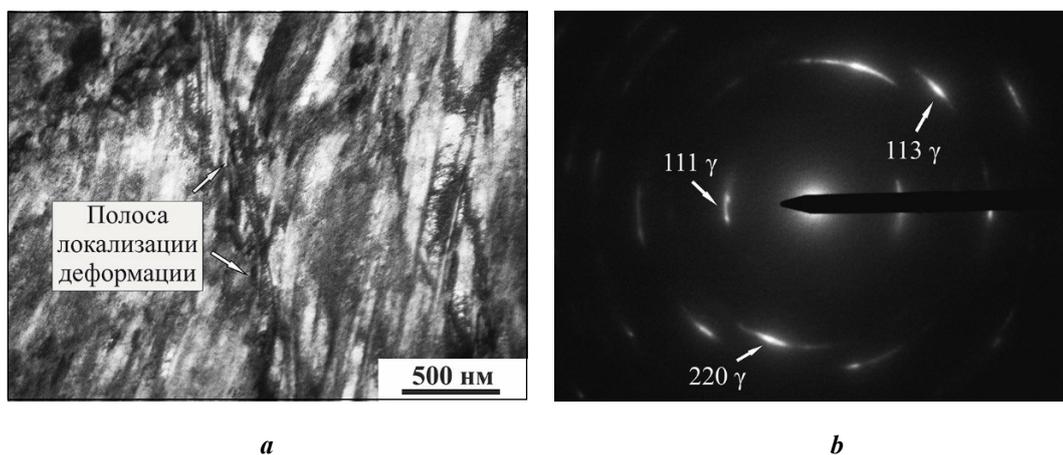


Рис. 3. Микроструктура аустенитной стали ЭК-164 после низкотемпературной деформации $\epsilon \approx 50\%$:
a – светлопольное изображение полосы локализации деформации;
b – соответствующая дифракционная картина

Fig. 3. Microstructure of EK-164 austenitic steel after low-temperature deformation $\epsilon \approx 50\%$:
a – bright-field image of a localized deformation band;
b – corresponding diffraction pattern

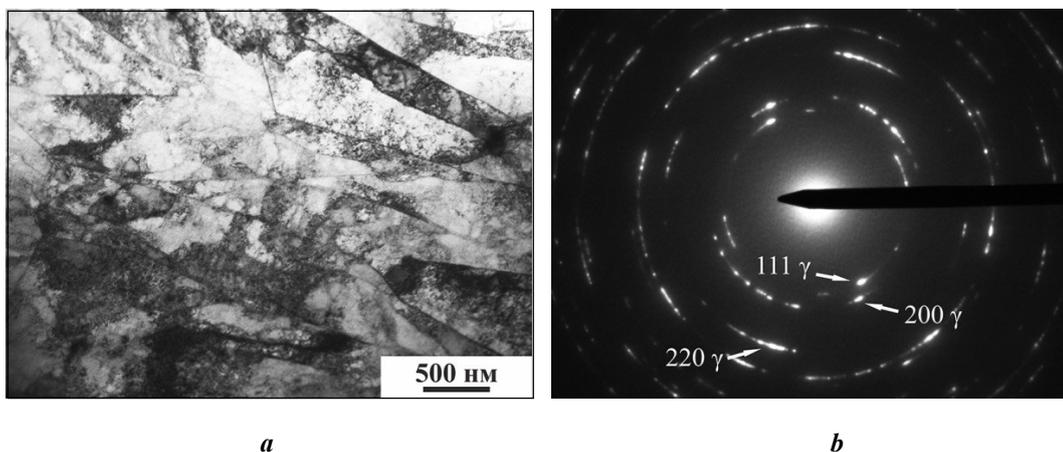


Рис. 4. Микроструктура аустенитной стали ЭК-164 после теплой деформации $\epsilon \approx 60\%$:
a – светлопольное изображение фрагментации;
b – соответствующая дифракционная картина

Fig. 4. Microstructure of EK-164 austenitic steel after warm deformation $\epsilon \approx 60\%$:
a – bright-field image of a fragmentation;
b – corresponding diffraction pattern

Таблица 2. Механические свойства аустенитной стали ЭК-164 после пластической деформации при различных температурах
Table 2. Mechanical properties of EK-164 austenitic steel after plastic deformation at different temperatures

Режим обработки	Механические свойства		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Исходное состояние	199–205	536–546	49,3–49,9
Холодная деформация при 20 °С, $\epsilon \approx 30\%$	724–750	869–938	7,2–7,4
Низкотемпературная деформация, $\epsilon \approx 50\%$	1009–1050	1215–1233	4–4,2
Теплая деформация при 600 °С, $\epsilon \approx 60\%$	680–734	804–812	6,5–6,9

Теплая деформация при 600 °С приводит к фрагментации структуры стали на пластины субмикроструктурного масштаба. Эта структура не содержит микродвойников и обеспечивает повышенные значения предела текучести $\sigma_{0,2} \approx 730$ МПа при удовлетворительной (до 6,9 %) пластичности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Sabirov I., Enikeev N.A., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z. Bulk nanostructured materials with multifunctional properties. Luxembourg: Springer, 2015. 118 p.
- Krawczynska A.T., Suchecki P., Adamczyk-Cieslak B., Romelczyk-Baishya B., Lewandowska M. Influence of high hydrostatic pressure annealing on the recrystallization of nanostructured austenitic stainless steel // *Materials Science and Engineering A*. 2019. Vol. 767. P. 138381.
- Dobatkin S.V., Rybalchenko O.V., Enikeev N.A., Tokar A.A., Abramova M.M. Formation of fully austenitic ultrafine-grained high strength state in metastable Cr–Ni–Ti stainless steel by severe plastic deformation // *Materials Letters*. 2016. Vol. 166. P. 276–279.
- Odnobokova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Grain refinement and strengthening of austenitic stainless steels during large strain cold rolling // *Philosophical Magazine*. 2019. Vol. 99. P. 531–556.
- Shen Y.F., Jia N., Wang Y.D., Sun X., Zuo L., Raabe D. Suppression of twinning and phase transformation in an ultrafine grained 2 GPa strong metastable austenitic steel: Experiment and simulation // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 97. P. 305–315.
- Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Смирнов А.И., Багаев В.А., Найденкин Е.В., Одесский П.Д., Добаткин С.В. Эволюция зеренно-субзеренной структуры и карбидной подсистемы при отжиге малоуглеродистой низколегированной стали, подвергнутой кручению под высоким давлением // *Физика металлов и металловедение*. 2016. Т. 117. № 11. С. 1140–1150.
- Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Аккузин С.А., Найден Е.П., Корзников А.В. Особенности мартенситных превращений и эволюция дефектной микроструктуры метастабильной аустенитной стали в процессе интенсивной пластической деформации кручением под давлением // *Физика металлов и металловедение*. 2016. Т. 117. № 8. С. 875–884.
- Levina A.V., Mal'tseva L.A., Arkhangel'skaya A.A., Loginov Yu.N., Ozerets N.N., Mal'tseva T.V. Effect of shear deformation at high pressure on austenitic-ferritic steel $O_3Kh_{13}N_{10}K_5M_2Yu_2T$ structure and properties // *Metal Science and Heat Treatment*. 2015. Vol. 57. № 5-6. P. 320–328.
- Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
- Misra R.D.K., Zhang Z., Venkatasurya P.K.C., Somani M.C., Karjalainen L.P. Martensite shear phase reversion-induced nanograined/ultrafine-grained Fe–16Cr–10Ni alloy: The effect of interstitial alloying elements and degree of austenite stability on phase reversion // *Materials Science and Engineering A*. 2010. Vol. 527. P. 7779–7792.
- Li J., Cao Y., Gao B., Li Y., Zhu Y. Superior strength and ductility of 316L stainless steel with heterogeneous lamella structure // *Journal of Materials Science*. 2018. Vol. 53. P. 10442–10456.
- Gong N., Wu H., Niu G., Cao J., Zhang D., Tana. Effect of martensitic transformation on nano/ultrafine-grained structure in 304 austenitic stainless steel // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2017. Vol. 24. № 12. P. 1231–1237.
- Rajasekhara S., Karjalainen L.P., Kyröläinen A., Ferreira P.J. Microstructure evolution in nano/submicron grained AISI 301LN stainless steel // *Materials Science and Engineering A*. 2010. Vol. 527. № 7-8. P. 1986–1996.
- Ravi Kumar B., Sharma S., Kashyap B.P., Prabhu N. Ultrafine grained microstructure tailoring in austenitic stainless steel // *Materials and Design*. 2015. Vol. 68. P. 63–71.
- Аккузин С.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Чернов В.М. Микроструктура и механические свойства аустенитной стали ЭК-164 после термомеханических обработок // *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2019. Т. 62. № 4. С. 125–130.
- Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Смирнов И.В., Гриняев К.В., Чернов В.М. Термическая стабильность наноструктурных состояний во внутренне окисленном ванадиевом сплаве с совместным дисперсным и субструктурным упрочнением // *Физическая мезомеханика*. 2018. Т. 21. № 4. С. 70–78.
- Портных И.А., Козлов А.В., Панченко В.Л., Митрофанова Н.М. Характеристики радиационной пористости, сформировавшейся при облучении в реакторе БН-600 в материале оболочек из стали ЭК164 (06X16H20M2Г2БТФР)-ИД Х.Д. // *Физика металлов и металловедение*. 2012. Т. 113. № 5. С. 549–560.
- Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полежаева Н.А., Тюменцев А.Н., Найден Е.П. Особенности микроструктуры и механические свойства метастабильной аустенитной стали после низкотемпературной и последующей теплой деформации // *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2016. Т. 59. № 6. С. 25–29.
- Wang T.S., Peng J.G., Gao Y.W., Zhang F.C., Jing T.F. Microstructure of 1Cr18Ni9Ti stainless steel by cryogenic compression deformation and annealing // *Materials Science and Engineering A*. 2005. Vol. 407. № 1-2. P. 84–88.
- Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Шевченко Н.В., Корзников А.В. Эволюция структурно-фазовых состояний при больших пластических деформациях аустенитной стали 17Cr–14Ni–2Mo // *Физика металлов и металловедение*. 2011. Т. 112. № 4. С. 436–448.

REFERENCES

- Sabirov I., Enikeev N.A., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z. *Bulk nanostructured materials with multifunctional properties*. Luxembourg, Springer, 2015. 118 p.
- Krawczynska A.T., Suchecki P., Adamczyk-Cieslak B., Romelczyk-Baishya B., Lewandowska M. Influence of high hydrostatic pressure annealing on the recrystallization of nanostructured austenitic stainless steel. *Materi-*

- als Science and Engineering A*, 2019, vol. 767, p. 138381.
3. Dobatkin S.V., Rybalchenko O.V., Enikeev N.A., Tokar A.A., Abramova M.M. Formation of fully austenitic ultrafine-grained high strength state in metastable Cr–Ni–Ti stainless steel by severe plastic deformation. *Materials Letters*, 2016, vol. 166, pp. 276–279.
 4. Odnobokova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Grain refinement and strengthening of austenitic stainless steels during large strain cold rolling. *Philosophical Magazine*, 2019, vol. 99, pp. 531–556.
 5. Shen Y.F., Jia N., Wang Y.D., Sun X., Zuo L., Raabe D. Suppression of twinning and phase transformation in an ultrafine grained 2 GPa strong metastable austenitic steel: Experiment and simulation. *Acta Materialia*, 2015, vol. 97, pp. 305–315.
 6. Maier G.G., Astafurova E.G., Melnikov E.V., Mydenkin E.V., Smirnov A.I., Bataev V.A., Odessky P.D., Dobatkin S.V. Evolution of grain-subgrain structure and carbide subsystem upon annealing of a low-carbon low-alloy steel subjected to high-pressure torsion. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 11, pp. 1101–1110.
 7. Litovchenko I.Y., Tyumentsev A.N., Akkuzin S.A., Naiden E.P., Korznikov A.V. Martensitic transformations and the evolution of the defect microstructure of metastable austenitic steel during severe plastic deformation by high-pressure torsion. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 8, pp. 875–884.
 8. Levina A.V., Mal'tseva L.A., Arkhangel'skaya A.A., Loginov Yu.N., Ozerets N.N., Mal'tseva T.V. Effect of shear deformation at high pressure on austenitic-ferritic steel $0_3\text{Kh}_{13}\text{N}_{10}\text{K}_5\text{M}_2\text{Yu}_2\text{T}$ structure and properties. *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, vol. 57, no. 5-6, pp. 320–328.
 9. Rybin V.V. *Bolshie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov* [Large plastic deformation and destruction of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 224 c.
 10. Misra R.D.K., Zhang Z., Venkatasurya P.K.C., Somani M.C., Karjalainen L.P. Martensite shear phase reversion-induced nanograined/ultrafine-grained Fe–16Cr–10Ni alloy: The effect of interstitial alloying elements and degree of austenite stability on phase reversion. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, pp. 7779–7792.
 11. Li J., Cao Y., Gao B., Li Y., Zhu Y. Superior strength and ductility of 316L stainless steel with heterogeneous lamella structure. *Journal of Materials Science*, 2018, vol. 53, pp. 10442–10456.
 12. Gong N., Wu H., Niu G., Cao J., Zhang D., Tana. Effect of martensitic transformation on nano/ultrafine-grained structure in 304 austenitic stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2017, vol. 24, no. 12, pp. 1231–1237.
 13. Rajasekhara S., Karjalainen L.P., Kyröläinen A., Ferreira P.J. Microstructure evolution in nano/submicron grained AISI 301LN stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, no. 7-8, pp. 1986–1996.
 14. Ravi Kumar B., Sharma S., Kashyap B.P., Prabhu N. Ultrafine grained microstructure tailoring in austenitic stainless steel. *Materials and Design*, 2015, vol. 68, pp. 63–71.
 15. Akkuzin S.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Chernov V.M. Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Steel EK-164 After Thermomechanical Treatment. *Russian Physics Journal*, 2019, vol. 62, no. 4, pp. 698–704.
 16. Ditenberg I.A., Tyumentsev A.N., Smirnov I.V., Grinyaev K.V., Chernov V.M. Thermal stability of nanostructured internally oxidized vanadium alloy with combined dispersion and substructural hardening. *Physical Mesomechanics*, 2019, vol. 22, no. 6, pp. 496–503.
 17. Portnykh I.A., Kozlov A.V., Panchenko V.L., Mitrofanova N.M. Characteristics of radiation porosity formed upon irradiation in a BN-600 reactor in the fuel-element cans of cold-deformed steel EK-164 (06Kh16N20M2G2BTFR)-ID c.d. *The Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, no. 5, pp. 520–531.
 18. Litovchenko I.V., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N., Naiden E.P., Akkuzin S.A. The Features of Microstructure and Mechanical Properties of Metastable Austenitic Steel Subjected to Low-Temperature and Subsequent Warm Deformation. *Russian Physics Journal*, 2016, vol. 59, no. 6, pp. 782–787.
 19. Wang T.S., Peng J.G., Gao Y.W., Zhang F.C., Jing T.F. Microstructure of 1Cr18Ni9Ti stainless steel by cryogenic compression deformation and annealing. *Materials Science and Engineering A*, 2005, vol. 407, no. 1-2, pp. 84–88.
 20. Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Shevchenko N.V., Korznikov A.V. Evolution of structural and phase states at large plastic deformations of an austenitic steel 17Cr–14Ni–2Mo. *The Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 112, no. 4, pp. 412–423.

The effect of plastic deformation temperature on the microstructure and mechanical properties of EK-164 austenitic steel

© 2020

Sergey A. Akkuzin^{1,2,3}, postgraduate student, junior researcherIgor Yu. Litovchenko^{1,2,4}, PhD (Physics and Mathematics), Associate Professor, senior researcher¹National Research Tomsk State University, Tomsk (Russia)²Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)

*E-mail: s.a.akkuzin@gmail.com

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2078-4194>⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5892-3719>

Abstract: Chromium-nickel austenitic EK-164 steel has good ductility, corrosion resistance, and effective resistance to radiation swelling in comparison with other steels of this class. Currently, due to these properties, EK-164 steel is used as one of the main materials for the production of shells of fuel elements of reactors. The construction of new fast-neutron reactors (BN-1200, etc.) requires the improvement (strength improvement) of existing nuclear power engineering materials. The paper studies the effect of plastic deformation temperature on the features of microstructure and mechanical properties of EK-164 austenitic steel. The authors proposed the technique of modification of microstructure and mechanical properties of austenitic steel using plastic deformation at various temperatures, determined the features of microstructure and mechanisms of deformation ensuring the improvement of strength properties of steel under the rolling. The study showed that during cold deformation $\varepsilon \approx 30\%$, mechanical twinning (mainly by two systems) develops in the steel microstructure. The authors did not identify the formation of martensite phases in the twins' intersections that proves the stability of austenite against the phase transformations in the process of deformation of the selected steel. Low-temperature deformation with pre-cooling in liquid nitrogen $\varepsilon \approx 50\%$ leads to more intense twinning (twins by several systems) and contributes to the development of localized deformation in the micro-twin structure. In this case, the localized deformation develops mainly in places with a high density of micro-twins. In the process of warm deformation at $600\text{ }^\circ\text{C}$, $\varepsilon \approx 60\%$, the original austenite grains are fragmented with the formation of the distorted submicrocrystalline plates, which have both the low-angle and large-angle boundaries of disorientation. The structural states obtained as a result of plastic deformation provide a significant ($\approx 2\text{--}5$ times) increase in the strength properties of steel.

Keywords: austenitic steel; EK-164 steel; rolling; cold deformation; low-temperature deformation; warm deformation; localized deformation bands; mechanical twinning.

Acknowledgements: This work was financially supported by the Russian Foundation for Basic Research, Project No. 18-38-00709 mol_a. The authors express gratitude to V.M. Chernov and N.M. Mitrofanova for the provided samples of EK-164 steel. The research was carried out on the equipment of Tomsk Core-Facilities Center of Materials Science of TSU.

The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Akkuzin S.A., Litovchenko I.Yu. The effect of plastic deformation temperature on the microstructure and mechanical properties of EK-164 austenitic steel. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 7–14. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-7-14.

Влияние термомеханической обработки на особенности деформированной микроструктуры ферритно-мартенситной стали ЭК-181

© 2020

Алмаева Ксения Викторовна*^{1,3}, аспирант

Литовченко Игорь Юрьевич^{1,2,4}, кандидат физико-математических наук, доцент, доцент кафедры физики металлов, старший научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений

Полехина Надежда Александровна^{2,5}, кандидат физико-математических наук, инженер

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск (Россия)

²Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

*E-mail: kseni_ya_almaeva@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9181-4362>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5892-3719>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9076-5469>

Аннотация: Ферритно-мартенситные стали с содержанием хрома 9–12 % в настоящее время рассматриваются как перспективные конструкционные материалы для ядерной энергетики. Интерес к сталям такого класса обусловлен их более высокой стойкостью к радиационному распуханию по сравнению с используемыми в действующих реакторах деления аустенитными сталями. Рабочий температурный диапазон ферритно-мартенситных сталей снизу ограничен их склонностью к низкотемпературному охрупчиванию при радиационных воздействиях, а сверху – уровнем длительной прочности. В работе изучены особенности микроструктуры 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 вблизи области шейки образцов, деформированных растяжением при $T=20$ °С и в интервале температур, близких к рабочим температурам ядерного реактора ($T=650$ и $T=720$ °С). Было проведено сравнительное исследование материалов, подвергнутых двум методам обработки: традиционной и высокотемпературной термомеханической. Показано, что пластическая деформация при $T=20$ °С после двух обработок качественно подобна и приводит к искривлению и фрагментации мартенситных ламелей, а также образованию новых малоугловых границ. Деформация вблизи интервала рабочих температур ($T=650$ и $T=720$ °С) способствует развитию процессов динамической полигонизации, рекристаллизации, увеличению плотности и размеров карбидных частиц. После высокотемпературной термомеханической обработки указанные процессы идут менее интенсивно по сравнению с состоянием после традиционной термической обработки. Сталь ЭК-181 после высокотемпературной термомеханической обработки имеет повышенный уровень прочности и оказывает более высокое сопротивление пластической деформации по сравнению с состоянием после традиционной обработки. Это связано с высокой плотностью наноразмерных частиц карбонитрида ванадия V(C, N) и повышенной плотностью дислокаций после высокотемпературной термомеханической обработки.

Ключевые слова: ферритно-мартенситная сталь; сталь ЭК-181; высокотемпературная термомеханическая обработка; предел прочности; предел текучести; относительное удлинение до разрушения; деформированная микроструктура.

Благодарности: Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, направление исследований III.23. Авторы благодарят В.М. Чернова и М.В. Леонтьеву-Смирнову за предоставление образцов стали ЭК-181. Исследования микроструктуры выполнены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: Алмаева К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А. Влияние термомеханической обработки на особенности деформированной микроструктуры ферритно-мартенситной стали ЭК-181 // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 15–22. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-15-22.

ВВЕДЕНИЕ

Благодаря достигнутому комплексу физико-механических и технологических свойств в настоящее время в качестве приоритетных конструкционных материалов для использования в активных зонах и внутрикорпусных устройствах ядерных и термоядерных реакторов нового поколения рассматриваются жаропрочные 9–12%-ные хромистые ферритно-мартенситные стали. Важными преимуществами 12%-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей, по сравнению с 9%-ными, являются, во-первых, их повышенная стойкость к коррозии, во-вторых, более высокие значения механиче-

ских свойств (кратковременной и длительной прочности) при высоких температурах [1–3]. Согласно [4], при рабочих температурах выше 600 °С содержание хрома необходимо увеличить до 11–12 % для защиты от коррозии.

Ферритно-мартенситные стали обладают более высоким коэффициентом теплопроводности и более низким коэффициентом термического расширения, по сравнению с используемыми в действующих реакторах аустенитными сталями [5]. Одна из главных проблем при исследовании сталей такого класса состоит в следующем: рабочий температурный диапазон этих сталей снизу ограничен их склонностью к низкотемпературному

охрупчиванию (хладноломкости) при радиационных воздействиях, а сверху – уровнем длительной прочности (жаропрочности) [6; 7]. С целью расширения интервала рабочих температур этих сталей необходимо повысить их высокотемпературную прочность при сохранении необходимого запаса низкотемпературной пластичности [8–10]. Такие задачи решаются с помощью модификации микроструктуры путем термических и термомеханических обработок [11; 12]. Многие работы зарубежных и российских авторов посвящены изучению особенностей микроструктуры и механических свойств ферритно-мартенситных сталей после традиционной термической обработки, модернизации этой обработки, изучению физико-механических и радиационных свойств этих материалов. В работе [13] исследованы образцы ферритно-мартенситной стали после традиционной обработки при активном растяжении в интервале температуры от -196 до 720 °С. Показано, что высокая плотность наночастиц ГЦК-карбонитрида ванадия является важной особенностью микроструктуры после такой термообработки; выделены характерные интервалы, которые определяют закономерности изменения пластичности и характера разрушения ферритно-мартенситной стали [13].

Показаны возможности модификации микроструктуры ферритно-мартенситных сталей с помощью высокотемпературных термомеханических обработок [14–16], включающих пластическую деформацию в аустенитной области. При этом в работах [6; 7] утверждается, что высокотемпературная термомеханическая обработка приводит к повышению эффективности дисперсного и субструктурного упрочнения за счет увеличения плотности дислокаций и объемной доли наноразмерных частиц карбидных (карбонитридных) фаз. Указанная модификация микроструктуры обеспечивает повышение прочностных свойств ферритно-мартенситных сталей. К настоящему времени особенности пластической деформации этих сталей при различных, в том числе близких к рабочим, температурах ($T \approx 600$ – 650 °С) остаются недостаточно исследованными.

Цель работы – исследование особенностей деформированной микроструктуры ферритно-мартенситной стали ЭК-181 в структурных состояниях после традиционной термической и высокотемпературной термомеханической обработок после механических растяжений при комнатной температуре и температурах, близких к рабочим (650 и 720 °С).

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала для исследования была выбрана жаропрочная малоактивируемая 12%-ная хромистая ферритно-мартенситная сталь ЭК-181 (элементный со-

став представлен в таблице 1) после традиционной термической обработки и высокотемпературной термомеханической обработки.

Традиционная термическая обработка включала нормализацию от $T=1100$ °С, 1 ч и отпуск при $T=720$ °С, 3 ч. Высокотемпературная термомеханическая обработка состояла из аустенизации с нагревом $T=1100$ °С, 1 ч, горячей пластической деформации прокаткой до величины $\epsilon \approx 50$ % за один проход (прокатный стан находился при $T=20$ °С; температура образца на выходе из стана была около 650 °С) и последующей закалки в воду. После деформации проводили отпуск при $T=720$ °С, 1 ч.

Механические испытания осуществляли методом активного растяжения в вакууме $\sim 2 \cdot 10^{-5}$ Торр при комнатной температуре и температурах, близких к рабочим (650 и 720 °С).

Образцы для испытаний были изготовлены в форме двойных лопаток с размерами рабочей части $\sim 13 \times 2 \times 1$ мм. Структурные исследования проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа Philips CM12 при ускоряющем напряжении 120 кВ. Тонкие фольги для просвечивающей электронной микроскопии были приготовлены с использованием фокусированной ионно-лучевой системы Hitachi FB-2100.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Испытания на растяжение показали (таблица 2), что при изученных температурах пределы текучести и прочности ферритно-мартенситной стали ЭК-181 после высокотемпературной термомеханической обработки выше, чем после традиционной термической обработки. Так, при $T=20$ °С предел текучести стали после высокотемпературной термомеханической обработки превышает соответствующие значения после традиционной термической обработки на 185 МПа. При повышении температуры деформации разница в полученных значениях снижается. При $T=650$ °С значение предела текучести после высокотемпературной термомеханической обработки выше соответствующего значения после традиционной термической обработки на ≈ 80 МПа, а при $T=720$ °С – на ≈ 110 МПа. Пределы прочности после указанных методов обработок ведут себя аналогичным образом: при повышении температуры различия в значениях между традиционной термической и высокотемпературной термомеханической обработками снижаются.

Относительное удлинение после традиционной термической обработки при $T=20$ °С составляет 10,4 %, а при переходе к области рабочих температур возрастает до 13,8–15,5 %. После высокотемпературной термомеханической обработки эта величина несколько ниже и ее максимальное значение не превышает 12,6 % при 650 °С.

Таблица 1. Элементный состав стали ЭК-181
Table 1. Elemental composition of EK-181 steel

C	Cr	Mn	Mo	Nb	V	W	Ni	N	Ta	Ce	Ti	B	Zr
0,16	11,17	0,74	0,01	0,01	0,25	1,13	0,03	0,04	0,08	0,15	0,05	0,006	0,05

Таблица 2. Механические свойства стали ЭК-181
Table 2. Mechanical properties of EK-181 steel

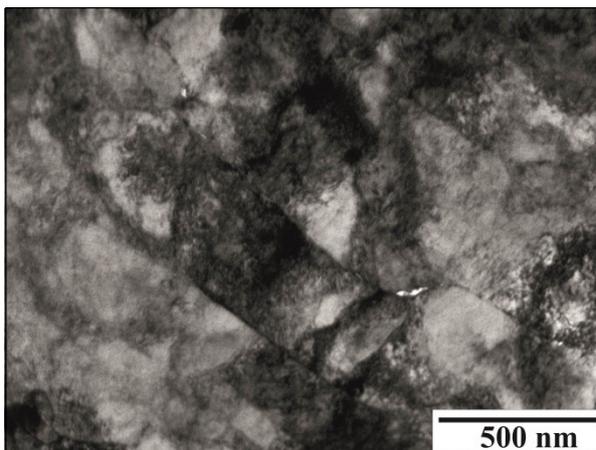
Температура испытаний	Режим обработки					
	Традиционная термическая обработка			Высокотемпературная термомеханическая обработка		
	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %
T=20 °C	711	832	10,4	896	986	9,0
T=650 °C	306	332	13,8	385	470	12,6
T=720 °C	205	229	15,5	315	352	11,4

Показано [15–17], что особенности микроструктуры ферритно-мартенситной стали после традиционной термической и высокотемпературной термомеханической обработок качественно подобны. Структура стали ЭК-181 после двух методов представлена субмикронными мартенситными ламелями и ферритными зёрнами [17], в которых наблюдается два типа частиц – грубодисперсные $M_{23}C_6$, залегающие преимущественно по границам мартенситных ламелей и ферритных зёрен, и наноразмерные частицы карбонитрида ванадия V(C, N), однородно распределенные по объёму материала [6–8].

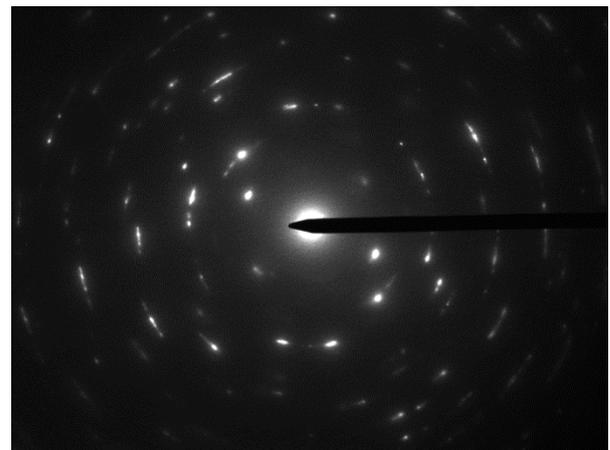
На основании исследований особенностей микроструктуры [6; 7] основной причиной увеличения прочности стали в условиях высокотемпературной термомеханической обработки является повышение эффективности дисперсного упрочнения наноразмерными частицами карбонитрида ванадия V(C, N) и субструктурного упрочнения за счет повышения плотности дислокаций. Было показано, что снижение прочностных свойств

ферритно-мартенситной стали при повышении температуры до 650–720 °C связано с уменьшением напряжения Орована при активизации термически активируемых процессов преодоления наноразмерных частиц карбонитрида ванадия V(C, N) скользящими дислокациями [18–20].

Исследования особенностей микроструктуры стали вблизи области шейки после растяжения при T=20 °C после двух методов обработки (традиционной термической и высокотемпературной термомеханической) показали, что она качественно подобна и обусловлена развитием пластической деформации в ферритно-мартенситной структуре. При этом мартенситные ламели испытывают изгиб, фрагментацию с образованием новых малоугловых границ, о чем можно судить по светлопольным изображениям и дифракционным картинкам, на которых наблюдаются множественные малоугловые разориентировки. Карбидные (карбонитридные) фазы в процессе такой деформации не испытывают изменений (рис. 1 а, 1 б).



a



b

Рис. 1. Микроструктура стали ЭК-181 при температуре испытаний T=20 °C после традиционной термической обработки:

a – светлопольное изображение; *b* – соответствующая микродифракционная картина

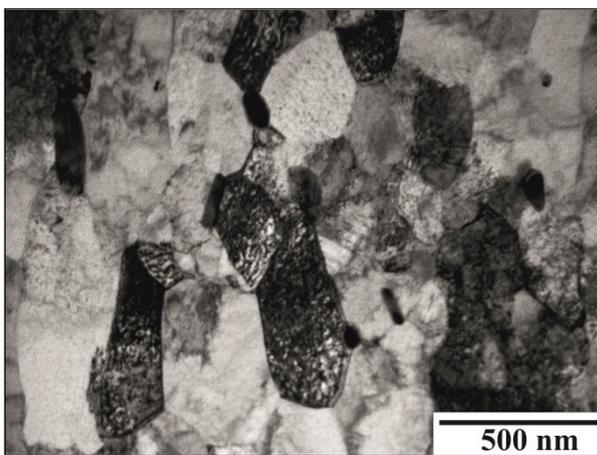
Fig. 1. Microstructure of EK-181 steel at the test temperature of T=20 °C after traditional heat treatment:
a – bright-field image; *b* – corresponding micro-diffraction pattern

Пластическая деформация при $T=650\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к развитию динамической полигонизации, рекристаллизации и изменениям в карбидной подсистеме (рис. 2). При этом исходные вытянутые мартенситные ламели трансформируются в более равноосные фрагменты с мало- и высокоугловыми границами разориентации. В отдельных фрагментах наблюдается высокая плотность дислокаций, которые закреплены мелкодисперсными частицами карбонитрида ванадия $V(C, N)$. Размеры грубодисперсных частиц $M_{23}C_6$ в области шейки увеличиваются по сравнению с таковыми в недеформированном состоянии.

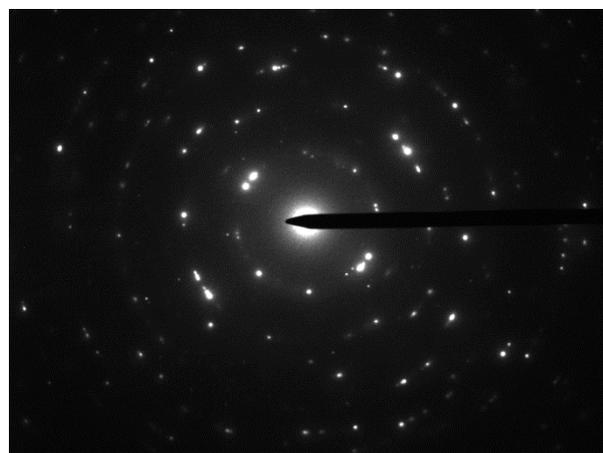
Необходимо отметить различие в размерах зерен динамической рекристаллизации и фрагментов полигонизации после двух обработок. После традиционной термической обработки (рис. 2 а, 2 б) эти размеры в среднем составляют $\sim 400\text{--}800\text{ нм}$, в то время как по-

сле высокотемпературной термомеханической обработки (рис. 2 с, 2 d) размер большинства зерен или фрагментов не превышает 500 нм . Кроме того, плотность наноразмерных частиц карбонитрида ванадия после высокотемпературной термомеханической обработки значительно больше, чем после традиционной обработки.

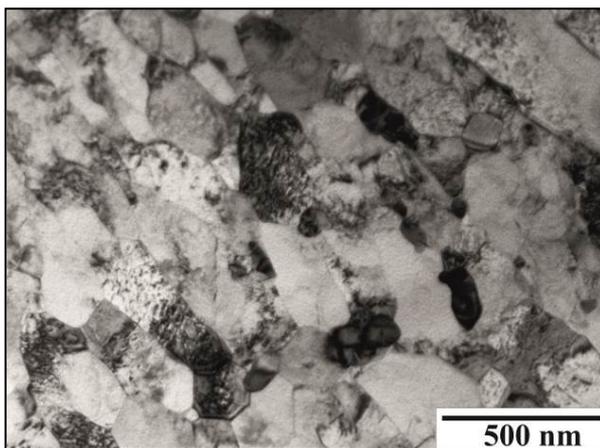
Повышение (до $720\text{ }^{\circ}\text{C}$) температуры деформации приводит к более интенсивному развитию динамической полигонизации и рекристаллизации с образованием практически равноосных зерен (фрагментов) (рис. 3). При этом наблюдается также некоторое увеличение размеров частиц, как грубодисперсных ($M_{23}C_6$), так и наноразмерных частиц карбонитрида ванадия $V(C, N)$. После традиционной термической обработки средние размеры зерен составляют 500 нм , при этом отдельные зерна могут достигать нескольких мкм (рис. 3).



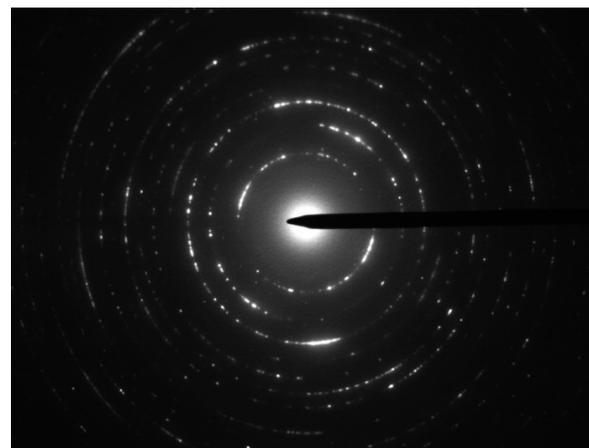
a



b



c



d

Рис. 2. Микроструктура стали ЭК-181 при температуре испытаний $T=650\text{ }^{\circ}\text{C}$:
a, b – светловольное изображение и соответствующая микродифракционная картина после традиционной термической обработки;
c, d – светловольное изображение и соответствующая микродифракционная картина после высокотемпературной термомеханической обработки

Fig. 2. Microstructure of EK-181 steel at the test temperature of $T=650\text{ }^{\circ}\text{C}$:
a, b – bright-field image and corresponding micro-diffraction pattern after traditional heat treatment;
c, d – bright-field image and corresponding micro-diffraction pattern after high-temperature thermomechanical treatment

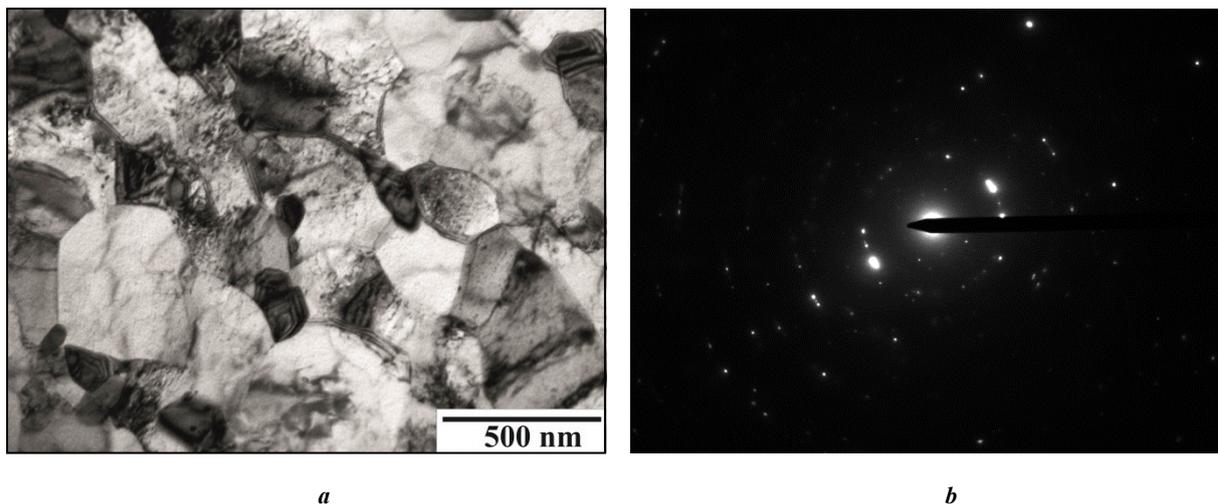


Рис. 3. Микроструктура стали ЭК-181 при температуре испытаний $T=720\text{ }^{\circ}\text{C}$ после традиционной термической обработки:

a – светлопольное изображение;

b – соответствующая микродифракционная картина

Fig. 3. Microstructure of EK-181 steel at the test temperature of $T=720\text{ }^{\circ}\text{C}$ after traditional heat treatment:

a – bright-field image;

b – corresponding micro-diffraction pattern

Плотность дислокаций во фрагментах остается достаточно высокой, не ниже $10^{10}\text{--}10^{11}\text{ см}^{-2}$ (рис. 3).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ

На основании представленных результатов предполагается, что повышенная плотность дислокаций и наноразмерных частиц $V(C, N)$, которые формируются в условиях высокотемпературной термомеханической обработки, препятствует развитию пластической деформации, в том числе при повышенных температурах. При этом процессы динамической полигонизации и рекристаллизации развиваются менее интенсивно в указанной структуре, что приводит к меньшим средним размерам фрагментов или зерен вблизи области шейки деформированных образцов. Указанные структурные особенности обеспечивают повышенный уровень прочностных свойств после высокотемпературной термомеханической обработки и меньшие значения относительного удлинения при изученных температурах.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Показано, что пластическая деформация при $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к искривлению и фрагментации мартенситных ламелей, а также образованию новых малых угловых границ. Деформация вблизи интервала рабочих температур ($T=650$ и $T=720\text{ }^{\circ}\text{C}$) способствует развитию процессов динамической полигонизации, рекристаллизации, увеличению плотности и размеров карбидных частиц.

Прочностные свойства стали после высокотемпературной термомеханической обработки превышают соответствующие значения после традиционной термической обработки при исследуемых температурах ($T=20$,

$T=650$ и $T=720\text{ }^{\circ}\text{C}$). Это связано с высокой плотностью наноразмерных частиц карбонитрида ванадия $V(C, N)$ и повышенной плотностью дислокаций после высокотемпературной термомеханической обработки. Такая структура обеспечивает более высокое сопротивление пластической деформации, что приводит к меньшим размерам зерен и фрагментов полигонизованной структуры в области растяжения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Tan L., Hoelzer D.T., Busby J.T., Sokolov M.A., Klueh R.L. Microstructure control for high strength 9 % Cr ferritic-martensitic steels // Journal of Nuclear Materials. 2012. Vol. 422. № 1-3. P. 45–50.
2. Huang Q., Baluc N., Dai Y., Jitsukawa S., Kimura A., Konys J., Kurtz R.J., Lindau R., Muroga T., Odette G.R., Raj B., Stoller R.E., Tan L., Tanigawa H., Tavassoli A.A., Yamamoto T., Wan F., Wu Y. Recent progress of R&D activities on reduced activation ferritic/martensitic steels // Journal of Nuclear Materials. 2013. Vol. 442. № 1-3. P. S2–S8.
3. Leonteva-Smirnova M.V., Ioltukhovskiy A.G., Arutiunova G.A., Tselishev A.V., Chernov V.M. Investigation of heat treatment conditions on the structure of 12% chromium reduced activation steels // Journal of Nuclear Materials. 2002. Vol. 307. № 311. P. 466–470.
4. Ланская К.А. Высокохромистые жаропрочные стали. М.: Металлургия, 1967. 216 с.
5. Klueh R.L., Nelson A.T. Ferritic/martensitic steels for next-generation reactors // Journal of Nuclear Materials. 2007. Vol. 371. № 1-3. P. 37–52.
6. Almaeva K.V., Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu. A comparative investigation of mechanical properties of the ferritic-martensitic steel EK-181 in the temperature range 700–800 °C after high-temperature thermomechanical treatment // Journal of Nuclear Materials. 2019. Vol. 520. P. 152–160.

- nical and traditional heat treatments // AIP Conference Proceedings. 2018. Vol. 2051. Article number 020009.
7. Polekhina N.A., Litovchenko I.Y., Tyumentsev A.N., Kravchenko D.A., Chernov V.M., Leontyeva-Smirnova M.V. Effect of High-Temperature Thermomechanical Treatment in the Austenite Region on Microstructure and Mechanical Properties of Low-Activated 12% Chromium Ferritic-Martensitic Steel EK-181 // *Technical Physics*. 2017. Vol. 62. № 5. P. 736–740.
 8. Mao C., Liu C., Yu L., Li H., Liu Y. Mechanical properties and tensile deformation behavior of a reduced activated ferritic-martensitic (RAFMs) steel at elevated temperatures // *Materials Science and Engineering A*. 2018. Vol. 725. P. 283–289.
 9. Vivas J., Capdevila C., Altstadt E., Houska M., San-Martin D. Importance of austenitization temperature and ausforming on creep strength in 9Cr ferritic/martensitic steel // *Scripta Materialia*. 2018. Vol. 153. P. 14–18.
 10. Prakash P., Vanaja J., Rao Palaparti D.P., Prasad Reddy G.V., Laha K., Nageswara Rao G.V.S. Tensile flow and work hardening behavior of reduced activation ferritic martensitic steel subjected to thermo-mechanical treatment // *Journal of nuclear materials*. 2019. Vol. 520. P. 19–26.
 11. Li X., Li X., Schonecker S., Li R. Understanding the mechanical properties of reduced activation steels // *Materials and design*. 2018. Vol. 146. P. 260–272.
 12. Klueh R.L., Hashimoto N., Maziasz P.J. New nanoparticle-strengthened ferritic/martensitic steels by conventional thermo-mechanical treatment // *Journal of Nuclear Materials*. 2007. Vol. 367-370. P. 48–53.
 13. Полежаева Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Аккузин С.А., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. Микроструктура, механические свойства и особенности разрушения малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 в интервале температуры от –196 до 720 °С // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Термоядерный синтез*. 2017. Т. 40. № 4. С. 92–102.
 14. Hollner S., Fournier B., Le Pendu J., Cozzika T., Tournie I., Brachet J.-C., Pineau A. High-temperature mechanical properties improvement on modified 9Cr-1Mo martensitic steel through thermomechanical treatments // *Journal of Nuclear Materials*. 2010. Vol. 405. № 2. P. 101–108.
 15. Hollner S., Piozin E., Mayr P., Caës C., Tournié I., Pineau A., Fournier B. Characterization of a boron alloyed 9Cr3W3CoVNbBN steel and further improvement of its high-temperature mechanical properties by thermomechanical treatments // *Journal of Nuclear Materials*. 2013. Vol. 441. № 1-3. P. 15–23.
 16. Hoffman J., Rieth M., Commin L., Fernandez P., Roldan M. Improvement of reduced activation 9%Cr steels by ausforming // *Nuclear Materials and Energy*. 2016. Vol. 6. P. 12–17.
 17. Polekhina N.A., Almaeva K.V., Litovchenko I.Y. Mechanical properties and fracture of heat-resistant ferritic-martensitic steels EK-181, ChS-139 and EP-823 at the temperatures from –196 to 720 °C // AIP Conference Proceedings. 2018. Vol. 2051. Article number 020242.
 18. Lindau R., Schirra M. First results on the characterization of the reduced-activation-ferritic-martensitic steel EUROFER // *Fusion Engineering and design*. 2001. № 58-59. P. 781–785.
 19. Panin A.V., Chernov V.M., Leontyeva-Smirnova M.V., Melnikova Ye.A. Strengthening of the RAFMs RUSFER-EK-181 through nanostructuring surface layers // *Journal of Nuclear Materials*. 2009. Vol. 386-388. № С. P. 466–470.
 20. Чернов В.М., Кардашев Б.К., Мороз К.А. Хладноломкость и разрушение металлов с разными кристаллическими решетками – дислокационные механизмы // *Журнал технической физики*. 2016. Т. 86. № 7. С. 57–64.

REFERENCES

1. Tan L., Hoelzer D.T., Busby J.T., Sokolov M.A., Klueh R.L. Microstructure control for high strength 9 % Cr ferritic-martensitic steels. *Journal of Nuclear Materials*, 2012, vol. 422, no. 1-3, pp. 45–50.
2. Huang Q., Baluc N., Dai Y., Jitsukawa S., Kimura A., Konys J., Kurtz R.J., Lindau R., Muroga T., Odette G.R., Raj B., Stoller R.E., Tan L., Tanigawa H., Tavassoli A.A., Yamamoto T., Wan F., Wu Y. Recent progress of R&D activities on reduced activation ferritic/martensitic steels. *Journal of Nuclear Materials*, 2013, vol. 442, no. 1-3, pp. S2–S8.
3. Leontyeva-Smirnova M.V., Ioltukhovskiy A.G., Arutiunova G.A., Tselishev A.V., Chernov V.M. Investigation of heat treatment conditions on the structure of 12% chromium reduced activation steels. *Journal of Nuclear Materials*, 2002, vol. 307, no. 311, pp. 466–470.
4. Lanskaya K.A. *Vysokokhromistye zharoprochnye stali* [High-Chromium heat-resistant steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1967. 216 p.
5. Klueh R.L., Nelson A.T. Ferritic/martensitic steels for next-generation reactors. *Journal of Nuclear Materials*, 2007, vol. 371, no. 1-3, pp. 37–52.
6. Almaeva K.V., Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu. A comparative investigation of mechanical properties of the ferritic-martensitic steel EK-181 in the temperature range 700–800 °C after high-temperature thermomechanical and traditional heat treatments. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2051, article number 020009.
7. Polekhina N.A., Litovchenko I.Y., Tyumentsev A.N., Kravchenko D.A., Chernov V.M., Leontyeva-Smirnova M.V. Effect of High-Temperature Thermomechanical Treatment in the Austenite Region on Microstructure and Mechanical Properties of Low-Activated 12% Chromium Ferritic-Martensitic Steel EK-181. *Technical Physics*, 2017, vol. 62, no. 5, pp. 736–740.
8. Mao C., Liu C., Yu L., Li H., Liu Y. Mechanical properties and tensile deformation behavior of a reduced activated ferritic-martensitic (RAFMs) steel at elevated temperatures. *Materials Science and Engineering A*, 2018, vol. 725, pp. 283–289.
9. Vivas J., Capdevila C., Altstadt E., Houska M., San-Martin D. Importance of austenitization temperature and ausforming on creep strength in 9Cr ferritic/martensitic steel. *Scripta Materialia*, 2018, vol. 153, pp. 14–18.
10. Prakash P., Vanaja J., Rao Palaparti D.P., Prasad Reddy G.V., Laha K., Nageswara Rao G.V.S. Tensile flow and work hardening behavior of reduced activation ferritic

- martensitic steel subjected to thermo-mechanical treatment. *Journal of nuclear materials*, 2019, vol. 520, pp. 19–26.
11. Li X., Li X., Schonecker S., Li R. Understanding the mechanical properties of reduced activation steels. *Materials and design*, 2018, vol. 146, pp. 260–272.
 12. Klueh R.L., Hashimoto N., Maziasz P.J. New nano-particle-strengthened ferritic/martensitic steels by conventional thermo-mechanical treatment. *Journal of Nuclear Materials*, 2007, vol. 367-370, pp. 48–53.
 13. Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Akkuzin S.A., Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V. Temperature dependence of mechanical properties and fracture features of low-activation ferritic-martensitic steel ek-181 in the temperature range from -196 to 720. *Voprosy atomnoy nauki i tekhniki. Seriya: Termoyadernyy sintez*, 2017, vol. 40, no. 4, pp. 92–102.
 14. Hollner S., Fournier B., Le Pendu J., Cozzika T., Tournie I., Brachet J.-C., Pineau A. High-temperature mechanical properties improvement on modified 9Cr-1Mo martensitic steel through thermomechanical treatments. *Journal of Nuclear Materials*, 2010, vol. 405, no. 2, pp. 101–108.
 15. Hollner S., Piozin E., Mayr P., Caës C., Tournie I., Pineau A., Fournier B. Characterization of a boron alloyed 9Cr3W3CoVNbBN steel and further improvement of its high-temperature mechanical properties by thermomechanical treatments. *Journal of Nuclear Materials*, 2013, vol. 441, no. 1-3, pp. 15–23.
 16. Hoffman J., Rieth M., Commin L., Fernandez P., Roldan M. Improvement of reduced activation 9%Cr steels by ausforming. *Nuclear Materials and Energy*, 2016, vol. 6, pp. 12–17.
 17. Polekhina N.A., Almaeva K.V., Litovchenko I.Y. Mechanical properties and fracture of heat-resistant ferritic-martensitic steels EK-181, ChS-139 and EP-823 at the temperatures from –196 to 720 °C. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2051, article number 020242.
 18. Lindau R., Schirra M. First results on the characterization of the reduced-activation-ferritic-martensitic steel EUROFER. *Fusion Engineering and design*, 2001, no. 58-59, pp. 781–785.
 19. Panin A.V., Chernov V.M., Leontieva-Smirnova M.V., Melnikova Ye.A. Strengthening of the RAFMS RUSFER-EK-181 through nanostructuring surface layers. *Journal of Nuclear Materials*, 2009, vol. 386-388, no. C, pp. 466–470.
 20. Chernov V.M., Moroz K.A., Kardashev B.K. Cold brittleness and fracture of metals with various crystal lattices: Dislocation mechanisms. *Technical Physics. The Russian Journal of Applied Physics*, 2016, vol. 61, no. 7, pp. 1015–1022.

The influence of thermomechanical treatment on special features of the deformed microstructure of the EK-181 ferritic-martensitic steel

© 2020

Kseniya V. Almaeva^{*1,3}, postgraduate student*National Research Tomsk State University, Tomsk (Russia)***Igor Yu. Litovchenko**^{1,2,4}, PhD (Physics and Mathematics), Associate Professor, assistant professor of Chair of Physics of Metals, senior researcher of the Laboratory of Physics of Structural Transformations**Nadezhda A. Polekhina**^{2,5}, PhD (Physics and Mathematics), engineer¹*National Research Tomsk State University, Tomsk (Russia)*²*Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)*

*E-mail: kseni_ya_almaeva@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9181-4362>⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5892-3719>⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9076-5469>

Abstract: Ferritic-martensitic steels with a chromium content of 9–12 % are currently considered as the promising structural materials for nuclear power. Interest in steels of this class is caused by their higher resistance to radiation swelling compared with austenitic steels used in the existing fission reactors. The operating temperature range of these steels is limited from below by their tendency to low-temperature embrittlement (cold fracture) under the radiation influences, and from above – by the long-term strength level (heat resistance). The authors studied the features of the microstructure of 12 % Cr ferritic-martensitic EK-181 steel near the neck of the samples deformed by tension at T=20 °C and within the range of temperatures close to the operating temperatures of a nuclear reactor (T=650 and T=720 °C). The authors carried out the comparative study of the materials processed by two methods: traditional and high-temperature treatment. The study showed that plastic deformation at T=20 °C after two treatments is similar in quality and leads to curvature and fragmentation of martensitic lamella, as well as to the formation of new low-angle boundaries. Deformation near the operating temperature range (T=650 and T=720 °C) contributes to the development of the processes of dynamic polygonization, recrystallization, increasing the density, and the size of carbide particles. After high-temperature thermomechanical treatment, these processes are less intensive compared to the state after traditional thermal treatment. After high-temperature thermomechanical treatment, EK-181 steel has an increased level of strength and has a higher resistance to plastic deformation compared to the state after traditional treatment. It is related to the high density of vanadium carbonitride nano-particles V(C, N) and the increased dislocation density after high-temperature thermomechanical treatment.

Keywords: ferritic-martensitic steel; EK-181 steel; high-temperature thermomechanical treatment; tensile limit; flow limit; percentage rupture elongation; deformed microstructure.

Acknowledgements: The research was conducted within the Program of fundamental scientific research of the state academies of sciences for the years 2013–2020, line of research III.23. The authors express gratitude to V.M. Chernov and M.V. Leontieva-Smirnova for the provided samples of EK-181 steel. The research of microstructure was carried out on the equipment of Tomsk Core-Facilities Center of Materials Science of TSU.

The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A. The influence of thermomechanical treatment on special features of the deformed microstructure of the EK-181 ferritic-martensitic steel. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 1, pp. 15–22. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-15-22.

Влияние времени выдержки в расплаве на морфологию цинкового покрытия на сталях с различным содержанием кремния

© 2020

Головач Андрей Максимович^{*1}, студент

Дмитриева Мария Олеговна², студент

Бондарева Ольга Сергеевна³, кандидат технических наук,

доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения

Мельников Алексей Александрович⁴, кандидат технических наук, доцент,

доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва, Самара (Россия)

*E-mail: machete.ru2016@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1329-3001>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4874-9278>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4273-2483>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1953-3670>

Аннотация: Формирование цинкового покрытия на сталях в процессе горячего цинкования обуславливается такими факторами, как температура процесса, время выдержки, химический состав стали, особенно содержание в ней кремния. В 40-х годах XX века Р.В. Санделин (R.W. Sandelin) описал процесс значительного ускорения реакции между железом и цинком при содержании кремния в стали 0,06–0,10 %. Существуют разные способы контроля реактивности кремния, однако самым простым способом управления толщиной покрытия является правильный выбор времени выдержки изделия в расплаве. Цель работы – определение влияния времени выдержки в расплаве на толщину и микроструктуру образующегося покрытия на сталях с различным содержанием кремния С235 (Si=0,02 %), СтЗпс (Si=0,04 %), СтЗсп (Si=0,17 %), 09Г2С (Si=0,6 %). Химический состав сталей для количественного определения кремния проводился с помощью метода искровой спектроскопии. Установлено, что толщина покрытия на стали растет с течением времени выдержки в расплаве по параболическому закону. Особенно интенсивный рост толщины покрытия с увеличением времени наблюдается на реактивных сталях с содержанием кремния 0,04 % и высококремнистых сталях с содержанием кремния 0,6 %. На реактивной стали также обнаружен значительный рост разнотолщинности. Анализ микроструктуры покрытия проводился с использованием растрового электронного микроскопа TESCAN Vega SB, он показал, что рост покрытия обусловлен особенностями строения ζ -фазы. Анализ тройной диаграммы Fe-Zn-Si позволил сделать вывод, что при содержании кремния в стали 0,04 % и 0,6 % в системе протекает эвтектическая реакция распада жидкости на смесь фаз $\zeta + \eta + \text{FeSi}$. Этот процесс приводит к прямому контакту расплава и стальной основы и ускоряет взаимную диффузию железа и цинка. В результате интенсивно образуется ζ -фаза, что приводит к стремительному росту толщины покрытия.

Ключевые слова: цинковое покрытие; кремнистые стали; морфология покрытия; эффект Санделина; система Fe-Zn-Si.

Благодарности: Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: Головач А.М., Дмитриева М.О., Бондарева О.С., Мельников А.А. Влияние времени выдержки в расплаве на морфологию цинкового покрытия на сталях с различным содержанием кремния // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 23–31. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-23-31.

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что при взаимодействии металла с окружающей средой и постоянной влажностью через некоторое время на его поверхности возникают продукты коррозии, что впоследствии может привести к частичному или полному разрушению металлического изделия. Одним из широко используемых способов защиты металлов от воздействия агрессивных сред на сегодняшний день является цинкование.

Цинкование – это процесс диффузионного насыщения цинком поверхности стальной детали. Наиболее распространенным методом нанесения цинкового покрытия является горячее цинкование – погружение изделия в расплавленный цинк. Технология горячего цин-

кования позволяет повысить антикоррозионную стойкость металла почти вплоть до уровня нержавеющей стали. Этот метод считается одним из самых экономичных и надежных, поэтому является наиболее распространенным методом защиты металлической поверхности от внешнего воздействия.

Диффузионные цинковые покрытия, получаемые на стальных изделиях при горячем цинковании, существенно отличаются по своему составу и строению от гальванических и металлизационных. Такое покрытие включает в себя несколько поочередно находящихся интерметаллидных слоев (фаз) согласно диаграмме состояния «железо – цинк» (рис. 1). При стандартной температуре цинкования 450 °С в покрытии образуются фазы α , Γ , δ , ζ , и η [1].

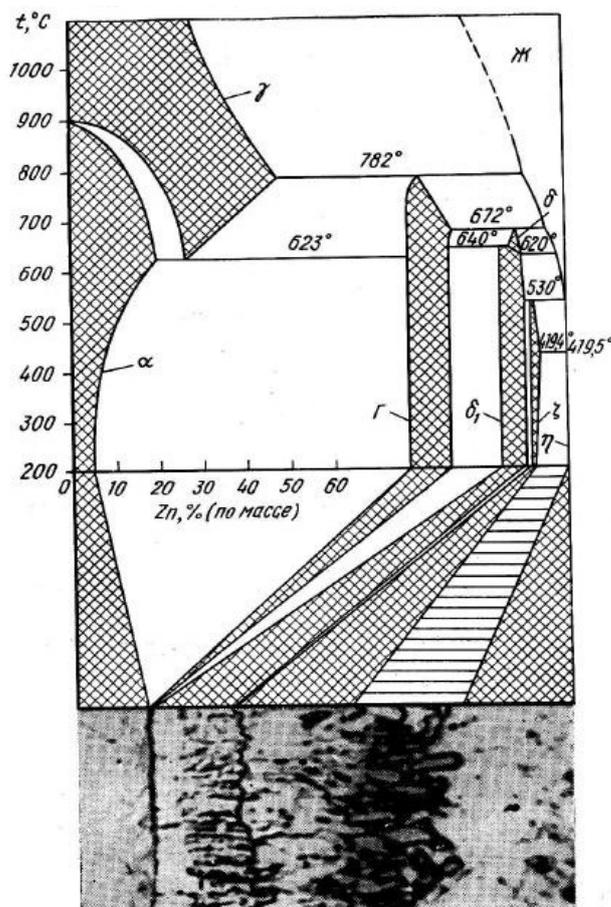


Рис. 1. Соответствие микроструктуры цинкового покрытия диаграмме состояния Fe-Zn [Привод. по: 1, с. 194]
 Fig. 1. The correlation of zinc coating microstructure with Fe-Zn state diagram [Reproduced from: 1, p. 194]

Наибольший интерес представляют δ - и ζ -фазы – преимущественно важные составные части цинкового покрытия. δ -фаза уплотненная, без пор и микротрещин, в то время как ζ -фаза почти всегда имеет столбчатую структуру. В некоторых случаях ζ -фаза имеет тип разрастающихся дендритов, входящих в вышележащий слой η -фазы, которая представляет собой почти чистый цинк. Такая специфика строения ζ -фазы делает ее весьма хрупкой, что отрицательно воздействует на прочность и надежность цинкового покрытия. Помимо этого, увеличение размеров ζ -фазы является основополагающим для формирования общей толщины цинкового покрытия [1; 2]. Появление данных фаз идет за счет реактивной диффузии, и на этот процесс оказывают существенное влияние химический состав взаимодействующих металлов, температура процесса и время выдержки изделия в расплаве [2]. В свою очередь, и легирующие элементы, входящие в состав стали, оказывают сильное воздействие на степень ее реагирования с цинком в ванне цинкования и, соответственно, на морфологию фаз в покрытии.

В 40-х годах XX века Р.В. Санделин описал процесс значительного ускорения реакции между железом и цинком при содержании кремния в стали 0,06–0,10 % [3]. Этот эффект изучался многими исследователями в России и за рубежом в XX веке. Было обнаружено, что

взаимодействие между железом и цинком при данном содержании кремния в стали порождает аномальный рост цинкового покрытия («эффект Санделина»), что увеличивает потери железа в изделии и снижает твердость покрытия (рис. 2) [4; 5].

Задача контроля толщины и качества покрытия на «реактивных» сталях осталась актуальной и в XXI веке. Исследователи анализировали кинетику формирования покрытия на сталях с различным содержанием кремния [6–8], отмечали особенности фазового строения таких покрытий [9–11]. Было установлено, что присутствие кремния изменяет структуру интерметаллидных слоев [12–14].

Были предложены такие способы контроля реактивности кремния, как легирование цинкового расплава алюминием и титаном [15; 16], марганцем и хромом [17], лантаном [18]. Влияние этих легирующих элементов на структуру покрытия описывается в статьях. Однако данный путь имеет ряд недостатков, таких как стоимость легатуры, технологические проблемы введения тугоплавких элементов в цинк. Поэтому самым простым способом управления толщиной покрытия является правильный выбор времени выдержки изделия в расплаве [19].

Цель работы – определение влияния времени выдержки в расплаве на толщину и микроструктуру образующегося покрытия на сталях с различным содержанием кремния: С235, Ст3пс, Ст3сп, 09Г2С.

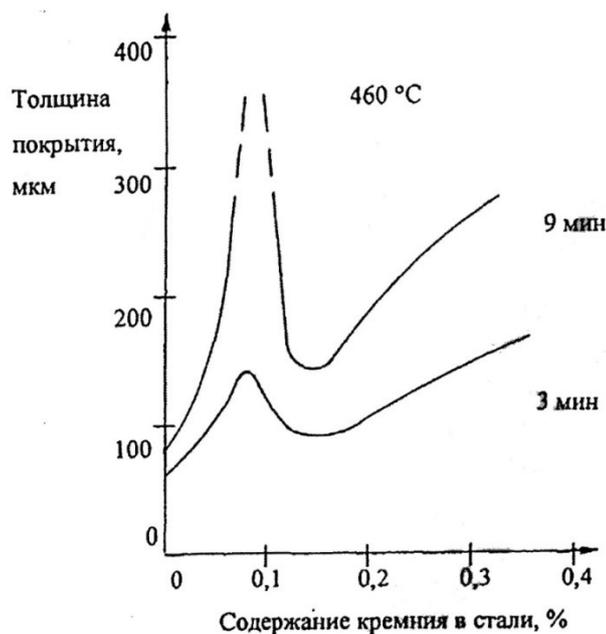


Рис. 2. Зависимость толщины покрытия от содержания кремния в стали [Привод. по: 4, с. 35]
 Fig. 2. The dependence of coating thickness on the silicon content in steel [Reproduced from: 4, p. 35]

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Химический анализ сталей С235, СтЗпс, СтЗсп, 09Г2С определялся методом искровой спектрометрии на спектрометре Oxford Foundry Master, принцип действия которого основан на методе эмиссионного автоматического спектрального анализа с возбуждением пробы с помощью искры. Результаты (средний по 3-м замерам) представлены в таблице 1.

Горячее цинкование производилось по заводской технологии. На начальном этапе при помощи механической обработки с поверхности стали удалялись загрязнения, продукты окисления, ржавчина и шлаковые включения. Затем производилось обезжиривание образцов с целью улучшения адгезии покрытия с основным металлом. Чтобы удалить окисленные участки или остатки старого цинкового покрытия, проводилась операция травления. Следующим этапом подготовки изделия

к горячему цинкованию являлось флюсование, предотвращающее процесс окисления и улучшающее сцепление цинкового расплава с основным металлом. Заключительным процессом являлась просушка. Температура цинкового расплава составляла 450 ± 3 °С. Образцы выдерживали в расплаве в течение 1, 2, 3 и 5 мин.

За отдельные значения толщины принимали показания прибора – магнитного толщиномера. На каждом образце было произведено 8 замеров – по 4 с каждой стороны. Далее вычислялось среднее арифметическое, среднее квадратичное отклонение и абсолютная разнотолщинность как разность между максимальной и минимальной толщиной.

Исследование микроструктуры покрытия проводили на электронном растровом сканирующем микроскопе TESCAN Vega SB с термоэмиссионным вольфрамовым катодом. Разрешение в режиме высокого вакуума составляло 3,0 нм при напряжении 30 кВ. Идентификация

Таблица 1. Химический состав сталей
 Table 1. Chemical composition of steels

Марка стали	Содержание основных элементов, масс. %		
	Si	C	Mn
С235	0,019	0,142	0,345
СтЗпс	0,044	0,152	0,461
СтЗсп	0,168	0,197	0,422
09Г2С	0,622	0,110	1,460

микроструктурных составляющих покрытия проводилась методом определения локального элементного состава с помощью энергодисперсионного детектора микрорентгеноспектрального анализа INCAx-act.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате исследования была получена зависимость толщины цинкового покрытия от времени выдержки образцов в расплаве (рис. 3).

Анализ полученных зависимостей показал, что рост толщины покрытия во времени происходит по параболическому закону, что соответствует теории реактивной диффузии:

$$x = \sqrt{2pt}, \quad (1)$$

где x – толщина слоя, см;

t – время, с;

p – параметр параболы, пропорциональный коэффициенту диффузии.

Параметр параболы p пропорционален коэффициенту диффузии и достигает максимальных значений для «реактивной» стали Ст3пс ($Si=0,04\%$) и высококремнистой стали 09Г2С ($Si=0,6\%$).

Исследования показали, что для «реактивной» стали Ст3пс ($Si=0,04\%$) с увеличением времени выдержки происходит резкое увеличение разности между максимальной и минимальной толщиной покрытия, в то время как для остальных сталей разнотолщинность покрытия практически не зависит от времени цинкования.

Влияние содержания кремния в стали на толщину покрытия показано на рис. 4.

Анализ полученных зависимостей показал, что при содержании кремния в стали 0,02 % толщина покрытия минимальна, при содержании кремния около 0,04 % наблюдается максимум толщины покрытия. Увеличение содержания кремния до 0,17 % не приводит к росту покрытия, напротив, толщина снижается. Дальнейший рост содержания кремния в стали приводит к линейному росту толщины покрытия. Эта закономерность наблюдается при любом времени выдержки изделий в расплаве цинка.

Для установления причины роста толщины покрытия были проведены металлографические исследования. Микроструктуры покрытия на стали С235 при различном времени цинкования представлены на рис. 5. Исследования показали, что в покрытии наблюдаются три основные фазы: δ -фаза, плотная, столбчатая, ζ -фаза, дендритная, и η -фаза, покровный цинк. Соотношение фаз сохраняется с увеличением времени выдержки в расплаве и примерно составляет: 25 % – δ -фаза; 40 % – ζ -фаза; 35 % – η -фаза.

На стали Ст3пс ζ -фаза составляет основу покрытия, ее дендриты имеют разветвленное строение и прорастают до поверхности покрытия в форме кустов (рис. 6). В этих зонах покрытие имеет максимальную толщину. Области покрытия между дендритами ζ -фазы имеют минимальную толщину. За счет этой особенности строения покрытия возникает такая значительная разнотолщинность. С увеличением времени выдержки ζ -фаза становится более развитой и определяет рост толщины покрытия.

Микроструктура покрытия на стали Ст3сп после 1 мин цинкования в равной степени состоит из трех основных фаз δ , ζ и η . При увеличении времени выдержки соотношение фаз меняется. После 3 мин выдержки

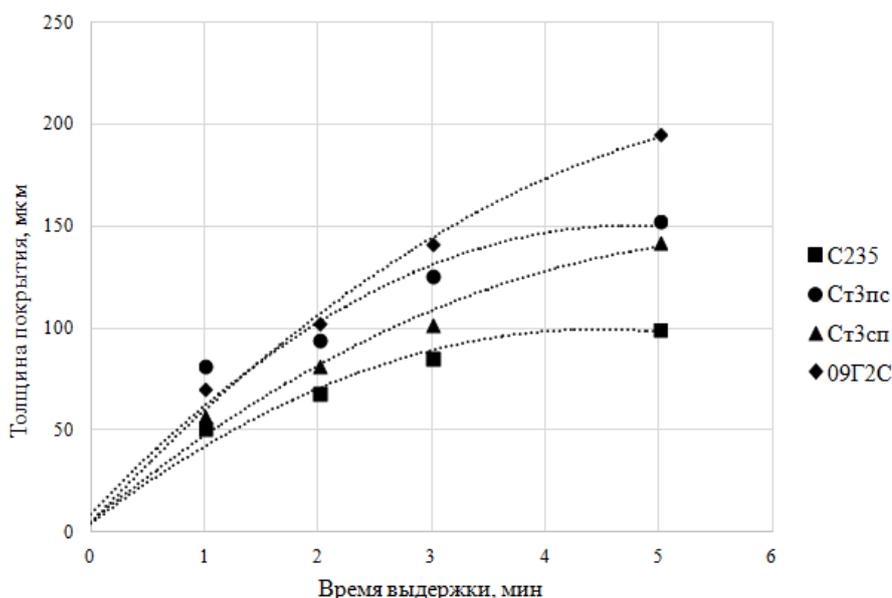


Рис. 3. Зависимость толщины покрытия от времени выдержки образцов в расплаве для сталей С235, Ст3пс, Ст3сп и 09Г2С
 Fig. 3. The dependence of coating thickness on the time of holding of specimens in the melt for S235, S235J0, S235JR, and 9MnSi5 steels

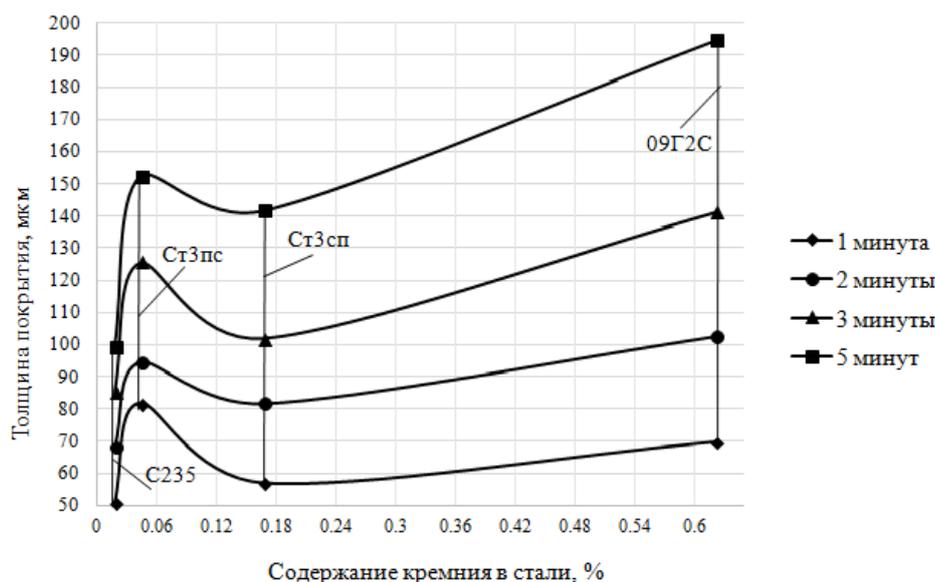


Рис. 4. Зависимость толщины покрытия от содержания кремния в сталях при различном времени выдержки
 Fig. 4. The dependence of coating thickness on the silicon content in steels at various holding time

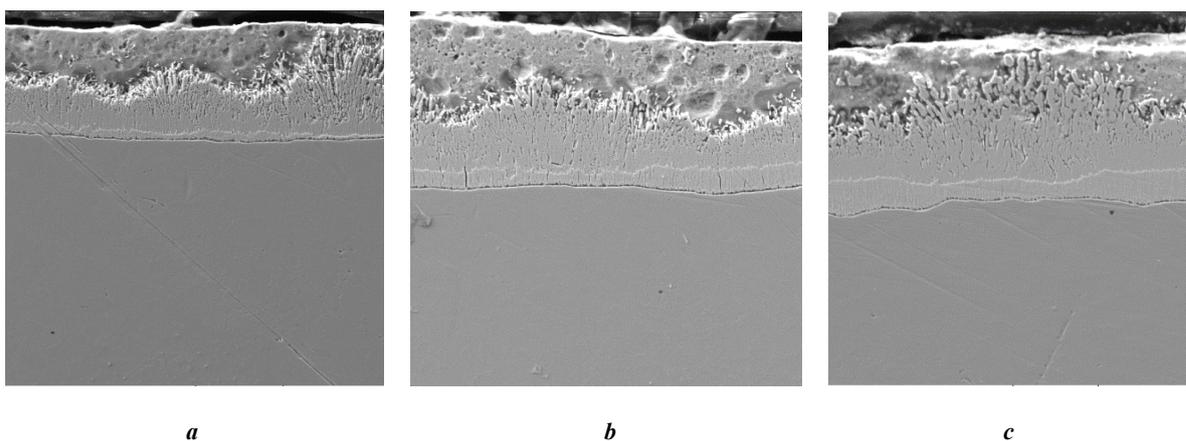


Рис. 5. Микроструктура покрытия на стали C235 (Si=0,02 %), ×1000, время выдержки:
 a – 1 мин; b – 3 мин; c – 5 мин
 Fig. 5. The microstructure of a coating on S235 steel (Si=0.02 %), ×1000, holding time:
 a – 1 min.; b – 3 min.; c – 5 min.

покрытия доля δ -фазы и η -фазы уменьшается, а ζ -фазы увеличивается. После 5 мин выдержки покрытие на 20 % состоит из плотной δ -фазы и на 80 % – из крупнокристаллической ζ -фазы. Фаза η покрывает покрытие очень тонким слоем (рис. 7).

В покрытии на высококремнистой стали 09Г2С δ -фаза не имеет четкой границы с ζ -фазой, которая составляет 95 % всего покрытия. В переходной зоне между крупными кристаллитами ζ -фазы и столбчатыми кристаллами δ -фазы наблюдается мелкокристаллическая смесь фаз. С увеличением времени выдержки рост толщины покрытия обуславливается стремительным ростом ζ -фазы. Покровный цинк η -фаза полностью отсутствует (рис. 8).

Таким образом, микроструктура покрытия и морфология его отдельных фаз на сталях с различным содержанием кремния имеют принципиальные отличия.

Для объяснения причин влияния кремния на строение покрытия рассмотрели политемический разрез тройной системы Zn-Fe-Si [20]. Согласно диаграмме при концентрации кремния около 0,04 % и 0,6 % в системе протекают эвтектические реакции распада жидкости на смесь фаз $\zeta+\eta+\text{FeSi}$. Наличие эвтектического превращения вызывает перестроение кристаллической решетки и нарушает целостность фаз Γ и δ в покрытии. В результате жидкий цинк непосредственно контактирует со стальной основой, что вызывает ускорение взаимной диффузии железа и цинка.

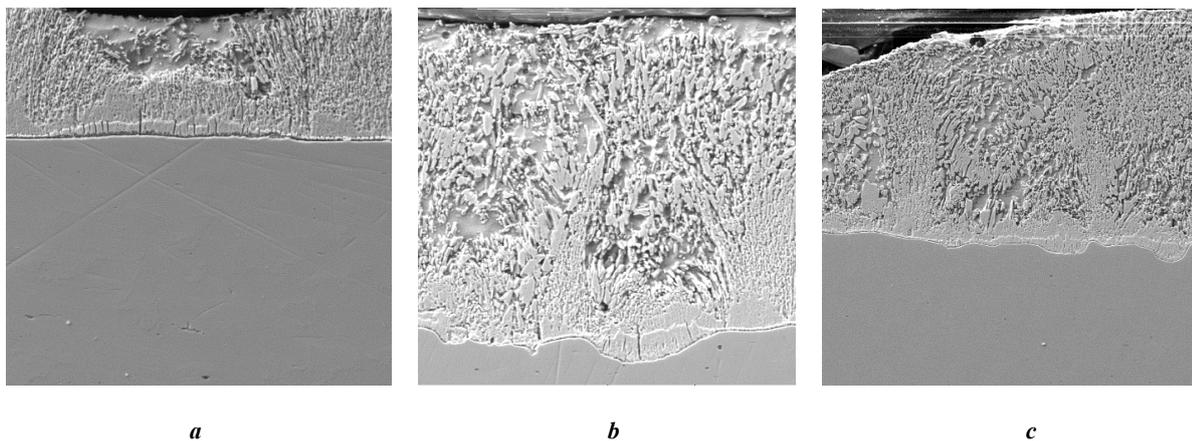


Рис. 6. Микроструктура покрытия на стали Ст3пс ($Si=0,04\%$), $\times 1000$, время выдержки:
a – 1 мин; *b* – 3 мин; *c* – 5 мин
Fig. 6. The microstructure of a coating on S235J0 steel ($Si=0.04\%$), $\times 1000$, holding time:
a – 1 min.; *b* – 3 min.; *c* – 5 min.

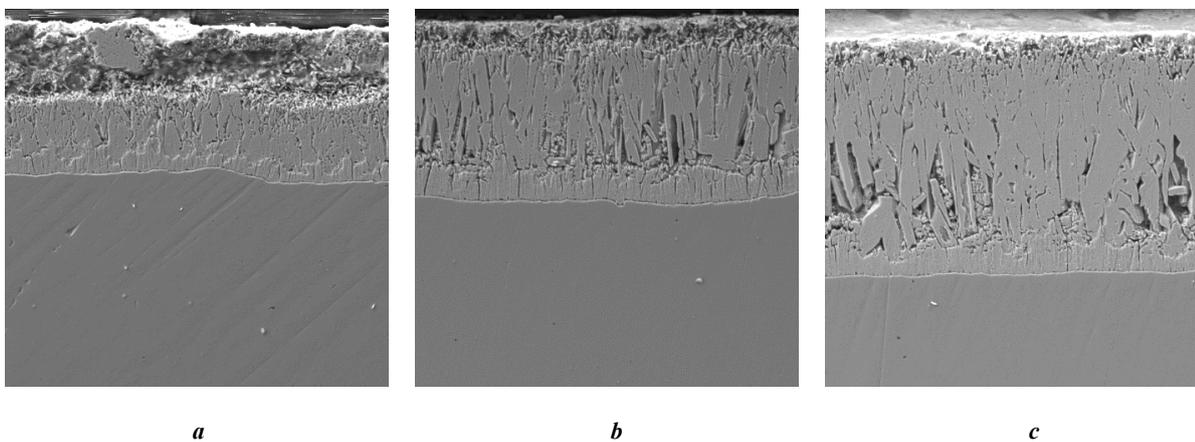


Рис. 7. Микроструктура покрытия на Ст3сп ($Si=0,168\%$), $\times 1000$, время выдержки:
a – 1 мин; *b* – 3 мин; *c* – 5 мин
Fig. 7. The microstructure of a coating on S235JR steel ($Si=0.168\%$), $\times 1000$, holding time:
a – 1 min.; *b* – 3 min.; *c* – 5 min.

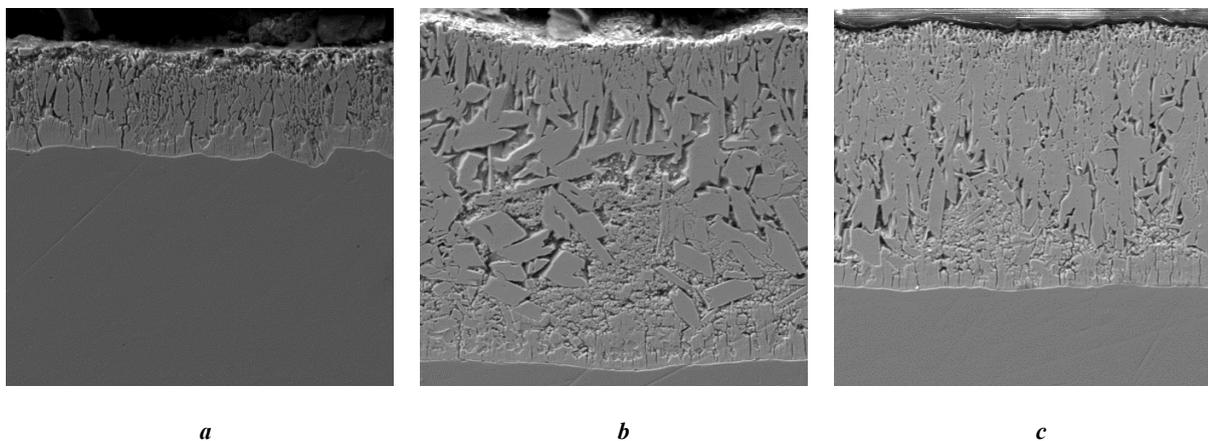


Рис. 8. Микроструктура покрытия на стали 09Г2С ($Si=0,622\%$), время выдержки:
a – 1 мин, $\times 1000$; *b* – 3 мин, $\times 1000$; *c* – 5 мин, $\times 800$
Fig. 8. The microstructure of a coating on 9MnSi5 steel ($Si=0.622\%$), holding time:
a – 1 min., $\times 1000$; *b* – 3 min., $\times 1000$; *c* – 5 min., $\times 800$

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Таким образом, толщина покрытия на стали растет с течением времени выдержки в расплаве по параболическому закону. Особенно интенсивный рост толщины покрытия при увеличении времени наблюдается на реактивных сталях с содержанием кремния 0,04 % и высококремнистых сталях с содержанием кремния 0,6 %. На реактивной стали также обнаружен значительный рост разнотолщинности.

Анализ микроструктуры покрытия показал, что рост покрытия обусловлен особенностями строения ζ -фазы. Анализ тройной диаграммы Fe-Zn-Si позволил сделать вывод, что при содержании кремния в стали 0,04 % и 0,6 % в системе протекает эвтектическая реакция распада жидкости на смесь фаз $\zeta + \eta + \text{FeSi}$. Этот процесс приводит к прямому контакту расплава и стальной основы, ускоряя взаимную диффузию железа и цинка. В результате интенсивно образуется ζ -фаза, что приводит к стремительному росту толщины покрытия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Знаменский Ю.П. Цинкование погружением. Обнинск, 2012. 546 с.
2. Maass P., Peissker P. Handbook of Hot-Dip Galvanization. Germany: Wiley-VCH, 2011. 494 p.
3. Sandelin R.W. Galvanizing characteristic of different types of steel // Wire and wire product. 1940. Vol. 15. № 11. P. 655–660.
4. Тарасова А.А. Особенности цинкования кремнийсодержащих сталей. М.: Металлургия, 1984. 72 с.
5. Kodras M.S., Niessen P. Siliconinduced destabilization of galvanized coatings in the sandelin peak region // Metallography. 1989. Vol. 22. № 3. P. 253–267.
6. Tang N.Y. Control of Silicon Reactivity in General Galvanizing // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. 2008. Vol. 29. № 4. P. 337–344.
7. Xu B., Phelan D., Dippenaar R. Role of silicon in solidification microstructure in hot-dipped 55 wt% Al–Zn–Si coatings // Materials Science and Engineering A. 2008. Vol. 473. № 1-2. P. 76–80.
8. Che C., Lu J., Kong G., Xu Q. Role of silicon in steels on galvanized coatings // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). 2009. Vol. 22. № 2. P. 138–145.
9. Kania H. Kinetics of growth and structure of coatings obtained on sandelin steels in the high-temperature galvanizing process // Solid State Phenomena. 2014. Vol. 212. P. 127–132.
10. Liberski P., Tatarek A., Mendala J. Investigation of the initial stage of hot dip zinc coatings on iron alloys with various silicon contents // Solid State Phenomena. 2014. Vol. 212. P. 121–126.
11. Inoue J., Miwa S. and Koseki T. Effect of Si content in steel on formation of Fe-Zn intermetallic compound layer at pure Zn melt/steel interface // Tetsu-To-Hagane / Journal of the Iron and Steel Institute of Japan. 2014. Vol. 100. № 3. P. 390–396.
12. Tu H., Song Y.-Y., Liu Y., Lü W., Su X.-P., Peng H.-P., Wu C.-J. Effect of Silicon on Microstructure and Growth Kinetics of Hot-Dip Galvanized ZnAl4 Coatings // Fenmo Yejim Cailiao Kexue yu Gongcheng / Ma-

- terials Science and Engineering of Powder Metallurgy. 2015. Vol. 20. № 6. P. 815–821.
13. Pokorny P., Kolisko J., Balik L., Novak P. Reaction kinetics of the formation of intermetallic Fe – Zn during hot-dip galvanizing of steel // Metalurgija. 2016. Vol. 55. № 1. P. 111–114.
14. Sepper S., Peetsalu P., Kulu P., Saarna M., Mikli V. The role of silicon in the hot dip galvanizing process // Proceedings of the Estonian Academy of Sciences. 2016. Vol. 65. № 2. P. 159–165.
15. Bellini C., Carlino F., Natali S. Analysis of the Al and Ti additions influences on phases generation and damage in a hot dip galvanizing process // Procedia Structural Integrity. 2019. Vol. 18. P. 688–693.
16. Min T., Gao Y., Huang X., Gong Z., Li K., Ma S. Effects of aluminum concentration on the formation of inhibition layer during hot-dip galvanizing // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2018. Vol. 127. P. 394–402.
17. Samanta S., Halder A.K., Deo Y., Guha S., Dutta M. Effect of Mn and Cr on the selective oxidation, surface segregation and hot-dip Zn coat ability // Surface and Coatings Technology. 2019. Vol. 377. Art. 124908.
18. Xu W., Wei L., Zhang Z., Liu Y., Chou K.-C., Fan H., Li Q. Effects of lanthanum addition on the microstructure and corrosion resistance of galvanized coating // Journal of Alloys and Compounds. 2019. Vol. 784. P. 859–868.
19. Shibli S.M.A., Meena B.N., Remya R. A review on recent approaches in the field of hot dip zinc galvanizing process // Surface and Coatings Technology. 2015. Vol. 262. P. 210–215.
20. Sha C., Liu S., Du Y., Xu H., Zhang L., Liu Y. Experimental investigation and thermodynamic reassessment of the FeSiZn system // Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. 2010. Vol. 34. № 4. P. 405–414.

REFERENCES

1. Znamensky Yu.P. *Tsinkovanie pogruzeniem* [Dip galvanizing]. Obninsk, 2012. 546 p.
2. Maass P., Peissker P. *Handbook of Hot-Dip Galvanization*. Germany, Wiley-VCH, 2011. 494 p.
3. Sandelin R.W. Galvanizing characteristic of different types of steel. *Wire and wire product*, 1940, vol. 15, no. 11, pp. 655–660.
4. Tarasova A.A. *Osobennosti tsinkovaniya kremniy-soderzhashchikh staley* [Features of galvanizing silicon-containing steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984. 72 p.
5. Kodras M.S., Niessen P. Siliconinduced destabilization of galvanized coatings in the sandelin peak region. *Metallography*, 1989, vol. 22, no. 3, pp. 253–267.
6. Tang N.Y. Control of Silicon Reactivity in General Galvanizing. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2008, vol. 29, no. 4, pp. 337–344.
7. Xu B., Phelan D., Dippenaar R. Role of silicon in solidification microstructure in hot-dipped 55 wt% Al–Zn–Si coatings. *Materials Science and Engineering A*, 2008, vol. 473, no. 1-2, pp. 76–80.
8. Che C., Lu J., Kong G., Xu Q. Role of silicon in steels on galvanized coatings. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2009, vol. 22, no. 2, pp. 138–145.

9. Kania H. Kinetics of growth and structure of coatings obtained on sandelin steels in the high-temperature galvanizing process. *Solid State Phenomena*, 2014, vol. 212, pp. 127–132.
10. Liberski P., Tatarek A., Mendala J. Investigation of the initial stage of hot dip zinc coatings on iron alloys with various silicon contents. *Solid State Phenomena*, 2014, vol. 212, pp. 121–126.
11. Inoue J., Miwa S. and Koseki T. Effect of Si content in steel on formation of Fe-Zn intermetallic compound layer at pure Zn melt/steel interface. *Tetsu-To-Hagane / Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*, 2014, vol. 100, no. 3, pp. 390–396.
12. Tu H., Song Y.-Y., Liu Y., Lü W., Su X.-P., Peng H.-P., Wu C.-J. Effect of Silicon on Microstructure and Growth Kinetics of Hot-Dip Galvanized ZnAl4 Coatings. *Fenmo Yejin Cailiao Kexue yu Gongcheng / Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2015, vol. 20, no. 6, pp. 815–821.
13. Pokorny P., Kolisko J., Balik L., Novak P. Reaction kinetics of the formation of intermetallic Fe – Zn during hot-dip galvanizing of steel. *Metalurgija*, 2016, vol. 55, no. 1, pp. 111–114.
14. Sepper S., Peetsalu P., Kulu P., Saarna M., Mikli V. The role of silicon in the hot dip galvanizing process. *Proceedings of the Estonian Academy of Sciences*, 2016, vol. 65, no. 2, pp. 159–165.
15. Bellini C., Carlino F., Natali S. Analysis of the Al and Ti additions influences on phases generation and damage in a hot dip galvanizing process. *Procedia Structural Integrity*, 2019, vol. 18, pp. 688–693.
16. Min T., Gao Y., Huang X., Gong Z., Li K., Ma S. Effects of aluminum concentration on the formation of inhibition layer during hot-dip galvanizing. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, vol. 127, pp. 394–402.
17. Samanta S., Halder A.K., Deo Y., Guha S., Dutta M. Effect of Mn and Cr on the selective oxidation, surface segregation and hot-dip Zn coat ability. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 377, art. 124908.
18. Xu W., Wei L., Zhang Z., Liu Y., Chou K.-C., Fan H., Li Q. Effects of lanthanum addition on the microstructure and corrosion resistance of galvanized coating. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 784, pp. 859–868.
19. Shibli S.M.A., Meena B.N., Remya R. A review on recent approaches in the field of hot dip zinc galvanizing process. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 262, pp. 210–215.
20. Sha C., Liu S., Du Y., Xu H., Zhang L., Liu Y. Experimental investigation and thermodynamic reassessment of the FeSiZn system. *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, 2010, vol. 34, no. 4, pp. 405–414.

The influence of time of holding in a melt on the morphology of zinc coating on steels with various silicon content

© 2020

Andrey M. Golovach^{*1}, student*Mariya O. Dmitrieva*², student*Olga S. Bondareva*³, PhD (Engineering),

assistant professor of Chair of Metal Technology and Aviation Materials Science

*Aleksey A. Melnikov*⁴, PhD (Engineering),

Associate Professor, assistant professor of Chair of Metal Technology and Aviation Materials Science

Academician S.P. Korolev Samara National Research University, Samara (Russia)

*E-mail: machete.ru2016@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1329-3001>²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4874-9278>³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4273-2483>⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1953-3670>

Abstract: The formation of zinc coating on steels in the process of hot galvanizing is determined by such factors as the process temperature, holding time, the chemical composition of steel, and particularly, silicon content. In the 1940s of the XX century, R.W. Sandelin described the process of the significant acceleration of the reaction between ferrum and zinc at the silicon content in steel equal to 0.06–0.10 %. There are different methods of control of silicon reactance; however, the simplest method of control of coating thickness is the proper choice of time of product holding in the melt. The paper aims at the identifying the influence of time of holding in the melt on thickness and microstructure of the coating formed on steels with different content of silicon: S235 (Si=0.02 %), S235J0 (Si=0.04 %), S235JR (Si=0.17 %), 9MnSi5 (Si=0.6 %). To quantify silicon, the authors analyzed the chemical composition of steels using the spark spectrometry technique. The study identified that the coating thickens on steel with the course of time of holding in the melt according to the parabolic law. The most intensive growth of coating thickness with the course of time is observed on reactive steels with silicon content of 0.04 % and high-silicon steels with silicon content of 0.6 %. The reactive steel showed the significant growth of variations in thickness. The authors carried out the analysis of microstructure using the TESCAN Vega SB scanning electron microscope; the analysis showed that the growth of a coating is determined by the peculiarities of ζ -phase structure. The analysis of the Fe-Zn-Si triple diagram allowed concluding that with the silicon content of 0.04 % and 0.6 % in steel, the eutectic decomposition of fluid into ζ + η +FeSi phases' mixture progresses in the system. This process leads to the direct contact of the melt and steel base and intensifies the interdiffusion of ferrum and zinc. As a result, the ζ -phase actively produces that leads to the rapid growth of the coating thickness.

Keywords: zinc coating; silicon steels; coating morphology; Sandelin effect; Fe-Zn-Si system.

Acknowledgements: The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Golovach A.M., Dmitrieva M.O., Bondareva O.S., Melnikov A.A. The influence of time of holding in a melt on the morphology of zinc coating on steels with various silicon content. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 23–31. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-23-31.

Расчетно-теоретическое исследование характеристик течения двухфазного потока в пескоструйном аппарате

© 2020

*Горелов Николай Дмитриевич*¹, студент кафедры «Ракетные двигатели»*Попов Всеволод Валериевич*^{*2}, студент кафедры «Ракетные двигатели»*Берников Владимир Владиславович*³, инженер

Научно-исследовательского института энергетического машиностроения

Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана, Москва (Россия)

*E-mail: sebastien97@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6761-8874>²ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6409-4294>³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8116-9657>

Аннотация: В статье рассматривается возможность конверсионного применения ракетной установки как пескоструйного аппарата для термоабразивной обработки. Получение более высоких итоговых характеристик обрабатываемой поверхности достигается путем воздействия на объект высокотемпературного двухфазного потока, разгоняемого в цилиндрической части сопла установки. Эжекторная подача сыпучего абразива обуславливает относительную простоту конструкции аппарата. Обоснование эффективности устройства подобного рода проведено посредством моделирования газодинамического процесса в программном комплексе вычислительной гидродинамики, расчеты которого базируются на системе уравнений, включающей ключевые параметры как транспортирующего газа, так и частиц твердой фазы. В моделировании процесса учитывается влияние геометрических и режимных особенностей, соответствующих реальной установке-прототипу. При дальнейшем анализе исследуется влияние различных граничных условий на сверхзвуковой двухфазный поток для определения оптимального режима. Учитывается взаимное влияние газового потока и твердых частиц абразива, начиная от сечения подачи порошка и заканчивая выходным сечением сопла. Приведено сравнение полей температуры и давления в зависимости от входных значений, а также основывающиеся на этих значениях поля скоростей рабочего тела. Отдельно проведен анализ зависимости скорости движения твердых частиц от координаты при различных начальных данных температуры и давления. Особое внимание уделяется рассмотрению степени влияния размера частиц *k*-фазы на скоростные показатели. В процессе исследования выявлены ключевые способы регулирования установки для достижения заданных режимных параметров. В заключение приводятся выводы об эффективности и конкурентоспособности исследуемого метода термоабразивной обработки.

Ключевые слова: термоабразивная обработка; пескоструйный аппарат; сверхзвуковой эжектор; двухфазный поток; метод конечных объемов.

Благодарности: Авторы статьи благодарят кандидата технических наук, начальника отдела ЭМ 1.4 Научно-исследовательского института энергетического машиностроения В.И. Томака за содействие при подготовке материала статьи и предоставление информации об установке-прототипе, а также доктора технических наук, профессора кафедры «Ракетные двигатели» МГТУ им. Н.Э. Баумана А.В. Сухова за ценные советы при проведении исследования.

Для цитирования: Горелов Н.Д., Попов В.В., Берников В.В. Расчетно-теоретическое исследование характеристик течения двухфазного потока в пескоструйном аппарате // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 32–41. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-32-41.

ВВЕДЕНИЕ

Применение в других отраслях народного хозяйства новых конструкторских решений, уникальных идей и технологий ракетно-космической отрасли представляется стратегически оправданным с макроэкономической точки зрения. По этой причине конверсия является одним из наиболее приоритетных направлений исследований в области ракетного двигателестроения на сегодняшний день [1].

Одним из конверсионных направлений научно-исследовательской и опытно-конструкторской работы кафедры Э1 и отдела ЭМ1-4 (филиал МГТУ) является исследование характеристик течения двухфазного сверхзвукового высокотемпературного потока в ракетной установке, работающей на топливе «керосин – воздух» с эжектор-

ной системой подачи абразивного вещества [2]. Назначение установки такого рода – абразивоструйная очистка поверхностей различных систем и агрегатов, в частности днищ кораблей от ржавчины. Впоследствии подобные устройства могут использоваться для газодинамического цинкования и других видов поверхностной обработки различных систем и агрегатов.

Основное преимущество обработки такими устройствами заключается в том, что на обрабатываемую поверхность производится как механическое воздействие, оказываемое сверхзвуковым потоком, так и тепловое и химическое, что обеспечивает существенное повышение эффективности работы установки, а именно скорости и качества очистки обрабатываемых поверхностей. Существующие в настоящее время пескоструйные аппараты, применяемые для газодинамической очистки,

в основном работают на холодном дозвуковом двухфазном потоке. Эффективность и скорость обработки поверхностей такими устройствами сравнительно невелика.

Изучению сверхзвуковых эжекторов посвящен ряд работ отечественных исследователей, направленных на определение оптимальных геометрических параметров установки при работе на критических режимах. Экспериментальные исследования в данной области способствовали пониманию термодинамики процесса, что, например, позволило реализовать в сверхзвуковом эжекторе с конической камерой смешения более эффективный процесс эжектирования пассивного газа [3]. Была предложена общая теория сверхзвуковых эжекторов, опирающаяся на термодинамику необратимых процессов, разработаны глобальные методики расчета двухфазных струйных аппаратов эжекторного типа с конической и цилиндрической камерами смешения [4].

Численное моделирование является одним из наиболее предпочтительных методов изучения процессов, протекающих в таких установках. Подобный подход был применен для верификации результатов, полученных в ходе экспериментального исследования структуры течения двухфазного потока и полей дисперсной фазы для эжектора с профилированным соплом [5]. За рубежом авторы представили численные расчеты для моделирования сверхзвуковых эжекторных установок как с изобарической [6], так и с конической [7] камерами смешения. Кроме того, в ряде иностранных работ рассматривается влияние профилирования сопла на характеристики устройства при различных значениях входного давления [8], а также приводится комплексное численное исследование процессов в двухмерном двухфазном сверхзвуковом аппарате с эжектированием поперечными микроструями [9].

Приведенные выше исследования несут более общий характер или же имеют другую область применения, как, например, в работе [5] – для проведения высотных испытаний в авиационной и ракетно-космической отрасли. Перед авторами настоящей работы стоит задача определить степень влияния исходных параметров на режимы работы установки как пескоструйного аппарата. В качестве твердой фазы может выступать мелкодисперсный абразив, в частности речной песок [10].

Цель исследования – моделирование процессов, соответствующих различным режимам работы сверхзвуковой двухфазной эжекторной установки как пескоструйного аппарата, и анализ степени влияния исходных параметров на эффективность режимов термообработки.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ

Сохранение определенной величины U означает, что ее изменение во времени $\frac{\partial}{\partial t} \int_{\Omega} U d\Omega$ внутри произвольно выбранного объема Ω , имеющего замкнутую границу $\partial\Omega$, можно выразить как прирост этой величины за счет потока – величину U , проходящую через границу объема dS со скоростью $v - \int_{\partial S} U(\vec{v} \cdot \vec{n}) d\vec{S}$, и за счет любых внутренних или внешних сил Q или источников $\int_{\Omega} Q_v d\Omega + \int_{\partial S} \vec{Q}_s \cdot d\vec{S}$.

Решение уравнений газовой динамики проводится методом конечных объемов, принцип которого заключается в разбиении области потока на большое число элементарных объемов, в каждом из которых должны выполняться законы сохранения массы, импульса и энергии [11; 12].

Представим уравнения, соответствующие законам сохранения.

Закон сохранения массы, или уравнение неразрывности:

$$\frac{\partial}{\partial t} \int_{\Omega} \rho d\Omega + \int_{\partial S} \rho(\vec{v} \cdot \vec{n}) dS = 0, \quad (1)$$

закон сохранения импульса, или количества движения:

$$\frac{\partial}{\partial t} \int_{\Omega} \rho \vec{v} d\Omega + \int_{\partial S} \rho \vec{v}(\vec{v} \cdot \vec{n}) dS = - \int_{\partial S} \rho \vec{n} dS + \int_{\partial S} (\vec{\tau} \cdot \vec{n}) dS, \quad (2)$$

закон сохранения энергии:

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t} \int_{\Omega} \rho E d\Omega + \int_{\partial S} \rho E(\vec{v} \cdot \vec{n}) dS = \\ = - \int_{\partial S} k(\nabla T \cdot \vec{n}) dS + \int_{\partial S} (\vec{\tau} \cdot \vec{v}) \vec{n} dS \end{aligned}, \quad (3)$$

где ρ – плотность потока;

$\vec{v} = [u, v, w]^T$ – скорость потока;

\vec{n} – нормаль к поверхности dS ;

p – абсолютное давление;

$\vec{\tau}$ – тензор касательных напряжений;

E – энергия;

k – коэффициент теплопроводности;

∇T – градиент температуры.

В случае ньютоновской жидкости система уравнений (1–3) представляет собой систему интегральных уравнений Навье – Стокса [13; 14]. Применяя теорему Гаусса, можно привести их к дифференциальному виду [15].

В трехмерном виде уравнения Навье – Стокса являются системой из пяти уравнений с семью неизвестными ρ, u, v, w, E, p, T [16]. Следовательно, необходимо ввести два дополнительных уравнения, которые должны устанавливать связь между термодинамическим состоянием жидкости. Одним из таких уравнений является уравнение состояния идеального газа

$$p = (\gamma - 1) \rho \left(E - \frac{v_x^2 + v_y^2 + v_z^2}{2} \right),$$

а в качестве второго примем зависимость энтальпии от температуры, которое будет иметь эмпирический, полиномиальный вид [10]:

$$H(T) = \sum_{i=0}^N a_i T^i,$$

где γ – коэффициент адиабаты;

H – энтальпия;

a – эмпирический коэффициент.

Необходимо ввести уравнение движения твердых частиц, которое описывает поведение частиц k -фазы, движущихся по аппарату:

$$\frac{du_p}{dt} = F_D(u - u_p), \quad (4)$$

где u_p – скорость твердых частиц;
 u – скорость газа;
 $F_D(u - u_p)$ – сила лобового сопротивления, которая может быть вычислена по следующей формуле:

$$F_D = \frac{18\mu}{\rho_p d_p^2} \frac{C_D Re}{24}, \quad (5)$$

где ρ_p и d_p – плотность и диаметр твердых частиц соответственно;
 μ – динамическая вязкость среды;
 C_D – коэффициент лобового сопротивления для идеально сферических частиц, который вычисляется по эмпирической формуле:

$$C_D = a_1 + \frac{a_2}{Re} + \frac{a_3}{Re^2}, \quad (6)$$

где a_1, a_2, a_3 – коэффициенты, зависящие от относительного числа Рейнольдса [17]:

$$Re = \frac{\rho d_p |u - u_p|}{\mu}.$$

Геометрические данные для обчислываемой модели, представленные на рис. 1, взяты с реально существующего прототипа, находящегося в МГТУ. Продукты сгорания топливной смеси «керосин – воздух» поступают

из камеры сгорания через диффузор в цилиндрический канал, где разгоняются до звуковых скоростей. На начальном участке цилиндрического канала происходит эжекторная подача твердого порошка (абразива), который уносится потоком горячего рабочего тела. В сопле происходит разгон абразива, и в результате высокотемпературный двухфазный поток направляется на обрабатываемую поверхность.

Расчет методом конечных объемов выполняется в программном пакете “Ansys Fluent”.

Первым шагом в решении задачи является построение расчетной сетки модели. Сетка построена при помощи программного пакета “Ansys Mesh”, число ячеек – 56809. На рис. 2 изображена часть сетки вблизи критического сечения и зоны подачи абразива.

Задача решается для стационарного двухмерного осесимметричного случая. Решение уравнений производится с помощью так называемых density-based алгоритмов [18]. При решении также используются модели энергии, турбулентности и модель лагранжевых частиц, которая необходима для моделирования твердых частиц – абразива с плотностью 2000 кг/м³.

В качестве топлива используется смесь воздуха и керосина с массовым соотношением $K_m=100$, термодинамические параметры которой рассчитаны с применением программы “Tetra”. Из расчетов этой программы взяты полиномиальная зависимость удельной теплоемкости и динамической вязкости от температуры и молярная масса газовой фазы.

Для учета модели турбулентности выбрана двухпараметрическая $k-\epsilon$ -модель со стандартными параметрами как оптимальная для данного класса задач [19]. Данная модель вводит в систему уравнений Навье – Стокса два дополнительных уравнения: переноса кинетической энергии турбулентности и переноса диссипации турбулентности, а также два параметра: k – кинетическая энергия турбулентности и ϵ – коэффициент диссипации этой энергии.

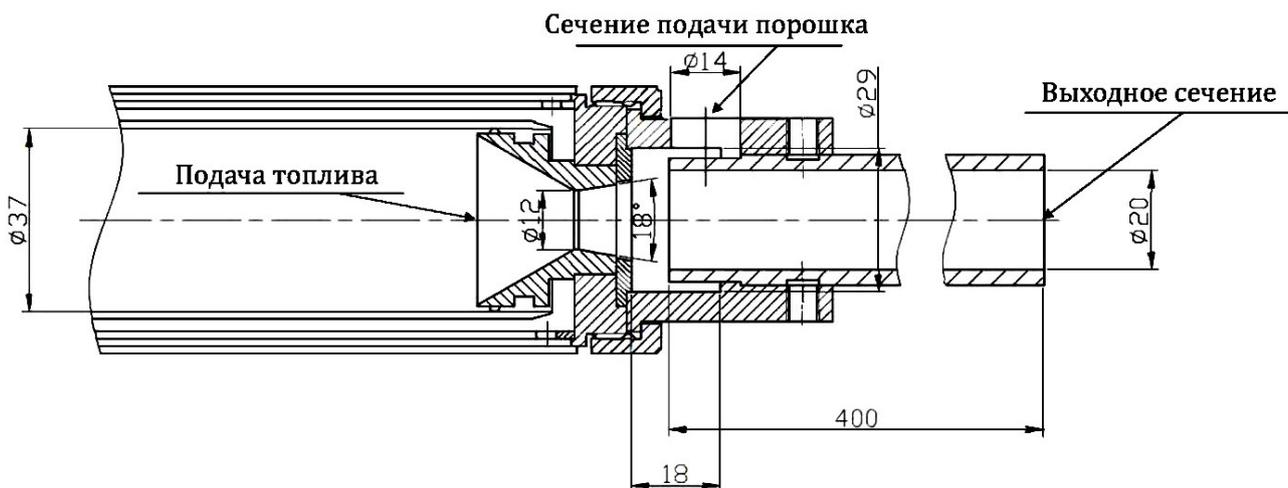


Рис. 1. Геометрия модели
 Fig. 1. Model geometry

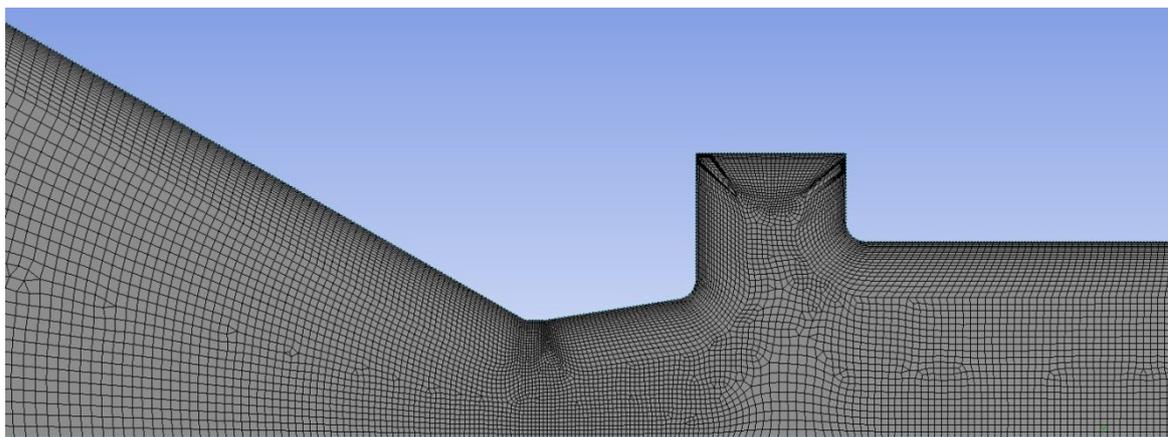


Рис. 2. Расчетная сетка
Fig. 2. Computational grid

В качестве граничных заданы следующие условия:

– параметры потока в выходном сечении цилиндрического участка совпадают с параметрами внешней среды $p=0,1$ МПа, $T=298$ К;

– параметры потока в сечении подачи частиц: $p=0,11$ МПа, $T=298$ К;

– параметры потока во входном сечении: $p=p_{вх}$, $T=T_{вх}$;

– диаметр частиц твердой фазы: $d=d_p$.

В данной работе проведено исследование влияния давления $p_{вх}$ и температуры рабочего тела на входе в сопло $T_{вх}$, а также диаметра частиц твердой фазы d_p на выходные характеристики потока. Диапазон изменения этих параметров взят из паспорта установки.

На основе расчетов необходимо подобрать оптимальный режим работы пескоструйного аппарата для наиболее эффективной его работы. Расчеты производятся итерационно до тех пор, пока разница между двумя последовательными итерациями не будет меньше 10^{-7} .

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Первый из параметров, влияющих на работу пескоструйного аппарата, – температура газовой фазы на входе в канал установки. При работе непосредственно с аппаратом варьирование этого параметра может достигаться изменением массового расхода керосина в топливе. Например, для получения более высоких температур массовый расход керосина необходимо увеличить. Диапазон температур, в котором производится исследование, составляет $T_{вх}=500...1000$ К.

На рис. 3 представлены поля температур. Как и следовало ожидать, повышение температуры на входе приводит к более высоким температурам потока на выходе: при температуре на входе 1000 К температура на выходе составляет ~ 750 К, а при температуре на входе 500 К температура на выходе ~ 360 К.

Изменение температуры также влияет и на скорость потока. На рис. 4 представлены поля скоростей потока. Можно заметить, что при повышении температуры значительно увеличивается скорость потока в зоне смеше-

ния (700 м/с при температуре 1000 К и 300 м/с при температуре 500 К) и незначительно растет скорость рабочего тела на выходе из канала.

При температуре на входе 1000 К скорость газа на выходе из канала составляет 500 м/с, а при температуре 500 К ~ 300 м/с.

Интересно рассмотреть влияние температуры на скорость твердых частиц. На рис. 5 представлены зависимости скорости движения частиц и температуры от длины пройденного пути.

При существенном увеличении температуры на входе в установку не наблюдается сколько-нибудь значительного изменения скорости твердых частиц, т.е. можно говорить о том, что, если для повышения качества обработки поверхности требуется увеличить скорость частиц, изменять температуру неэффективно. Здесь следует отметить невысокий уровень нагрева частиц, а именно $\Delta T_p=10$ К и $\Delta T_p=2$ при температуре потока во входном сечении установки 1000 К и 500 К соответственно. Это объяснимо малым временем пребывания частиц в цилиндрической части канала установки. Другими словами, температурное влияние самих частиц на обрабатываемую поверхность невелико.

Исходя из вышеперечисленных особенностей, можно сделать вывод, что варьирование начальной температуры газа позволяет увеличивать температуру потока, действующего на обрабатываемую поверхность со стороны газа, и не позволяет увеличить скорость истекающих из канала установки частиц k -фазы. Давление на входе является параметром, регулировать который можно, например, увеличением давления на выходе из компрессора, который подает воздух на вход и на наддув баков горючего. Рассматривается следующий диапазон изменения давления на входе в канал: $p_{вх}=0,3...0,5$ МПа. На рис. 6 представлены поля давлений потока при тчении по каналу пескоструйной установки при различных давлениях на входе, а на рис. 7 – поля скоростей. При повышении давления растет число косых скачков на выходе из сопла, что можно наблюдать на рисунках полей скоростей. При давлении на входе $p_{вх}=0,5$ МПа скорость потока на выходе составляет порядка 500 м/с, а при давлении $p_{вх}=0,3$ МПа – 380 м/с.

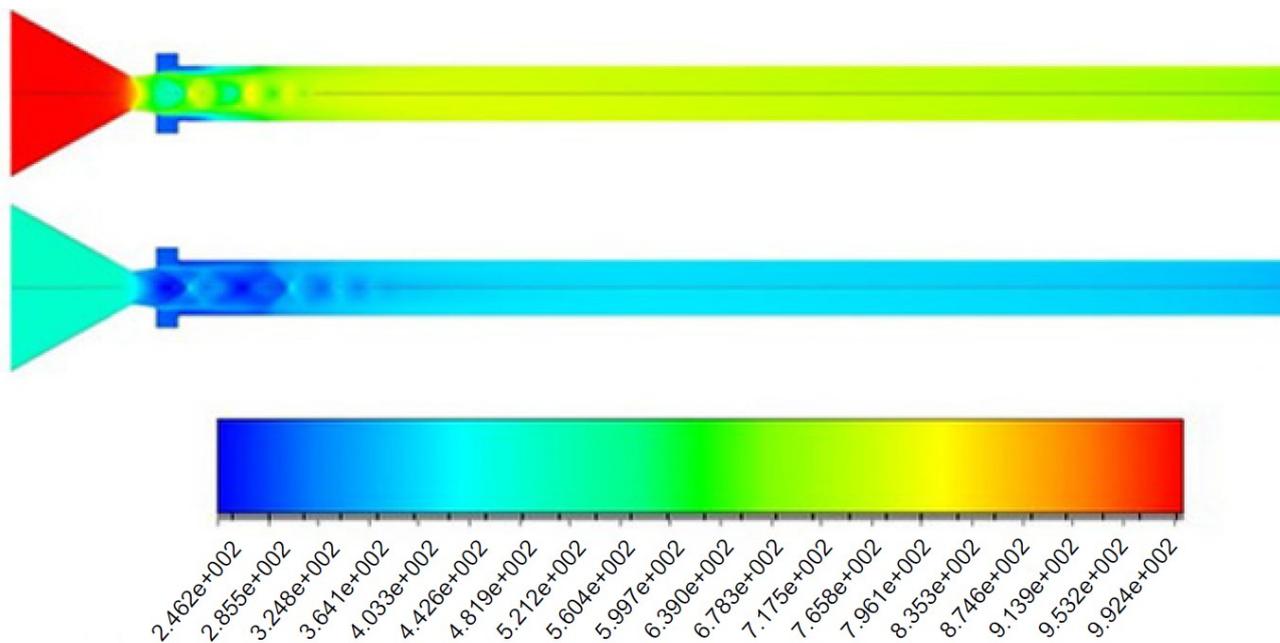


Рис. 3. Поля температур при различных температурах на входе в канал (1000 К – сверху; 500 К – снизу)
Fig. 3. Temperature fields at different temperatures at the channel inlet (1000 K – from the top; 500 K – from the bottom)

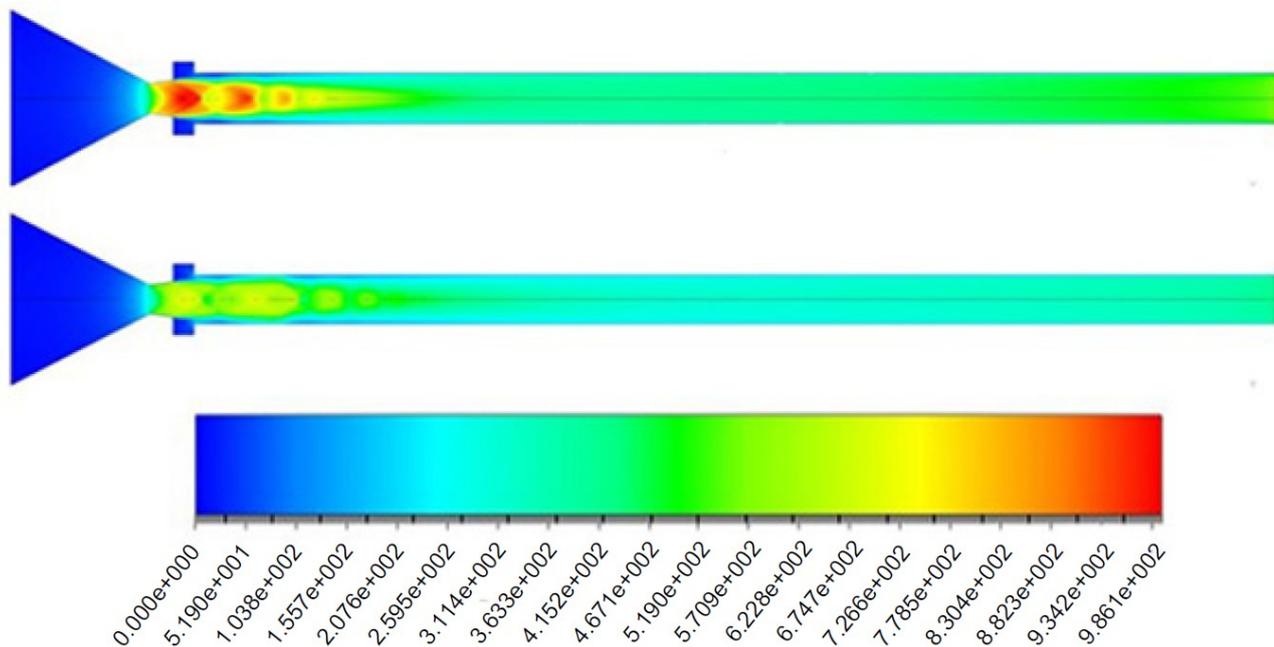


Рис. 4. Поля скоростей при различных температурах на входе в канал (1000 К – сверху; 500 К – снизу)
Fig. 4. Velocity fields at different temperatures at the channel inlet (1000 K – from the top; 500 K – from the bottom)

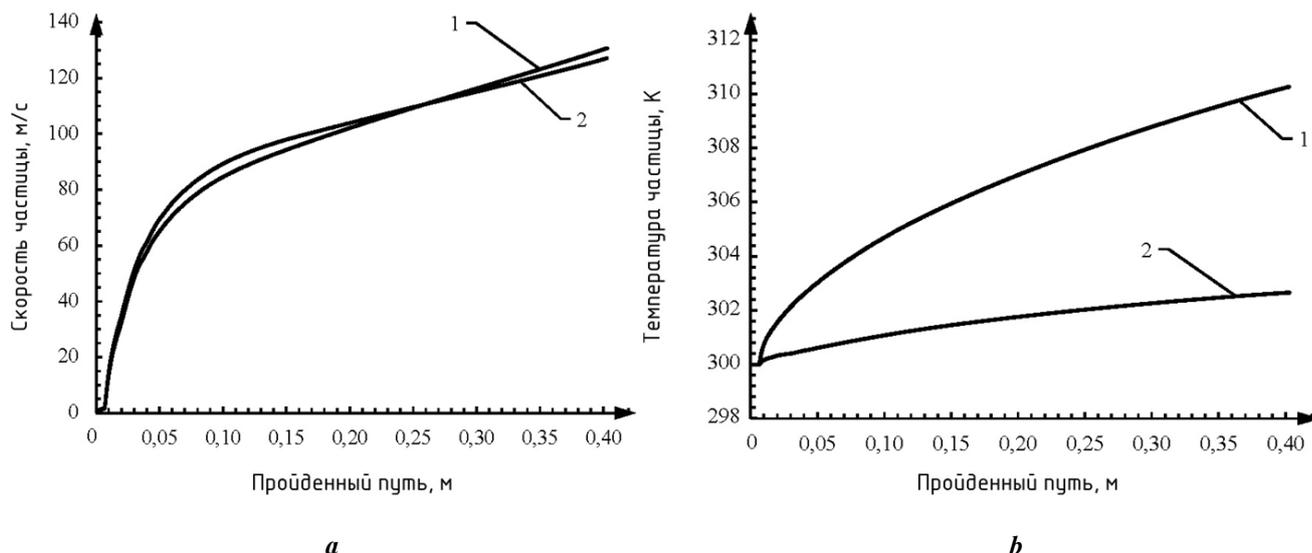


Рис. 5. Зависимость скорости (а) и температуры (б) частиц порошка от координаты X (1 – при температуре 1000 К; 2 – 500 К)

Fig. 5. The dependence of velocity (a) and temperature (b) of powder particles on X-coordinate (1 – at the temperature of 1000 K; 2 – 500 K)

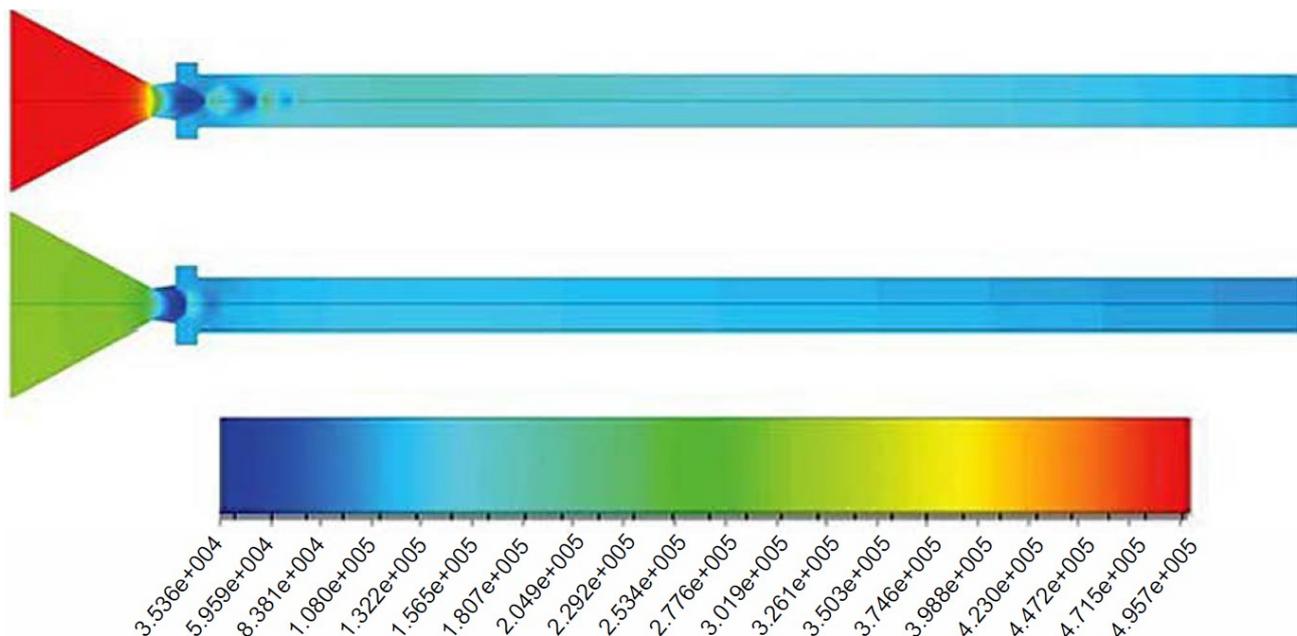


Рис. 6. Поля давлений при различных давлениях на входе в канал (0,5 МПа – сверху; 0,3 МПа – снизу)

Fig. 6. Pressure fields at different pressures at the channel inlet (0.5 MPa – from the top; 0.3 MPa – from the bottom)

Давление на входе в канал установки также значительно влияет на скорость частиц порошка, что видно по данным, приведенным на рис. 8, где показано увеличение скорости частиц с ростом давления. На данном графике изображена зависимость скорости частиц от пройденного пути. Так, с увеличением давления с 0,3 до 0,5 МПа скорость частиц

на срезе ускорителя растет от 90 до 135 м/с. Это говорит о том, что давление является одним из параметров, существенно влияющих на скорость частиц, а следовательно, на эффективность работы всей пескоструйной установки.

Исходя из вышеописанного, можно обеспечить возможность настройки пескоструйного аппарата для подбора

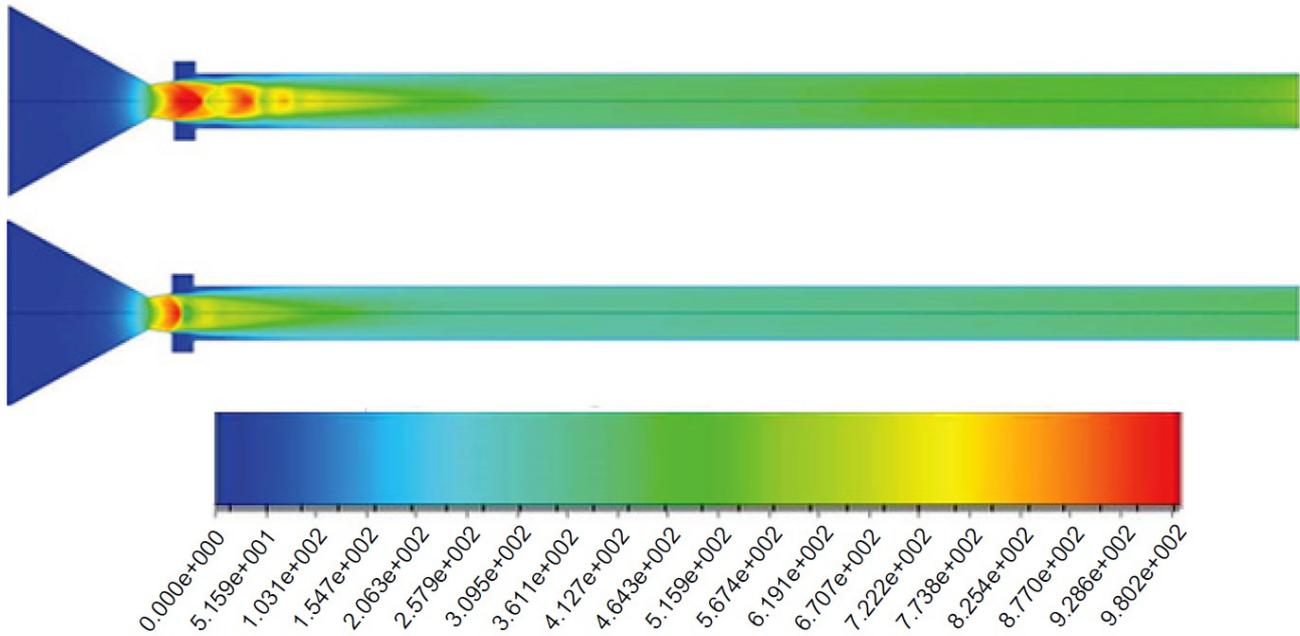


Рис. 7. Поля скоростей при различных давлениях на входе в канал (0,5 МПа – сверху; 0,3 МПа – снизу)
Fig. 7. Velocity fields at different pressures at the channel inlet (0.5 MPa – from the top; 0.3 MPa – from the bottom)

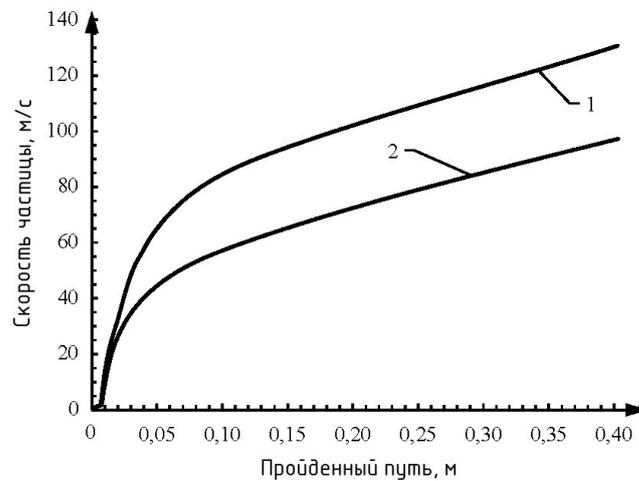


Рис. 8. Зависимость скорости частиц порошка от давления в канале установки (1 – 0,5 МПа; 2 – 0,3 МПа)
Fig. 8. The dependence of powder particles velocity on the pressure at the device channel inlet (1 – 0.5 MPa; 2 – 0.3 MPa)

требуемого скоростного режима течения частиц порошка на выходе из канала установки.

Последний параметр, который влияет на работу изучаемого аппарата, – диаметр частиц твердой фазы. Изучение этого параметра проводилось при следующих граничных условиях: $p_{вх}=0,5$ МПа, $T_{вх}=1000$ К. Эти параметры позволяют получить наибольшие

значения скорости. Диапазон изменения диаметров: $d_p=500...1500$ мкм.

На рис. 9 показано изменение скорости частиц различного диаметра по длине пройденного пути; цифрами обозначены кривые, соответствующие следующим диаметрам: 1 – 500 мкм; 2 – 750 мкм; 3 – 1000 мкм; 4 – 1250 мкм; 5 – 1500 мкм. С уменьшением диаметра

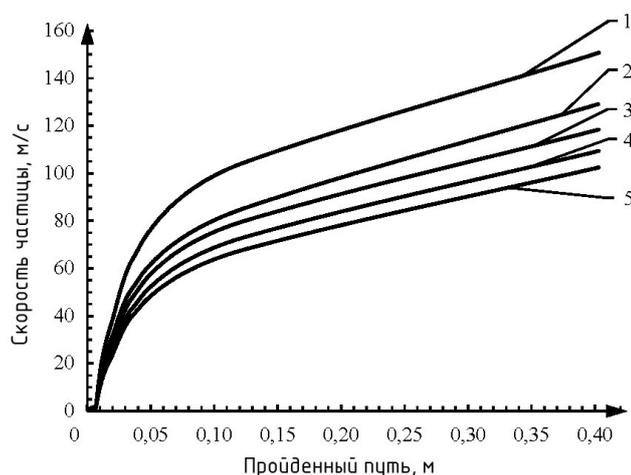


Рис. 9. Зависимость скоростей движения частиц от их диаметра (1 – 500 мкм; 2 – 750 мкм; 3 – 1000 мкм; 4 – 1250 мкм; 5 – 1500 мкм)

Fig. 9. The dependence of particles motion velocities on their diameter (1 – 500 micron; 2 – 750 micron; 3 – 1000 micron; 4 – 1250 micron; 5 – 1500 micron)

частиц скорость их движения существенно растет: так, при диаметре $d_p=1500$ мкм скорость частиц на выходе из канала составляет ~ 95 м/с, а при диаметре $d_p=500$ мкм ~ 150 м/с.

Данное поведение объясняется аналитически [20]. Согласно уравнению (6), сила, действующая на частицу со стороны газового потока, прямо пропорциональна произведению коэффициента лобового сопротивления на величину относительного числа Рейнольдса и обратно пропорциональна квадрату диаметра частицы.

Проведя математические преобразования уравнения (4) путем подстановки в него уравнений (5) и (6), покажем, что величина силы лобового сопротивления обратно пропорциональна кубу диаметра частицы:

$$F_D \sim \frac{1}{d_p^2} \left(a_1 \text{Re} + a_2 + \frac{a_3}{\text{Re}} \right) \sim \frac{1}{d_p^2 \text{Re}} \sim \frac{1}{d_p^3}.$$

Очевидно существенное влияние диаметра частиц на их скорость выхода из установки. Это означает, что возможно регулирование обработки поверхностей различных систем и агрегатов путем изменения типа абразивного порошка и дисперсности его состава.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Обоснована возможность эффективного конверсионного применения ракетной двигательной установки в качестве устройства для термоабразивной обработки поверхностей, а именно пескоструйного аппарата.

Показана большая степень влияния температурного воздействия на режим термической обработки; достигнуто более высокое значение скорости частиц при меньшем давлении подачи воздуха сравнительно с традиционными (холодными) установками.

Подтверждено низкое влияние изменения температуры на входе на скорость частиц абразива.

Продемонстрирована высокая степень влияния входного давления на скорость частиц и режим обработки. Выявлена низкая эффективность изменения начальной температуры для улучшения качества обрабатываемой поверхности; отмечен невысокий уровень нагрева частиц, а именно не более 10 К, для рассматриваемого диапазона параметров.

Показано, что регулирование режима обработки поверхностей различных систем и агрегатов возможно путем изменения типа абразивного порошка и его дисперсности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ягодников Д.А., Александренков В.П., Власов Ю.Н. Актуальные проблемы ракетного двигателестроения. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2017. 295 с.
2. Цегельский В.Г. К теории газовых эжекторов с цилиндрической и конической камерами смешения // Известия вузов. Машиностроение. 2012. № 2. С. 46–71.
3. Цегельский В.Г., Акимов М.В., Сафаргалиев Т.Д. Экспериментально-теоретическое исследование режимов работы сверхзвуковых газовых эжекторов с цилиндрической и конической камерами смешения // Известия вузов. Машиностроение. 2012. № 3. С. 48–58.
4. Цегельский В.Г. Струйные аппараты. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2017. 573 с.
5. Лепешинский И.А., Решетников В.А., Заранкевич И.А. Численное моделирование и экспериментальное исследование жидкостно-газового двухфазного эжектора со сверхзвуковым профилированным соплом // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. 2017. Т. 16. № 2. С. 164–171.
6. Zhu Y., Cai W., Wen C., Li Y. Numerical investigation of geometry parameters for design of high performance ejectors // Applied Thermal Engineering. 2009. Vol. 29. № 5-6. P. 898–905.

7. Kim S., Kwon S. Experimental determination of geometric parameters for an annular injection type supersonic ejector // *Journal of Fluids Engineering*. 2006. Vol. 128. № 6. P. 1164–1171.
8. Vojta L., Dvorak V. Measurement and calculating of supersonic ejectors // *EPJ Web of Conferences*. 2019. Vol. 213. P. 1–7.
9. Dandani M., Lepiller V., Abderrahmane G., Désévaux P. Numerical Visualizations of Mixing Enhancement in a 2D Supersonic Ejector // *Fluid Dynamics and Materials Processing*. 2018. Vol. 14. № 1. P. 23–37.
10. Минязев Д.В. Абразивные материалы для пескоструйной обработки // *Наука и образование сегодня*. 2017. № 6. С. 30–34.
11. Chung T.J. *Computational Fluid Dynamics*. 2nd ed. Cambridge University Press, 2010. 1058 p.
12. Blazek J. *Computational Fluid Dynamics: Principles and Applications*. 3rd ed. Elsevier, 2015. 451 p.
13. Schlichting H. *Boundary Layer Theory*. 7th ed. New York: McGraw-Hill, 1979. 817 p.
14. White F.M. *Viscous Fluid Flow*. New York: McGraw-Hill, 1991. 614 p.
15. Vinokur M. Conservation Equations of Gas Dynamics in Curvilinear Coordinate Systems // *Journal of Computational Physics*. 1974. Vol. 14. P. 105–125.
16. Bussing T.R.A., Murman E.M. Finite-Volume Method for the Calculation of Compressible Chemically Reacting Flows // *AIAA Journal*. 1988. Vol. 26. P. 1070–1078.
17. Liepmann H.W., Roshko A. *Elements of Gas Dynamics*. New York: John Wiley & Sons, 1957. 460 p.
18. Hunter C.A. Experimental investigation of separated nozzle flows // *Journal of propulsion and power*. 2004. Vol. 20. № 3. P. 527–532.
19. Morsi S.A., Alexander A.J. An investigation of Particle Trajectories in Two-Phase Flow Systems // *Journal of Fluid Mechanics*. 1972. Vol. 55. № 2. P. 193–208.
20. Bardina J.E., Huang P.G., Coakley T.J. *Turbulence Modeling Validation, Testing, and Development*. Washington: Ames Research Center, 1997. 87 p.
- mixing chambers. *Izvestiya vuzov. Mashinostroenie*, 2012, no. 3, pp. 48–58.
4. Tsegelsky V.G. *Struynye apparaty* [Inkjet machines]. Moscow, MG TU im. N.E. Bauman Publ., 2017. 573 p.
5. Lepeshinsky I.A., Reshetnikov V.A., Zarankevich I.A. Numerical modeling and experimental research of a two-phase liquid-gas ejector with a profiled supersonic nozzle. *Vestnik Samarskogo universiteta. Aerokosmicheskaya tekhnika, tekhnologii i mashinostroenie*, 2017, vol. 16, no. 2, pp. 164–171.
6. Zhu Y., Cai W., Wen C., Li Y. Numerical investigation of geometry parameters for design of high performance ejectors. *Applied Thermal Engineering*, 2009, vol. 29, no. 5–6, pp. 898–905.
7. Kim S., Kwon S. Experimental determination of geometric parameters for an annular injection type supersonic ejector. *Journal of Fluids Engineering*, 2006, vol. 128, no. 6, pp. 1164–1171.
8. Vojta L., Dvorak V. Measurement and calculating of supersonic ejectors. *EPJ Web of Conferences*, 2019, vol. 213, pp. 1–7.
9. Dandani M., Lepiller V., Abderrahmane G., Désévaux P. Numerical Visualizations of Mixing Enhancement in a 2D Supersonic Ejector. *Fluid Dynamics and Materials Processing*, 2018, vol. 14, no. 1, pp. 23–37.
10. Minyazev D.V. Sandblasting abrasives. *Nauka i obrazovanie segodnya*, 2017, no. 6, pp. 30–34.
11. Chung T.J. *Computational Fluid Dynamics*. Cambridge University Press, 2010. 2nd ed., 1058 p.
12. Blazek J. *Computational Fluid Dynamics: Principles and Applications*. Elsevier, 2015. 3rd ed., 451 p.
13. Schlichting H. *Boundary Layer Theory*. New York, McGraw-Hill, 1979. 7th ed., 817 p.
14. White F.M. *Viscous Fluid Flow*. New York, McGraw-Hill, 1991. 614 p.
15. Vinokur M. Conservation Equations of Gas Dynamics in Curvilinear Coordinate Systems. *Journal of Computational Physics*, 1974, vol. 14, pp. 105–125.
16. Bussing T.R.A., Murman E.M. Finite-Volume Method for the Calculation of Compressible Chemically Reacting Flows. *AIAA Journal*, 1988, vol. 26, pp. 1070–1078.
17. Liepmann H.W., Roshko A. *Elements of Gas Dynamics*. New York, John Wiley & Sons, 1957. 460 p.
18. Hunter C.A. Experimental investigation of separated nozzle flows. *Journal of propulsion and power*, 2004, vol. 20, no. 3, pp. 527–532.
19. Morsi S.A., Alexander A.J. An investigation of Particle Trajectories in Two-Phase Flow Systems. *Journal of Fluid Mechanics*, 1972, vol. 55, no. 2, pp. 193–208.
20. Bardina J.E., Huang P.G., Coakley T.J. *Turbulence Modeling Validation, Testing, and Development*. Washington, Ames Research Center, 1997. 87 p.

REFERENCES

1. Yagodnikov D.A., Aleksandrenkov V.P., Vlasov Yu.N. *Aktualnye problemy raketnogo dvigatelestroeniya* [Actual problems of rocket propulsion]. Moscow, MG TU im. N.E. Bauman Publ., 2017. 295 p.
2. Tsegelsky V.G. On the theory of gas ejectors having cylindrical and conical mixing chambers. *Izvestiya vuzov. Mashinostroenie*, 2012, no. 2, pp. 46–71.
3. Tsegelsky V.G., Akimov M.V., Safargaliev T.D. Experimental and theoretical investigation of operating modes of supersonic gas ejectors with cylindrical and conical

Calculation-theoretical study of characteristics of the two-phase flow in a sandblasting machine

© 2020

*Nikolay D. Gorelov*¹, student of Chair “Rocket Engines”

Vsevolod V. Popov^{*2}, student of Chair “Rocket Engines”

*Vladimir V. Bernikov*³, engineer of the Research Institute of Power Engineering

Bauman Moscow State Technical University, Moscow (Russia)

*E-mail: sebastien97@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6761-8874>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6409-4294>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8116-9657>

Abstract: The paper considers the possibility of conversion applying of a rocket engine as a sandblasting machine for thermo-abrasive treatment. The higher performance characteristics of a treated surface can be achieved through the exposure of the high-temperature two-phase flow accelerated in the device nozzle barrel on the object. The ejection feed of granular abrasive substances determines the relative structural simplicity of the device structure. The authors prove the efficiency of such a device using the gas-dynamic process modeling in the CFD software package, the calculations of which are based on combined equations including the key parameters of both the carrier gas and the solid phase particles. The process modeling considers the influence of the geometry and the specifics equal to the real operating prototype. During further analysis, to determine the optimal mode, the authors investigated the influence of various border conditions on the supersonic two-phase flow. The study considers the mutual influence of gas flow and abrasive solid particles starting from the powder delivery section to the nozzle outlet section. The study presents the comparison of temperature and pressure fields depending on the input values, as well as the fluid velocity fields based on these values. The authors carried out the analysis of the dependence of solid particle motion speed on the coordinate at various initial data of temperature and pressure. The study pays special attention to the consideration of the impact of the k -phase particle size on the speed parameters. During the study, the authors identified the main methods of device adjustment to achieve the required mode parameters. As a result of the analysis, the paper concludes on the efficiency and competitive ability of the thermo-abrasive treatment method under the study.

Keywords: thermo-abrasive treatment; sandblasting machine; supersonic ejector; two-phase flow; finite volume method.

Acknowledgements: The authors express their gratitude to PhD in Engineering Sciences, Head of EM 1.4 Department of the Research Institute of Power Engineering V.I. Tomak for his support in preparing the material for this paper and providing the information on the prototype installation and to Doctor of Engineering Sciences, professor of Chair “Rocket Engines” of Bauman Moscow State Technical University A.V. Sukhov for valuable advice when carrying out the research.

For citation: Gorelov N.D., Popov V.V., Bernikov V.V. Calculation-theoretical study of characteristics of the two-phase flow in a sandblasting machine. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 32–41. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-32-41.

Влияние механизма дисперсионного твердения на закономерности пластической деформации и разрушения ванадийсодержащей высокоазотистой аустенитной стали

© 2020

Михно Анастасия Сергеевна^{*1,2,3}, студент, инженер лаборатории физики структурных превращений

Панченко Марина Юрьевна^{2,4}, аспирант,

младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях

Майер Галина Геннадьевна^{2,5}, кандидат физико-математических наук,

научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений

Москвина Валентина Александровна^{2,6}, аспирант,

младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях

Мельников Евгений Васильевич^{2,7}, младший научный сотрудник

лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях

Астафуров Сергей Владимирович^{2,8}, кандидат физико-математических наук,

старший научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений

Астафурова Елена Геннадьевна^{2,9}, доктор физико-математических наук,

ведущий научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск (Россия)

²Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

*E-mail: nastia.mihno@yandex.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9996-914X>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0236-2227>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3043-9754>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6128-484X>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8238-6055>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

Аннотация: Легирование аустенитных сталей азотом повышает их коррозионную стойкость и улучшает механические свойства. Высокоазотистые аустенитные стали при термических обработках способны к дисперсионному твердению и росту прочностных характеристик. В работе исследовали влияние продолжительности старения при температурах 700 °С и 800 °С на структуру, фазовый состав, закономерности пластической деформации и механизмы разрушения высокоазотистой хромомарганцевой аустенитной стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N (мас. %), легированной ванадием. Было выявлено, что после закалки от температуры 1200 °С образцы обладают высокими прочностными свойствами, пластичностью и содержат крупные (300–500 нм) частицы (V,Cr)(N,C). Старение при температурах 700 °С и 800 °С способствует комплексным реакциям прерывистого распада аустенита с образованием пластин Cr₂N в зернах и непрерывного распада с образованием частиц на основе нитрида ванадия в аустените. При длительном старении (в течение 50 ч для 700 °С и 10 ч для 800 °С) в образцах происходит образование интерметаллидной σ-фазы. Наблюдаемые фазовые превращения при старении сопровождаются изменением макроскопического и микроскопического механизма излома в образцах исследуемой стали. В исходном состоянии образцы обладают транскристаллитным вязким изломом. При режимах старения происходит смена механизма разрушения на смешанный с элементами хрупкого интеркристаллитного и вязкого транскристаллитного. При увеличении продолжительности старения и реализации комплексных реакций распада твердого раствора образцы разрушаются транскристаллитно хрупко с образованием квазисколов на поверхностях разрушения. Образцы, состаренные при температурах 700 °С и 800 °С, имеют близкие механизмы и закономерности дисперсионного твердения, но увеличение температуры старения вызывает увеличение скорости распада твердого раствора, описанная выше последовательность превращений и соответствующая им последовательность изменения механизмов разрушения стали реализуется быстрее при повышении температуры старения.

Ключевые слова: высокоазотистая сталь; Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N; аустенит; дисперсионное твердение; σ-фаза; карбонитриды; прерывистый распад.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 17-19-01197).

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: Михно А.С., Панченко М.Ю., Майер Г.Г., Москвина В.А., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Астафурова Е.Г. Влияние механизма дисперсионного твердения на закономерности пластической деформации и разрушения ванадийсодержащей высокоазотистой аустенитной стали // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 42–50. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-42-50.

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные стали широко используются в различных сферах производства, поскольку они обладают рядом важных служебных характеристик. К преимуществам данных сталей относятся жаропрочность, холодостойкость, способность обеспечивать коррозионную и электрохимическую стойкость [1]. К недостаткам аустенитных сталей относят низкий предел текучести, низкую поверхностную твердость и недостаточную износостойкость. Для усовершенствования свойств и расширения области практического применения в производстве применяются различные методики, такие как легирование, термические и химико-термические обработки, деформационные обработки, методы поверхностного упрочнения и т. д. [2; 3].

Одним из методов повышения прочности, предела текучести и коррозионной стойкости аустенитных сталей является легирование атомами внедрения, в частности азотом [4]. Нержавеющие аустенитные стали с добавлением азота широко распространены и обладают высокой устойчивостью к коррозии, хорошей податливостью, ударной вязкостью и свариваемостью [3]. Они применяются в атомной промышленности и электроэнергетике из-за высоких механических характеристик при повышенных температурах, а также в медицинской и нефтедобывающей промышленности [5]. Преимущество азота в аустенитных нержавеющих сталях проявляется главным образом, когда этот элемент находится в твердом растворе, так как он стабилизирует аустенит, вызывает твердорастворное упрочнение и препятствует образованию мартенсита, вызванного деформацией [6].

Известно, что высокоазотистые аустенитные стали обладают термической нестабильностью в интервале температур 500–1000 °С. При старении происходят процессы образования карбидов и нитридов, сопровождающиеся изменениями механических свойств образцов [7; 8]. Помимо выделения нитридов и карбидов может происходить выделение интерметаллидных фаз (σ -фаза, χ -фаза), что может приводить к деградации механических характеристик стали [9–11].

Многочисленные исследования показали, что нитрид хрома Cr_2N является основной вторичной фазой в высокоазотистых сталях. Морфология и механизм выделения частиц Cr_2N зависят от состава стали, температуры и продолжительности старения. В основном выделения Cr_2N образуются на границах зерен в результате прерывистого распада твердого раствора аустенита. Появление таких выделений вызывает значительное падение пластичности и коррозионной стойкости сталей [12; 13]. В исследованиях V. Kartik и соавторов [14] было изучено влияние продолжительности старения (1–200 ч) при температуре 850 °С на механические свойства и микроструктуру высокоазотистой аустенитной стали Fe-18Cr-19Mn-0,3Si-0,1C-0,5N мас. %. Уже после 1 ч старения авторы идентифицировали выделение частиц Cr_2N по границам зерен. В работе [15] на основании сравнения экспериментальных данных и моделирования было установлено, что ударная вязкость зависит как от плотности распределения, так и от размеров нитридов. Добавление сильных карбидо- и нитридообразователей, таких как ванадий, уменьшает негативные эффекты от формирования частиц Cr_2N по гра-

ницам аустенитных зерен за счет формирования частиц на основе ванадия в процессе непрерывного распада аустенита [16]. О.А. Банных и В.М. Блинов в работе [17] показали, что в высокоазотистых хромомарганцевых сталях при легировании ванадием возможен переход от прерывистого распада аустенита с образованием нитридов хрома к непрерывному выделению частиц на основе нитрида ванадия. С другой стороны, в исследованиях D. Knutsen с соавторами [18] было продемонстрировано, что в высокоазотистых сталях 24Cr-18Mn-1N ванадий способствует реакции прерывистого выделения фазы M_2X в интервале температур 800–1000 °С.

Распределение и морфология выделившихся частиц являются важными факторами, определяющими механические и пластические свойства высокоазотистых сталей [19]. Таким образом, из-за широкого спектра применения во многих сферах промышленности необходимы дальнейшие исследования влияния механизмов дисперсионного твердения на разрушение и пластическую деформацию ванадийсодержащей высокоазотистой аустенитной стали.

Цель работы – выявление влияния дисперсионного твердения при различной продолжительности обработки старением при температурах 700 °С и 800 °С на структуру, фазовый состав, закономерности пластической деформации и механизм разрушения высокоазотистой хромомарганцевой аустенитной стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N (мас. %), легированной ванадием.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования была выбрана высокоазотистая аустенитная сталь (ВАС) с химическим составом Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,2Ni-0,3C-0,86N (мас. %).

После горячей прокатки при температуре 1150 °С из стальных прутков вырезали образцы в форме двойных лопаток с размерами рабочей части 1,3×3×16 мм для испытаний на одноосное статическое растяжение. Далее проводили закалку образцов в воду после получасовой выдержки при температуре 1200 °С, а затем старение при температурах 700 °С и 800 °С продолжительностью от 30 мин до 50 ч. Старение образцов проводили в среде инертного газа с последующей закалкой в воду.

Для исследования микроструктуры полученных после обработки старением образцов проводили стандартную обработку шлифованием, а затем электролитическую полировку в растворе 25 мл CrO_3 + 210 мл H_3PO_4 . Поверхности образцов были исследованы при помощи световой микроскопии (микроскоп Altami Met 1С).

Рентгеновский дифрактометр ДРОН-3 с Cu-K α излучением использовался для исследования фазового состава и структурных параметров стали. Параметры решетки (a) фаз были получены с использованием экстраполяционной функции $a=f(\cos\Theta \times \cot\Theta)$ для всех дифракционных пиков [20]. Для исследования микроструктуры образцов использовался просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) Technai G2 FEI. Растяжение с начальной скоростью $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ проводили при комнатной температуре на установке LFM 125 (Walter+Bai AG). Поверхности разрушения образцов изучали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) (VEGA3 TESCAN).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены рентгенограммы, полученные для образцов стали после старения при температурах 700 °С и 800 °С в течение 0,5–50 ч. На рентгенограмме, соответствующей исходному состоянию ВАС (после закалки 1200 °С, 30 мин) (рис. 1), наблюдали рефлексы от аустенита γ_{N1} с параметром решетки $a=3,63 \text{ \AA}$, что указывает на высокое содержание атомов внедрения (азот, углерод) в твердом растворе. Обнаружены рефлексы с межплоскостными расстояниями, близкими

к частицам на основе ванадия $(V,Cr)(C,N)$ (ГЦК), но их интенсивность низка на уровне фона.

С увеличением продолжительности старения наблюдается смещение линий аустенита в сторону больших углов дифракции, что свидетельствует об уменьшении параметра решетки аустенитной фазы (рис. 2). Старение при температуре 700 °С продолжительностью более 5 ч вызывает появление линий нитрида хрома Cr_2N и аустенита, обедненного по атомам внедрения, с параметром решетки $\gamma_{N2}=3,58 \text{ \AA}$. После старения при температуре 700 °С с выдержкой 50 ч на рентгенограммах идентифицируются дифракционные пики, соответствующие σ -фазе (рис. 1 а).

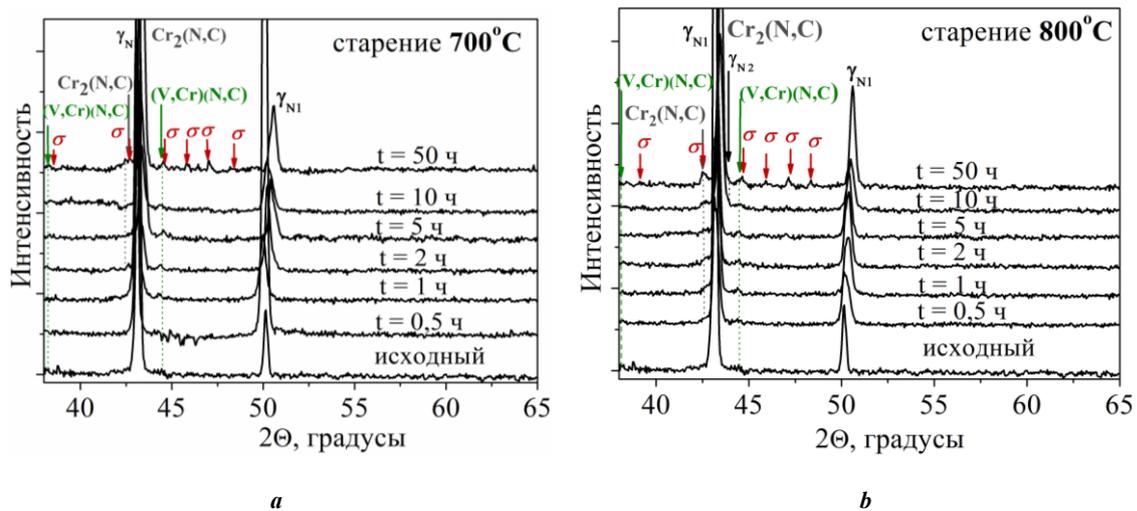


Рис. 1. Влияние продолжительности старения при температурах 700 °С (а) и 800 °С (b) на вид рентгенограмм для стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N
Fig. 1. The influence of duration of aging at the temperature of 700 °С (а) and 800 °С (b) on the form of X-ray patterns for Fe-19Cr-22Mn-1.5V-0.3C-0.86N steel

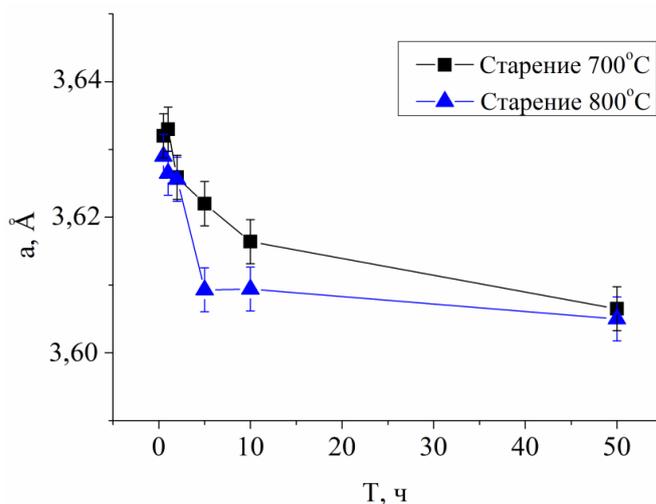


Рис. 2. Зависимость параметра решетки аустенита (γ_N) от продолжительности старения при температурах 700 °С и 800 °С
Fig. 2. The dependence of austenite (γ_N) lattice parameter on the duration of aging at the temperature of 700 °С and 800 °С

Последовательность изменения фазового состава образцов, состаренных при температуре 800 °С, аналогична последовательности изменений, происходящих при старении 700 °С, 0,5–50 ч. При повышении температуры старения происходит увеличение интенсивности отражений с межплоскостными расстояниями, соответствующими нитриду хрома Cr₂N и σ-фазе, и эти фазы выявляются при меньших продолжительностях вы-

держки (рис. 1 б). Это свидетельствует о том, что скорость превращения (распада) аустенита увеличивается при росте температуры старения.

Увеличение температуры старения сопровождается более быстрым уменьшением параметра решетки γ_{N1}-аустенита (рис. 2).

На рис. 3 представлены ПЭМ-изображения микроструктуры образцов, состаренных при температурах

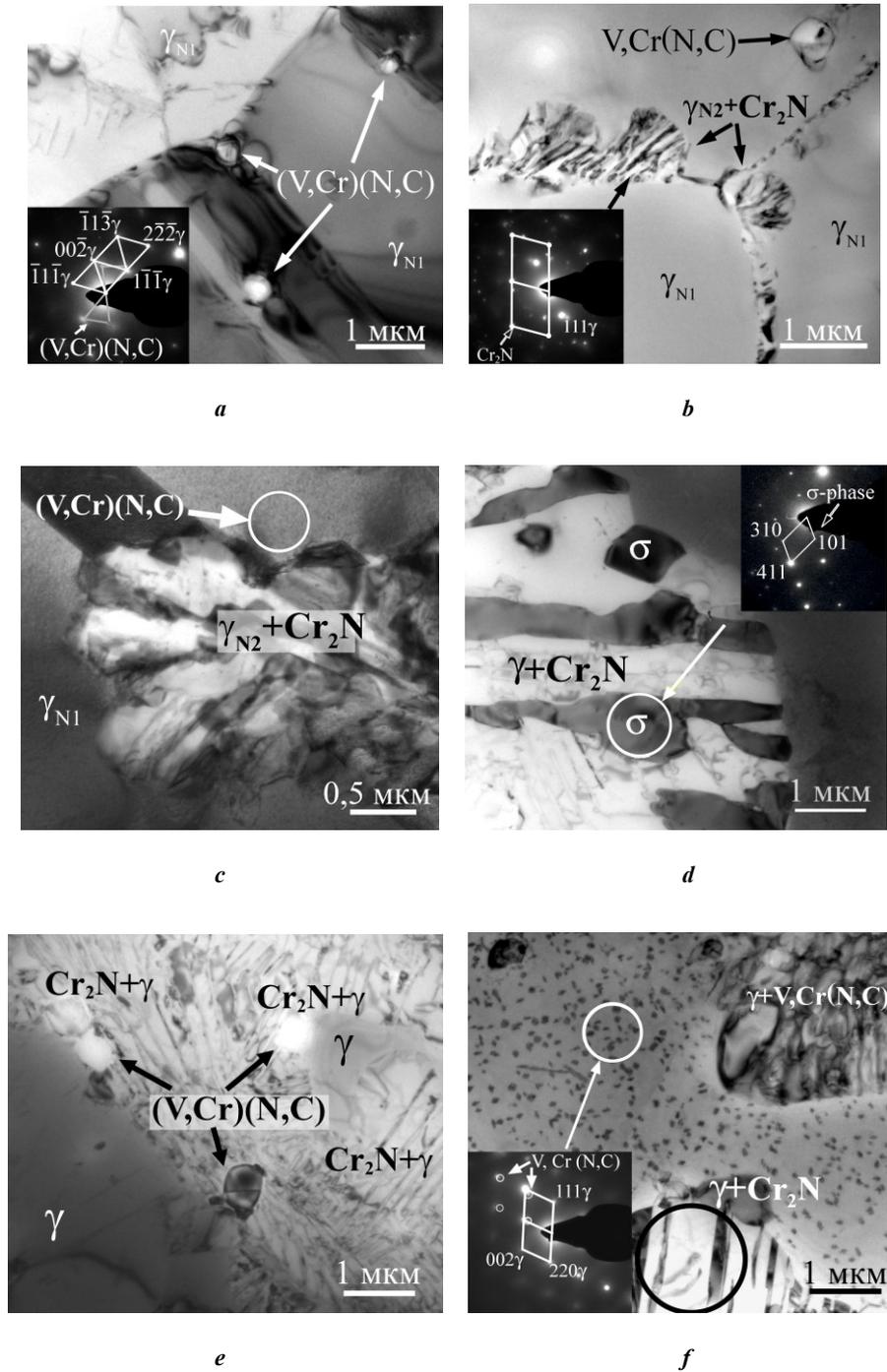


Рис. 3. Светлопольные ПЭМ-изображения микроструктуры стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N после закалки (а) и после старения (б–ф) по режимам:

б – 700 °С, 0,5 ч; в – 700 °С, 10 ч; д – 700 °С, 50 ч; е – 800 °С, 0,5 ч; ф – 800 °С, 10 ч

Fig. 3. Bright-field electron transmission microscopy images of microstructure of Fe-19Cr-22Mn-1.5V-0.3C-0.86N steel after quenching (a) and after aging (b–f) according to the modes:

б – 700 °С, 0.5 h; в – 700 °С, 10 h; д – 700 °С, 50 h; е – 800 °С, 0.5 h; ф – 800 °С, 10 h

700 °С и 800 °С в течение 0,5–50 ч. В исходном состоянии (закалка 1200°С, 30 мин) наблюдаются аустенитные зерна с частицами (V,Cr)(C,N), размер которых лежит в интервале 300–400 нм (рис. 3 а). После старения 700 °С, 0,5 ч наблюдаются центры зарождения ячеек прерывистого распада аустенита на границах зерен с образованием нитридов Cr₂N и обедненного по азоту аустенита γ_{N2} (рис. 3 б). При увеличении продолжительности старения прерывистый распад не только происходит по границам зерен, но и распространяется вглубь зерна (рис. 3 с, 3 d). Данный процесс замедляется частицами V,Cr(N,C), находящимися в объеме аустенитных зерен и образующимися в результате непрерывного распада высокоазотистого аустенита. После увеличения продолжительности обработки до 50 ч на границах зерен, претерпевших прерывистый распад и обедненных по азоту, происходит выделение σ-фазы (рис. 3 d), то есть старение ванадийсодержащей стали сопровождается комплексными реакциями распада – по прерывистому и непрерывному механизмам формирования вторичных фаз.

Электронно-микроскопические исследования подтверждают данные рентгенофазового анализа о том, что с повышением температуры старения реакции распада в аустените протекают быстрее. Так, после выдержки длительностью в течение 0,5 ч при температуре 800 °С происходит образование пластин нитрида хрома Cr₂N по прерывистому механизму от границ в объем зерна, полностью заполняя часть аустенитных зерен (рис. 3 е). Помимо прерывистого выделения нитридов Cr₂N, в зернах аустенита происходит непрерывное зарождение и рост наноразмерных нитридов ванадия. Методом ПЭМ такие частицы обнаружены после старения стали при температуре 700 °С в течение 10 ч, а при повышении температуры до 800 °С они идентифицируются после 5 ч выдержки. Сначала данные частицы нитрида ванадия выявляются в виде «крапчатого» контраста на светлопольных ПЭМ-изображениях образцов (рис. 3 с), а при повышении температуры и продолжительности старения наблюдаются в виде когерентных включений

размерами в десятки нанометров (рис. 3 f). Такие частицы распределены равномерно по всему объему аустенитного зерна.

Описанная эволюция структуры и фазового состава коррелирует с изменениями механических свойств стали. На рис. 4 приведены зависимости предела текучести и удлинения при одноосном растяжении от продолжительности старения при температурах 700 °С и 800 °С. Анализ представленных данных показывает, что при обеих температурах старения увеличение продолжительности выдержки приводит к повышению условного предела текучести и значительному снижению пластичности, что обусловлено прерывистым выделением нитридов Cr₂(N,C) преимущественно по границам на ранних этапах старения. Значительное падение пластичности стали при старении 800 °С, 0,5 ч связано с более активным протеканием процессов зарождения и роста вторичных фаз, по сравнению с температурой старения 700 °С. При более продолжительном старении происходит формирование интерметаллидной σ-фазы, что дополнительно к дисперсионному твердению приводит к ухудшению пластических свойств материала и почти полной потере пластичности.

Исследования поверхностей разрушения образцов методом РЭМ показали, что в исходных (1200 °С, 30 мин) образцах происходит транскристаллитное вязкое разрушение с формированием большого количества ямок излома на поверхностях разрушения (рис. 5 а). Дисперсионное твердение сопровождается переходом к смешанному микромеханизму излома. После выдержки 0,5 ч при температуре 700 °С на поверхности разрушения образцов наблюдаются вторичные микротрещины по границам зерен, число которых увеличивается с увеличением продолжительности старения (рис. 5 б, 5 с). Также наблюдаются области с транскристаллитным вязким изломом аустенитных зерен, в которых не произошла реакция прерывистого распада. На поверхности разрушения образцов, состаренных в течение 10 ч при температуре 700 °С, наблюдается больше элементов

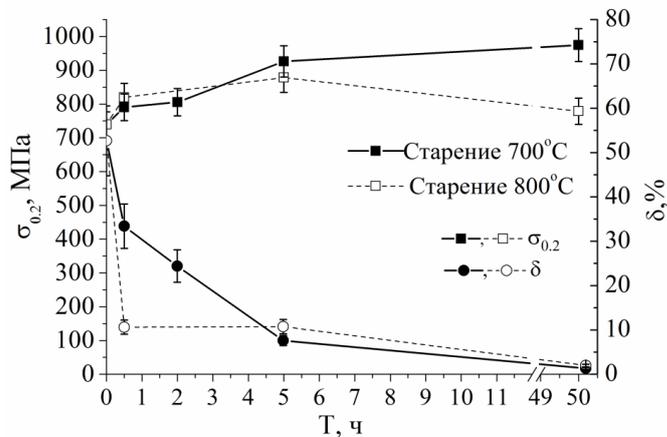


Рис. 4. Влияние продолжительности старения при температурах 700 °С и 800 °С на механические свойства стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N

Fig. 4. The influence of duration of aging at the temperature of 700 °С and 800 °С on the mechanical properties of Fe-19Cr-22Mn-1.5V-0.3C-0.86N steel

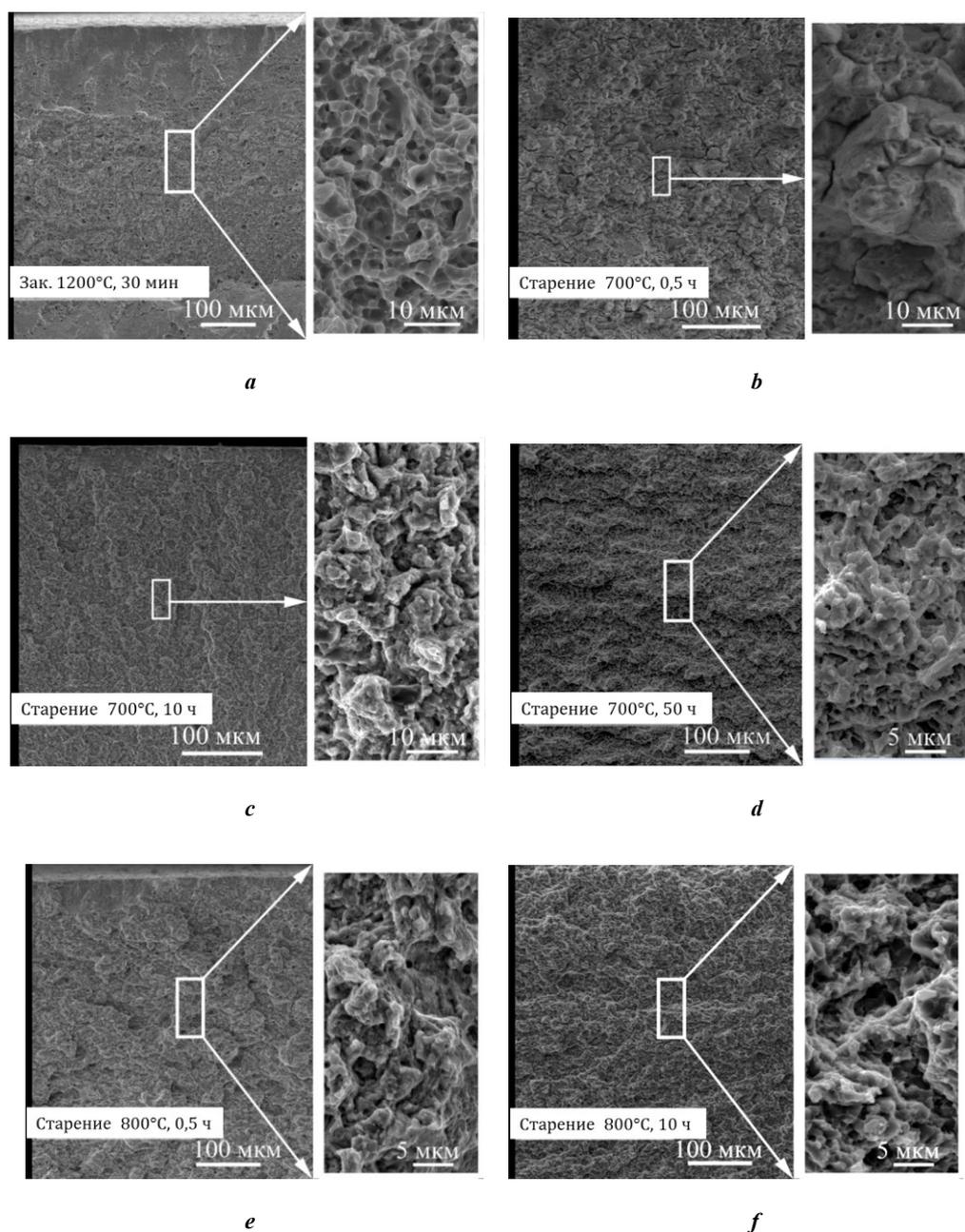


Рис. 5. РЭМ-изображения поверхности излома образцов стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,9N после закалки (a) и после старения (b–f) по режимам:

b – 700 °С, 0,5 ч; c – 700 °С, 10 ч; d – 700 °С, 50 ч; e – 800 °С, 0,5 ч; f – 800 °С, 10 ч

Fig. 5. SEM-image of fracture surface of Fe-19Cr-22Mn-1.5V-0.3C-0.9N steel specimens after quenching (a) and after aging (b–f) according to the modes:

b – 700 °С, 0.5 h; c – 700 °С, 10 h; d – 700 °С, 50 h; e – 800 °С, 0.5 h; f – 800 °С, 10 h

хрупкого механизма разрушения, большее число сколов, по сравнению с меньшими продолжительностями старения при этой же температуре. Это вызвано увеличением доли аустенитных зерен, в которых протекают или завершились реакции прерывистого распада. При увеличении продолжительности старения до 50 ч происходит переход к макроскопически хрупкому разрушению образцов. Поверхности излома имеют сложную морфологию: области вязкого ямочного излома (обедненный по азоту аустенит), хрупкие фасетки и элементы

транскристаллитных сколов (рис. 5 d), связанные с выделением σ -фазы или пластин и частиц карбонитридов.

В образцах, состаренных при температуре 800 °С, процессы гомогенного и гетерогенного распада протекают быстрее, поэтому изменение характера разрушения, как и при меньшей температуре (рис. 5 e, 5 f), происходит аналогично: прерывистое выделение нитридов по границам зерен способствует формированию интеркристаллитных трещин, а распространение реакции распада на все зерно вызывает формирование хрупкого транскристаллитного разрушения.

В высокоазотистой стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N, легированной ванадием, формируются некогерентные крупные частицы на основе нитрида ванадия (V,Cr)(N,C), равномерно распределенные в аустенитных зернах. Эти частицы полностью не растворяются при выдержке под закалку 1200 °С, 30 мин: размер частиц составляет 300–500 нм. Такие крупные некогерентные частицы слабо влияют на макроскопический и микроскопический механизм разрушения высокоазотистого аустенита. Закаленные образцы разрушаются транскристаллитно вязко. При старении на первом этапе происходит образование ячеек прерывистого распада по границам аустенитных зерен, а затем рост пластин Cr₂N в аустените, обедненном по атомам внедрения. Методами электронной микроскопии выявлено, что крупные частицы (V,Cr)(N,C) с небольшой объемной долей не могут подавить механизм дисперсионного твердения в высокоазотистых сталях, но они являются препятствием для роста ячеек прерывистого распада. Пластины нитридов Cr₂N в процессе зарождения и роста либо тормозятся у таких крупных частиц, либо огибают их, и реакция прерывистого выделения фаз распространяется постепенно на все аустенитное зерно. Рост частиц Cr₂N в теле зерен, в свою очередь, вызывает изменение механизма разрушения. Оно происходит вдоль пластин Cr₂N/аустенит в теле зерна.

Выделение ячеек Cr₂N преимущественно по границам зерен при малых временах старения приводит к смене механизма разрушения от транскристаллитного вязкого в закаленном состоянии к смешанному в состаренном. Анализ данных механических свойств показывает, что, выделяясь по границам зерен, нитриды хрома не вызывают существенного роста условного предела текучести, но значительно снижают пластичность стали.

На следующем этапе реализуется комплексная реакция прерывистого и непрерывного выделения фаз. При длительных продолжительностях старения (700 °С после 10 ч, при 800 °С после 5 ч) происходит гомогенное выделение когерентных наноразмерных частиц на основе нитрида ванадия (V,Cr)(N,C) в аустенитных зернах, не претерпевших распад. В зернах, где реализовано гомогенное выделение таких частиц, процесс прерывистого распада аустенита подавлен. При этом образование большого количества однородно распределенных дисперсных когерентных частиц в теле зерна при старении способствует формированию транскристаллитного хрупкого излома по механизму квазискола.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

При обработке старением высокоазотистой хромомарганцевой аустенитной стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N (мас. %) при температурах 700 °С и 800 °С на рентгенограммах и металлографических шлифах явно наблюдали свидетельства комплексных реакций прерывистого распада аустенита с образованием пластин нитрида хрома Cr₂N в аустенитных зернах и непрерывного распада с образованием частиц на основе ванадия в аустените. При длительном старении (50 ч для 700 °С и 10–50 ч для 800 °С) также происходит выделение интерметаллидной σ-фазы. Старение при большей температуре приводит к увеличению скорости и полноты распада.

Закаленные образцы высокоазотистой ванадийсодержащей стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N, содержащие однородно распределенные крупные частицы (V,Cr)(N,C), обладают высокими значениями условного предела текучести, хорошей пластичностью и разрушаются вязко с формированием транскристаллитного ямочного излома. Дисперсионное твердение не вызывает существенного роста условного предела текучести, но способствует снижению удлинения стали при растяжении и изменению механизма ее разрушения. Прерывистое выделение нитридов хрома Cr₂N преимущественно по границам зерен приводит к смене механизма разрушения на смешанный, на поверхности разрушения присутствуют элементы хрупкого интеркристаллитного разрушения. При режимах старения, которые способствуют реализации комплексной реакции: прерывистого распада аустенита с образованием пластин нитрида хрома Cr₂N в аустените и непрерывного распада с образованием частиц (V,Cr)(N,C) в аустенитных зернах, разрушение происходит хрупко с формированием транскристаллитных сколов на поверхности разрушения состаренных образцов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yuan Z., Dai Q.X., Cheng X.N., Chen K.M. Microstructural thermostability of high nitrogen austenitic stainless steel // *Materials Characterization*. 2007. Vol. 58. № 1. P. 87–91.
2. Захарова Е.Г., Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Майер Г.Г. Влияние легирования алюминием на механизмы деформационного упрочнения монокристаллов аустенитной стали Гадфильда // *Физическая мезомеханика*. 2004. Т. 7. № S1-1. С. 233–236.
3. Simmons J.W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels // *Materials Science and Engineering A*. 1996. Vol. 207. № 2. P. 159–169.
4. Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.
5. Сагарадзе В.В., Фомина О.В., Вихарева Т.В., Катаева Н.В., Кабанова И.Г., Завалишин В.А. Особенности распада дельта-феррита в азотосодержащих аустенитных сталях // *Физика металлов и металлургия*. 2018. Т. 119. № 3. С. 296–302.
6. Lo K., Shek C., Lai J. Recent developments in stainless steels // *Materials Science and Engineering R: Reports*. 2009. Vol. 65. № 4-6. P. 39–104.
7. Machado I., Carvalho P., Padilha A. Austenite instability and precipitation behavior of high nitrogen stainless steel // *Stainless Steel: Microstructure, Mechanical Properties and Methods of Application*. Nova Science Publishers, 2015. P. 1–36.
8. Qin F., Li Y., He W., Zhao X., Chen H. Aging precipitation behavior and its influence on mechanical properties of Mn₁₈Cr₁₈N austenitic stainless steel // *Metals and Materials International*. 2017. Vol. 23. № 6. P. 1087–1096.
9. Babakr M., Al-Ahmari A., Al-Jumayyah K., Habiby F. Sigma phase formation and embrittlement of cast iron-chromium nickel (Fe-Cr-Ni) alloys // *Journal of minerals and materials characterization and engineering*.

2008. Vol. 7. № 2. P. 127–145.
DOI: 10.4236/jmmce.2008.72011.
10. Jiang Z., Zhang Z., Li H., Li Z., Ma Q. Evolution and mechanical properties of aging high nitrogen austenitic stainless steels // *International journal of minerals, metallurgy and materials*. 2010. Vol. 17. № 6. P. 729–736.
 11. Padilha F., Plaut L., Rios R. Annealing of cold-worked austenitic stainless steels // *ISIJ International*. 2003. Vol. 43. № 2. P. 135–143.
 12. Qiao Y., Chen J., Zhou H., Wang Y., Song Q., Li H., Zheng Z. Effect of solution treatment on cavitation erosion behavior of high-nitrogen austenitic stainless steel // *Wear*. 2019. Vol. 424–425. P. 70–77.
 13. Zhang Z., Jiang Z., Li H., Zhang B., Fan S., Li Z., Feng H., Zhu H. Precipitation behavior and phase transformation mechanism of super austenitic stainless steel S32654 during isothermal aging // *Materials characterization*. 2018. Vol. 137. P. 244–255.
 14. Kartik B., Veerababu R., Sundararaman M., Satyanarayana D.V.V. Effect of high temperature ageing on microstructure and mechanical properties of a nickel-free high nitrogen austenitic stainless steel // *Material science and Engineering A*. 2015. Vol. 642. P. 288–296.
 15. Pettersson N., Frisk K., Fluch R. Experimental and computational study of nitride precipitation in a CrMnN austenitic stainless steel // *Material science and engineering A*. 2017. Vol. 684. P. 435–441.
 16. Blinov V.M. Progress in the study of high-nitrogen corrosion-resistant aging nonmagnetic vanadium steels // *Russian metallurgy*. 2007. Vol. 2007. № 2. P. 127–135.
 17. Bannykh O., Blinov V. On the effect of discontinuous decomposition on the structure and properties of high-nitrogen steel and on methods for suppression thereof // *Steel research*. 1991. Vol. 62. № 1. P. 38–45.
 18. Knutsen R., Lang C., Basson J. Discontinuous cellular precipitation in a Cr–Mn–N steel with niobium and vanadium additions // *Acta materialia*. 2004. Vol. 52. № 8. P. 2407–2417.
 19. Jiang Z.-H., Zhang Z.-R., Li H.-B., Li Z., Ma Q.-F. Microstructural evolution and mechanical properties of aging high nitrogen austenitic stainless steels // *International journal of minerals, metallurgy and materials*. 2010. Vol. 17. № 6. P. 729–736.
 20. Naidu S., Singh T. X-ray characterization of eroded 316 stainless steel // *Wear*. 1993. Vol. 166. № 2. P. 141–145.
 21. Jiang Z., Zhang Z., Li H., Li Z., Ma Q. Evolution and mechanical properties of aging high nitrogen austenitic stainless steels. *Ekaterinburg, RIO UrO RAN Publ.*, 2013. 720 p.
 5. Sagaradze V.V., Fomina O.V., Vikhareva T.V., Kataeva N.V., Kabanova I.G., Zavalishin V.A. Features of the Decomposition of Delta Ferrite in Nitrogen-Containing Austenitic Steels. *Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, no. 3, pp. 296–302.
 6. Lo K., Shek C., Lai J. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 2009, vol. 65, no. 4-6, pp. 39–104.
 7. Machado I., Carvalho P., Padilha A. Austenite instability and precipitation behavior of high nitrogen stainless steel. *Stainless Steel: Microstructure, Mechanical Properties and Methods of Application*. Nova Science Publishers, 2015. P. 1–36.
 8. Qin F., Li Y., He W., Zhao X., Chen H. Aging precipitation behavior and its influence on mechanical properties of Mn₁₈Cr₁₈N austenitic stainless steel. *Metals and Materials International*, 2017, vol. 23, no. 6, pp. 1087–1096.
 9. Babakr M., Al-Ahmari A., Al-Jumayyah K., Habiby F. Sigma phase formation and embrittlement of cast iron-chromium nickel (Fe-Cr-Ni) alloys. *Journal of minerals and materials characterization and engineering*, 2008, vol. 7, no. 2, pp. 127–145.
DOI: 10.4236/jmmce.2008.72011.
 10. Jiang Z., Zhang Z., Li H., Li Z., Ma Q. Evolution and mechanical properties of aging high nitrogen austenitic stainless steels. *International journal of minerals, metallurgy and materials*, 2010, vol. 17, no. 6, pp. 729–736.
 11. Padilha F., Plaut L., Rios R. Annealing of cold-worked austenitic stainless steels. *ISIJ International*, 2003, vol. 43, no. 2, pp. 135–143.
 12. Qiao Y., Chen J., Zhou H., Wang Y., Song Q., Li H., Zheng Z. Effect of solution treatment on cavitation erosion behavior of high-nitrogen austenitic stainless steel. *Wear*, 2019, vol. 424–425, pp. 70–77.
 13. Zhang Z., Jiang Z., Li H., Zhang B., Fan S., Li Z., Feng H., Zhu H. Precipitation behavior and phase transformation mechanism of super austenitic stainless steel S32654 during isothermal aging. *Materials characterization*, 2018, vol. 137, pp. 244–255.
 14. Kartik B., Veerababu R., Sundararaman M., Satyanarayana D.V.V. Effect of high temperature ageing on microstructure and mechanical properties of a nickel-free high nitrogen austenitic stainless steel. *Material science and Engineering A*, 2015, vol. 642, pp. 288–296.
 15. Pettersson N., Frisk K., Fluch R. Experimental and computational study of nitride precipitation in a CrMnN austenitic stainless steel. *Material science and engineering A*, 2017, vol. 684, pp. 435–441.
 16. Blinov V.M. Progress in the study of high-nitrogen corrosion-resistant aging nonmagnetic vanadium steels. *Russian metallurgy*, 2007, vol. 2007, no. 2, pp. 127–135.
 17. Bannykh O., Blinov V. On the effect of discontinuous decomposition on the structure and properties of high-nitrogen steel and on methods for suppression thereof. *Steel research*, 1991, vol. 62, no. 1, pp. 38–45.
 18. Knutsen R., Lang C., Basson J. Discontinuous cellular precipitation in a Cr–Mn–N steel with niobium and vanadium additions. *Acta materialia*, 2004, vol. 52, no. 8, pp. 2407–2417.

REFERENCES

1. Yuan Z., Dai Q.X., Cheng X.N., Chen K.M. Microstructural thermostability of high nitrogen austenitic stainless steel. *Materials Characterization*, 2007, vol. 58, no. 1, pp. 87–91.
2. Zakharova E.G., Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I., Maier H. The effect of aluminium on strain-hardening mechanisms of austenitic Hadfield steel single crystals. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2004, vol. 7, no. S1-1, pp. 233–236.
3. Simmons J.W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, 1996, vol. 207, no. 2, pp. 159–169.
4. Sagaradze V.V., Uvarov A.I. *Uprochnenie i svoystva austenitnykh staley* [Hardening and properties of

19. Jiang Z.-H., Zhang Z.-R., Li H.-B., Li Z., Ma Q.-F. Microstructural evolution and mechanical properties of aging high nitrogen austenitic stainless steels. *International journal of minerals, metallurgy and materials*, 2010, vol. 17, no. 6, pp. 729–736.
20. Naidu S., Singh T. X-ray characterization of eroded 316 stainless steel. *Wear*, 1993, vol. 166, no. 2, pp. 141–145.

Effect of the precipitation hardening on regularities of plastic deformation and fracture mode of V-alloyed high nitrogen austenitic steel

© 2020

Anastasiya S. Mikhno^{*1,2,3}, student, engineer of the Laboratory of physics of structural transformations
Marina Yu. Panchenko^{2,4}, postgraduate student,
 junior researcher of the Laboratory of local metallurgy in additive technologies
Galina G. Maier^{2,5}, PhD (Physics and Mathematics),
 researcher of the Laboratory of physics of structural transformations
Valentina A. Moskvina^{2,6}, postgraduate student,
 junior researcher of the Laboratory of local metallurgy in additive technologies
Evgeny V. Melnikov^{2,7}, junior researcher of the Laboratory of local metallurgy in additive technologies
Sergey V. Astafurov^{2,8}, PhD (Physics and Mathematics),
 senior researcher of the Laboratory of physics of structural transformations
Elena G. Astafurova^{2,9}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics),
 leading researcher of the Laboratory of physics of structural transformations

¹National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk (Russia)

²Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)

*E-mail: nastia.mihno@yandex.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9996-914X>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0236-2227>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3043-9754>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6128-484X>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8238-6055>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

Abstract: Nitrogen alloying of austenitic steels increases their corrosion resistance and improves mechanical properties. During heat treatment, high-nitrogen austenitic steels tend to the precipitation hardening and the increase of strength characteristics. In the current paper, the authors studied the effect of the duration of age-hardening at the temperatures of 700 °C and 800 °C on the structure, phase composition, plastic flow behavior, and fracture mechanisms of V-alloyed high nitrogen chrome-manganese austenitic Fe-19Cr-22Mn-1.5V-0.3C-0.86N (mass %) steel. The study revealed that after water-quenching at 1200 °C, the specimens possess the high strength properties, ductility and contain large (300–500 nm) (V,Cr)(N,C) particles. Aging at temperatures of 700 °C and 800 °C facilitates complex reactions of austenite discontinuous decomposition with the Cr₂N-plate formation in grains and continuous decomposition with the formation of vanadium nitride-based particles in austenite. During the long-term aging (50 h at 700 °C and 10 h at 800 °C), the intermetallic σ -phase appears in specimens. At age-hardening, the observed phase transformations cause the changes in macro- and micro-mechanism of fracture in the specimens of steel under the study. In the initial state, the specimens show mainly the ductile transgranular fracture. After age-hardening, the fracture mechanism changes into the mixed mechanism with the elements of brittle intergranular and ductile transgranular fractures. When increasing the duration of aging and implementation of complex reactions of decomposition of solid solution, the specimens are fractured by the quasi-cleavage mechanism. The specimens aged at temperatures of 700 °C and 800 °C have quite similar precipitation hardening mechanisms, though the increase in aging temperature leads to the rising of the decomposition rate of solid solution. The sequence of transformations described above and the corresponding sequence of changes in the mechanisms of steel fracture are implemented faster when increasing the aging temperature.

Keywords: high nitrogen steel; Fe-19Cr-22Mn-1.5V-0.3C-0.86N; austenite; precipitation hardening; σ -phase; carbonitrides; discontinuous decomposition.

Acknowledgements: This work was supported by the Russian Science Foundation (grant of RSF № 17-19-01197).

The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Mikhno A.S., Panchenko M.Yu., Maier G.G., Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Astafurova E.G. Effect of the precipitation hardening on regularities of plastic deformation and fracture mode of V-alloyed high nitrogen austenitic steel. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 42–50. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-42-50.

Исследование коррозии нержавеющей стали 10X17H13M2T в хлорной кислоте

© 2020

Остапенко Геннадий Иванович*¹, доктор химических наук, кандидат технических наук,
профессор Центра медицинской химии

Усманов Ильяс Рафикович², магистрант кафедры «Химическая технология и ресурсосбережение»
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

*E-mail: gostap@tltsu.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4398-3804>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3776-5838>

Аннотация: В работе исследуется коррозия стали 10X17H13M2T в 1 М растворе хлорной кислоты при 90 °С, в том числе в присутствии ингибитора коррозии бензотриазола. Электрохимические эксперименты осуществлены в трехэлектродной стеклянной ячейке с платиновым противозлектродом и насыщенным хлорсеребряным электродом в качестве электрода сравнения. Потенциодинамические измерения проводили при температуре (90±2) °С и скорости развертки потенциала 1 мВ/с. Импедансные измерения были проведены в частотном интервале от 20 кГц до 0,1 Гц при амплитуде напряжения ±10 мВ. Циклические поляризационные кривые показывают, что токи катодного направления всегда меньше токов анодного направления развертки потенциала. Поэтому кривые анодного и катодного направлений развертки потенциала анализируются отдельно. При анализе используется преобразованное уравнение Тафеля, линейное при любых перенапряжениях, что позволяет более точно определять токи коррозии. Показано, что по мере повышения концентрации ингибитора потенциодинамические кривые смещаются в катодную сторону и катодные токи снижаются сильнее, чем анодные. Следовательно, бензотриазол в хлорной кислоте является ингибитором катодного действия, т. е. замедляет катодную реакцию восстановления аниона хлорной кислоты до хлорид-ионов. Выяснено, что бензотриазол ингибирует коррозию при концентрациях более 10⁻⁴ моль/л и при концентрации 1×10⁻³ моль/л эффективность ингибирования составляет 33±10 %, а при концентрации 1×10⁻² моль/л – 36±13 %. Ингибирующее действие молекулы бензотриазола в кислой среде обусловлено возможностью ее протонированной формы адсорбироваться на поверхности металла. Протонированная форма бензотриазола в кислой среде позволяет объяснить замедление катодной реакции деполяризации, так как ингибитор адсорбируется преимущественно на участках поверхности металла, заряженных более отрицательно. Импедансные измерения показали, что коррозионный процесс моделируется параллельной цепью элемента с постоянным сдвигом фаз и сопротивлением коррозии.

Ключевые слова: нержавеющая сталь 10X17H13M2T; хлорная кислота; коррозия; электрохимическая поляризация; ингибитор коррозии бензотриазол.

Для цитирования: Остапенко Г.И., Усманов И.Р. Исследование коррозии нержавеющей стали 10X17H13M2T в хлорной кислоте // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 51–60. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-51-60.

ВВЕДЕНИЕ

На ООО «Сибур Тольятти» при производстве изопрена эксплуатируется установка синтеза 4,4-диметил-1,3-диоксана. Кислая водная фаза установки, выполненной из нержавеющей стали 10X17H13M2T, содержит хлорную, фосфорную и муравьиную кислоты, и синтез проводится при температуре 90–100 °С. Поэтому

коррозия указанной стали в этих кислотах в таких экстремальных условиях представляет определенный интерес.

В таблице 1 приведен химический состав стали 10X17H13M2T и ее аналога AISI 316 по стандарту США.

Молибденсодержащие стали, включая 10X17H13M2T, обычно применяют в кислых средах, в том числе в хлорной кислоте. Механизм защитного действия

Таблица 1. Химический состав нержавеющей стали 10X17H13M2T/AISI 316
Table 1. Chemical composition of 10H17N13M2T/AISI 316 stainless steel

Источник	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Cu	Fe
ГОСТ 5632-72	до 0,1	до 0,8	до 2	12–14	до 0,02	до 0,035	16–18	2–3	до 0,3	~61
AMS 5511, ASTM A 240, ASTM A 666, MIL-S-4043	0,03–0,08	до 1,0	до 2,0	10–14	до 0,030	до 0,045	16–18	2–3		осталь- таль- ное

молибдена, по-видимому, заключается в следующем. По мере растворения стали молибден накапливается в поверхностном слое стали, так как скорость его коррозии при потенциалах, характерных для активного состояния стали, очень мала и обусловлена высокой химической стойкостью поверхностной пленки, которая не восстанавливается на катоде.

Коррозионная устойчивость стали 10X17H13M2T в различных кислотах исследована достаточно подробно [1; 2]. Сталь устойчива даже в кипящей азотной кислоте до концентрации 35 %. Такая устойчивость обусловлена большим содержанием хрома, легко пассивирующегося в окислительных средах. В сернокислоте среде сталь устойчива при температурах, близких к комнатной, и только при концентрациях менее 10...12 % и более 80 % [3; 4]. В соляной кислоте сталь практически неустойчива даже при комнатной температуре [4; 5]. Однако сталь устойчива даже в кипящей фосфорной кислоте концентрацией до 40 % [6]. В кипящей уксусной кислоте сталь устойчива вплоть до концентрации около 65 %, в кипящей муравьиной – до 25 %, в молочной – при температурах ниже 100 °С при любых концентрациях.

Данных по устойчивости стали 10X17H13M2T и AISI 316 в хлорной кислоте найти не удалось. Однако имеется достаточно широкий круг работ об устойчивости обычных сталей и некоторых нержавеющей, близких по составу к 10X17H13M2T, в хлорной кислоте.

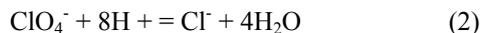
При электрохимической поляризации «чистого» железа в хлорной кислоте на потенциодинамических кривых участок пассивности отсутствует [7]. Следовательно, на поверхности железа не образуется нерастворимых соединений.

В работе [8] исследуется электрохимическая коррозия стали AISI 304 (близкой по составу со сталью 10X17H13M2T) в хлорной кислоте различной концентрации. Показано, что в этих условиях на поверхности стали растет пассивная пленка, содержащая в основном соединения хрома и никеля. Скорость коррозии лимитируется диффузией ионов железа в пленке. По мере коррозии ионы железа попадают в раствор, а в пленке накапливаются хром- и никельсодержащие компоненты.

Одним из широко известных методов предотвращения коррозии сталей является введение в агрессивную среду ингибиторов коррозии [9; 10]. Механизм действия ингибиторов, в частности, в кислых средах исследован достаточно хорошо. Он основан на адсорбции молекул ингибитора коррозии на активно растворяющихся местах металла. Одним из эффективных ингибиторов коррозии, в том числе и кислотной, является бензотриазол [11–13].

Механизм действия ингибиторов коррозии можно представить следующим образом. На металле могут адсорбироваться все частицы, присутствующие в растворе. Однако интенсивность адсорбции ионов регулируется их положением в лиотропном ряду, в котором ионы одинаковой валентности расположены по мере склонности к адсорбции. В основном способность к адсорбции определяется радиусом иона: чем больше радиус, тем тоньше гидратная оболочка и выше адсорбционная способность иона. Поэтому в кислых растворах протоны практически не адсорбируются, а из анионов кислот лучше всех адсорбируются хлорид-ионы.

В свою очередь, отличительной особенностью коррозии железа в хлорной кислоте является то, что эта кислота – достаточно сильный окислитель и анион хлорной кислоты является деполяризатором катодной реакции коррозии и восстанавливается до хлорид-ионов [7; 14]:



Именно хлорид-ионы обуславливают высокую скорость коррозии сталей в растворах хлорной кислоты.

При добавлении в кислые растворы поверхностно-активных веществ (ПАВ) полярные молекулы ПАВ вытесняют с поверхности стали хлорид-ионы и, соответственно, снижают скорость коррозии, т.е. являются ингибиторами.

Цель работы – исследование коррозии стали 10X17H13M2T в хлорной кислоте, в том числе в присутствии ингибитора коррозии бензотриазола.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Электрохимические измерения были проведены посредством комплекса потенциостат – импедансметр IPC-ProM/FRA-2 производства Института физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН, г. Москва.

Эксперименты осуществлены в трехэлектродной стеклянной ячейке с платиновым противоэлектродом и насыщенный хлорсеребряным электродом в качестве электрода сравнения. Для минимизации сопротивления между рабочим электродом и электродом сравнения использовали капилляр Лuggина. Потенциодинамические измерения проводили при скорости развертки потенциала 1 мВ/с. Эксперименты были проведены при температуре (90±2) °С.

Электролитом служил 1 М раствор хлорной кислоты, как чистой, так и с добавкой ингибитора коррозии бензотриазола. Рабочий электрод (сталь 10X17H13M2T) представлял собой торец цилиндра диаметром 20 мм.

Рабочий электрод шлифовали корундовыми порошками различной дисперсности, полировали окисью хрома и обезжиривали органическими растворителями. Перед поляризацией электрод выдерживали в электролите до стабилизации коррозионного потенциала (не менее 30–40 мин).

Для повышения воспроизводимости результатов электрохимических измерений операцию подготовки повторяли перед каждым измерением. Ошибка измерений составляла около 5 % с доверительным интервалом 98 %.

Импедансные измерения были проведены в частотном интервале от 20 кГц до 0,1 Гц при амплитуде напряжения ±10 мВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Потенциодинамические исследования

На рис. 1 приведена типичная циклическая поляризационная кривая в кислоте без ингибитора. Видно, что прямой ход кривой в анодную сторону отличается от обратного хода в катодную сторону. При этом токи катодного направления всегда меньше токов анодного

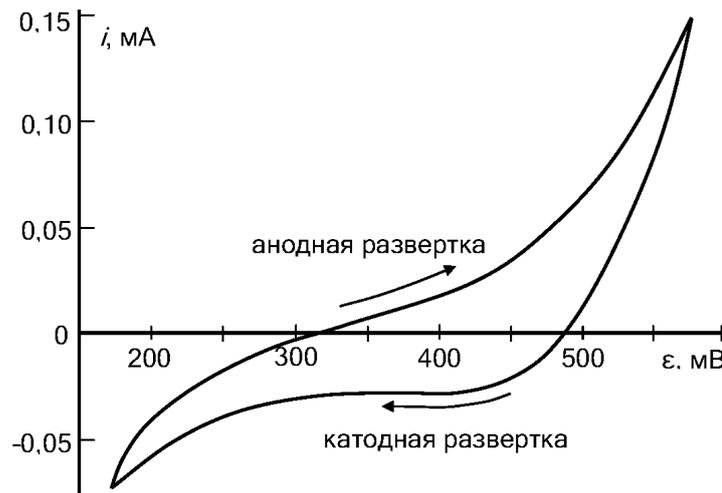


Рис. 1. Циклическая поляризационная кривая для 1 М хлорной кислоты
 Fig. 1. Cyclic polarization curve for 1 M perchloric acid

направления развертки потенциала. Это обусловлено, по-видимому, тем, что по мере анодной поляризации нарастает слой продуктов коррозии, препятствующий диффузии участников реакции коррозии в зону реакции. Поэтому далее везде анализируются отдельно кривые анодного и катодного направлений развертки потенциала.

Зависимость тока i от перенапряжения η (разности потенциала электрода ε и стационарного потенциала коррозии ε_c) описывается известным уравнением:

$$i = i_c \left\{ \exp \left[\frac{\alpha n F}{RT} \eta \right] - \exp \left[- \frac{(1 - \alpha) n F}{RT} \eta \right] \right\}, \quad (2)$$

где i_c – плотность тока коррозии;
 α – катодный коэффициент переноса электронов;
 n – изменение валентности железа при электродной реакции;
 F – число Фарадея;
 R – газовая постоянная;
 T – температура.

Уравнение (2) линейно только при достаточно больших перенапряжениях, а именно при $[\eta] \gg RT/nF \approx 25$ мВ, а плотность тока коррозии i_c определяется при стационарной поляризации, т. е. в области малых перенапряжений, где выполняется условие $[\eta] \ll RT/nF$. Поэтому для определения i_c более удобно другое представление уравнения (2):

$$\ln \frac{i}{1 - \exp \left[\frac{n F}{RT} \eta \right]} = \ln i_c + \frac{\alpha n F}{RT} \eta, \quad (3)$$

которое линейно при любых перенапряжениях.

На рис. 2 и рис. 3 приведены поляризационные кривые анодной и катодной разверток потенциала в координатах уравнения (2) при различных концентрациях ингибитора бензотриазола (величина ε_c соответствует

минимумам на кривых). Видно, что по мере повышения концентрации ингибитора кривые смещаются в катодную сторону и катодные токи снижаются сильнее, чем анодные. Это свидетельствует о том, что бензотриазол в хлорной кислоте является ингибитором катодного действия [15], т. е. замедляет катодную реакцию (1) восстановления аниона хлорной кислоты до хлорид-ионов.

Для определения величин токов коррозии на рис. 4–7 приведены поляризационные кривые в анодном и катодном направлениях в координатах уравнения (3). Пунктиром представлены интерполяционные прямые, и написаны уравнения этих прямых. В таблице 2 приведены полученные численные значения токов коррозии и эффективности ингибирования [16]:

$$Z(\%) = \left(\frac{i_c - i_{c(inh)}}{i_c} \right) \times 100,$$

где i_c – ток коррозии без ингибитора;
 $i_{c(inh)}$ – ток коррозии в присутствии ингибитора.

Из данных таблицы 2 следует, что эффективность ингибитора бензотриазола в 1 М хлорной кислоте при температуре 90 °С составляет 30...40 %.

Импедансные измерения

На рис. 8 приведены годографы импеданса коррозии при различных концентрациях бензотриазола. Видно, что годографы представляют собой полуокружности, центры которых лежат под реальной осью. В этом случае эквивалентная схема процесса коррозии будет представлять собой параллельное соединение элемента с постоянным сдвигом фаз и сопротивления коррозии [16–18]. Из рис. 8 следует, что с увеличением концентрации ингибитора сопротивление коррозии увеличивается. В таблице 3 для различных концентраций ингибитора приведена скорость коррозии, вычисленная по уравнению:

$$v = \frac{RT\tau\mu}{n^2 F^2 R_c \rho},$$

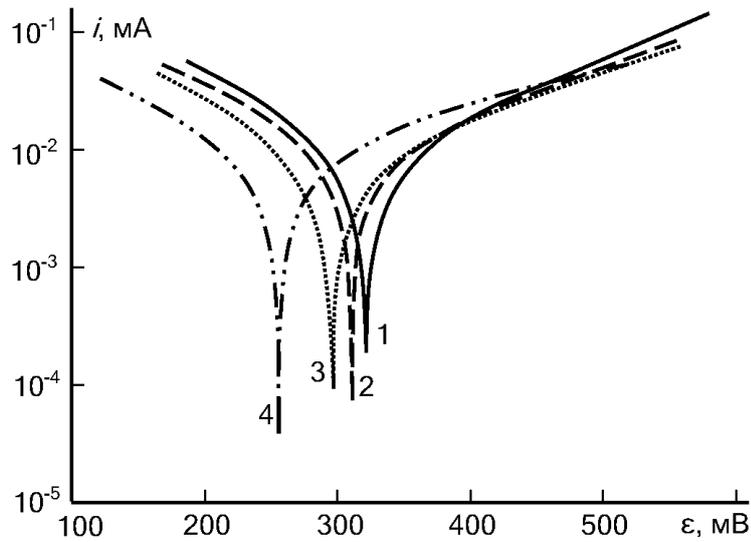


Рис. 2. Поляризационные кривые при анодной развертке потенциала для 1 М хлорной кислоты с добавкой бензотриазола (моль/л):

1 – 0; 2 – 1×10^{-4} ; 3 – 1×10^{-3} ; 4 – 1×10^{-2}

Fig. 2. Polarization curves at the anode potential sweep for 1 M perchloric acid with the addition of benzotriazole (mol/L):

1 – 0; 2 – 1×10^{-4} ; 3 – 1×10^{-3} ; 4 – 1×10^{-2}

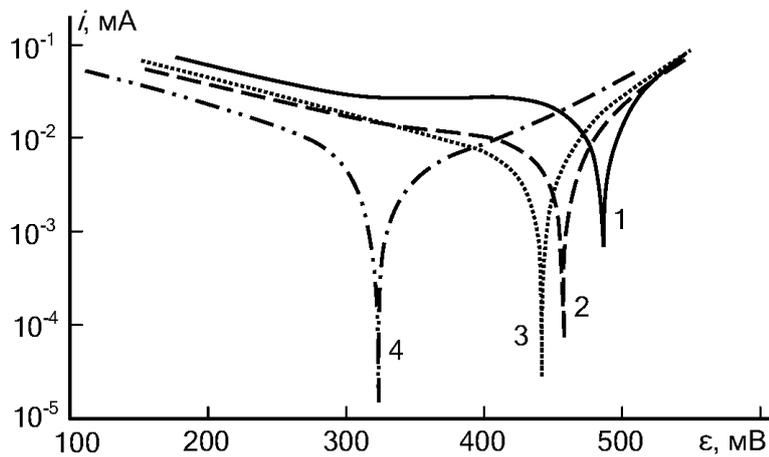


Рис. 3. Поляризационные кривые при катодной развертке потенциала для 1 М хлорной кислоты с добавкой бензотриазола (моль/л):

1 – 0; 2 – 1×10^{-4} ; 3 – 1×10^{-3} ; 4 – 1×10^{-2}

Fig. 3. Polarization curves at the cathode potential sweep for 1 M perchloric acid with the addition of benzotriazole (mol/L):

1 – 0; 2 – 1×10^{-4} ; 3 – 1×10^{-3} ; 4 – 1×10^{-2}

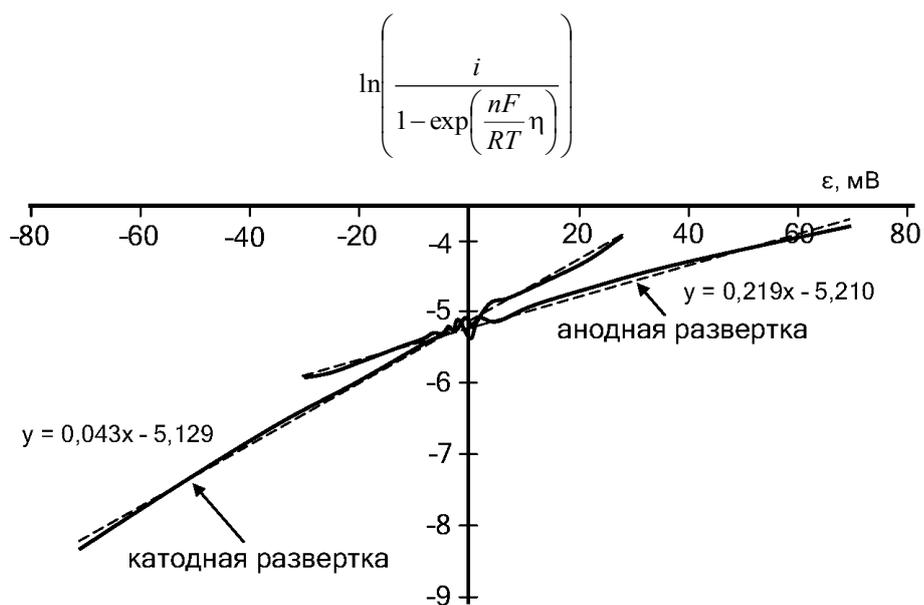


Рис. 4. Поляризационные кривые для 1 М хлорной кислоты
 Fig. 4. Polarization curves for 1 M perchloric acid

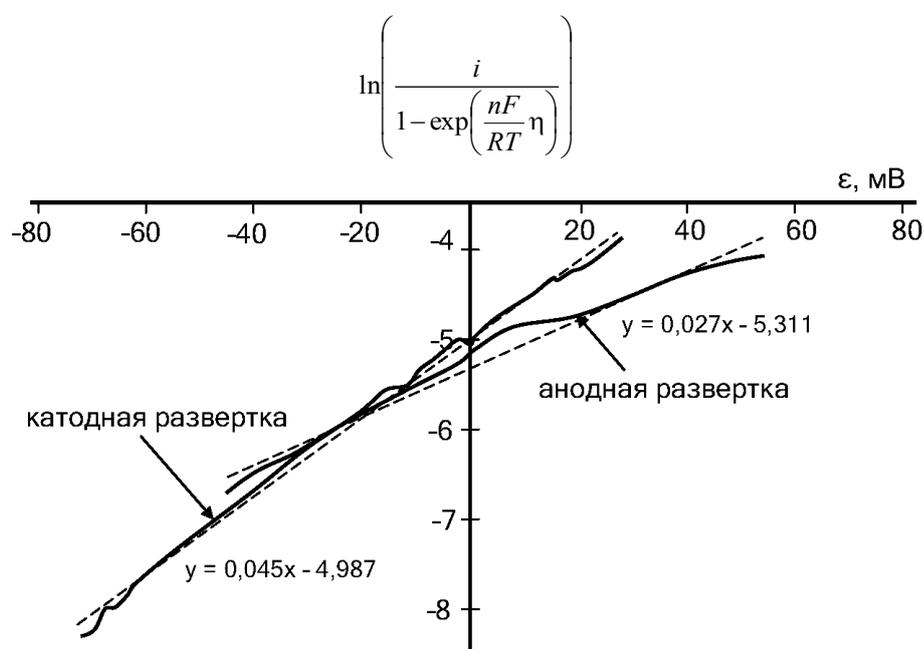


Рис. 5. Поляризационные кривые для 1 М хлорной кислоты с добавкой 1×10^{-4} моль/л бензотриазола
 Fig. 5. Polarization curves for 1 M perchloric acid with the addition of 1×10^{-4} mol/L of benzotriazole



Рис. 6. Поляризационные кривые для 1 М хлорной кислоты с добавкой 1×10^{-3} моль/л бензотриазола
 Fig. 6. Polarization curves for 1 M perchloric acid with the addition of 1×10^{-3} mol/L of benzotriazole

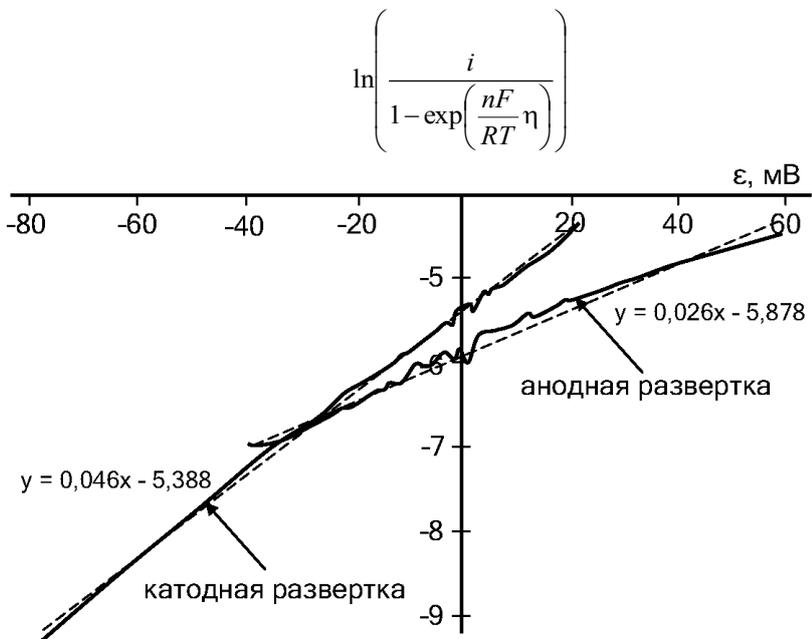


Рис. 7. Поляризационные кривые для 1 М хлорной кислоты с добавкой 1×10^{-2} моль/л бензотриазола
 Fig. 7. Polarization curves for 1 M perchloric acid with the addition of 1×10^{-2} mol/L of benzotriazole

Таблица 2. Токи коррозии и эффективность ингибирования в 1 М хлорной кислоте при различной концентрации бензотриазола

Table 2. Corrosion currents and inhibition efficiency in 1 M perchloric acid at different benzotriazole concentrations

Концентрация бензотриазола, моль/л		0	1×10^{-4}	1×10^{-3}	1×10^{-2}
Ток коррозии i_c , мкА	Анодный ход	5,46	4,94	3,11	2,80
	Катодный ход	5,92	6,83	4,55	4,57
Эффективность ингибирования Z, %	Анодный ход	–	9,58	43,1	48,7
	Катодный ход		–15,3	23,2	22,8
	Среднее значение		-2 ± 13	33 ± 10	36 ± 13

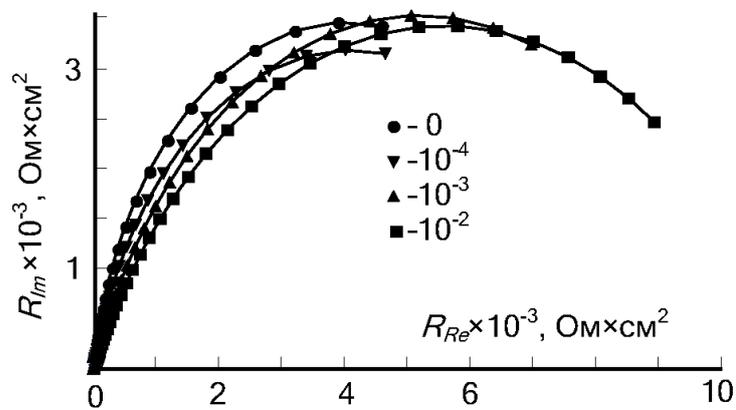


Рис. 8. Голографы импеданса при различной концентрации бензотриазола (моль/л)
Fig. 8. Impedance hodographs at different benzotriazole concentrations (mol/L)

Таблица 3. Скорость коррозии по результатам импедансных исследований при различной концентрации бензотриазола
Table 3. Corrosion rate according to the results of impedance study at different benzotriazole concentrations

Концентрация бензотриазола, моль/л	0	10^{-4}	10^{-3}	10^{-2}
Скорость коррозии, мм/год	0,024	0,023	0,019	0,017
Эффективность ингибирования Z, %	–	2,1	28,8	33,0

где τ – время;
 μ – молярная масса металла;
 R_c – сопротивление коррозии;
 ρ – плотность металла;
 а также эффективность ингибитора по результатам импедансных измерений [19; 20]:

$$Z(\%) = \left(1 - \frac{R_c}{R_{c(inh)}} \right) \times 100$$

где R_c – сопротивление коррозии без ингибитора;
 $R_{c(inh)}$ – сопротивление коррозии с ингибитором.

Из данных таблицы 3 следует, что эффективность ингибирования растет с повышением концентрации ингибитора. Это подтверждает результаты потенциодинамических исследований. Необходимо отметить, что параметры коррозии, вычисленные по импедансным измерениям, можно считать более корректными, так как эти измерения происходят при стационарном потенциале коррозии. Это подразумевает меньшие изменения

состояния поверхности электрода в процессе измерения, чем при потенциодинамических исследованиях.

В заключение охарактеризуем ингибирующее действие бензотриазола. Бензотриазол – представитель бензоконденсированных азотсодержащих гетероциклических соединений. Учитывая факт низкой растворимости бензотриазола в воде, как правило, используют его хорошо растворимые в воде соли – хлориды и сульфаты. Перевод молекулы бензотриазола в катионную форму позволяет не только активировать его антикоррозионные свойства, но и многократно повысить его растворимость в воде.

Ингибирующее действие молекулы бензотриазола в кислой среде обусловлено возможностью ее протонированной формы адсорбироваться на поверхности металла, вытесняя тем самым такие анионы, как, например, хлорид-ионы. Протонированная форма бензотриазола в кислой среде позволяет объяснить замедление катодной реакции деполяризации: ингибитор адсорбируется преимущественно на участках поверхности металла, заряженных более отрицательно.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Исследована скорость коррозии нержавеющей стали AISI 316 в хлорной кислоте при 90 °С и различной концентрации бензотриазола как ингибитора коррозии.

2. Поляризационные исследования показали, что бензотриазол является ингибитором катодного действия.

3. Выявлены токи и сопротивления коррозии при различной концентрации ингибитора. Показано, что эффективность ингибитора достигает 40 % при его концентрации порядка 10^{-2} моль/л.

4. Скорость коррозии составляет 0,017 мм/год при концентрации ингибитора порядка 10^{-2} моль/л.

5. По результатам импедансных исследований установлено, что процесс коррозии моделируется эквивалентной схемой, содержащей параллельное соединение элемента с постоянным сдвигом фаз и сопротивления коррозии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Domingos D.V., Tozzi F.C., Barros E.V., Pinto F.E., Sad C.M.S., Filgueiras P.R., Lacerda V.Jr., Dias H.P., Aquijea G.M., Romão W. Study of the Corrosion of AISI 316 and AISI 1020 Steels by Light, Scanning Electron and Atomic Force Microscopies // *Journal of the Brazilian Chemical Society*. 2018. Vol. 29. № 11. P. 2244–2253.
- Туфанов Д.Г. Коррозионная стойкость нержавеющей сталей, сплавов и чистых металлов. М.: Металлургия, 1990. 320 с.
- Fattah-Alhosseini A., Saatchi A., Golozar M.A., Raeissi K. The transpassive dissolution mechanism of 316L stainless steel // *Electrochimica Acta*. 2009. Vol. 54. № 13. P. 3645–3650.
- Lizlovs E.A., Bond A.P. Anodic polarization behavior of high-purity 13 and 18% Cr stainless steel // *Journal of the Electrochemical Society*. 1975. Vol. 122. № 6. P. 719–722.
- Ait Albrimi Y., Eddib A., Douch J., Berghoute Y., Hamdani M., Souto R.M. Electrochemical Behaviour of AISI 316 Austenitic Stainless Steel in Acidic Media Containing Chloride Ions // *International Journal of Electrochemical Science*. 2011. Vol. 6. № 10. P. 4614–4627.
- Lewis G., Fox P.G., Boden P.J. Corrosion of Fe-12Cr iron-chromium alloys in o-phosphoric acid // *Corrosion Science*. 1980. Vol. 20. № 3. P. 331–339.
- Prinz H., Strehblow H. Investigations on pitting corrosion of iron in perchlorate electrolytes // *Corrosion Science*. 1998. Vol. 40. № 10. P. 1671–1683.
- Burstein G.T., Marshal P.I. The coupled kinetics of film growth and dissolution of stainless steel repassivating in acid solutions // *Corrosion Science*. 1984. Vol. 24. № 5. P. 449–462.
- Larabi L., Benali O., Harek Y. Corrosion inhibition of cold rolled steel in 1 M HClO₄ solutions by N-naphtyl N'-phenylthiourea // *Materials Letters*. 2007. Vol. 61. № 14-15. P. 3287–3291.
- El Azhar M., Traisnel M., Mernari B., Gengembre L., Bentiss F., Lagrene M. Electrochemical and XPS studies of 2,5-bis(n-pyridyl)-1,3,4-thiadiazoles adsorption on mild steel in perchloric acid solution // *Applied Surface Science*. 2002. Vol. 185. № 3-4. P. 197–205.
- Finšgar M., Milošev I. Inhibition of copper corrosion by 1,2,3-benzotriazole: A review // *Corrosion Science*. 2010. Vol. 52. № 9. P. 2737–2749.
- Richards C.A.J., McMurray H.N., Williams G. Smart-release inhibition of corrosion driven organic coating failure on zinc by cationic benzotriazole based pigments // *Corrosion Science*. 2019. Vol. 154. P. 101–110.
- Milić S.M., Antonijević M.M. Some aspects of copper corrosion in presence of benzotriazole and chloride ions // *Corrosion Science*. 2009. Vol. 51. № 1. P. 28–34.
- Lang G., Ujvari M., Horanyi G. On the reduction of ClO₄⁻ ions in the course of metal dissolution in HClO₄ solutions // *Corrosion Science*. 2003. Vol. 45. № 1. P. 1–5.
- Bentiss F., Traisnel M., Chaibi N., Mernari B., Vezin H., Lagren M. 2,5-Bis(n-methoxyphenyl)-1,3,4-oxadiazoles used as corrosion inhibitors in acidic media: correlation between inhibition efficiency and chemical structure // *Corrosion Science*. 2002. Vol. 44. № 10. P. 2271–2289.
- Zhao Y., Pan T., Yu X., Chen D. Corrosion inhibition efficiency of triethanolammonium dodecylbenzene sulfonate on Q235 carbon steel in simulated concrete pore solution // *Corrosion Science*. 2019. Vol. 158. P. 108097.
- Oliveira V.B., Viera L.R., Lima B.D.A., Avila P.R.T., Rêgo G.C., Pinto H.C., Bastos I.N., da Silva E.P. Corrosion behavior of as-cast ZK60 alloy modified with rare earth addition in sodium sulfate medium // *Corrosion Science*. 2019. Vol. 158. P. 108092.
- Isakhani-Zakaria M., Allahkaram S.R., Ramezani-Varzaneh H.A. Evaluation of corrosion behaviour of Pb-Co₃O₄ electrodeposited coating using EIS method // *Corrosion Science*. 2019. Vol. 157. P. 472–480.
- Zhang H.-H., Pang X., Gao K. Effect of surface roughness on the performance of thioureido imidazole inhibitor in CO₂-saturated brine // *Corrosion Science*. 2019. Vol. 157. P. 189–204.
- Chukwuike V.I., Sankar S.S., Kundu S., Barik R.C. Capped and uncapped nickel tungstate (NiWO₄) nanomaterials: A comparison study for anti-corrosion of copper metal in NaCl solution // *Corrosion Science*. 2019. Vol. 158. P. 108101.

REFERENCES

- Domingos D.V., Tozzi F.C., Barros E.V., Pinto F.E., Sad C.M.S., Filgueiras P.R., Lacerda V.Jr., Dias H.P., Aquijea G.M., Romão W. Study of the Corrosion of AISI 316 and AISI 1020 Steels by Light, Scanning Electron and Atomic Force Microscopies. *Journal of the Brazilian Chemical Society*, 2018, vol. 29, no. 11, pp. 2244–2253.
- Tufanov D.G. *Korrozionnaya stoykost' nerzhaveyushchikh staley, splavov i chistykh metallov* [Corrosion resistance of stainless steels, alloys and pure metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990. 320 p.
- Fattah-Alhosseini A., Saatchi A., Golozar M.A., Raeissi K. The transpassive dissolution mechanism of 316L stainless steel. *Electrochimica Acta*, 2009, vol. 54, no. 13, pp. 3645–3650.
- Lizlovs E.A., Bond A.P. Anodic polarization behavior of high-purity 13 and 18% Cr stainless steel. *Journal of the Electrochemical Society*, 1975, vol. 122, no. 6, pp. 719–722.
- Ait Albrimi Y., Eddib A., Douch J., Berghoute Y., Hamdani M., Souto R.M. Electrochemical Behaviour of AISI 316 Austenitic Stainless Steel in Acidic Media Containing Chloride Ions. *International Journal of Electrochemical Science*, 2011, vol. 6, no. 10, pp. 4614–4627.
- Lewis G., Fox P.G., Boden P.J. Corrosion of Fe-12Cr iron-chromium alloys in o-phosphoric acid. *Corrosion Science*, 1980, vol. 20, no. 3, pp. 331–339.
- Prinz H., Strehblow H. Investigations on pitting corrosion of iron in perchlorate electrolytes. *Corrosion Science*, 1998, vol. 40, no. 10, pp. 1671–1683.
- Burstein G.T., Marshal P.I. The coupled kinetics of film growth and dissolution of stainless steel re-passivating in acid solutions. *Corrosion Science*, 1984, vol. 24, no. 5, pp. 449–462.
- Larabi L., Benali O., Harek Y. Corrosion inhibition of cold rolled steel in 1 M HClO₄ solutions by N-naphthyl N'-phenylthiourea. *Materials Letters*, 2007, vol. 61, no. 14–15, pp. 3287–3291.
- El Azhar M., Traisnel M., Mernari B., Gengembre L., Bentiss F., Lagrene M. Electrochemical and XPS studies of 2,5-bis(n-pyridyl)-1,3,4-thiadiazoles adsorption on mild steel in perchloric acid solution. *Applied Surface Science*, 2002, vol. 185, no. 3–4, pp. 197–205.
- Finšgar M., Milošev I. Inhibition of copper corrosion by 1,2,3-benzotriazole: A review. *Corrosion Science*, 2010, vol. 52, no. 9, pp. 2737–2749.
- Richards C.A.J., McMurray H.N., Williams G. Smart-release inhibition of corrosion driven organic coating failure on zinc by cationic benzotriazole based pigments. *Corrosion Science*, 2019, vol. 154, pp. 101–110.
- Milić S.M., Antonijević M.M. Some aspects of copper corrosion in presence of benzotriazole and chloride ions. *Corrosion Science*, 2009, vol. 51, no. 1, pp. 28–34.
- Lang G., Ujvari M., Horanyi G. On the reduction of ClO₄⁻ ions in the course of metal dissolution in HClO₄ solutions. *Corrosion Science*, 2003, vol. 45, no. 1, pp. 1–5.
- Bentiss F., Traisnel M., Chaibi N., Mernari B., Vezin H., Lagren M. 2,5-Bis(n-methoxyphenyl)-1,3,4-oxadiazoles used as corrosion inhibitors in acidic media: correlation between inhibition efficiency and chemical structure. *Corrosion Science*, 2002, vol. 44, no. 10, pp. 2271–2289.
- Zhao Y., Pan T., Yu X., Chen D. Corrosion inhibition efficiency of triethanolammonium dodecylbenzene sulfonate on Q235 carbon steel in simulated concrete pore solution. *Corrosion Science*, 2019, vol. 158, p. 108097.
- Oliveira V.B., Viera L.R., Lima B.D.A., Avila P.R.T., Rêgo G.C., Pinto H.C., Bastos I.N., da Silva E.P. Corrosion behavior of as-cast ZK60 alloy modified with rare earth addition in sodium sulfate medium. *Corrosion Science*, 2019, vol. 158, p. 108092.
- Isakhani-Zakaria M., Allahkaram S.R., Ramezani-Varzaneh H.A. Evaluation of corrosion behaviour of Pb-Co₃O₄ electrodeposited coating using EIS method. *Corrosion Science*, 2019, vol. 157, pp. 472–480.
- Zhang H.-H., Pang X., Gao K. Effect of surface roughness on the performance of thioureido imidazole inhibitor in CO₂-saturated brine. *Corrosion Science*, 2019, vol. 157, pp. 189–204.
- Chukwuike V.I., Sankar S.S., Kundu S., Barik R.C. Capped and uncapped nickel tungstate (NiWO₄) nanomaterials: A comparison study for anti-corrosion of copper metal in NaCl solution. *Corrosion Science*, 2019, vol. 158, p. 108101.

Investigation of AISI 316 stainless steel corrosion in perchloric acid

© 2020

Gennady I. Ostapenko*¹, Doctor of Sciences (Chemistry), PhD (Engineering),
Professor of Medical Chemistry Center

Ilyas R. Usmanov², graduate student of Chair “Chemical Technology and Resource Saving”
Togliatti State University, Togliatti (Russia)

*E-mail: gostap@tltu.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4398-3804>²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3776-5838>

Abstract: The authors study the corrosion of AISI 316 stainless steel in 1M perchloric acid at 90 °C, including in the presence of the benzotriazole corrosion inhibitor. Electrochemical experiments were carried out in a three-electrode glass cell with a platinum counter electrode and a saturated silver chloride electrode as a reference electrode. The authors carried out the potentiodynamic measurements at the temperature of (90±2) °C and the potential sweep speed of 1 mV/s; the impedance measurements within the frequency range from 20 kHz to 0.1 Hz at the voltage amplitude of ±10 mV. Cyclic polarization curves show that the cathode direction currents are always lower than the anode direction currents of

the potential sweep. Consequently, the curves of anode and cathode directions of the potential sweep are analyzed separately. When analyzing, the authors use the modified Tafel equation, which is linear at any overload that allow determining the corrosion currents more accurately. The study shows that with an increase in the inhibitor concentration, the potentiodynamic curves shift to the cathode side, and the cathode currents decrease more strongly than the anode currents. Therefore, benzotriazole in perchloric acid is an inhibitor of cathodic action, i.e. slows down the cathodic reaction of the perchloric acid anion reduction to chloride ions. The authors identified that benzotriazole inhibits corrosion at concentrations of more than 10^{-4} mol/L. At the concentration of 1×10^{-3} mol/L, the inhibition efficiency is 33 ± 10 %, and at the concentration of 1×10^{-2} mol/L, it is 36 ± 13 %. The inhibiting effect of a benzotriazole molecule in the acidic medium is caused by the possibility of its protonated form to be adsorbed on the metal surface. The protonated form of benzotriazole in acidic medium allows explaining the slow-down of the cathode depolarization reaction as the inhibitor is adsorbed predominantly on metal surface areas charged more negatively. The impedance measurements showed that the corrosion process is modeled by the element parallel circuit with the constant phase shift and corrosion resistance.

Keywords: AISI 316 stainless steel; perchloric acid; corrosion; electrochemical polarization; benzotriazole corrosion inhibitor.

For citation: Ostapenko G.I., Usmanov I.R. Investigation of AISI 316 stainless steel corrosion in perchloric acid. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 51–60. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-51-60.

Анализ перемещения наружного ползуна прессы двойного действия

© 2020

*Почекуев Евгений Николаевич*¹, кандидат технических наук, доцент,

доцент кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»

Путеев Павел Александрович^{*2}, старший преподаватель кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»

Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

*E-mail: pputeev@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7952-3394>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5719-1651>

Аннотация: Формообразование сложных листовых деталей производят на прессах двойного действия, в которых для прижима заготовки используется наружный ползун. Качество листовых деталей зависит от многих факторов, в том числе и от параметров оборудования. В процессе вытяжки изделия наблюдаются смещения наружного ползуна в течение его выстоя относительно плоскости прижима. Смещения обусловлены кинематикой многозвенного механизма прессы двойного действия. Перемещение наружного ползуна в процессе выстоя приводит к изменению величины прижима и, как следствие, к складкообразованию. С целью определения величины кинематического смещения наружного ползуна в процессе выстоя проведен анализ кинематики многозвенного механизма прессы. Для этого в работе предложена математическая модель кинематики прессы двойного действия. Была построена электронная каркасная модель рабочих частей, проведен ее кинематический анализ на базе системы автоматизированного проектирования NX компании Siemens PLM Software. Получена циклограмма перемещения наружного ползуна, найден интервал угла поворота кривошипа, при котором наблюдается качание. На данном интервале отмечаются несколько локальных экстремумов. Для нахождения точного значения смещения ползуна в нижнем положении была построена система нелинейных уравнений перемещения. Такая система не имеет аналитического решения, поэтому ее решение будет найдено численным образом. Для полученных точек локальных экстремумов найдены решения нелинейной системы и получены экстремальные значения смещения с помощью программного комплекса MATLAB. Установлено, что настройку величины зазора между прижимом и матрицей для предотвращения складкообразования следует производить с учетом кинематического смещения наружного ползуна в процессе выстоя, которое может составлять до 1/3 от толщины заготовки листовых деталей автомобиля.

Ключевые слова: листоштамповочные прессы двойного действия; наружный ползун; кинематический анализ; задача условного экстремума; моделирование в САПР; циклограмма; многозвенный механизм.

Для цитирования: Почекуев Е.Н., Путеев П.А. Анализ перемещения наружного ползуна прессы двойного действия // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 61–67. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-61-67.

ВВЕДЕНИЕ

При изготовлении листовых изделий и полуфабрикатов сложной пространственной формы, таких как кузовные детали автомобиля, используют специальное оборудование. К внешнему виду кузовных деталей автомобиля предъявляют высокие требования: отсутствие царапин, волнистости и складкообразования. Для достижения соответствующего качества изделий применяют прессы двойного действия [1] и вытяжные штампы [2]. Конструктивной особенностью таких прессов является сложная кинематическая структура, предназначенная для обеспечения перемещения внутреннего ползуна и выстоя наружного ползуна (рис. 1). Однако в процессе получения изделий возможно появление дефектов – волнистости и складкообразования, вызванных неустойчивым течением металла под прижимом в процессе деформации заготовки. Качание наружного ползуна в течение выстоя прижима является одной из причин появления такого брака. Дефекты также связаны с кинематикой работы привода, наличием зазоров и жесткостью прессы [3–5].

Определение величины кинематического смещения наружного ползуна в процессе выстоя для различных

структурных схем кинематики прессы приведено в известных источниках [6–8]. Аналитические исследования кинематики рычажных [9; 10] и кривошипно-коромысловых механизмов [11–13] весьма трудоемки. Для исследования кинематики и динамики кривошипно-шатунных механизмов прессов используют систему автоматизированного проектирования (САПР) ADAMS [14]. Известны работы, в которых для нахождения решения нелинейных систем кинематики также возможно применение программных пакетов Mathcad [15], MATLAB [16].

Во многих работах анализ проводят в основном путем построения кинематических диаграмм движения ползуна графическим способом. Точность результатов графического дифференцирования кинематических диаграмм недостаточна, поэтому наряду с аналитическим и графическим методами исследования нашли широкое применение решатели САПР: ADAMS, RecurDyn [16] и др. Для этого применяют геометрическое моделирование в САПР с выделением в кинематической структуре группы рычагов с дальнейшим их анализом в пакетах математического моделирования процессов [17]. Известны работы, в которых САПР позволяет оценить влияние кинематической схемы при анализе гибких

связей [18], наличия зазоров в соединениях [19]. Попытка изменить величину смещения описана в работе [20], однако только для четырехзвенных механизмов.

Сложная кинематическая схема прессов двойного действия не позволяла разработать математические модели механизма прессы аналитическими методами для вычисления смещения наружного ползуна прессы в течение выстоя.

Цель работы – определение кинематических смещений наружного ползуна прессы двойного действия в течение выстоя с помощью инструментария современных систем автоматизированного проектирования на основе разработки математической модели исполнительного механизма прижима прессы.

ОПИСАНИЕ КИНЕМАТИЧЕСКОЙ СХЕМЫ ПРЕССА ДВОЙНОГО ДЕЙСТВИЯ

Кинематическая схема прессы двойного действия «Инноченти» D2-600-400 представлена на рис. 1. Десятизвенная схема состоит из внутреннего ползуна O_3 , шатуна O_3A , кривошипной поводковой группы OAB , шатуна BC , коромысловой поводковой группы O_1CD , шатуна DE , коромысловой поводковой группы OEF , шатуна FO_2 , наружного ползуна O_2 и стойки. Вращение кривошипа OA передает движение на осуществляющий штамповку внутренний ползун и через поводковую группу – на наружный прижим O_2 .

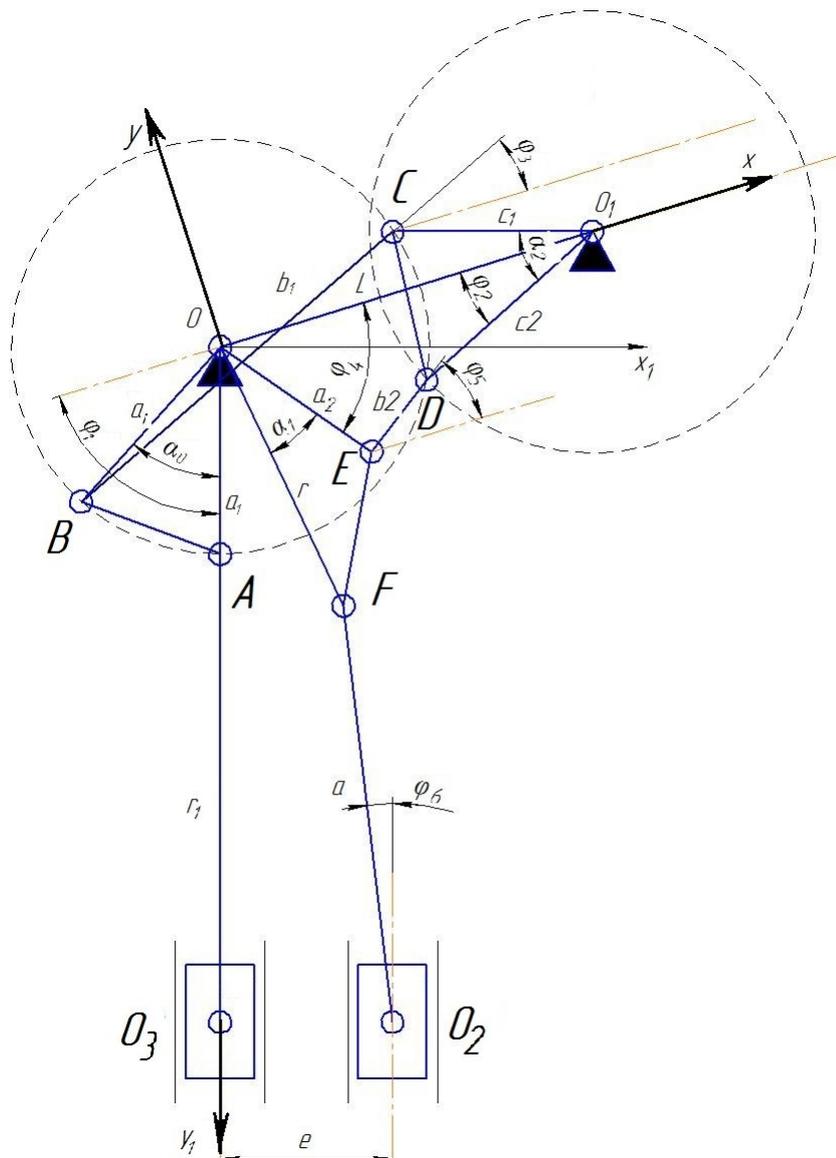


Рис. 1. Кинематическая схема прессы двойного действия:

$\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3, \varphi_4, \varphi_5, \varphi_6$ – обобщенные координаты;

$\alpha_0, \alpha_1, \alpha_2$ – углы поводковых групп;

$a_1, b_1, c_1, a_2, b_2, c_2, r, r_1, a$ – размеры звеньев механизма

Fig. 1. Double-action press kinematic scheme:

$\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3, \varphi_4, \varphi_5, \varphi_6$ – generalized coordinates;

$\alpha_0, \alpha_1, \alpha_2$ – driving groups angles;

$a_1, b_1, c_1, a_2, b_2, c_2, r, r_1, a$ – sizes of mechanism links

ПОСТРОЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДВИЖЕНИЯ НАРУЖНОГО ПОЛЗУНА

Для определения абсолютного значения амплитуды качания наружного ползуна при конкретных углах поворота кривошипа α_1 (рис. 1) необходимо построить математическую модель движения наружного ползуна.

Введем обобщенные (дополнительные) координаты, обозначенные как $\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3, \varphi_4, \varphi_5, \varphi_6$ в декартовой системе координат XOY (рис. 1). Ось абсцисс X направлена вдоль вектора $\overline{OO_1}$.

В точке O находится и начало другой декартовой системы координат – X_1OY_1 . Угол между осями X и X_1 обозначен символом β .

Составляются векторные многоугольники:

$$\begin{cases} \overline{OB} + \overline{BC} + \overline{CO_1} = \overline{OO_1} \\ \overline{O_1D} + \overline{DE} + \overline{EO} = \overline{OO_1} \end{cases} \quad (1)$$

Из выражений (1) получается система пяти нелинейных уравнений путем проецирования длин звеньев в системе координат XOY :

$$\begin{cases} r \cdot \sin(90^\circ - (\alpha_1 + \varphi_4 - \beta)) + \alpha \cdot \cos \varphi_6 - e = 0 \\ -a_1 \cdot \cos(\varphi_1 - \alpha_0) + b_1 \cdot \cos \varphi_3 + \\ + c_1 \cdot \cos(\alpha_2 - \varphi_2) - L = 0 \\ a_2 \cdot \cos \varphi_4 + b_2 \cdot \cos \varphi_5 + c_2 \cdot \cos \varphi_2 - L = 0 \\ a_1 \cdot \sin(\varphi_1 - \alpha_0) + c_1 \cdot \sin(\alpha_2 - \varphi_2) - b_1 \cdot \sin \varphi_3 = 0 \\ a_2 \cdot \sin \varphi_4 - b_2 \cdot \sin \varphi_5 - c_2 \cdot \sin \varphi_2 = 0 \end{cases} \quad (2)$$

Система уравнений (2) устанавливает связи между размерами звеньев и обобщенными координатами привода наружного ползуна.

Уравнение перемещения наружного ползуна O_2 удобно представить в системе координат X_1OY_1 :

$$y = r \cdot \cos(90^\circ - (\alpha_1 + \varphi_4 - \beta)) + \alpha \cdot \cos \varphi_6 \quad (3)$$

КИНЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЕРЕМЕЩЕНИЯ НАРУЖНОГО ПОЛЗУНА В САПР

Исследование кинематики привода двойного действия проведено в модуле Motion Simulation NX на основе эскиза схемы кинематики (рис. 1) в приложении моделирования NX.

Была создана электронная каркасная модель звеньев прессы двойного действия. На основе модели построена кинематическая цепь. Для создания цепи движущиеся и жестко закрепленные детали прессы были определены в качестве звеньев и стоек. На звеньях были заданы голономные связи, формирующие кинематические пары прессы. Полученная схема составила плоский, сложный замкнутый механизм.

В соответствии с рис. 1 в цепи были определены стойки O и O_1 и следующие низшие кинематические пары V класса: вращательные пары кривошипных поводковых групп OAB, O_1CD и OEF , поступательные пары ползунов O_3 и O_2 , а также пары, совершающие зависимое движение. Был выбран кинематический тип решения, не учитывающий нагрузки, трение в звеньях и парах, а также массово-центровочные характеристики звеньев. Для вычисления траекторий движения звеньев привода, их скоростей и ускорений применялся решатель RecurDyn.

На основе анализа кинематических пар было найдено число степеней свободы по отношению к стойке по формуле Чебышева для плоского механизма. После определения числа независимых координат было рассчитано число движителей цепи. В качестве движителя выбрано постоянное вращение кривошипной поводковой группы OAB . Определение параметров движения ползунов велось двумя способами: по количеству шагов симуляции и по изменению угла поворота кривошипа.

На основании кинематического анализа приведенной конструкции получен график перемещения ползунов (рис. 2). График построен для одного полного поворота кривошипного вала.

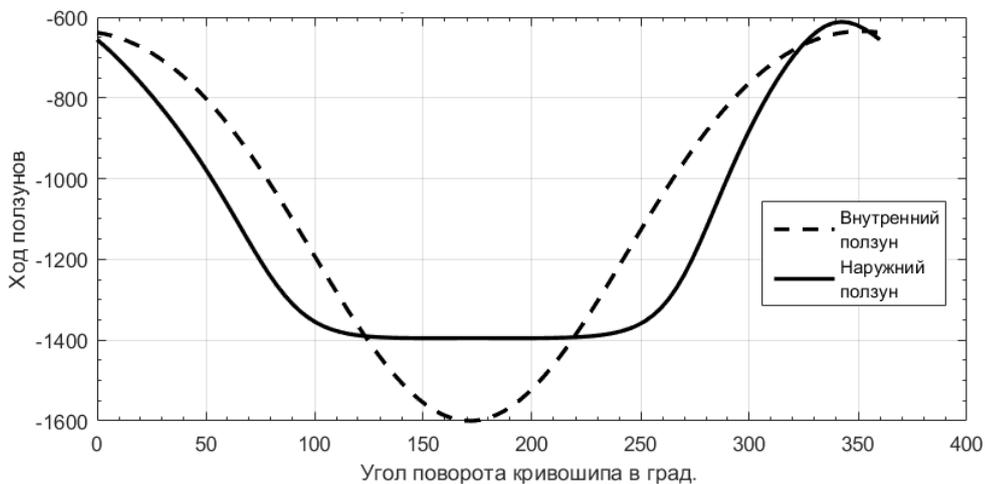


Рис. 2. Циклограмма перемещения наружного и внутреннего ползунов, полученная в NX
 Fig. 2. Cyclogram of the external and internal sliders movement built in NX

Полученные результаты кинематического моделирования работы прессы двойного действия в САПР использовались для уточнения вектора начальных приближений при поиске условных экстремумов в MATLAB. Вектор начальных приближений φ_0 на участке выстоя наружного ползуна изменялся в интервале обобщенных координат (таблица 1).

ОПРЕДЕЛЕНИЕ АМПЛИТУДЫ КАЧАНИЯ НАРУЖНОГО ПОЛЗУНА В ЗОНЕ ВЫСТОЯ

Прижим заготовки в процессе вытяжки необходим для предотвращения появления складок и управления полем напряжений в заготовке. Кинематика рычажных механизмов прессов двойного действия не позволяет обеспечить неподвижное положение наружного ползуна в технологической операции. Наружный ползун испытывает в процессе выстоя смещения относительно плоскости прижима заготовки (рис. 3). Смещения ползуна могут быть вызваны кинематикой привода, зазорами в шарнирах рычажных механизмов, а также упругими деформациями звеньев. В работе определяются смещения, обусловленные кинематикой привода.

На графике перемещения наружного ползуна прессы D2-600-400 обнаружены четыре локальных экстремума, три из них находятся на участке выстоя наружного ползуна (рис. 3). Максимальное значение смещения ΔH определяется по формуле

$$\Delta H = \max_{ij} |y_i - y_j|,$$

где y_{i1} и y_{ij} – координаты локальных экстремумов в зоне выстоя;
 $i, j=1, 2...k$ – число локальных экстремумов системы. Необходимо найти локальные экстремумы 1, 2, 3, используя поиск условного экстремума функции многих переменных с помощью метода множителей Лагранжа. Составляется функция Лагранжа:

$$F(\lambda_i, \varphi_j) = H + \lambda_i \sum_{i=1}^5 \Phi_i, \tag{4}$$

где $H=y_l$ – перемещение наружного ползуна (3);
 λ_i – множители Лагранжа;
 Φ_i – геометрические ограничения, которые представлены системой уравнений (2).

Определяются частные производные для функции Лагранжа (4):

$$\frac{\partial F}{\partial \varphi_j} = 0. \tag{5}$$

Далее шесть частных производных (5) объединяются с уравнениями связи (2). В результате получена нелинейная система из 11 уравнений:

$$\begin{cases} r \cdot \sin(90^\circ - (\alpha_1 + \varphi_4 - \beta)) + \alpha \cdot \cos \varphi_6 - e = 0 \\ -a_1 \cdot \cos(\varphi_1 - \alpha_0) + b_1 \cdot \cos \varphi_3 + c_1 \cdot \cos(\alpha_2 - \varphi_2) - L = 0 \\ a_2 \cdot \cos \varphi_4 + b_2 \cdot \cos \varphi_5 + c_2 \cdot \cos \varphi_2 - L = 0 \\ a_1 \cdot \sin(\varphi_1 - \alpha_0) + c_1 \cdot \sin(\alpha_2 - \varphi_2) - b_1 \cdot \sin \varphi_3 = 0 \\ a_2 \cdot \sin \varphi_4 - b_2 \cdot \sin \varphi_5 - c_2 \cdot \sin \varphi_2 = 0 \\ \lambda_2 a_1 \sin(\varphi_1 - \alpha_0) + \lambda_4 a_1 \sin(\varphi_1 - \alpha_0) = 0 \\ \lambda_2 c_1 \sin(\alpha_2 - \varphi_2) + \lambda_4 c_1 \sin(\alpha_2 - \varphi_2) - \\ - \lambda_3 c_2 \sin \varphi_2 - \lambda_5 c_2 \cos \varphi_2 = 0 \\ -\lambda_2 b_1 \sin(\varphi_1 - \alpha_0) + \lambda_4 a_1 \cos(\varphi_1 - \alpha_0) = 0 \\ r \cdot \cos((\alpha_1 + \varphi_4) - \beta) - \lambda_1 r \sin((\alpha_1 + \varphi_4) - \beta_2) - \\ - \lambda_3 a_2 \sin \varphi_4 - \lambda_5 a_2 \cos \varphi_4 = 0 \\ -\lambda_3 b_2 \sin \varphi_5 + \lambda_5 b_2 \cos \varphi_5 = 0 \\ -a \sin \varphi_6 + \lambda_1 a \cos \varphi_6 = 0 \end{cases}$$

Такая система не имеет аналитического решения, поэтому ее решение найдено численным образом методом Левенберга – Маркварда в MATLAB. Смещения наружного ползуна в полученных точках условных экстремумов 1, 2, 3 (рис. 3) на участке выстоя наружного ползуна приведены в таблице 2.

Максимальная величина смещения ползуна составила $\Delta H=0,217$ мм. Обычно зазор между заготовкой и прижимом осуществляют с помощью упоров-фиксаторов (spacer). Следовательно, для толщин заготовок 0,7...0,8 мм, которые наиболее часто применяются в автомобилестроении, зазор при кинематическом качании прижима в течение выстоя может изменяться на 25...30 % от толщины заготовки. Реальные значения смещения ползуна в процессе прижима заготовки значительно больше. Увеличение зазоров между прижимом и заготовкой при вытяжке листового материала связано с конечной жесткостью прессы, со значительными статическими и динамическими силами в звеньях привода и с зазорами,

Таблица 1. Интервал обобщенных координат
Table 1. Generalized coordinates interval

$[\varphi_0]$, рад	φ_1	φ_2	φ_3	φ_4	φ_5	φ_6
Левая граница выстоя	7,162	0,570	0,429	0,549	1,046	0,115
Правая граница выстоя	8,356	1,110	0,426	0,557	1,046	0,115

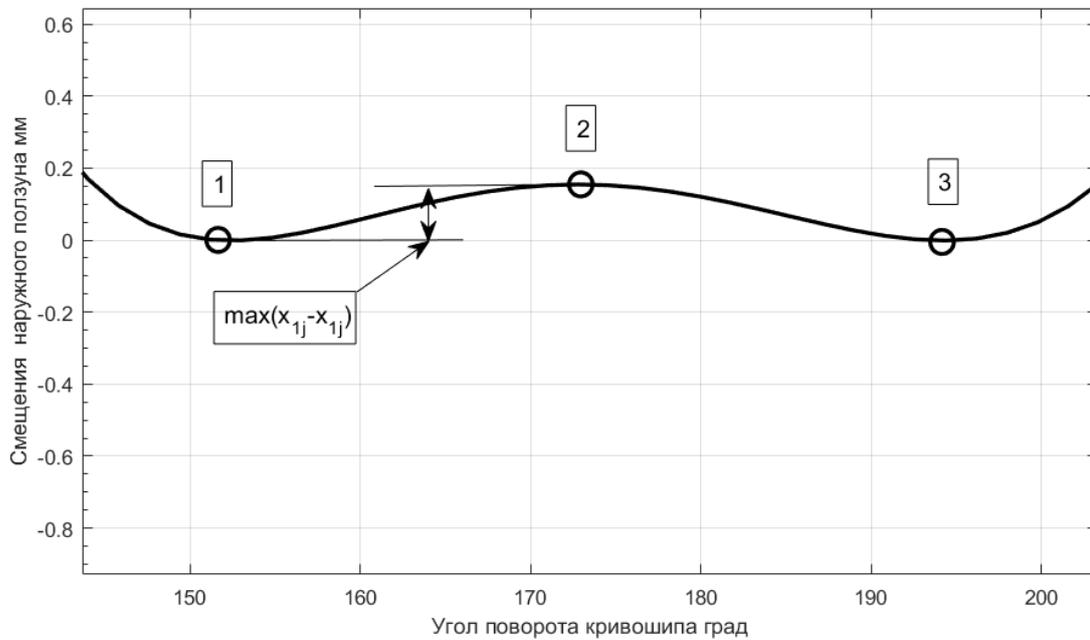


Рис. 3. Смещения наружного ползуна в процессе выстоя
Fig. 3. The external slider displacements during clamping

Таблица 2. Значение перемещения наружного ползуна в точках локальных экстремумов
Table 2. Value of the external slider displacement in the local extrema points

Точки локальных экстремумов	1	2	3
Перемещение наружного ползуна, мм	790,822	790,605	790,822

появляющимися из-за износа между контактирующими поверхностями звеньев. Изменение зазоров между прижимом и заготовкой и их влияние на образование складок в вытяжных переходах может быть получено решением уравнений динамической модели прессы с учетом зазоров в шарнирах и упругих деформаций звеньев и станины прессы.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Составлена математическая модель кинематики движения наружного ползуна механического прессы двойного действия, найдена величина качания ползуна в процессе выстоя путем определения условных экстремумов с помощью метода Лагранжа для системы нелинейных уравнений в MATLAB.

2. Величина кинематического качания наружного ползуна для прессы двойного действия «Инноченти» D2-600-400 составила 0,217 мм, что совпадает с результатами моделирования работы кинематики привода наружного ползуна прессы в САПР NX от Siemens PLM Software.

3. С целью уточнения значений перемещения наружного ползуна необходим анализ динамики конст-

рукции прессы с учетом зазоров и упругой деформации его звеньев.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Почекуев Е.Н., Шенбергер П.Н. Повышение качества крупногабаритных заготовок на основе моделирования разделительных операций в последовательных штампах // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2018. № 2. С. 27–31.
2. Почекуев Е.Н., Скрипачев А.В., Шенбергер П.Н. Системное проектирование последовательных разделительных штампов вырубке листовых заготовок // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королёва (национального исследовательского университета). 2012. № 1. С. 170–177.
3. Wifi A., Mossalam A. Some aspects of blank-holder force schemes in deep drawing process // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2007. Vol. 24. № 1. P. 315–323.
4. Балаганский В.И., Галахов А.Д., Юрухин Б.Н. Об оптимальном проектировании исполнительных

- механизмов прессов двойного действия // Кузнечно-штамповочное производство. 1979. № 7. С. 10–12.
5. Киселев В.П., Балаганский И.Г., Некрасов И.К. Определение размеров звеньев механизма привода наружного ползуна однокривошипного прессы двойного действия // Кузнечно-штамповочное производство. 1977. № 9. С. 32–33.
 6. Катков Н.П. Расчет кинематических параметров механизма прижимного ползуна прессы двойного действия // Кузнечно-штамповочное производство. 1971. № 5. С. 28–30.
 7. Mukasheva A., Japayev S., Abdraimova G., Kyrykbaev B., Kozhamberdiyev K., Uskembayeva B., Zhauyt A. A dynamic analysis of six-bar mechanical press // *Vibroengineering Procedia*. 2017. Vol. 13. P. 249–254.
 8. Явтушенко А.В., Явтушенко А.В., Васильченко Т.А. Кинематический анализ исполнительного механизма вытяжного прессы // *Обработка материалов давлением*. 2016. № 1. С. 265–272.
 9. Головин А.А. Проектирование сложных рычажных механизмов. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1995. 76 с.
 10. Абдраимов Э.С., Джуматаев М.С. Шарнирно-рычажные механизмы переменной структуры. Бишкек: Илим, 1993. 177 с.
 11. Манжосов В.К., Петрова Т.Е. Моделирование движения кривошипно-коромыслового механизма при неидеальных связях // *Автоматизация процессов управления*. 2015. № 2. С. 101–108.
 12. Манжосов В.К., Петрова Т.Е. Передача движения в кривошипно-коромысловом механизме // *Вестник Ульяновского государственного технического университета*. 2013. № 1. С. 20–23.
 13. Li H., Zhang Y. Seven-bar mechanical press with hybrid-driven mechanism for deep drawing; Part 1: kinematics analysis and optimum design // *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2010. Vol. 24. № 11. P. 2153–2160.
 14. Xiao S., Song M., Zhang Z. Dynamic analysis of slider-crank mechanism with clearance fault // *Vibroengineering Procedia*. 2019. Vol. 29. P. 12–17.
 15. Зиборов К.А., Мацюк И.Н., Шляхов Э.М. Решение векторных уравнений кинематики механизмов с помощью программы Mathcad // *Теория механизмов и машин*. 2008. № 1. С. 64–70.
 16. Li M., Liu H., Li F., Xiao M. Kinematics Analysis and Optimization Design of Multi-Link High-Speed Precision Press // *International Journal of Performability Engineering*. 2018. Vol. 14. № 11. P. 2798–2807.
 17. Lu X. Kinematics Analysis of Multi-link Mechanism for Miniature Servo Press Based on Matlab // *MATEC Web of Conferences*. 2018. Vol. 207. P. 02006.
 18. Wang S.-S., Yao J.-L., Zhang X.-G., Zheng X. Kinematic analysis of multi-link mechanical press based on rigid-flexible coupling model // *Mechanics and Architectural Design*. Suzhou, 2017. P. 95–101.
 19. Zheng, E.L., Zhang, H., Zhu, Y. Dynamic Modeling and Simulation of Flexible Multi-link Mechanism including Joints with Clearance for Ultra-precision Press // *Transactions of the Chinese Society for Agricultural Machinery*. 2017. Vol. 48. № 1. P. 375–385.
 20. Peng Y., He Y., Li Z. Study on the bottom dead center accuracy of multi-link press machine composed of series four-bar linkage // *Journal of Machine Design*. 2016. Vol. 33. P. 91–100.

REFERENCES

1. Pochekuev E.N., Shenberger P.N. Improving the quality of large-size blanks on the basis of cutting operations modeling in progressive dies. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*, 2018, no. 2, pp. 27–31.
2. Pochekuev E.N., Skripachev A.V., Shenberger P.N. System design of blanking progressive dies for cutting sheet blank. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta im. akademika S.P. Koroleva (natsionalnogo issledovatel'skogo universiteta)*, 2012, no. 1, pp. 170–177.
3. Wifi A., Mossalam A. Some aspects of blank-holder force schemes in deep drawing process. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2007, vol. 24, no. 1, pp. 315–323.
4. Balagansky V.I., Galakhov A.D., Yurukhin B.N. On the optimal design of double-acting press actuators. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo*, 1979, no. 7, pp. 10–12.
5. Kiselev V.P., Balagansky I.G., Nekrasov I.K. Sizing the links of the drive mechanism of the external slider single-crank double action press. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo*, 1977, no. 9, p. 32–33.
6. Katkov N.P. Calculation of the kinematic parameters of the pressure slide mechanism of the double-acting press. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo*, 1971, no. 5, pp. 28–30.
7. Mukasheva A., Japayev S., Abdraimova G., Kyrykbaev B., Kozhamberdiyev K., Uskembayeva B., Zhauyt A. A dynamic analysis of six-bar mechanical press. *Vibroengineering Procedia*, 2017, vol. 13, pp. 249–254.
8. Yavtushenko A.V., Yavtushenko A.V., Vasilchenko T.A. Kinematic analysis of the executive drawing press mechanism. *Obrabotka materialov davleniem*, 2016, no. 1, pp. 265–272.
9. Golovin A.A. *Proektirovanie slozhnykh rychazhnykh mekhanizmov* [Design of complex linkage]. Moscow, MGTU im. N.E. Bauman Publ., 1995. 76 p.
10. Abdraimov E.S., Dzhumataev M.S. *Sharnirno-rychazhnye mekhanizmy peremennoy struktury* [Variable-structure articulated link mechanisms]. Bishkek, Ilim Publ., 1993. 177 p.
11. Manzhosov V.K., Petrova T.E. Modeling crank-and-rocker mechanism motion with frictional constraints. *Avtomatizatsiya protsessov upravleniya*, 2015, no. 2, pp. 101–108.
12. Manzhosov V.K., Petrova T.E. Motion in crank-and-rocker mechanism. *Vestnik Ulyanovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2013, no. 1, pp. 20–23.
13. Li H., Zhang Y. Seven-bar mechanical press with hybrid-driven mechanism for deep drawing; Part 1: kinematics analysis and optimum design. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2010, vol. 24, no. 11, pp. 2153–2160.
14. Xiao S., Song M., Zhang Z. Dynamic analysis of slider-crank mechanism with clearance fault. *Vibroengineering Procedia*, 2019, vol. 29, pp. 12–17.

15. Ziborov K.A., Matsuk I.N., Shlyakhov E.M. The solution of kinematic and dynamic analysis vector using MathCAD. *Teoriya mekhanizmov i mashin*, 2008, no. 1, pp. 64–70.
16. Li M., Liu H., Li F., Xiao M. Kinematics Analysis and Optimization Design of Multi-Link High-Speed Precision Press. *International Journal of Performability Engineering*, 2018, vol. 14, no. 11, pp. 2798–2807.
17. Lu X. Kinematics Analysis of Multi-link Mechanism for Miniature Servo Press Based on Matlab. *MATEC Web of Conferences*, 2018, vol. 207, pp. 02006.
18. Wang S.-S., Yao J.-L., Zhang X.-G., Zheng X. Kinematic analysis of multi-link mechanical press based on rigid-flexible coupling model. *Mechanics and Architectural Design*. Suzhou, 2017, pp. 95–101.
19. Zheng, E.L., Zhang, H., Zhu, Y. Dynamic Modeling and Simulation of Flexible Multi-link Mechanism including Joints with Clearance for Ultra-precision Press. *Transactions of the Chinese Society for Agricultural Machinery*, 2017, vol. 48, no. 1, pp. 375–385.
20. Peng Y., He Y., Li Z. Study on the bottom dead center accuracy of multi-link press machine composed of series four-bar linkage. *Journal of Machine Design*, 2016, vol. 33, pp. 91–100.

The analysis of double-action press slider movement

© 2020

Evgeny N. Pocheckuev¹, PhD (Engineering), Associate Professor,
assistant professor of Chair “Welding, Forming Processes and Related Processes”

Pavel A. Puteev^{*2}, senior lecturer of Chair “Welding, Forming Processes and Related Processes”

Togliatti State University, Togliatti (Russia)

*E-mail: pputeev@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7952-3394>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5719-1651>

Abstract: The complex sheet parts forming uses double-action presses with an external slider for clamping the workpiece. The quality of sheet metal parts depends on many factors, including the equipment parameters. The part forming shows the external slider displacements during clamping. The kinematics of the multi-link double-action press mechanism affects these displacements. The external slider movement during clamping leads to the clamping force changing and, as a result, to folding. To determine the kinematic displacement of the external slider during clamping, the authors analyzed the kinematics of the press multilink mechanism. The solution proposes a mathematical model of the double-action press kinematics. The authors built a wire-frame CAD-model of the press working parts and, using NX Siemens PLM Software, analyzed its kinematics. It allowed building a cyclogram of the external slider movement and finding the crankshaft rotation angle interval for clamping. This interval contains several local extrema. To find the exact value of the slider displacement in the lower position, the authors built the system of nonlinear displacement equations. Such a system did not have an analytical solution; therefore, its solution was found with numerical analysis. For the local extrema points, the authors found the nonlinear system solutions and obtained the displacement extremal values using the MATLAB software. The study showed that to prevent folding, it is necessary to set the gap between the clamp and matrix, taking into account the kinematic displacement of the external slider during clamping, which can amount up to 1/3 of the thickness of a workpiece of the exterior parts of a vehicle.

Keywords: sheet metal double-action presses; external press slider; kinematic analysis; constrained extremum task; CAD/CAE modeling; cyclogram; multi-link mechanism.

For citation: Pocheckuev E.N., Puteev P.A. The analysis of double-action press slider movement. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 61–67. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-61-67.

Расчет напряжений в поллой сфере с внутренними поверхностными дефектами

© 2020

Седова Ольга Сергеевна, кандидат физико-математических наук,
старший преподаватель кафедры вычислительных методов механики деформируемого тела
Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург (Россия)

E-mail: o.s.sedova@spbu.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9097-8501>

Аннотация: В различных отраслях промышленности широко используются сосуды давления, в частности, распространены цилиндрические и сферические тонкостенные сосуды. Агрессивное воздействие окружающей среды при эксплуатации, а также рабочие нагрузки приводят к постепенному накоплению дефектов в конструкциях. Поскольку локальные дефекты действуют как концентраторы напряжений, для обеспечения прочности и надежности работы конструкции необходимо учитывать концентрацию напряжений вблизи дефектов. В работе рассматривается тонкостенная сфера под давлением, на внутренней поверхности которой имеются повреждения. Дефекты моделируются в виде сферических выемок, погруженных на глубину, равную половине своего радиуса. Количество дефектов варьируется. Дефекты расположены равномерно вдоль одной из окружностей большого круга сферы. Для оценки напряженного состояния построены 3D-модели сферического сосуда с дефектами. Рассматривается разное количество дефектов и различные размеры дефектов, каждому значению параметров соответствует своя модель геометрии. С использованием пакета конечно-элементного анализа ANSYS Workbench для каждой построенной модели производится приложение нагрузок (на внутренней поверхности сосуда действует давление), разбиение модели на конечные элементы и строится поле распределения максимальных нормальных напряжений в теле. Расчеты производятся в рамках линейной теории упругости. Проведен численный эксперимент по изучению влияния количества поверхностных дефектов на напряженное состояние в их окрестности. Исследована зависимость рассчитанных напряжений в теле от глубины дефектов. Показано, что при увеличении количества дефектов, а также при увеличении их глубины максимальное нормальное напряжение возрастает.

Ключевые слова: метод конечных элементов; сосуды давления; напряженное состояние; сферическая оболочка; поверхностный дефект.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ, грант № 18-71-00071.

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: Седова О.С. Расчет напряжений в поллой сфере с внутренними поверхностными дефектами // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 68–73. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-68-73.

ВВЕДЕНИЕ

Часто встречающимися концентраторами напряжений в элементах приборов и конструкций являются различные поверхностные дефекты. Причинами их появления могут быть агрессивное воздействие окружающей среды при эксплуатации, а также рабочие нагрузки, часть дефектов возникает уже при производстве элементов конструкций.

Локальные повреждения на поверхности и внутри тел действуют как концентраторы напряжений, они ускоряют разрушение конструктивных элементов, приводя к преждевременному выходу из строя и/или необходимости ремонтных работ. Для обеспечения прочности и надежности работы конструкции необходимо учитывать концентрацию напряжений вблизи дефектов. В связи с этим проводится много теоретических, экспериментальных и численных исследований, рассматривающих влияние различных дефектов на напряжения, возникающие в конструкциях при различных нагрузках и граничных условиях. Значительная часть работ в этой области посвящена пластинам и стержням с одиночными дефектами в виде трещин или с периодическими

дефектами [1–3]. Отметим, что если повреждений несколько, но они расположены достаточно далеко друг от друга, то их количество может не влиять существенно на распределение напряжений по сравнению со случаем единичного дефекта. В таких ситуациях допустимо рассматривать каждый дефект отдельно, считая его единственным для своей окрестности.

Для микро- и наноразмерных изделий напряженное состояние в теле влияет на изменение формы поверхности, что приводит к появлению шероховатостей, тогда рельеф образующейся поверхности может рассматриваться как совокупность поверхностных дефектов [4–6]. В случае наноразмерных дефектов необходимо учитывать влияние поверхностных напряжений на физические свойства материала [7–9].

Метод конечных элементов широко используется для численной оценки напряженно-деформированного состояния в окрестности дефектов и в конструкциях в целом [10; 11]. Однако некоторые задачи решены аналитическими методами [12]. Задача о тонкой пластине, подверженной двухосному растяжению, с равномерно распределенными сферическими повреждениями на поверхности рассмотрена в [10]; анализ результатов работы

показал, что при увеличении плотности дефектов и их глубины напряжения в пластине растут. В публикации [3] численно исследованы коэффициенты концентрации напряжений для пластин и стержней с периодическими V - и U -образными поверхностными выемками при растяжении, изгибе и кручении. Устойчивость сжатой пластины с равномерно распределенными круговыми коррозионными дефектами численно и экспериментально изучена в работе [13].

Сферические и цилиндрические тонкостенные сосуды под давлением широко используются в различных отраслях промышленности. Среди поверхностных дефектов сосудов давления часто встречаются выемки, каверны, разрезы, трещины, дефекты рабочих сварных швов, дефекты стыков. В случае металлических конструкций одной из причин появления дефектов может быть коррозия [14].

В работе [2] рассматривается стальная труба под внутренним давлением, имеющая наружный дефект в виде несквозной полуэллиптической трещины осевой ориентации; проведен сравнительный анализ результатов расчетов, выполненных в пакете ANSYS, и значений коэффициента интенсивности напряжений вдоль фронта дефекта, полученных с помощью различных моделей расчета коэффициентов интенсивности для исследуемой задачи.

Задача о напряженно-деформированном состоянии патрубка, ослабленного вмятиной на внешней поверхности, рассмотрена в [15]; распределение напряжений в поврежденном участке трубопровода определено методом конечных элементов; оценено максимальное значение мембранных напряжений (nominal stress) и максимальное значение эквивалентных напряжений по фон Мизесу (Equivalent stress) в районе дефекта и за пределами области дефекта.

В работе [16] проведено численное моделирование напряженно-деформированного состояния участка трубопровода с учетом остаточных напряжений и деформаций, позволяющее оценить техническое состояние конструкции. В [17] исследован толстостенный сферический сосуд под внутренним давлением, ослабленный одним круговым питтингом на внешней поверхности, и оценены коэффициенты концентрации напряжений при различных глубинах питтинга. Работа [18] посвящена оценке напряженного состояния вблизи поверхностных дефектов – круговых выемок на внешней поверхности тонкостенной сферической оболочки. В [19] рассмотрены напряжения в окрестности поверхностных дефектов оболочек вращения (нагруженных внутренним давлением) с круговыми выемками и нагруженных стержней с V - и U -образными выемками.

Трубопровод с единичным коррозионным дефектом рассмотрен в [20], трубопровод подвержен внутреннему давлению и продольному сжатию; проведены численные расчеты для различных значений параметров (размеры дефекта и величина сжимающего напряжения); полученные результаты сопоставлены с экспериментальными данными.

Таким образом, одной из недостаточно исследованных областей остается напряженно-деформированное состояние оболочек с несколькими поверхностными дефектами, расположенными достаточно близко друг к другу, чтобы их влиянием нельзя было пренебречь.

Данная работа посвящена численному исследованию напряженного состояния линейно-упругой тонкостенной сферы под давлением, на внутренней поверхности которой имеются повреждения. Дефекты моделируются в виде сферических выемок. Дефекты расположены равномерно вдоль одной из окружностей большого круга сферы. Пакет конечно-элементного анализа ANSYS используется для проведения численного эксперимента.

Цель работы – оценка напряженного состояния вблизи дефектов.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Рассмотрим линейно-упругий тонкостенный сферический сосуд с внутренним радиусом r и внешним радиусом R , ко внутренней поверхности которого приложено давление p . На внутренней поверхности сосуда имеются дефекты – сферические выемки радиуса δ , которые погружены в поверхность сосуда на глубину h , где $h \leq \delta$. Количество выемок на поверхности равно n . Дефекты располагаются вдоль одной из окружностей большого круга сферы, при этом они равномерно распределены по этой окружности. Рассмотренные значения n находятся в диапазоне от 4 до 348.

Задача состоит в оценке напряженного состояния тела вблизи дефектов для разного количества дефектов n , разных радиусов выемок δ и разной глубины h .

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для проведения исследования в CAD-системе были построены трехмерные конечно-элементные модели тонкостенной полой сферы с радиусами $r=340$ мм и $R=350$ мм. На внутренней поверхности вырезаны сферические выемки. Были рассмотрены следующие радиусы выемок: $\delta=4$, $\delta=6$ и $\delta=8$ мм; глубины: $h=2$, $h=3$ и $h=4$ мм; количество дефектов: n – в диапазоне от 4 до 348. Для каждого фиксированного радиуса выемки сначала строилась модель с минимальным количеством дефектов ($n=4$), после чего их количество постепенно увеличивалось до такого $n=N$ (зависящего от радиуса выемки δ : $N=N(\delta)$), при котором наблюдалось пересечение соседних выемок. Для каждого n , δ и h была построена соответствующая геометрическая модель.

Поскольку выемки располагались равномерно вдоль окружности большого круга, в силу симметрии вместо всей сферы была рассмотрена одна восьмая часть, заключенная между тремя взаимно перпендикулярными плоскостями, проходящими через центр оболочки.

Построенная геометрия модели была импортирована в пакет конечно-элементного анализа ANSYS Workbench для приложения нагрузок, разбиения на конечные элементы и последующих расчетов.

Нагружение осуществлено давлением p , которое приложено к внутренней поверхности оболочки: $p=1$ МПа. В качестве граничных условий заданы условия симметрии, наложенные на все боковые грани рассматриваемого элемента.

Модуль Юнга использованного материала (structural steel) $E=2,1 \cdot 10^5$ МПа, коэффициент Пуассона $\nu=0,3$.

При построении сетки в качестве конечных элементов выбран трехмерный десятилучный элемент SOLID187.

В основной части тела использована достаточно крупная сетка, в то время как вблизи дефектов размеры элементов уменьшены. Для этого при построении конечных элементов на поверхности дефектов и в их окрестности заданы параметры измельчения сетки (refinement, sizing), ограничивающие размеры элементов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В таблицах 1–3 представлены значения максимального нормального напряжения σ в сфере с поверхностными дефектами при различных радиусах выемок δ и для некоторых рассмотренных значений количества дефектов n . Видно, что для всех рассмотренных δ при увеличении количества выемок на поверхности напряжения возрастают, причем с увеличением количества дефектов рост напряжений становится более стремительным. Данная закономерность согласуется с полученным в работе [18] результатом для сферического сосуда с дефектами, расположенными по всей внешней поверхности.

Отметим, что в данной работе (в отличие от случая, рассмотренного в [18]) рассматриваются такие n , при которых соседние выемки пересекаются. Из таблиц 1–3 видно, что при таком большом количестве дефектов закономерность роста напряжений с ростом n нарушается.

Анализ данных, приведенных в таблицах 1–3, показывает, что при фиксированном отношении δ/h и увеличении радиуса выемок δ (и, соответственно, увеличении глубины дефектов h) максимальное нормальное напряжение σ в сферическом сосуде увеличивается.

Из таблицы 2 видно, что при фиксированном радиусе выемки δ увеличение глубины дефектов h приводит к росту напряжений. В то же время при большей глубине выемок наблюдается более резкий рост напряжений при сгущении дефектов (до тех пор, пока не наблюдается их взаимопересечение), после достижения пика напряжения падают более резко при большем h .

На рис. 1 приведены зависимости максимального нормального напряжения при различном количестве дефектов для различных радиусов выемок. Отношение δ/h остается постоянным и равно 2. Анализ зависимостей на рис. 1 показывает, что чем больше радиус выемки, тем больше возникающие в окрестности напряжения.

Данная закономерность согласуется с полученными в работе [17] результатами для одиночного питтинга на поверхности толстостенной сферы.

Отметим, что чем более тесно расположены дефекты (т. е. чем больше n), тем стремительнее рост напряжений в оболочке. Однако эта закономерность нарушается при таком большом количестве, при котором соседние выемки пересекаются.

Таблица 1. Максимальное нормальное напряжение в случае выемок радиуса $\delta=4$ мм при различном количестве выемок n , МПа
Table 1. Maximum normal stress in the case of notches with the radius of $\delta=4$ mm at different number of notches n , MPa

n	4	32	64	76	136	176	192	236	276	292	296	316	324	348
$h=2$	35,7	35,9	40,6	36,4	37,4	38,9	39,5	41	43,4	46	60,3	70,6	71,9	70,7

Таблица 2. Максимальное нормальное напряжение для выемок радиуса $\delta=6$ мм при различной глубине выемок h и различном количестве выемок n , МПа
Table 2. Maximum normal stress for notches with the radius of $\delta=6$ mm at various depth of notches h and different number of notches n , MPa

n	8	32	64	96	128	156	176	192	204	216	224
$h=3$	37,2	37,8	38,4	39,6	41,8	44,1	46,2	53,8	77,8	88,4	88,1
$h=4$	38,8	39,5	40,6	42,4	44,7	52,6	71,5	145,3	132,2	128,7	121,4

Таблица 3. Максимальное нормальное напряжение для выемок радиуса $\delta=8$ мм при различном количестве выемок n , МПа
Table 3. Maximum normal stress for notches with the radius of $\delta=8$ mm at different number of notches n , MPa

n	16	32	64	96	116	128	136	144	156	164	176	192
$h=4$	39,1	39,7	40,6	43,4	45,9	50,4	58,6	65,0	108,4	110,5	109,6	107,3

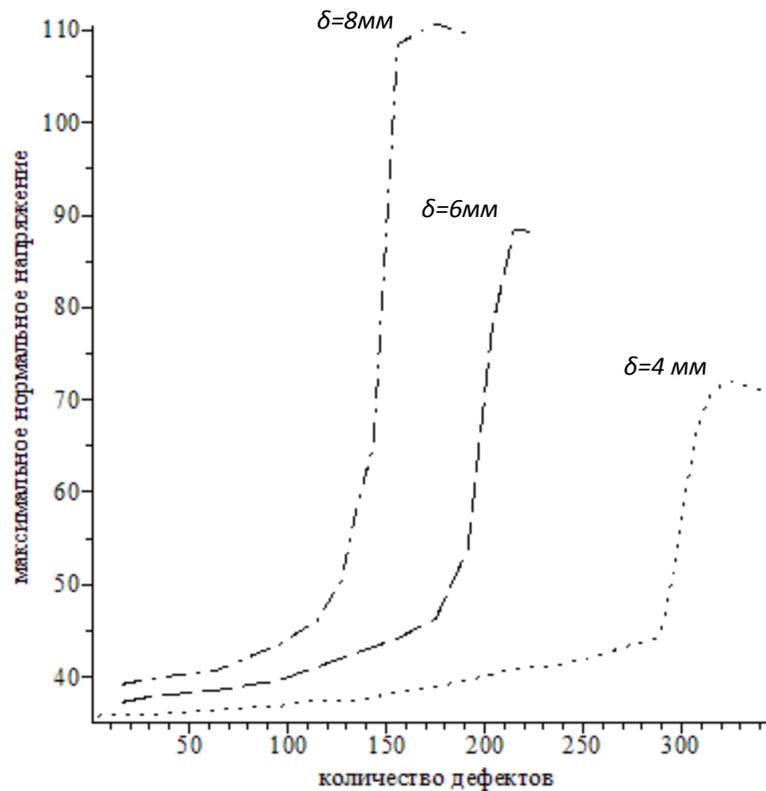


Рис. 1. Максимальное нормальное напряжение при различном количестве дефектов для различных радиусов выемок, МПа
Fig. 1. Maximum normal stress at different number of defects for various notch radiuses, MPa

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Проанализировано напряженное состояние тонкостенной поллой сферы с дефектами на внутренней поверхности.

1. Показано, что при увеличении количества сферических выемок напряжения в теле возрастают, причем с увеличением количества дефектов рост напряжений становится более стремительным. Однако эта закономерность нарушается при таком большом количестве, при котором соседние выемки пересекаются.

2. Установлено, что при увеличении радиуса сферических выемок (если отношение радиуса выемки к ее глубине при этом остается постоянным) максимальное нормальное напряжение увеличивается.

3. Исследовано влияние глубины дефектов на напряженное состояние, обнаружено, что увеличение глубины выемки (при фиксированном радиусе выемки) приводит к росту напряжений.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Одно из предполагаемых направлений дальнейших исследований, где будут применены полученные результаты, – оценка напряжений в сферических сосудах и сегментах с дефектами, расположенными на всей внутренней поверхности. Запланировано исследование напряженного состояния в оболочке с дефектами на

внешней поверхности в случаях равномерного и случайного расположения дефектов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Brighenti R., Carpinteri A. Surface cracks in fatigued structural components: A review // *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 2013. Vol. 36. № 12. P. 1209–1222.
2. Глушков С.В., Скворцов Ю.В., Перов С.Н. Сравнение результатов решения задачи механики разрушения для трубы с несквозной трещиной // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика*. 2014. № 3. С. 36–49.
3. Afshar R., Berto F. Stress concentration factors of periodic notches determined from the strain energy density // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2011. Vol. 56. № 3. P.127–139.
4. Шувалов Г.М., Костырко С.А. Второе приближение метода возмущений в задаче о твердом теле со слабоискривленной границей // *Процессы управления и устойчивость*. 2017. Т. 4. № 1. С. 256–260.
5. Шувалов Г.М., Костырко С.А. Влияние упругих свойств поверхности твердого тела на процесс ее реорганизации под действием напряжений // *Процессы управления и устойчивость*. 2018. Т. 5. № 1. С. 224–228.

6. Kostyrko S.A., Shuvalov G.M. Surface elasticity effect on diffusional growth of surface defects in strained solids // *Continuum Mechanics and Thermodynamics*. 2019. № 31. P. 1795–1803.
7. Вакаева А.Б. Эффект поверхностных напряжений и формы нанометрового рельефа поверхности отверстия в упругом теле // *Процессы управления и устойчивость*. 2016. Т. 3. № 1. С. 154–158.
8. Grekov M.A., Vakaeva A.B. The perturbation method in the problem on a nearly circular inclusion in an elastic body // *Proceedings of the 7th International Conference on Coupled Problems in Science and Engineering (Coupled Problems 2017)*. Rhodes, 2017. P. 963–971.
9. Vakaeva A.B., Grekov M.A. Effect of interfacial stresses in an elastic body with a nano-inclusion // *AIP Conference Proceedings*. 2018. Vol. 1959. P. 070036. DOI: 10.1063/1.5034711.
10. Абакаров А.М., Никулина М.М. Расчёт напряжённого состояния растягиваемой пластины с поверхностными сферическими дефектами // *Процессы управления и устойчивость*. 2019. Т. 6. № 1. С. 63–67.
11. Гасратова Н.А., Старева И.А. Исследование напряженно-деформированного состояния железобетонной балки при наличии трещины // *Молодой ученый*. 2016. № 9. С. 10–15.
12. Остсемин А.А., Уткин П.Б. Напряженно-деформированное состояние и коэффициент интенсивности напряжений в окрестности трещиноподобных дефектов при двухосном растяжении пластины // *Прикладная механика и техническая физика*. 2014. Т. 55. № 6. С. 162–172.
13. Nakai T., Matsushita H., Yamamoto N., Arai H. Effect of pitting corrosion on local strength of hold frames of bulk carriers (1st report) // *Marine Structures*. 2004. Vol. 17. № 5. P. 403–432.
14. Obeyesekere N.U. Pitting corrosion // *Trends in Oil and Gas Corrosion Research and Technologies: Production and Transmission*. Elsevier, 2017. P. 215–248.
15. Тарасенко А.А., Чепур П.В., Кузовников Е.В., Тарасенко Д.А. Расчет напряженно-деформированного состояния приемо-раздаточного патрубка с дефектом с целью обоснования возможности его дальнейшей эксплуатации // *Фундаментальные исследования*. 2014. № 9-7. С. 1471–1476.
16. Коробков Г.Е., Янчушка А.П., Закирьянов М.В. Численное моделирование напряженно-деформированного состояния участка газопровода с отводами холодного гнущего по данным внутритрубной диагностики // *Записки Горного института*. 2018. Т. 234. С. 643–646.
17. Седова О.С., Хакназарова Л.А. Расчет напряжений в толстостенном сферическом элементе с наружной выемкой // *Процессы управления и устойчивость*. 2014. Т. 1. № 1. С. 212–217.
18. Окулова Д.Д., Вакаева А.Б., Седова О.С. Расчёт напряжений в поллой сфере с поверхностными дефектами // *Процессы управления и устойчивость*. 2019. Т. 6. № 1. С. 112–116.
19. Carpinteri A., Ronchei C., Vantadori S. Stress intensity factors and fatigue growth of surface cracks in notched shells and round bars: two decades of research work // *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 2013. Vol. 36. № 11. P. 1164–1177.
20. Arumugam T., Karuppanan S., Ovinis M. Finite element analyses of corroded pipeline with single defect subjected to internal pressure and axial compressive stress // *Marine Structures*. 2020. Vol. 72. P. 102746.

REFERENCES

1. Brighenti R., Carpinteri A. Surface cracks in fatigued structural components: A review. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 2013, vol. 36, no. 12, pp. 1209–1222.
2. Glushkov S.V., Skvortsov Yu.V., Perov S.N. Comparison of the results of solving the problem of fracture mechanics for pipe with non-through crack. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika*, 2014, no. 3, pp. 36–49.
3. Afshar R., Berto F. Stress concentration factors of periodic notches determined from the strain energy density. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2011, vol. 56, no. 3, pp. 127–139.
4. Shuvalov G.M., Kostyrko S.A. Second-order perturbation method for elastic solid with slightly curved boundary. *Protsessy upravleniya i ustoychivost'*, 2017, vol. 4, no. 1, pp. 256–260.
5. Shuvalov G.M., Kostyrko S.A. Effect of surface elasticity on reconstruction of stressed solid surface. *Protsessy upravleniya i ustoychivost'*, 2018, vol. 5, no. 1. 224–228.
6. Kostyrko S.A., Shuvalov G.M. Surface elasticity effect on diffusional growth of surface defects in strained solids. *Continuum Mechanics and Thermodynamics*, 2019, no. 31, pp. 1795–1803.
7. Vakaeva A.B. Effect of surface stresses and the shape of nanometer surface relief of a hole in an elastic body. *Protsessy upravleniya i ustoychivost'*, 2016, vol. 3, no. 1, pp. 154–158.
8. Grekov M.A., Vakaeva A.B. The perturbation method in the problem on a nearly circular inclusion in an elastic body. *Proceedings of the 7th International Conference on Coupled Problems in Science and Engineering (Coupled Problems 2017)*. Rhodes, 2017, pp. 963–971.
9. Vakaeva A.B., Grekov M.A. Effect of interfacial stresses in an elastic body with a nano-inclusion. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 1959, pp. 070036. DOI: 10.1063/1.5034711.
10. Abakarov A.M., Nikulina M.M. Computation of stress state for stretched plate with spherical surface defects. *Protsessy upravleniya i ustoychivost'*, 2019, vol. 6, no. 1, pp. 63–67.
11. Gasratova N.A., Starava I.A. Investigation of the stress-strain state of a reinforced concrete beam in the presence of a crack. *Molodoy ucheniy*, 2016, no. 9, pp. 10–15.
12. Ostsemin A.A., Utkin P.B. Stress-strain state and stress intensity factor in the vicinity of crack-like defects under biaxial tension of a plate. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2014, vol. 55, no. 6, pp. 1045–1054.
13. Nakai T., Matsushita H., Yamamoto N., Arai H. Effect of pitting corrosion on local strength of hold frames of bulk carriers (1st report). *Marine Structures*, 2004, vol. 17, no. 5, pp. 403–432.
14. Obeyesekere N.U. Pitting corrosion. *Trends in Oil and Gas Corrosion Research and Technologies: Production and Transmission*. Elsevier, 2017, pp. 215–248.

15. Tarasenko A.A., Chepur P.V., Kuzovnikov E.V., Tarasenko D.A. Calculation of stress-strain receiving pipe dispensers with defects in order to justify its further exploitation. *Fundamentalnye issledovaniya*, 2014, no. 9-7, pp. 1471–1476.
16. Korobkov G.E., Yanchushka A.P., Zakiryanov M.V. Numerical modeling of a stress-strain state of a gas pipeline with cold bending offsets according to in-line inspection. *Journal of Mining Institute*, 2018, vol. 234, pp. 643–646.
17. Sedova O.S., Khaknazarova L.A. Stress analysis of a notched thick spherical member. *Protsessy upravleniya i ustoychivost'*, 2014, vol. 1, no. 1, pp. 212–217.
18. Okulova D.D., Vakaeva A.B., Sedova O.S. Stress calculation in sphere with surface defects. *Protsessy upravleniya i ustoychivost'*, 2019, vol. 6, no. 1, pp. 112–116.
19. Carpinteri A., Ronchei C., Vantadori S. Stress intensity factors and fatigue growth of surface cracks in notched shells and round bars: two decades of research work. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 2013, vol. 36, no. 11, pp. 1164–1177.
20. Arumugam T., Karuppanan S., Ovinis M. Finite element analyses of corroded pipeline with single defect subjected to internal pressure and axial compressive stress. *Marine Structures*, 2020, vol. 72, pp. 102746.

Calculation of stresses in a spherical shell with internal surface defects

© 2020

Olga S. Sedova, PhD (Physics and Mathematics),

senior lecturer of Chair of Computational Methods of Mechanics of Solids

*Saint-Petersburg State University, Saint-Petersburg (Russia)*E-mail: o.s.sedova@spbu.ruORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9097-8501>

Abstract: Pressure vessels, in particular cylindrical and spherical thin-walled vessels, are widely used in the industry. The aggressive impact of the environment during operation, as well as workloads, lead to the gradual accumulation of defects in structures. Since local defects act as stress concentrators, to ensure the strength and reliability of a structure, it is necessary to take into account the stress concentration near the defects. The paper considers a thin-walled sphere under pressure with the damages on its inner surface. The author modeled the defects as spherical notches immersed to the depth equal to half of their radius. Defects are evenly spaced along one of the circumferences of a large sphere. To estimate the stress state, the author built 3-D models of a spherical vessel with defects. The study considers the different number of defects and various sizes of defects; each parameter value corresponds to its geometry model. With the ANSYS Workbench package of finite element analysis, for each model, the author carried out the application of loads (pressure acts on the inner surface of a vessel), model decomposition into finite elements, and builds the field of maximum normal stresses distribution in a body. Calculations are made in the framework of the linear theory of elasticity. The author carried out a numerical experiment to study the influence of the number of surface defects on the stress state within their neighborhood. The paper studies the dependence of calculated stresses in the body on the depth of defects. The study showed that with an increase in the number of defects, as well as with an increase in their depth, the maximum normal stress increases.

Keywords: finite element method; pressure vessels; stress state; spherical shell; surface defect.

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, Grant No. 18-71-00071.

The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Sedova O.S. Calculation of stresses in a spherical shell with internal surface defects. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 68–73. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-68-73.

Влияние старения на микроструктуру, фазовый состав и микротвердость высокоазотистой аустенитной стали

© 2020

Тумбусова Ирина Алексеевна^{*1,2,3}, студент, инженер лаборатории физики структурных превращений
Майер Галина Геннадьевна^{2,4}, кандидат физико-математических наук,
научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений
Панченко Марина Юрьевна^{2,5}, аспирант,
младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях
Москвина Валентина Александровна^{2,6}, аспирант,
младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях
Мельников Евгений Васильевич^{2,7}, младший научный сотрудник
лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях
Астафуров Сергей Владимирович^{2,8}, кандидат физико-математических наук,
старший научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений
Астафурова Елена Геннадьевна^{2,9}, доктор физико-математических наук,
ведущий научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений

¹Томский политехнический университет, Томск (Россия)

²Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

*E-mail: tumbusova031098@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6793-4324>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3043-9754>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0236-2227>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6128-484X>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8238-6055>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

Аннотация: В работе изучали влияние продолжительности старения при температуре 700 °С на микроструктуру, фазовый состав и микротвердость высокоазотистой стали Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N (мас. %). Показано, что старение в течение 0,5 ч при температуре 700 °С сопровождается комплексом фазовых превращений: распадом δ-феррита (с образованием σ-фазы и аустенита) и образованием ячеек прерывистого распада по границам аустенитных зерен (с формированием частиц на основе нитрида хрома Cr₂N и аустенита, обедненного по атомам внедрения). При старении с выдержкой больше 10 ч помимо прерывистого распада аустенитных зерен происходит гомогенное (непрерывное) выделение нитрида хрома в тех аустенитных зернах, которые не претерпели прерывистый распад на начальных этапах старения. При увеличении продолжительности старения до 50 ч наблюдали рост ячеек распада в аустенитных зернах и формирование смешанной структуры. Такая структура состояла из зерен аустенита, претерпевших прерывистый распад с образованием пластинчатых выделений нитрида хрома в аустените; зерен аустенита с дисперсными частицами, образованными по механизму непрерывного выделения; зерен с σ-фазой, нитридами хрома и аустенитом, образовавшимися в результате распада высокотемпературного феррита при старении. Старение сопровождается увеличением микротвердости, величина которой зависит от механизма дисперсионного твердения – непрерывный или прерывистый распад в аустените или выделение интерметаллидной σ-фазы и пластин нитридов хрома в зернах высокотемпературного феррита.

Ключевые слова: высокоазотистая сталь; Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N; старение; σ-фаза; Cr₂N; аустенит; дисперсионное твердение; микротвердость.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 17-19-01197).

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: Тумбусова И.А., Майер Г.Г., Панченко М.Ю., Москвина В.А., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Астафурова Е.Г. Влияние старения на микроструктуру, фазовый состав и микротвердость высокоазотистой аустенитной стали // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 74–81. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-74-81.

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные стали обладают важным комплексом физико-механических и служебных характеристик, таких как хорошая пластичность, повышенная ударная вязкость, способность к интенсивному деформационному упрочнению и ряд других [1–3]. При этом низкий

уровень предела текучести и твердости этих сталей ограничивает их практическое применение в качестве конструкционных материалов, работающих в условиях больших нагрузок. Создание высокоазотистых сталей путем легирования азотом железо-хром-марганцевого аустенита позволяет повысить предел текучести и прочности сталей. Система легирования, азот и марганец,

обеспечивает стабильность аустенита к фазовым превращениям и позволяет полностью исключить из состава сталей дорогостоящий никель [1; 4; 5].

Не только система легирования, но и режимы термической и термомеханической обработки определяют комплекс механических свойств высокоазотистых сталей. Существует несколько основных способов повышения их прочностных свойств: холодная пластическая деформация, фазовый наклеп, обусловленный прямым и обратным фазовым превращением ($\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$), и старение, сопровождающееся дисперсионным твердением и формированием дуэльных структур [6]. При этом холодная пластическая деформация может быть использована далеко не во всех практически важных случаях из-за сильного наклепа и низкой деформационной способности высокопрочных, легированных азотом и углеродом фаз, а фазовый наклеп требует сложной многоступенчатой термической обработки [6; 7].

Дисперсионное твердение является одним из эффективных способов повышения прочностных характеристик сталей. Многочисленные исследования показали, что нитрид хрома Cr_2N является основной вторичной фазой в высокоазотистых сталях. Морфология и механизм выделения частиц Cr_2N зависит от состава стали, температуры и продолжительности старения [8–10]. В основном выделения Cr_2N образуются на границах зерен в результате прерывистого распада твердого раствора аустенита. В состаренных высокоазотистых сталях ячеистые выделения представляют собой чередование пластин Cr_2N и аустенита, появление таких выделений вызывает значительное падение пластичности и коррозионной стойкости стали [11–13]. V. Kartik с соавторами [8] исследовали влияние продолжительности старения (1–200 ч) при температуре 850 °С на микроструктуру и механические свойства высокоазотистой Fe-18Cr-19Mn-0,3Si-0,1C-0,5N, мас. % стали. Они обнаружили образование ячеистых выделений Cr_2N после 1 ч старения, а после 100 ч выдержки идентифицировали появление интерметаллидной σ -фазы. При этом авторы наблюдали монотонное уменьшение значений микротвердости (H_{μ}) с увеличением продолжительности старения в результате образования ячеистых выделений Cr_2N и обеднения аустенита по азоту.

Авторы работы [11] в состаренной высокоазотистой стали Fe-18Cr-19Mn-0,9N (мас. %) (400–900 °С, 1 ч; 800 °С, 150 ч) наблюдали выделение частиц Cr_2N по прерывистому механизму распада аустенита и показали, что микротвердость нераспавшегося аустенита слабо падает с увеличением продолжительности и температуры старения, зерна с ячеистыми выделениями обладали повы-

шенной микротвердостью, пик наблюдали при температуре 800 °С, 1 ч.

Многообразие структур и свойств высокоазотистых сталей в зависимости от их состава, механизма выделения частиц, типа упрочняющей фазы, количества и характера ее распределения представляет основную сложность при решении проблемы формирования оптимальных прочностных и пластических характеристик. К настоящему времени полностью эта проблема не решена. Особенно важным является формулирование четких критериев выбора содержания азота и других легирующих элементов, а также режимов термической обработки для создания высокопрочного состояния с удовлетворительной пластичностью в азотистых конструкционных сталях.

Цель работы – исследование эволюции фазового состава, микроструктуры и микротвердости высокоазотистой аустенитной стали Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N в зависимости от продолжительности старения при температуре 700 °С.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала для исследования выбрана высокоазотистая аустенитная сталь Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N, ее химический состав представлен в таблице 1.

Для получения аустенитного состояния производили нагрев образцов до 1200 °С, выдерживали в течение 30 мин и закачивали в воду комнатной температуры. Старение закаленных стальных образцов выполняли в среде гелия при температуре 700 °С в течение 0,5, 1, 2, 5, 10 и 50 ч.

После старения образцы подвергли стандартной металлографической подготовке: механической шлифовке и электролитической полировке в пересыщенном растворе ангидрида хрома в ортофосфорной кислоте (25 мл CrO_3 + 210 мл H_3PO_4) при напряжении тока $U=15$ В. Для выявления микроструктуры стали после старения проводили электролитическое травление образцов в том же растворе при напряжении тока $U=20$ В.

Структуру протравленных образцов изучали при помощи металлографического оптического микроскопа «Альтами МЕТ 1С» с цифровой фотокамерой. Средний размер зерен и объемную площадь зерен, претерпевших фазовый распад, определяли методом секущих по оптическим изображениям.

Электронно-микроскопические исследования проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) Теспаи G2 FEI при ускоряющем напряжении 200 кВ. Фольги для электронно-микроскопических исследований утоняли струйной полировкой в приборе TinuPol-5.

Таблица 1. Химический состав высокоазотистой аустенитной стали
Table 1. Chemical composition of high-nitrogen austenitic steel

Сталь	Легирующий элемент, мас. % (Fe – ост.)					
	Cr	Mn	V	Ni	C	N
Fe-Cr-Mn-C-N	23	17	0,04	0,18	0,1	0,6

Рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре Дрон-3 с использованием $\text{Cu K}\alpha$ излучения в интервале углов $2\theta = 35\div 100^\circ$. Для определения параметра решетки использовали экстраполяционную функцию [14; 15]:

$$f(\theta) = 1/2(\cos^2 \theta / \sin \theta + \cos^2 \theta / \theta) .$$

Микротвердость стали в исходном состоянии и после старения измеряли на приборе Duramin 5 с нагрузкой 200 г и $t=10$ с.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 представлены рентгенограммы для исследуемой стали после закалки (исходное состояние) и после старения при температуре 700°C . В исходном состоянии после закалки исследуемая сталь имела структуру азотистого аустенита (γ_{N1} -фаза) с параметром решетки $a=3,629 \text{ \AA}$, а также содержала 18 % δ -феррита с параметром решетки $2,88 \text{ \AA}$. Появление ферритной фазы обусловлено высоким содержанием Сг в составе стали [16].

Старение при температуре 700°C , 30 мин вызывает исчезновение рентгеновской линии, соответствующей δ -ферриту, и размытие линий аустенита в сторону меньших углов. При этом на рентгенограммах наблюдали появление рентгеновских линий с межплоскостными расстояниями, соответствующими σ -фазе и нитридам хрома Cr_2N . Это связано с распадом δ -феррита в результате старения из-за его нестабильности к температурным воздействиям [16–18]. После старения при температуре 700°C с выдержкой от 30 мин до 50 ч на рентгенограммах идентифицируются отражения от ис-

ходной аустенитной фазы (γ_{N1}), аустенита, обедненного атомами внедрения (γ_{N2}), нитридов хрома Cr_2N и σ -фазы. С увеличением продолжительности старения при температуре 700°C увеличивается интенсивность линий, соответствующих σ -фазе и нитридам хрома Cr_2N .

После старения при температуре 700°C , независимо от его продолжительности, небольшая доля ферритной фазы присутствовала в структуре стали, но ее объемное содержание составляло менее 5 %. Наличие ферритной фазы после старения аустенитной стали может быть связано как с распадом аустенита и образованием феррита в обедненных по азоту областях аустенитной структуры, так и с присутствием остаточного δ -феррита, не претерпевшего фазовый распад при старении.

Исследования зависимости параметра решетки аустенита от продолжительности старения при температуре 700°C методом рентгеноструктурного анализа показали, что с увеличением продолжительности старения он изменяется слабо, но имеет тенденцию к уменьшению (таблица 2). Этот эффект обусловлен обеднением твердого раствора аустенита по азоту и углероду в результате выделения частиц Cr_2N .

При исследованиях методом ПЭМ после старения при температуре 700°C , 0,5 ч наблюдали формирование мелкозернистых σ -фазы и аустенита в зернах δ -феррита и ячейки распада на границах аустенитных зерен с образованием нитрида хрома по механизму прерывистого выделения (рис. 2). Структура носила смешанный характер. На металлографических изображениях видно, что границы зерен обладали повышенной травимостью (рис. 2 а, 2 б). С увеличением продолжительности старения, зерен аустенита, охваченных прерывистым распадом, становится больше. На металлографических

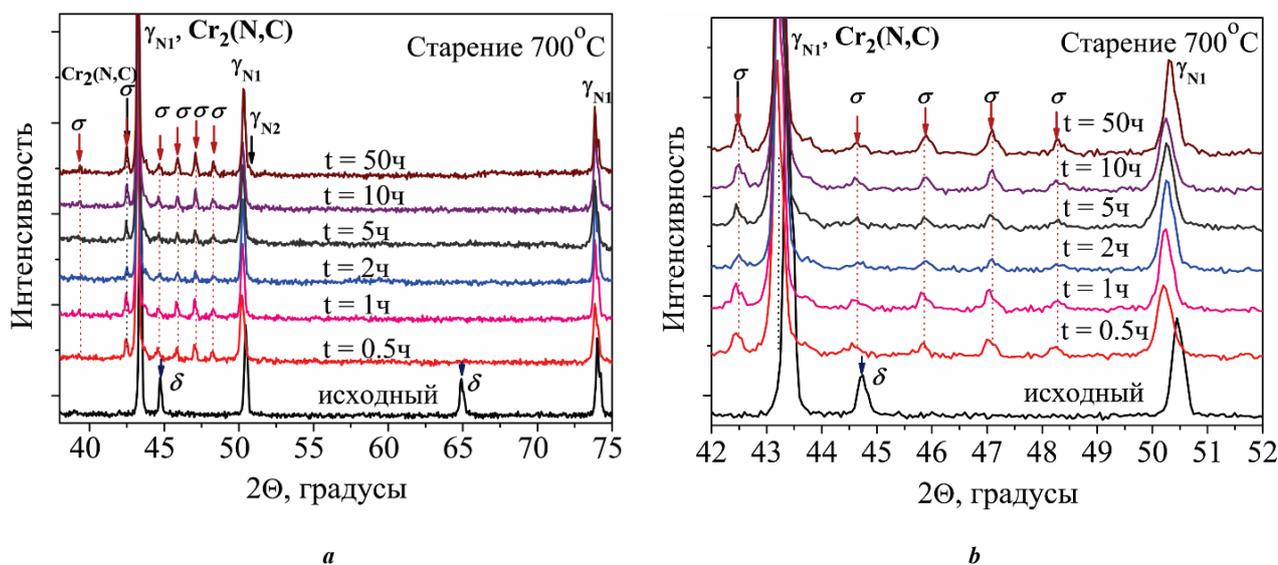


Рис. 1. Влияние продолжительности старения при температуре 700°C на рентгенограммы исследуемой стали в интервале 2θ : **a** – $(35\text{--}95)^\circ$; **b** – $(42\text{--}52)^\circ$
Fig. 1. The influence of aging duration at the temperature of 700°C on the X-ray patterns of steel under the study in the interval of 2θ : **a** – $(35\text{--}95)^\circ$; **b** – $(42\text{--}52)^\circ$

Таблица 2. Параметр решетки (a) аустенита и фазовый состав стали Fe-Cr-Mn-C-N в зависимости от продолжительности старения при температуре 700 °С
Table 2. Lattice parameter (a) of austenite and phase composition of Fe-Cr-Mn-C-N steel depending on aging duration at the temperature of 700 °C

Обработка		a , Å	Фазовый состав (тип кристаллической решетки)
Закалка		3,6280	γ_{N1} -Fe (гцк); δ -Fe (оцк)
Старение, 700 °С, ч	0,5	3,6282	γ_{N1} -Fe (гцк); γ_{N2} -Fe (гцк) $\delta(\alpha)$ -Fe (оцк/оцт); Cr ₂ N (гпу); σ -фаза(тетрагон.)
	1	3,6285	
	2	3,6268	
	5	3,6258	
	10	3,6262	
	50	3,6273	

снимках и ПЭМ-изображениях (рис. 2) видно, что фронт прерывистого распада распространяется от границ аустенитного зерна и постепенно распространяется по зерну до тех пор, пока оно не станет заполнено пластинами нитрида хрома. Морфология таких выделений схожа со структурой перлита в углеродистых сталях и получила название «азотистый перлит» [1].

На рис. 3 представлена зависимость объемной доли зерен, претерпевших фазовый распад, от продолжительности старения при 700 °С. Зависимость на рис. 3 отражает кинетику процесса старения. Старение при температуре 700 °С при малых продолжительностях старения способствует быстрому увеличению доли превращенного объема материала, что в большой степени связано с распадом высокотемпературного феррита, объемная доля которого после закалки составляла 18 % (была определена по металлографическим шлифам). После завершения распада δ -феррита скорость превращения уменьшается, и она определяется преимущественно прерывистым распадом аустенита с образованием нитридов хрома. При этом полного распада аустенита не происходит даже после 50-часовой выдержки.

Авторы [19; 20] полагают, что миграция границ зерен приводит к выделению ячеек Cr₂N по прерывистому механизму и движущей силой процесса является разница химических потенциалов претерпевшего и не претерпевшего фазовый переход аустенита. С другой точки зрения, прерывистые выделения Cr₂N появляются в результате диффузии азота от нераспавшегося аустенита к ячейке выделения. Авторы [21] полагают, что выделения Cr₂N по прерывистому механизму контролируются диффузией атомов хрома на малые расстояния и диффузией азота на большие расстояния. Согласно экспериментальным данным об изменении параметра решетки, о закономерностях зарождения и роста второй фазы, наиболее вероятным механизмом зарождения и роста выделений Cr₂N является диффузия азота и хрома. В силу того, что скорость диффузии хрома намного меньше, чем скорость диффузии азота, зарождение выделений Cr₂N контролируется прежде всего диффузией хрома.

Образование ячеек Cr₂N вызывает уменьшение концентрации Cr и N в приграничной области выделения; таким образом, обедненные области между двумя зародышами Cr₂N представляют собой аустенит γ_{N2} , отличный от γ_{N1} в закаленном кристалле и γ_{N1} в зернах, не претерпевших фазовый распад. Рост ячеек в результате миграции их границ происходит за счет роста выделений Cr₂N в продольном направлении. С увеличением продолжительности старения диффузия азота и хрома становится сложнее (из-за увеличения расстояния для диффузии и уменьшения градиента концентрации элементов вблизи ячеек) и рост выделений Cr₂N в продольном направлении замедляется. Этот эффект подтверждается данными зависимости объемной доли зерен, претерпевших фазовый распад с образованием σ -фазы и Cr₂N (Z_2), от продолжительности старения. После 10 ч старения рост доли Z_2 замедляется.

Последовательность фазовых и структурных превращений при старении определяет изменение микротвердости исследуемой стали. На рис. 4 изображен график зависимости микротвердости от продолжительности старения при температуре 700 °С. В исходном состоянии микротвердость стали составляла 3,09±0,08 ГПа. После старения микротвердость в зернах, претерпевших фазовый распад (Z_2) (γ_{N1} -Fe+ σ -фаза+Cr₂N+ γ_{N2} -Fe+ δ -феррит), существенно выше, чем в однофазных зернах азотистого аустенита (Z_1) (γ_{N1} -Fe). Значения микротвердости с увеличением продолжительности старения изменяются немонотонно. Старение в течение 1 ч сопровождается сильным увеличением микротвердости в зернах, претерпевших распад в результате формирования интерметаллидной σ -фазы и дисперсионного твердения. Дальнейшее уменьшение микротвердости при старении более 2 ч связано с процессами огрубления и коагуляции дисперсных фаз. После старения наблюдали небольшое увеличение микротвердости в аустенитных зернах, не претерпевших распад. Вероятно, это обусловлено эффектами предвыделений и непрерывного (гомогенного) выделения нитридов хрома в них.

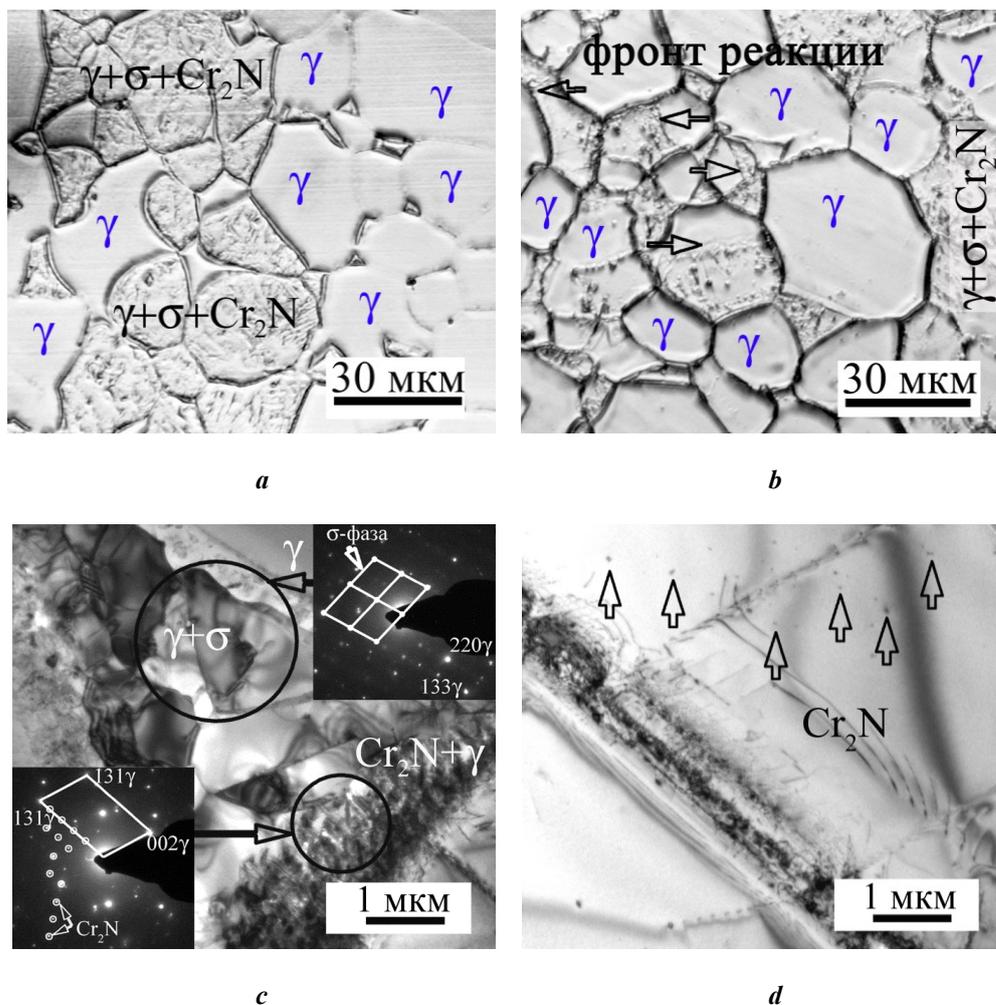


Рис. 2. Изображения протравленных поверхностей образцов, полученные методом световой микроскопии (a, b), и светл-польные ПЭМ-изображения (c, d) микроструктуры стали Fe-Cr-Mn-0,1C-N после старения при температуре 700 °С в течение: a – 0,5 ч; b – 50 ч; c, d – 10 ч

Fig. 2. Images of etched surfaces of specimens produced by the light microscopy technique (a, b) and bright-field electron transmission microscopy images (c, d) of microstructure of Fe-Cr-Mn-0.1C-N steel after aging at the temperature of 700 °C during: a – 0.5 h; b – 50 h; c, d – 10 h

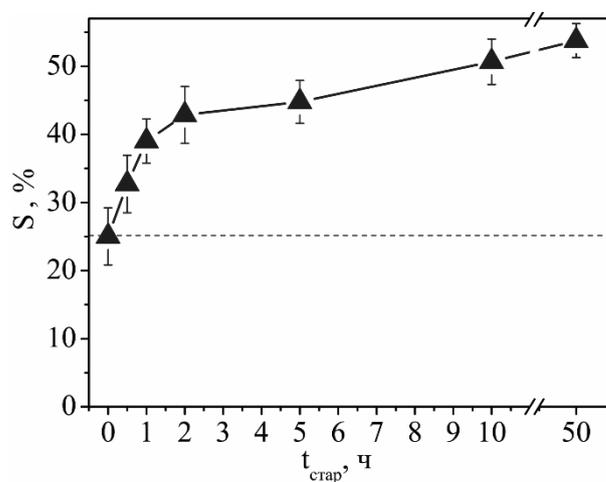


Рис. 3. Зависимость объемной доли зерен, претерпевших фазовый распад, от продолжительности старения при температуре 700 °С
Fig. 3. The dependence of volume fraction of grains subjected to phase decomposition on the aging duration at the temperature of 700 °C

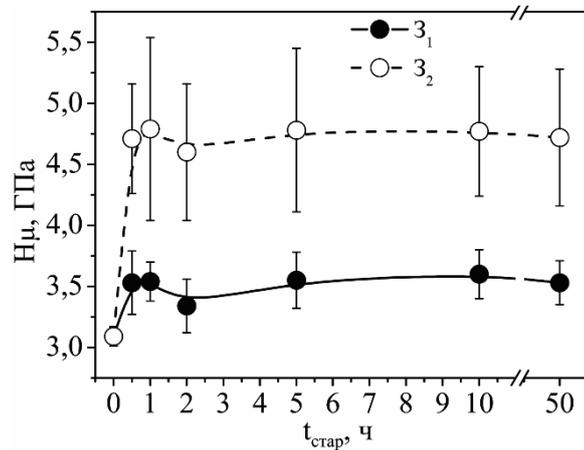


Рис. 4. Зависимость значений микротвердости Fe-Cr-Mn-N стали от продолжительности старения при температуре 700 °C
Fig. 4. The dependence of microhardness values of Fe-Cr-Mn-N steel on the aging duration at the temperature of 700 °C

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

В результате старения при температуре 700 °C выявлены следующие закономерности эволюции фазового состава и микроструктуры высокоазотистой стали Fe-Cr-Mn-C-N. При малой продолжительности старения (0,5 ч) наблюдали распад δ -феррита, в результате которого образовалась σ -фаза и аустенит. Одновременно с этим процессом происходило формирование ячеек прерывистого распада по границам аустенитных зерен – частиц на основе нитрида хрома Cr_2N и аустенита, обедненного по атомам внедрения. При увеличении продолжительности старения наблюдали рост ячеек распада в аустенитных зернах и формирование смешанной структуры, включающей зерна аустенита, претерпевшие прерывистый распад, нераспавшиеся зерна аустенита с дисперсионным твердением по непрерывному механизму и зерна с σ -фазой и аустенитом, образовавшимися в результате распада δ -феррита.

Измерение микротвердости состаренных при температуре 700 °C образцов стали показало, что в результате старения образуется гетерогенная по прочностным свойствам микроструктура. Значения микротвердости зерен, претерпевших фазовый распад, выше (4,5–4,7 ГПа) в сравнении с зернами, в которых распад не произошел (3,5–3,7 ГПа). После старения при 0,5–1 ч наблюдали максимальное значение микротвердости для обоих типов зерен, в результате обильного выделения дисперсных частиц Cr_2N и интерметаллидной σ -фазы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Berns H., Gavriljuk V., Riedner S. High interstitial stainless austenitic steels. Berlin: Springer-Verlag, 2013. 170 p.
- Rashev T.V., Eliseev A.V., Zhekova L.T., Boge P.V. High-Nitrogen Steel // Steel in Translation. 2019. Vol. 49. № 7. P. 433–439.
- Wang S., Yang K., Shan Y., Laifeng L. Plastic deformation and fracture behaviors of nitrogen-alloyed austenitic stainless steels // Materials Science and Engineering: A. 2008. Vol. 490. № 1-2. P. 95–104.
- Mullner P., Solenthaler C., Uggowitz P., Speidel M.O. On the effect of nitrogen on the dislocation structure of austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering: A. 1993. Vol. 164. № 1-2. P. 164–169.
- Gavrilyuk V., Petrov Yu., Shanina B. Effect of nitrogen on the electron structure and stacking fault energy in austenitic steels // Scripta Materialia. 2006. Vol. 55. № 6. P. 537–540.
- Баннх И.О., Севостьянов М.А., Пруцков М.Е. Исследование влияния термической обработки на механические свойства и структуру высокоазотистой аустенитной стали 02X20AG10N4MФБ // Металлы. 2016. № 4. С. 39–44.
- Макаров А.В., Лучко С.Н., Шабашов В.А., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л., Заматовский А.Е., Литвинов А.В., Сагарадзе В.В. Структурно-фазовые превращения и микромеханические свойства высокоазотистой аустенитной стали, деформированной сдвигом под давлением // Физика металлов и металлостроение. 2017. Т. 118. № 1. С. 55–68.
- Kartik B., Veerababu R., Sundararaman M., Satyanarayana D.V.V. Effect of high temperature ageing on microstructure and mechanical properties of a nickel-free high nitrogen austenitic stainless steel // Material Science and Engineering: A. 2015. Vol. 642. P. 288–296.
- Li H.B., Jiang Z.-H., Feng H., Ma Q.-F., Zhan D.-P. Aging Precipitation behavior of 18Cr-16Mn-2Mo-1.1N High Nitrogen Austenitic Stainless Steel and Its Influences on Mechanical Properties // Journal of Iron and Steels Research International. 2012. Vol. 19. № 6. P. 43–51.
- Pettersson N., Frisk K., Fluch R. Experimental and computational study of nitride precipitation in a CrMnN austenitic stainless steel // Material Science and Engineering: A. 2017. Vol. 684. P. 435–441.

11. Vanderschaeve F., Taillard R., Foct J. Discontinuous precipitation of Cr₂N in a high nitrogen, chromium-manganese austenitic stainless steel // *Journal of Materials Science*. 1995. Vol. 30. № 23. P. 6035–6046.
12. Panchenko M.Yu., Maier G.G., Tumbusova I.A., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Burlachenko A.G., Mirovoy Y.A., Mironov Y.P., Galchenko N.K., Astafurova E.G. The effect of age-hardening mechanism on hydrogen embrittlement in high-nitrogen steels // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2019. Vol. 44. № 36. P. 20529–20544.
13. Maier G., Astafurova E., Moskvina V., Melnikov E., Astafurov S.V., Tumbusova I., Fortuna A., Panchenko M., Mironov Y., Mirovoy Y., Galchenko N. Effect of age hardening on phase composition and microhardness of V-free and V-alloyed high-nitrogen austenitic steels // *AIP Conference Proceedings*. 2018. Vol. 2051. P. 020183-1–020183-5.
14. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 2002. 360 с.
15. Тейлор А. Рентгеновская металлография. М.: Металлургия, 1965. 663 с.
16. Hsieh C.-C., Wu W. Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels // *ISRN Metallurgy*. 2012. Vol. 2012. Art. ID 732471. DOI: 10.5402/2012/732471.
17. Sourmail T. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels // *Materials Science and Technology*. 2001. Vol. 17. № 1. P. 1–14.
18. Ma Y.-X., Rong F., Zhou R., Lang Y.-P., Jiang Y.-H. Study on precipitation of high nitrogen containing austenitic stainless steel during isothermal aging at intermediate temperature // *Proceeding of Sino-Swedish Structural Materials Symposium*. 2007. Vol. 14. № 5. P. 344–349.
19. Knutsen R.D., Lang C.I., Basson J.A. Discontinuous cellular precipitation in Cr-Mn-N steel with niobium and vanadium additional // *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52. № 8. P. 2407–2417.
20. Shi F., Wang L.-J., Cui W.-F., Liu C.-M. Precipitation kinetics of Cr₂N in high nitrogen austenitic stainless steel // *Journal of Iron and Steel Research*. 2008. Vol. 15. № 6. P. 72–77.
21. Santhi Srinivas N.C., Kutumbarao V.V. On the discontinuous precipitation of Cr₂N in Cr-Mn-N austenitic stainless steels // *Scripta materialia*. 1997. Vol. 37. № 3. P. 285–291.
22. Berns H., Gavriljuk V., Riedner S. *High interstitial stainless austenitic steels*. Berlin, Springer-Verlag, 2013. 170 p.
23. Rashev T.V., Eliseev A.V., Zhekova L.T., Bogeov P.V. High-Nitrogen Steel. *Steel in Translation*, 2019, vol. 49, no. 7, pp. 433–439.
24. Wang S., Yang K., Shan Y., Laifeng L. Plastic deformation and fracture behaviors of nitrogen-alloyed austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 490, no. 1-2, pp. 95–104.
25. Mullner P., Solenthaler C., Uggowitz P., Spei del M.O. On the effect of nitrogen on the dislocation structure of austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 1993, vol. 164, no. 1-2, pp. 164–169.
26. Gavriljuk V., Petrov Yu., Shanina B. Effect of nitrogen on the electron structure and stacking fault energy in austenitic steels. *Scripta Materialia*, 2006, vol. 55, no. 6, pp. 537–540.
27. Bannykh I.O., Sevost'yanov M.A., Prutskov M.E. Effect of heat treatment on the mechanical properties and the structure of a high-nitrogen austenitic O2Kh20AG10N4MFB steel. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2016, vol. 2016, no. 7, pp. 613–618.
28. Makarov A.V., Luchko S.N., Shabashov V.A., Volkova E.G., Zamatovskii A.E., Litvinov A.V., Sagaradze V.V., Osintseva A.I. Structural and phase transformations and micromechanical properties of the high-nitrogen steel deformed by shear under pressure. *The physics of metals and metallography*, 2017, vol. 118, no. 1, pp. 52–64.
29. Kartik B., Veerababu R., Sundararaman M., Satyanarayana D.V.V. Effect of high temperature ageing on microstructure and mechanical properties of a nickel-free high nitrogen austenitic stainless steel. *Material Science and Engineering: A*, 2015, vol. 642, pp. 288–296.
30. Li H.B., Jiang Z.-H., Feng H., Ma Q.-F., Zhan D.-P. Aging Precipitation behavior of 18Cr-16Mn-2Mo-1.1N High Nitrogen Austenitic Stainless Steel and Its Influences on Mechanical Properties. *Journal of Iron and Steels Research International*, 2012, vol. 19, no. 6, pp. 43–51.
31. Pettersson N., Frisk K., Fluch R. Experimental and computational study of nitride precipitation in a CrMnN austenitic stainless steel. *Material Science and Engineering: A*, 2017, vol. 684, pp. 435–441.
32. Vanderschaeve F., Taillard R., Foct J. Discontinuous precipitation of Cr₂N in a high nitrogen, chromium-manganese austenitic stainless steel. *Journal of Materials Science*, 1995, vol. 30, no. 23, pp. 6035–6046.
33. Panchenko M.Yu., Maier G.G., Tumbusova I.A., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Burlachenko A.G., Mirovoy Y.A., Mironov Y.P., Galchenko N.K., Astafurova E.G. The effect of age-hardening mechanism on hydrogen embrittlement in high-nitrogen steels. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2019, vol. 44, no. 36, pp. 20529–20544.
34. Maier G., Astafurova E., Moskvina V., Melnikov E., Astafurov S.V., Tumbusova I., Fortuna A., Panchenko M., Mironov Y., Mirovoy Y., Galchenko N. Effect of age hardening on phase composition and microhardness of V-free and V-alloyed high-nitrogen austenitic steels. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2051, pp. 020183-1–020183-5.
35. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *Rentgenograficheskiy i elektronno-opticheskiy analiz [X-ray and electron-optical analysis]*. Moscow, MISIS Publ., 2002. 360 p.
36. Teylor A. *Rentgenovskaya metallografiya [X-ray metallography]*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1965. 663 p.
37. Hsieh C.-C., Wu W. Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels. *ISRN Metallurgy*, 2012, vol. 2012, art. ID 732471. DOI: 10.5402/2012/732471.
38. Sourmail T. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels. *Materials Science and Technology*, 2001, vol. 17, no. 1, pp. 1–14.

REFERENCES

1. Berns H., Gavriljuk V., Riedner S. *High interstitial stainless austenitic steels*. Berlin, Springer-Verlag, 2013. 170 p.
2. Rashev T.V., Eliseev A.V., Zhekova L.T., Bogeov P.V. High-Nitrogen Steel. *Steel in Translation*, 2019, vol. 49, no. 7, pp. 433–439.
3. Wang S., Yang K., Shan Y., Laifeng L. Plastic deformation and fracture behaviors of nitrogen-alloyed austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 490, no. 1-2, pp. 95–104.
4. Mullner P., Solenthaler C., Uggowitz P., Spei del M.O. On the effect of nitrogen on the dislocation structure of

18. Ma Y.-X., Rong F., Zhou R., Lang Y.-P., Jiang Y.-H. Study on precipitation of high nitrogen containing austenitic stainless steel during isothermal aging at intermediate temperature. *Proceeding of Sino-Swedish Structural Materials Symposium*, 2007, vol. 14, no. 5, pp. 344–349.
19. Knutsen R.D., Lang C.I., Basson J.A. Discontinuous cellular precipitation in Cr-Mn-N steel with niobium and vanadium additional. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, no. 8, pp. 2407–2417.
20. Shi F., Wang L.-J., Cui W.-F. Liu C.-M. Precipitation kinetics of Cr₂N in high nitrogen austenitic stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research*, 2008, vol. 15, no. 6, pp. 72–77.
21. Santhi Srinivas N.C., Kutumbarao V.V. On the discontinuous precipitation of Cr₂N in Cr-Mn-N austenitic stainless steels. *Scripta materialia*, 1997, vol. 37, no. 3, pp. 285–291.

The influence of age hardening on microstructure, phase composition, and microhardness of high-nitrogen austenitic steel

© 2020

Irina A. Tumbusova^{*1,2,3}, student, engineer of Laboratory of Physics of Structural Transformations

Galina G. Maier^{2,4}, PhD (Physics and Mathematics),

researcher of Laboratory of Physics of Structural Transformations

Marina Yu. Panchenko^{2,5}, postgraduate student,

junior researcher of Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies

Valentina A. Moskvina^{2,6}, postgraduate student,

junior researcher of Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies

Evgeny V. Melnikov^{2,7}, junior researcher of Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies

Sergey V. Astafurov^{2,8}, PhD (Physics and Mathematics),

senior researcher of Laboratory of Physics of Structural Transformations

Elena G. Astafurova^{2,9}, Doctor of Science (Physics and Mathematics),

leading researcher of Laboratory of Physics of Structural Transformations

¹Tomsk Polytechnic University, Tomsk (Russia)

²Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)

*E-mail: tumbusova031098@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6793-4324>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3043-9754>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0236-2227>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6128-484X>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8238-6055>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

Abstract: The authors studied the effect of duration of age hardening at the temperature of 700 °C on the microstructure, phase composition and microhardness of high-nitrogen Fe-23Cr-17Mn-0.1C-0.6N (wt. %) steel. The study showed that age hardening at the temperature of 700 °C for half an hour causes the complex of phase transformations: the decomposition of δ-ferrite (with the formation of σ-phase and austenite) and the formation of cells of discontinuous decomposition on the austenitic grains boundaries (the formation of particles based on the chromium nitride Cr₂N and the depletion of austenite by interstitials). After age hardening for more than 10 hours, besides the discontinuous decomposition of austenitic grains, a homogeneous (continuous) precipitation of chromium nitride occurs in those austenitic grains, which have not undergone discontinuous decomposition in the initial stages of aging. With an increase in the aging duration up to 50 hours, the authors observed the growth of decomposition cells in austenitic grains and the formation of mixed structure. Such structure consisted of austenite grains, which underwent discontinuous decomposition with the formation of lamellar precipitations of chromium nitride in austenite; austenitic grains with the dispersed particles formed by the mechanism of continuous decomposition; and the grains with σ-phase, chromium nitrides, and austenite formed as a result of the high-temperature ferrite decomposition during aging. The aging caused the increase in the microhardness, which value depends on the mechanism of precipitation hardening – continuous or discontinuous decomposition in austenite or the precipitation of intermetallic σ-phase and chromium nitrides plates in the grains of high-temperature ferrite.

Keywords: high-nitrogen steel; Fe-23Cr-17Mn-0.1C-0.6N; age hardening; σ-phase; Cr₂N; austenite; precipitation hardening; microhardness.

Acknowledgements: This work was supported by the Russian Science Foundation (grant of RSF № 17-19-01197).

The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Tumbusova I.A., Maier G.G., Panchenko M.Yu., Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Astafurova E.G. The influence of age hardening on microstructure, phase composition, and microhardness of high-nitrogen austenitic steel. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 74–81. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-74-81.

Матрица деформации Бейна для мартенситного перехода $\beta_1 \leftrightarrow \beta_1'$ в сплаве CuAlNi и кристаллографический ресурс превращения

© 2020

Чернышева Татьяна Юрьевна*¹, магистрант

Евард Маргарита Евгеньевна², кандидат физико-математических наук, доцент

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург (Россия)

*E-mail: chernysheva-taty@list.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0480-9726>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0550-688X>

Аннотация: В последнее время вырос интерес к сплавам на основе меди (в частности, сплавам CuAlNi, содержащим 10–14 % Al и 4–5 % Ni), обладающим узким температурным гистерезисом и демонстрирующим полный возврат деформации. Однако на данный момент работ, посвященных моделированию поведения сплавов с памятью формы на основе меди, практически нет, что обуславливает актуальность данного исследования. В работе рассмотрена микроструктурная модель механического поведения сплава типа CuAlNi с учетом протекающего в этом материале обратимого мартенситного превращения $\beta_1(D0_3) \leftrightarrow \beta_1'(18R)$. В основе модели лежит важный параметр – матрица деформации. Необходимые расчеты были произведены в предположении малости деформаций. На основе имеющихся в литературе кристаллографических данных рассчитана матрица тензора деформации для одного из вариантов, образовавшегося в ходе данного превращения мартенсита. Полученная матрица используется в дальнейшем при моделировании функциональных свойств сплавов на основе CuAlNi. Выполнены расчеты, позволяющие определить кристаллографический ресурс превращения, т. е. максимальную деформацию кристаллической решетки для данного превращения. Произведено моделирование псевдоупругого поведения монокристалла CuAlNi, в ходе которого найдена ориентация монокристалла, при которой достигается деформация, примерно равная расчетному значению кристаллографического ресурса. Таким образом, построенная матрица деформации дает возможность адекватного моделирования поведения рассматриваемого сплава с памятью формы. Полученные результаты находятся в хорошем соответствии с имеющимися в литературе экспериментальными данными, что говорит о том, что построенная матрица деформации может быть применена для дальнейших расчетов.

Ключевые слова: эффект памяти формы; CuAlNi; монокристалл; матрица деформации; кристаллографический ресурс.

Благодарности: Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 19-01-00685.

Авторы выражают благодарность профессору А.Е. Волкову за участие в обсуждении результатов работы и ценные замечания.

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: Чернышева Т.Ю., Евард М.Е. Матрица деформации Бейна для мартенситного перехода $\beta_1 \leftrightarrow \beta_1'$ в сплаве CuAlNi и кристаллографический ресурс превращения // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 82–89. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-82-89.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время разработку и создание интеллектуальных материалов, которые благодаря своим функциональным свойствам способны определенным образом реагировать на внешние воздействия, можно назвать одной из основных задач материаловедения. Ярким примером таких материалов являются сплавы, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ) [1–3]. Наиболее известным и распространенным сплавом с памятью формы (СПФ) является никелид титана (TiNi), который нашел широкое применение в самых разных областях – от медицины до космического оборудования. Выбор данного материала обусловлен еще и тем фактом, что никелид титана, помимо памяти формы, имеет ряд других преимуществ: он обладает высокой коррозионной стойкостью, биологической совместимостью с тканями человеческого организма и значительной прочностью. Но этот сплав имеет и ряд недостатков, таких как высокая стоимость, сложность в обработке

деталей и отсутствие совершенной памяти формы при высоких температурах [4; 5]. В связи с этим рассматриваются другие сплавы с памятью формы, в том числе сплавы на основе меди [6]. Одними из самых известных являются сплавы CuAlNi (с содержанием алюминия 10–14 % и никеля 4–5 %). Отличительными свойствами данного сплава являются узкий гистерезис мартенситного превращения и совершенная память формы при высоких температурах [7]. Немаловажным преимуществом является более низкая по сравнению с никелидом титана стоимость данных сплавов.

Для эффективного использования сплавов с памятью формы, например при изготовлении приводов [8] и виброзащитных устройств [9], необходимы модели, позволяющие адекватно рассчитывать деформацию этих материалов. На данный момент существует довольно много моделей, описывающих поведение сплавов на основе TiNi [10], и совсем немного для CuAlNi.

Цель работы – расчет матрицы деформации превращения $\beta_1(D0_3) \leftrightarrow \beta_1'(18R)$ в монокристалле на основе

CuAlNi для дальнейшего моделирования функционально-механических свойств этого материала.

МИКРОСТРУКТУРНАЯ МОДЕЛЬ

В настоящей работе используется микроструктурный подход, подробно описанный для сплавов типа TiNi в работах [11–13]. Представительный объем представляет собой поликристалл, состоящий из зерен, характеризующихся ориентациями кристаллографических осей. Расчеты производили в предположении малости деформаций. Использовалась гипотеза Райса, в рамках которой деформация каждого зерна может быть записана как сумма упругой, тепловой и фазовой деформаций:

$$\epsilon^{gr} = \epsilon^e + \epsilon^T + \epsilon^{Ph}$$

где ϵ^e – упругая деформация;
 ϵ^T – тепловое расширение;
 ϵ^{Ph} – фазовая деформация, связанная с протеканием мартенситного превращения.

В каждом из зерен возможно сосуществование N кристаллографически эквивалентных вариантов мартенсита и исходной аустенитной фазы. Поэтому деформация зерна ϵ^{gr} вычисляется посредством усреднения:

$$\epsilon^{gr} = (1 - \Phi^{gr}) \epsilon^A + \frac{1}{N} \sum_n \Phi_n \epsilon^{(n)}$$

где $\frac{1}{N} \Phi_n$ – объемная доля n -го варианта мартенсита;
 ϵ^A – тензор деформации аустенита;
 $\epsilon^{(n)}$ – тензор деформации n -го варианта мартенсита.
 Объемная доля мартенсита в зерне рассчитывается путем усреднения по всем вариантам мартенсита:

$$\Phi^{gr} = \frac{1}{N} \sum_n \Phi_n$$

При вычислении фазовой деформации в зерне усреднение также производится по всем мартенситным вариантам:

$$\epsilon^{Ph} = \frac{1}{N} \sum_n \Phi_n D_n \quad (1)$$

где D_n – тензор деформации n -го варианта мартенсита.
 Для одного из вариантов матрица тензора деформации D будет рассчитана ниже. Для остальных вариантов матрицы деформации вычисляются путем поворота этого тензора операторами, принадлежащими точечной группе симметрии аустенита. Из-за кубической симметрии аустенитной фазы β_1 оказывается, что существует двенадцать кристаллографически эквивалентных вариантов мартенсита ($N=12$) [14].

ПОСТРОЕНИЕ МАТРИЦЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРЕВРАЩЕНИИ $\beta_1(D0_3) \leftrightarrow \beta_1'(18R)$ В МОНОКРИСТАЛЛЕ CuAlNi

Построение матрицы деформации D является одним из важнейших этапов в разработке микроструктурной модели превращения, рассмотренной выше. Рассчитанная матрица будет использоваться при вычислении фазовой деформации по формуле (1).

В данной работе рассматривается превращение $D0_3 \leftrightarrow 18R$ в монокристалле CuAlNi [15]. Благодаря упорядоченности рассматриваемой кристаллической структуры в некотором, состоящем из зерен, представительном объеме, имеется возможность рассмотрения отдельных кристаллографических направлений, которые задаются векторами, выходящими из начала координат и оканчивающимися в узлах решетки.

Мартенситное превращение $D0_3 \leftrightarrow 18R$ можно рассматривать в 2 этапа [16; 17]:

- 1) деформация плоскости (110) исходной фазы (растяжение и сжатие) (рис. 1);
- 2) сдвиг в плоскости (010), характеризующийся вектором $\vec{s} = \frac{1}{18} [\bar{1}10]$ (рис. 2).

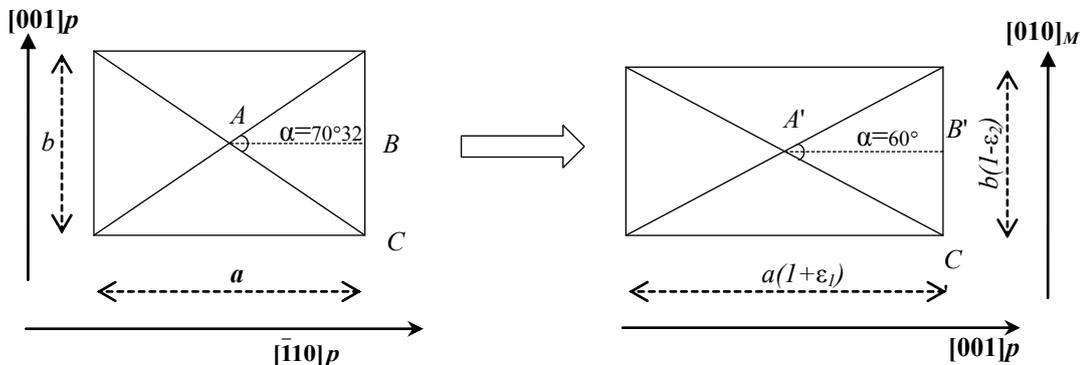


Рис. 1. Схема деформации плоскости (110) аустенитной фазы при превращении $D0_3 \leftrightarrow 18R$ в монокристалле CuAlNi

Fig. 1. The scheme of plane deformation (110) of austenitic phase during $D0_3 \leftrightarrow 18R$ transformation in a CuAlNi single crystal

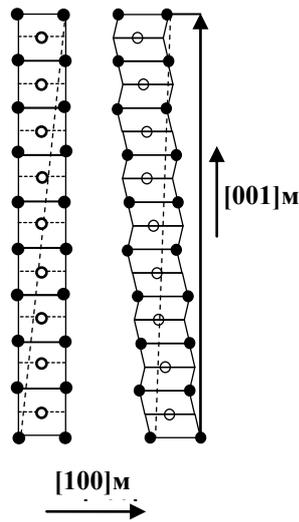


Рис. 2. Сдвиг и перемещение при превращении из аустенитной фазы $D0_3$ в мартенситную 18R [2]
 Fig. 2. Shift and displacement during transformation from $D0_3$ austenitic phase to 18R martensitic phase [2]

Рассмотрим подробнее этап 1. В результате сжатия вдоль направления $[001]$ и удлинения вдоль направления $[\bar{1}10]$ плоскость аустенитной фазы (110) переходит в плоскость мартенситной фазы (001) . При этом в течение превращения угол α , изображенный на рис. 1, меняет свое значение с $70^\circ 32'$ на 60° (что характерно для плотноупакованной структуры).

Найдем градиент деформации $(F^{(1)})_e$ в исходном базисе $e = \{[100], [010], [001]\}$ аустенитной фазы для 1-го этапа. Для этого за ε_1 обозначим относительное удлинение вдоль $[\bar{1}10]$, а за ε_2 – относительное сжатие вдоль $[001]$. Будем считать, что эти величины неотрицательны.

Введем нормированный базис $f = \left\{ \frac{1}{\sqrt{2}}[110], \frac{1}{\sqrt{2}}[\bar{1}10], [001] \right\}$, с помощью которого можем записать градиент деформации в следующем виде:

$$(F^{(1)})_f = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 + \varepsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 - \varepsilon_2 \end{pmatrix}.$$

Запишем матрицу перехода от базиса e к базису f . Обозначим эту матрицу $(A)_e^f$:

$$(A)_e^f = \frac{1}{\sqrt{2}} \begin{pmatrix} 1 & -1 & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \sqrt{2} \end{pmatrix}.$$

Следующим шагом вычислим градиент деформации в базисе e :

$$(F^{(1)})_e = (A)_e^f (F^{(1)})_f ((A)_e^f)^{-1} = \frac{1}{\sqrt{2}} \begin{pmatrix} 1 & -1 & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \sqrt{2} \end{pmatrix} \times \\ \times \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 + \varepsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 - \varepsilon_2 \end{pmatrix} \frac{1}{\sqrt{2}} \begin{pmatrix} 1 & 1 & 0 \\ -1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \sqrt{2} \end{pmatrix} \times \\ \times \frac{1}{2} \begin{pmatrix} 2 + \varepsilon_1 & -\varepsilon_1 & 0 \\ -\varepsilon_1 & 2 + \varepsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 2(1 - \varepsilon_2) \end{pmatrix}.$$

Теперь введем базис g , в котором происходит сдвиг. Вычислим матрицу градиента деформации:

$$(F^{(2)})_g = I + \bar{s} \otimes \bar{n},$$

где $\bar{s}_g = \frac{1}{18}[\bar{1}10]$ – вектор смещения; $n = [110]$.

Получим

$$(F^{(2)})_g = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} + \frac{1}{18} \begin{pmatrix} 1 \\ 1 \\ 0 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \bar{1} & 1 & 0 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} + \\ + \frac{1}{18} \begin{pmatrix} -1 & 1 & 0 \\ -1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{17}{18} & \frac{1}{18} & 0 \\ -\frac{1}{18} & \frac{19}{18} & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}.$$

Наконец, рассмотрев композицию матриц, можем рассчитать матрицу градиента деформации в базисе e :

$$(F)_g = (F^{(1)})_f (F^{(2)})_g = \frac{1}{2} \begin{pmatrix} 2+\varepsilon_1 & -\varepsilon_1 & 0 \\ -\varepsilon_1 & 2+\varepsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 2(1-\varepsilon_2) \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \frac{17}{18} & \frac{1}{18} & 0 \\ \frac{1}{18} & \frac{19}{18} & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} = \frac{1}{36} \begin{pmatrix} 2+\varepsilon_1 & -\varepsilon_1 & 0 \\ -\varepsilon_1 & 2+\varepsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 2(1-\varepsilon_2) \end{pmatrix} \begin{pmatrix} 17 & 1 & 0 \\ -1 & 19 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{18} \end{pmatrix} =$$

$$= \frac{1}{36} \begin{pmatrix} 34+18\varepsilon_1 & 2-18\varepsilon_1 & 0 \\ -2-18\varepsilon_1 & 38+18\varepsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 36-36\varepsilon_2 \end{pmatrix} = \frac{1}{18} \begin{pmatrix} 17+9\varepsilon_1 & 1-9\varepsilon_1 & 0 \\ -1-9\varepsilon_1 & 19+9\varepsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 18-18\varepsilon_2 \end{pmatrix}$$

Вычислим значения ε_1 и ε_2 . Для этого учтем угла α , а также воспользуемся предположением о малости относительного изменения объема $\theta = \det(F) - 1$ при превращении, где $\det(F)$ – определитель матрицы F .

Вычислим $\det(F)$:

$$\det(F) = \det \left(\frac{1}{18} \begin{pmatrix} 17+9\varepsilon_1 & 1-9\varepsilon_1 & 0 \\ -1-9\varepsilon_1 & 19+9\varepsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 18-18\varepsilon_2 \end{pmatrix} \right) =$$

$$= \frac{1}{18^3} \left[18(1-\varepsilon_2) \left((17+9\varepsilon_1)(19+9\varepsilon_1) + (1-9\varepsilon_1)(1+9\varepsilon_1) \right) \right] =$$

$$= \frac{1}{18^2} \left[(1-\varepsilon_2) \left(17 \cdot 19 + 9\varepsilon_1 \cdot 36 + 81\varepsilon_1^2 + 1 - 81\varepsilon_1^2 \right) \right] = (1-\varepsilon_2)(1+\varepsilon_1)$$

Далее, основываясь на геометрических соображениях, найдем соотношение между ε_1 и ε_2 .

На рис. 1 показано, как происходит преобразование одного из слоев исходной высокотемпературной фазы (аустенита) в один из 6 типов возможных слоев плотноупакованной решетки в низкотемпературной фазе (мартенсите). Рассмотрим прямоугольные треугольники ABC и $A'B'C'$:

$$\operatorname{tg} \left(\frac{70^\circ 32'}{2} \right) = \frac{b}{a} \approx 0,707, \quad \operatorname{tg} \left(\frac{60^\circ}{2} \right) = \frac{b(1-\varepsilon_2)}{a(1+\varepsilon_1)} \approx 0,577.$$

Следовательно, $\frac{(1-\varepsilon_2)}{(1+\varepsilon_1)} = 0,816$.

Решив систему $\begin{cases} \frac{(1-\varepsilon_2)}{(1+\varepsilon_1)} = 0,816 \\ (1-\varepsilon_2)(1+\varepsilon_1) - 1 = 0 \end{cases}$, получаем

$$\begin{cases} \varepsilon_1 = 0,107 \\ \varepsilon_2 = 0,098 \end{cases}$$

Используя найденные значения ε_1 и ε_2 , матрицу градиента деформации можем записать следующим образом:

$$(F) = \begin{pmatrix} 0,998 & 0,002 & 0 \\ -0,109 & 1,109 & 0 \\ 0 & 0 & 0,902 \end{pmatrix}.$$

Тогда тензор деформации Грина – Лагранжа имеет следующий вид:

$$D = \frac{1}{2} (F^T F - I) = \frac{1}{2} \left(\begin{pmatrix} 0,998 & -0,109 & 0 \\ 0,002 & 1,109 & 0 \\ 0 & 0 & 0,902 \end{pmatrix} \times \begin{pmatrix} 0,998 & 0,002 & 0 \\ -0,109 & 1,109 & 0 \\ 0 & 0 & 0,902 \end{pmatrix} - \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \right) =$$

$$= \begin{pmatrix} 0,0039 & -0,0594 & 0 \\ -0,0594 & 0,1149 & 0 \\ 0 & 0 & -0,0932 \end{pmatrix}$$

РАСЧЕТ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО РЕСУРСА ДЛЯ ПРЕВРАЩЕНИЯ $\beta_1(D0_3) \leftrightarrow \beta_1'(18R)$ В МОНОКРИСТАЛЛЕ CuAlNi

Кристаллографический ресурс обратимой фазовой деформации сплавов с памятью формы – это максимальная деформация кристаллической решетки при мартенситном превращении, его можно рассчитывать разными способами:

1) как максимальную деформацию решетки при мартенситном превращении в «приближении монокристалла» – превращение «монокристалл аустенита \leftrightarrow монокристалл мартенсита» в соответствии с определением, данным авторами работ [17; 18];

2) как максимальную макродеформацию в приближении изотропного поликристалла, когда зерна аустенита ориентированы хаотически, а деформация решетки либо усредняется по всем ориентировкам в пределах стандартного стереографического треугольника, либо считается, что в каждом зерне реализуется только наиболее благоприятный ориентационный вариант мартенсита [19];

3) как деформацию решетки в заданном направлении относительно осей образца с учетом текстуры исходного аустенита [20];

4) как деформацию формы превращенной области при превращении аустенита в мартенсит с определенным

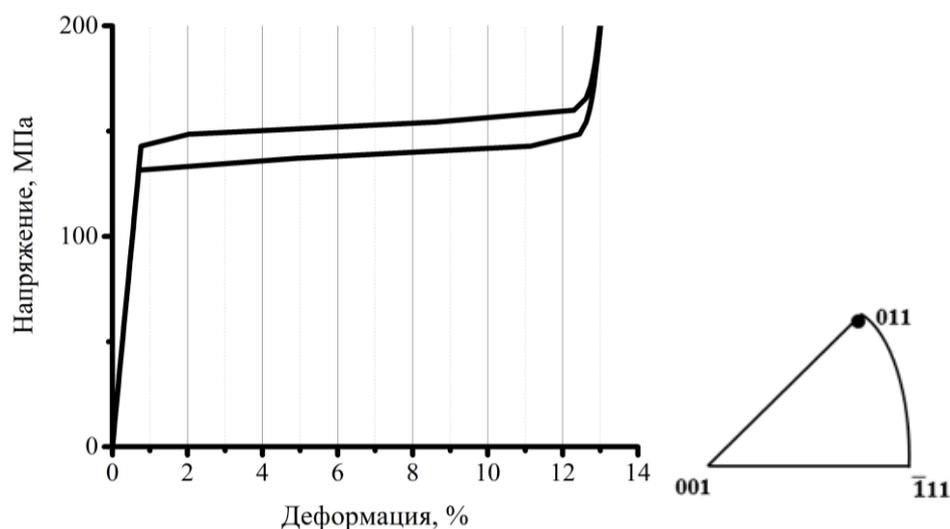


Рис. 3. Диаграмма деформирования, соответствующая ориентации монокристалла, указанной на стереографическом треугольнике
 Fig. 3. Deformation curve corresponding to the single crystal orientation specified on the stereographic triangle

вариантом ориентационного соотношения, с учетом двойникования мартенситных вариантов в кристалле мартенсита [21].

В настоящей работе кристаллографический ресурс рассчитывался по первому способу, т. е. в «приближении монокристалла». Для этого определены главные значения удлинений, которые через главные деформации тензора Грина – Лагранжа вычисляются следующим образом:

$$\begin{aligned} E_1^{2l} &= \sqrt{1 + 2\lambda_1} - 1, \\ E_2^{2l} &= \sqrt{1 + 2\lambda_2} - 1, \\ E_3^{2l} &= \sqrt{1 + 2\lambda_3} - 1, \end{aligned} \quad (2)$$

где $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ – главные деформации тензора деформации Грина – Лагранжа [12].

Главные деформации находили путем решения соответствующего характеристического уравнения:

$$\begin{aligned} \text{Det}(D) &= \begin{vmatrix} 0,0039 - \lambda & -0,0594 & 0 \\ -0,0594 & 0,1149 - \lambda & 0 \\ 0 & 0 & -0,0932 - \lambda \end{vmatrix} = \\ &= -\lambda^3 + 0,0256\lambda^2 + 0,0141\lambda + 0,00026 \end{aligned}$$

Решив кубическое уравнение, получаем, что $\lambda_1 = 0,0944$, $\lambda_2 = 0,1398$, $\lambda_3 = 0,0197$.

Тогда из (2) получаем $E_1^{2l} = -0,0996 (\approx -10\%)$, $E_2^{2l} = 0,13 (\approx 13\%)$, $E_3^{2l} = -0,0198 (\approx -2\%)$.

Таким образом, кристаллографический ресурс при мартенситном превращении $\beta_1 \leftrightarrow \beta_1'$ на растяжение равен 13 %, на сжатие – 10 %. Однако при сжатии в моно-

кристаллах CuAlNi реализуется иное мартенситное превращение: $\beta_1 \leftrightarrow \gamma$ [22; 23].

В процессе моделирования было выявлено, что, например, для ориентации монокристалла, близкой к $\langle 011 \rangle$, деформация достигает 13 % (рис. 3), что соответствует значению кристаллографического ресурса.

В ходе моделирования было проведено сравнение псевдоупругого поведения рассматриваемого монокристалла с экспериментальными данными из работы [24]. Наблюдалось хорошее соответствие ширины гистерезиса и углов наклона упругих участков в зависимости от ориентации монокристалла.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Полученная в работе матрица деформации позволяет определить кристаллографический ресурс рассматриваемого $\beta_1(D0_3) \leftrightarrow \beta_1'(18R)$ превращения, который на растяжение достигает 13 %.

2. Рассчитанная матрица деформации позволяет моделировать поведение сплавов на основе меди, обладающих эффектом памяти формы.

3. Для определенной ориентации монокристалла CuAlNi наблюдается возврат деформации, равный примерно 13 %, что согласуется с теоретическим значением, вычисленным в ходе работы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Зборщик А.М. Конспект лекций по дисциплине «Новые материалы в металлургии». Донецк: ДонНТУ, 2008. 253 с.
- Funakubo H. Shape memory alloys. New York: Gordon and Breach Science Publishers, 1987. 275 p.
- Otsuka K., Wayman C.M. Shape memory materials. Cambridge: Cambridge University press, 1998. 282 p.
- Pushin V., Kuranova N., Marchenkova E., Pushin A. Design and development of Ti-Ni, Ni-Mn-Ga and Cu-Al-Ni-based alloys with high and low temperature shape

- memory effects // *Materials*. 2019. Vol. 12. № 16. Article number 2616.
5. Neiman A.A., Semin V.O., Meisner L.L., Ostapenko M.G. Structural decomposition and phase changes in TiNi surface layer modified by low-energy high-current pulsed electron beam // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 80. P. 721–729.
 6. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. Л.: Ленинградский университет, 1987. 216 с.
 7. Тихонов А.С., Герасимов А.П., Прохорова И.И. Применение эффекта памяти формы в современном машиностроении. М.: Машиностроение, 1981. 80 с.
 8. Jayachandran S., Akash K., Mani Prabu S.S., Manikandan M., Muralidharan M., Brolin A., Palani I.A. Investigations on performance viability of NiTi, NiTiCu, CuAlNi and CuAlNiMn shape memory alloy/Kapton composite thin film for actuator application // *Composites Part B: Engineering*. 2019. Vol. 176. Article number 107182.
 9. Пульнев С.А., Прядко А.И., Ястребов С.Г., Николаев В.И. Эффект памяти формы в монокристаллах Cu-Al-Ni, линейные и вращательные двигатели на их основе // *Журнал технической физики*. 2018. Т. 88. № 6. С. 843–849.
 10. Artini C. *Alloys and Intermetallic Compounds. From Modeling to Engineering*. Boca Raton: CRC Press, 2017. 367 p.
 11. Danilov A., Razov A. Thermo-mechanical and functional properties of NiTi shape memory alloy at high strain rate loading // *Shape memory alloys: properties, technologies, opportunities*. Switzerland: Trans Tech Publ., 2015. P. 457–479.
 12. Курдюмов Г.В. Бездиффузионные мартенситные превращения в сплавах // *Журнал экспериментальной и теоретической физики*. 1948. Т. 18. № 8. С. 999–1025.
 13. Волков А.Е. Микроструктурное моделирование деформации сплавов при повторяющихся мартенситных превращениях // *Известия Российской академии наук. Серия: Физическая*. 2002. Т. 66. № 9. С. 1290–1297.
 14. Zhang X.Y., Sun Q.P., Yu. S.W., A non-invariant plane model for the interface in CuAlNi single crystal shape memory alloys // *Journal of the mechanics and physics of solids*. 2000. Vol. 48. № 10. P. 2163–2182.
 15. Tũma K., Stupkiewicz S. Phase-field study of size-dependent morphology of austenite–twinned martensite interface in CuAlNi // *International Journal of Solids and Structures*. 2016. Vol. 97–98. P. 89–100.
 16. Sakamoto H., Shimizu K. Effect of heat treatments on thermally formed martensite phases in monocrystalline Cu-Al-Ni shape memory alloy // *ISIJ International*. 1989. Vol. 29. № 5. С. 395–404.
 17. Thamburaja P., Anand L. Polycrystalline shape-memory materials: effect of crystallographic texture // *Journal of the mechanics and physics of solids*. 2001. Vol. 49. № 4. P. 709–737.
 18. Zhao L., Willemse P.F., Mulder J.H., Beyer J., Wei W. Texture development and transformation strain of a cold-rolled Ti50-Ni45-Cu5 alloy // *Scripta materialia*. 1998. Vol. 39. № 9. P. 1317–1323.
 19. Прокошкин С.Д., Коротичкий А.В., Браиловский В., Инаекян К.Э., Дубинский С.М. Кристаллографическая решетка мартенсита и ресурс обратимой деформации термически и термомеханически обработанных сплавов Ti-Ni с памятью формы // *Физика металлов и металловедение*. 2011. Т. 112. № 2. С. 180–198.
 20. Buchheit T.E., Wert J.A. Modeling the effects of stress state and crystal orientation on the stress-induced transformation of TiNi single-crystals // *Metallurgical and materials transactions A*. 1994. Vol. 25. № 11. С. 2383–2389.
 21. Miyazaki Sh., Otsuka K., Wayman C.M. The sharp memory mechanism associated with the martensitic transformation in Ti-Ni alloys-I. Self-accommodation // *Acta Metallurgica*. 1989. Vol. 37. № 7. P. 1873–1884.
 22. Sittner P., Novak V. Anisotropy of martensitic transformations in modeling of shape memory alloy polycrystals // *International journal of plasticity*. 1999. Vol. 16. № 10. P. 1243–1268.
 23. Niedbalski S., Durán A., Walczak M., Ramos-Grez J.A. Laser-assisted synthesis of Cu-Al-Ni shape memory alloys: Effect of inert gas pressure and Ni content // *Materials*. 2019. Vol. 12. № 5. Article number 794.
 24. Horikawa H., Ichinose S., Morri K., Miyazaki S., Otsuka K. Orientation $\beta_1 \rightarrow \beta_1'$ dependence of stress-induced martensitic transformation in Cu-Al-Ni alloy // *Metallurgical transactions A*. 1988. Vol. 19. № 4. P. 915–923.

REFERENCES

1. Zborshchik A.M. *Konspekt lektsiy po distsipline “Novye materialy v metallurgii”* [New Materials in Metallurgy]. Donetsk, DonNTU Publ., 2008. 253 p.
2. Funakubo H. *Shape memory alloys*. New York, Gordon and Breach Science Publ., 1987. 275 p.
3. Otsuka K., Wayman C.M. *Shape memory materials*. Cambridge, Cambridge University press Publ., 1998. 282 p.
4. Pushin V., Kuranova N., Marchenkova E., Pushin A. Design and development of Ti-Ni, Ni-Mn-Ga and Cu-Al-Ni-based alloys with high and low temperature shape memory effects. *Materials*, 2019, vol. 12, no. 16, article number 2616.
5. Neiman A.A., Semin V.O., Meisner L.L., Ostapenko M.G. Structural decomposition and phase changes in TiNi surface layer modified by low-energy high-current pulsed electron beam. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 80, pp. 721–729.
6. Likhachev V.A., Kuzmin S.L., Kamentseva Z.P. *Effekt pamyati formy* [Shape memory effect]. Leningrad, Leningradskiy universitet Publ., 1987. 216 p.
7. Tikhonov A.S., Gerasimov A.P., Prokhorova I.I. *Primenenie effekta pamyati formy v sovremennom mashinostroenii* [Applications of Shape Memory Effect in Modern Mechanical Engineering]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1981. 80 p.
8. Jayachandran S., Akash K., Mani Prabu S.S., Manikandan M., Muralidharan M., Brolin A., Palani I.A. Investigations on performance viability of NiTi, NiTiCu, CuAlNi and CuAlNiMn shape memory alloy/Kapton composite thin film for actuator application. *Composites Part B: Engineering*, 2019, vol. 176, article number 107182.

9. Pul'nev S.A., Pryadko A.I., Yastrebov S.G., Nikolaev V.I. Shape Memory Effects in Cu–Al–Ni Single Crystals and Linear and Rotary Engines on Their Basis. Technical Physics. *The Russian Journal of Applied Physics*, 2018, vol. 63, no. 6, pp. 817–823.
10. Artini C. *Alloys and Intermetallic Compounds. From Modeling to Engineering*. Boca Raton, CRC Press Publ., 2017. 367 p.
11. Danilov A., Razov A. Thermo-mechanical and functional properties of NiTi shape memory alloy at high strain rate loading. *Shape memory alloys: properties, technologies, opportunities*. Switzerland, Trans Tech Publ., 2015, pp. 457–479.
12. Kurdyumov G.V. Diffusionless martensitic transformations in alloys. *Zhurnal eksperimental'noy i teoreticheskoy fiziki*, 1948, vol. 18, no. 8, pp. 999–1025.
13. Volkov A.E. Microstructural modeling of the alloy deformation under repeated martensitic transformations. *Izvestiya Rossiyskoy akademii nauk. Seriya: Fizicheskaya*, 2002, vol. 66, no. 9, pp. 1290–1297.
14. Zhang X.Y., Sun Q.P., Yu S.W., A non-invariant plane model for the interface in CuAlNi single crystal shape memory alloys. *Journal of the mechanics and physics of solids*, 2000, vol. 48, no. 10, pp. 2163–2182.
15. Tüma K., Stupkiewicz S. Phase-field study of size-dependent morphology of austenite–twinned martensite interface in CuAlNi. *International Journal of Solids and Structures*, 2016, vol. 97–98, pp. 89–100.
16. Sakamoto H., Shimizu K. Effect of heat treatments on thermally formed martensite phases in monocrystalline Cu–Al–Ni shape memory alloy. *ISIJ International*, 1989, vol. 29, no. 5, pp. 395–404.
17. Thamburaja P., Anand L. Polycrystalline shape-memory materials: effect of crystallographic texture. *Journal of the mechanics and physics of solids*, 2001, vol. 49, no. 4, pp. 709–737.
18. Zhao L., Willemse P.F., Mulder J.H., Beyer J., Wei W. Texture development and transformation strain of a cold-rolled Ti50–Ni45–Cu5 alloy. *Scripta materialia*, 1998, vol. 39, no. 9, pp. 1317–1323.
19. Prokoshkin S.D., Korotitskiy A.V., Dubinskiy S.M., Brailovski V., Inaekyan K.E. Crystal lattice of martensite and the reserve of recoverable strain of thermally and thermomechanically treated Ti–Ni shape-Memory alloys. *The Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 112, no. 2, pp. 170–187.
20. Buchheit T.E., Wert J.A. Modeling the effects of stress state and crystal orientation on the stress-induced transformation of TiNi single-crystals. *Metallurgical and materials transactions A*, 1994, vol. 25, no. 11, pp. 2383–2389.
21. Miyazaki Sh., Otsuka K., Wayman C.M. The sharp memory mechanism associated with the martensitic transformation in Ti–Ni alloys-I. Self-accommodation. *Acta Metallurgica*, 1989, vol. 37, no. 7, pp. 1873–1884.
22. Sittner P., Novak V. Anisotropy of martensitic transformations in modeling of shape memory alloy polycrystals. *International journal of plasticity*, 1999, vol. 16, no. 10, pp. 1243–1268.
23. Niedbalski S., Durán A., Walczak M., Ramos-Grez J.A. Laser-assisted synthesis of Cu–Al–Ni shape memory alloys: Effect of inert gas pressure and Ni content. *Materials*, 2019, vol. 12, no. 5, article number 794.
24. Horikawa H., Ichinose S., Morri K., Miyazaki S., Otsuka K. Orientation $\beta_1 \rightarrow \beta_1'$ dependence of stress-induced martensitic transformation in Cu–Al–Ni alloy. *Metallurgical transactions A*, 1988, vol. 19, no. 4, pp. 915–923.

Bain's deformation matrix for martensitic transition $\beta_1 \leftrightarrow \beta_1'$ in CuAlNi alloy and the crystallographic resource of transformation

© 2020

Tatiana Yu. Chernysheva*¹, graduate studentMargarita E. Evard², PhD (Physics and Mathematics), Associate Professor

Saint-Petersburg State University, Saint-Petersburg (Russia)

*E-mail: chernysheva-taty@list.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0480-9726>²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0550-688X>

Abstract: Recently, the interest in copper-based alloys (in particular, CuAlNi alloys containing 10–14 % Al and 4–5 % Ni) having the narrow temperature hysteresis and showing a full return of deformation increased. However, at the moment, there are practically no works dealing with the modeling of the behavior of Cu-based alloys with shape memory, which determines the relevance of this study. The paper considers a microstructural model of the mechanical behavior of the CuAlNi-type alloy, taking into account the reversible martensitic transformation $\beta_1(D0_3) \leftrightarrow \beta_1'(18R)$ occurring in this material. An important parameter – deformation matrix – is the basis of this model. The authors carried out necessary calculations in the deformation smallness assumption. The strain tensor matrix for this transformation is calculated based on the available crystallographic data in the literature. The authors used the obtained matrix for further modeling of functional properties of the CuAlNi-based alloys and performed calculations to determine the crystallographic transformation resource, i.e. the maximum deformation of the crystal lattice for given transformation. The simulation of the quasi-elastic behavior of a single CuAlNi crystal was carried out, which identified a certain orientation of a single crystal causing deformation approximately equal to the calculated value of the crystallographic resource. Thereby, the deformation matrix makes it possible to adequately simulate the behavior of the shape memory alloy under the study. The results obtained are in good agreement with the experimental data available in the literature, which suggests that the constructed deformation matrix can be used for further calculations.

Keywords: shape memory effect; CuAlNi; single crystal; deformation matrix; crystallographic resource.

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Foundation for Basic Research, grant No. 19-01-00685. The authors express gratitude to Professor A.E. Volkov for the discussion of the research results and valuable comments.

The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Chernysheva T.Yu., Evard M.E. Bain's deformation matrix for martensitic transition $\beta 1 \leftrightarrow \beta 1'$ in CuAlNi alloy and the crystallographic resource of transformation. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 82–89. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-82-89.

НАШИ АВТОРЫ

Аккузин Сергей Александрович, аспирант, младший научный сотрудник.

Адрес 1: Национальный исследовательский Томский государственный университет,
634050, Россия, г. Томск, пр-т Ленина, 36.

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

Тел.: +7 952 162-41-43

E-mail: s.a.akkuzin@gmail.com

Алмаева Ксения Викторовна, аспирант

Адрес: Национальный исследовательский Томский государственный университет,
634050, Россия, г. Томск, пр-т Ленина, 36.

Тел.: +7 923 406-50-25

E-mail: kseni_ya_almaeva@mail.ru

Астафуров Сергей Владимирович, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений.

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

Тел.: (3822) 28-68-04

E-mail: svastafurov@gmail.com

Астафурова Елена Геннадьевна, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений.

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

Тел.: (3822) 28-68-04

E-mail: elena.g.astafurova@gmail.com

Берников Владимир Владиславович, инженер Научно-исследовательского института энергетического машиностроения.

Адрес: Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана,
105005, Россия, г. Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1.

Тел.: 8 915 058-02-94

E-mail: bvv911@mail.ru

Бондарева Ольга Сергеевна, кандидат технических наук, доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения.

Адрес: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва,
443086, Россия, г. Самара, ул. Московское шоссе, 34.

Тел.: +7 937 067-07-10

E-mail: osbond@yandex.ru

Головач Андрей Максимович, студент.

Адрес: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва,
443086, Россия, г. Самара, ул. Московское шоссе, 34.

Тел.: +7 939 713-91-66

E-mail: machete.ru2016@gmail.com

Горелов Николай Дмитриевич, студент кафедры «Ракетные двигатели».

Адрес: Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана,
105005, Россия, г. Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1.

Тел.: 8 917 543-15-98

E-mail: nanopro@gmail.com

Дмитриева Мария Олеговна, студент.

Адрес: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва,
443086, Россия, г. Самара, ул. Московское шоссе, 34.

Тел.: +7 937 181-27-31

E-mail: mdmitr1ewa@yandex.ru

Евард Маргарита Евгеньевна, кандидат физико-математических наук, доцент.

Адрес: Санкт-Петербургский государственный университет,
199034, Россия, г. Санкт-Петербург, Университетская набережная, 7–9.
Тел.: 8 921 636-24-86
E-mail: m.evard@spbu.ru

Литовченко Игорь Юрьевич, кандидат физико-математических наук, доцент, старший научный сотрудник.

Адрес 1: Национальный исследовательский Томский государственный университет,
634050, Россия, г. Томск, пр-т Ленина, 36.
Адрес 2: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,
634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/4.
Тел.: +7 913 824-16-94
E-mail: litovchenko@spti.tsu.ru

Майер Галина Геннадьевна, кандидат физико-математических наук, научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений.

Адрес: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,
634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/4.
Тел.: (3822) 28-68-04
E-mail: galinazg@yandex.ru

Мельников Алексей Александрович, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения.

Адрес: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва,
443086, Россия, г. Самара, ул. Московское шоссе, 34.
Тел.: +7 902 374-35-92
E-mail: melnikov.alex@yandex.ru

Мельников Евгений Васильевич, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях.

Адрес: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,
634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/4.
Тел.: (3822) 28-68-04
E-mail: melnickow-jenya@yandex.ru

Михно Анастасия Сергеевна, студент, инженер лаборатории физики структурных превращений.

Адрес 1: Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
634050, Россия, г. Томск, пр-т Ленина, 30.
Адрес 2: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,
634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/4.
Тел.: (3822) 28-68-04
E-mail: nastia.mihno@yandex.ru

Москвина Валентина Александровна, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях.

Адрес: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,
634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/4.
Тел.: (3822) 28-68-04
E-mail: valya_moskvina@mail.ru

Остапенко Геннадий Иванович, доктор химических наук, кандидат технических наук, профессор Центра медицинской химии.

Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.
Тел.: (8482) 54-63-77
E-mail: gostap@tltsu.ru

Панченко Марина Юрьевна, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях.

Адрес: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,
634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/4.
Тел.: (3822) 28-68-04
E-mail: panchenko.marina4@gmail.com

Полехина Надежда Александровна, кандидат физико-математических наук, инженер.

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

Тел.: +7 923 421-47-37

E-mail: nadejda89tsk@yandex.ru

Попов Всеволод Валериевич, студент кафедры «Ракетные двигатели».

Адрес: Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана, 105005, Россия, г. Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1.

Тел.: 8 916 936-31-42

E-mail: sebastien97@mail.ru

Почекуев Евгений Николаевич, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы».

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

Тел.: (8482) 53-92-98

E-mail: enpstr@gmail.com

Путеев Павел Александрович, старший преподаватель кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы».

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

Тел.: (8482) 53-92-98

E-mail: pputeev@gmail.com

Седова Ольга Сергеевна, кандидат физико-математических наук, старший преподаватель кафедры вычислительных методов механики деформируемого тела.

Адрес: Санкт-Петербургский государственный университет, 199034, Россия, г. Санкт-Петербург, Университетская набережная, 7–9.

Тел.: +7 951 665-32-28

E-mail: o.s.sedova@spbu.ru

Тумбусова Ирина Алексеевна, студент, инженер лаборатории физики структурных превращений.

Адрес 1: Томский политехнический университет, 634050, Россия, г. Томск, пр-т Ленина, 30.

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

Тел.: +7 905 991-35-78

E-mail: tumbusova031098@mail.ru

Усманов Ильяс Рафикович, магистрант кафедры «Химическая технология и ресурсосбережение».

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

Тел.: (8482) 54-63-77

E-mail: ilyasjan@inbox.ru

Чернышева Татьяна Юрьевна, магистрант.

Адрес: Санкт-Петербургский государственный университет, 199034, Россия, г. Санкт-Петербург, Университетская набережная, 7–9.

Тел.: 8 921 984-12-42

E-mail: chernysheva-taty@list.ru

OUR AUTHORS

Akkuzin Sergey Aleksandrovich, postgraduate student, junior researcher.

Address 1: National Research Tomsk State University,
634050, Russia, Tomsk, Lenin Prospect, 36.

Address 2: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences,
634055, Russia, Tomsk, Akademicheskii Prospect, 2/4.

Tel.: +7 952 162-41-43

E-mail: s.a.akkuzin@gmail.com

Almaeva Kseniya Viktorovna, postgraduate student.

Address: National Research Tomsk State University,
634050, Russia, Tomsk, Lenin Prospect, 36.

Tel.: +7 923 406-50-25

E-mail: kseni_ya_almaeva@mail.ru

Astafurov Sergey Vladimirovich, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher of the Laboratory of physics of structural transformations.

Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences,
634055, Russia, Tomsk, Akademicheskii Prospect, 2/4.

Tel.: (3822) 28-68-04

E-mail: svastafurov@gmail.com

Astafurova Elena Gennadievna, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), leading researcher of the Laboratory of physics of structural transformations.

Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences,
634055, Russia, Tomsk, Akademicheskii Prospect, 2/4.

Tel.: (3822) 28-68-04

E-mail: elena.g.astafurova@gmail.com

Bernikov Vladimir Vladislavovich, engineer of the Research Institute of Power Engineering.

Address: Bauman Moscow State Technical University,

105005, Russia, Moscow, 2nd Baumanskaya Street, building 5, block 1.

Tel.: 8 915 058-02-94

E-mail: bvv911@mail.ru

Bondareva Olga Sergeevna, PhD (Engineering), assistant professor of Chair of Metal Technology and Aviation Materials Science.

Address: Academician S.P. Korolev Samara National Research University,
443086, Russia, Samara, Moskovskoye shosse Street, 34.

Tel.: +7 937 067-07-10

E-mail: osbond@yandex.ru

Chernysheva Tatiana Yurievna, graduate student.

Address: Saint-Petersburg State University,
199034, Russia, Saint-Petersburg, Universitetskaya Embankment, 7-9.

Tel.: 8 921 984-12-42

E-mail: chernysheva-taty@list.ru

Dmitrieva Mariya Olegovna, student.

Address: Academician S.P. Korolev Samara National Research University,
443086, Russia, Samara, Moskovskoye shosse Street, 34.

Tel.: +7 937 181-27-31

E-mail: mdmitrlewa@yandex.ru

Evard Margarita Evgenievna, PhD (Physics and Mathematics), Associate Professor.

Address: Saint-Petersburg State University,
199034, Russia, Saint-Petersburg, Universitetskaya Embankment, 7-9.

Tel.: 8 921 636-24-86

E-mail: m.evard@spbu.ru

Golovach Andrey Maksimovich, student.

Address: Academician S.P. Korolev Samara National Research University,
443086, Russia, Samara, Moskovskoye shosse Street, 34.
Tel.: +7 939 713-91-66
E-mail: machete.ru2016@gmail.com

Gorelov Nikolay Dmitrievich, student of Chair "Rocket Engines".

Address: Bauman Moscow State Technical University,
105005, Russia, Moscow, 2nd Baumanskaya Street, building 5, block 1.
Tel.: 8 917 543-15-98
E-mail: nanopro@gmail.com

Litovchenko Igor Yurievich, PhD (Physics and Mathematics), Associate Professor, senior researcher.

Address 1: National Research Tomsk State University,
634050, Russia, Tomsk, Lenin Prospect, 36.
Address 2: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences,
634055, Russia, Tomsk, Akademicheskii Prospect, 2/4.
Tel.: +7 913 824-16-94
E-mail: litovchenko@spti.tsu.ru

Maier Galina Gennadiyevna, PhD (Physics and Mathematics), researcher of the Laboratory of physics of structural transformations.

Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences,
634055, Russia, Tomsk, Akademicheskii Prospect, 2/4.
Tel.: (3822) 28-68-04
E-mail: galinazg@yandex.ru

Melnikov Aleksey Aleksandrovich, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair of Metal Technology and Aviation Materials Science.

Address: Academician S.P. Korolev Samara National Research University,
443086, Russia, Samara, Moskovskoye shosse Street, 34.
Tel.: +7 902 374-35-92
E-mail: melnickov.alex@yandex.ru

Melnikov Evgeny Vasilyevich, junior researcher of the Laboratory of local metallurgy in additive technologies.

Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences,
634055, Russia, Tomsk, Akademicheskii Prospect, 2/4.
Tel.: (3822) 28-68-04
E-mail: melnickow-jenya@yandex.ru

Mikhno Anastasiya Sergeevna, student, engineer of the Laboratory of physics of structural transformations.

Address 1: National Research Tomsk Polytechnic University,
634050, Russia, Tomsk, Lenin Prospect, 30.
Address 2: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences,
634055, Russia, Tomsk, Akademicheskii Prospect, 2/4.
Tel.: (3822) 28-68-04
E-mail: nastia.mihno@yandex.ru

Moskvina Valentina Aleksandrovna, postgraduate student, junior researcher of the Laboratory of local metallurgy in additive technologies.

Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences,
634055, Russia, Tomsk, Akademicheskii Prospect, 2/4.
Tel.: (3822) 28-68-04
E-mail: valya_moskvina@mail.ru

Ostapenko Gennady Ivanovich, Doctor of Sciences (Chemistry), PhD (Engineering), Professor of Medical Chemistry Center.

Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
Tel.: (8482) 54-63-77
E-mail: gostap@tltsu.ru

Panchenko Marina Yurievna, postgraduate student, junior researcher of the Laboratory of local metallurgy in additive technologies.

Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences, 634055, Russia, Tomsk, Akademicheskii Prospect, 2/4.

Tel.: (3822) 28-68-04

E-mail: panchenko.marina4@gmail.com

Pocheckuev Evgeny Nikolayevich, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Welding, Pressure Material Treatment and Related Processes”.

Address: Togliatti State University,

445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

Tel.: (8482) 53-92-98

E-mail: enpstr@gmail.com

Polekhina Nadezhda Aleksandrovna, PhD (Physics and Mathematics), engineer.

Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences, 634055, Russia, Tomsk, Akademicheskii Prospect, 2/4.

Tel.: +7 923 421-47-37

E-mail: nadejda89tsk@yandex.ru

Popov Vsevolod Valerievich, student of Chair “Rocket Engines”.

Address: Bauman Moscow State Technical University,

105005, Russia, Moscow, 2nd Baumanskaya Street, building 5, block 1.

Tel.: 8 916 936-31-42

E-mail: sebastien97@mail.ru

Puteev Pavel Aleksandrovich, senior lecturer of Chair “Welding, Pressure Material Treatment and Related Processes”.

Address: Togliatti State University,

445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

Tel.: (8482) 53-92-98

E-mail: pputeev@gmail.com

Sedova Olga Sergeevna, PhD (Physics and Mathematics), senior lecturer of Chair of Computational Methods of Mechanics of Solids.

Address: Saint-Petersburg State University,

199034, Russia, Saint-Petersburg, Universitetskaya Embankment, 7–9.

Tel.: +7 951 665-32-28

E-mail: o.s.sedova@spbu.ru

Tumbusova Irina Alekseevna, student, engineer of Laboratory of Physics of Structural Transformations.

Address 1: Tomsk Polytechnic University,

634050, Russia, Tomsk, Lenin Prospect, 30.

Address 2: Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 634055, Russia, Tomsk, Akademicheskii Prospect, 2/4.

Tel.: +7 905 991-35-78

E-mail: tumbusova031098@mail.ru

Usmanov Ilyas Rafikovich, graduate student of Chair “Chemical Technology and Resource Saving”.

Address: Togliatti State University,

445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

Tel.: (8482) 54-63-77

E-mail: ilyasjan@inbox.ru