

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Бюллетень научно-технической и экономической информации

9 МАЯ



С ДНЕМ ПОБЕДЫ

Ferrous Metallurgy

Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information

Том 78 №5

2022



Южно-Уральский государственный университет
Национальный исследовательский университет
Политехнический институт

Направление «Материаловедение и технологии»



Контакты:
г. Челябинск, 454080,
пр. им. Ленина, 76,
Политехнический институт
ЮУрГУ





ISSN 0135-5910 (Print)
ISSN 2619-0753 (Online)

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Южно-Уральский государственный университет (научно-исследовательский университет)»

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

БЮЛЛЕТЕНЬ научно-технической и экономической информации

Журнал включен в перечень научных изданий, рекомендованных ВАК РФ для публикации основных результатов диссертаций на соискание ученых степеней кандидата и доктора наук

Журнал зарегистрирован Федеральной службой по надзору
в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций
Регистрационный номер ПИ № 77-82438

Издается с 1944 года, ежемесячно

Том 78, № 5

2022

Челябинск,
ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)»

ISSN 0135-5910 (Print)
ISSN 2619-0753 (Online)

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

БЮЛЛЕТЕНЬ научно-технической и экономической информации

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор - СМЕРНОВ Л.А., академик РАН (Российская академия наук, ОАО "Уральский институт металлов", Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)

Зам. главного редактора - ВИННИК Д.А., профессор РАН, д-р. хим. наук (ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)», г. Челябинск)

Зам. главного редактора - БЕССОНОВ А.В., канд. экон. наук (ОАО "Черметинформация", г. Москва)

Зам. главного редактора - ЧУМАНОВ И.В., д-р техн. наук (ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)», г. Челябинск)

Зам. главного редактора - ГАМОВ П.А., канд. техн. наук (ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)», г. Челябинск)

АКСЕЛЬБРОД Л.М., канд. техн. наук (НИТУ «МИСис», г. Москва)

АНДРЕЕВ К.П., канд. техн. наук (Уханьский Университет Науки и Технологии (WUST), Ухань, Китай)

БАБЕНКО А.А., д-р техн. наук (Институт металлургии УрО РАН (ИМет УрО РАН), Екатеринбург)

БАБИЧ А.И., д-р техн. наук (университет Ахена, Германия)

БЕЛОВ В.К., канд. физ.-мат. наук (Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск)

БРОДОВ А.А., канд. экон. наук (ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина", г. Москва)

БЫХОВСКИЙ Л.З., д-р техн. наук (ФГБУ ВИС, г. Москва)

ВЕДЕНЕВ А.В., канд. техн. наук (ОАО "Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга "Белорусская металлургическая компания", г. Жлобин, Республика Беларусь)

ГОРДОН Я.М., д-р техн. наук (фирма Хатч, г. Торонто, Канада)

ДЕНИСОВ С.В., д-р техн. наук (ОАО ММК, г. Магнитогорск)

ДМИТРИЕВ А.Н., д-р техн. наук (Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)

ЗОЛОТУХИН Ю.А., канд. техн. наук (АО ВУХИН, г. Екатеринбург)

ЖЕРЕБЦОВ Д.А., д-р. хим. наук (ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)», г. Челябинск)

ИБРАЕВ И.К., д-р техн. наук (Евразийский национальный университет им. Л.Н. Гумилева, г. Астана, Республика Казахстан)

КОВАЛЕК АННА, канд. техн. наук (Ченстоховский технологический университет, г. Ченстохова, Польша)

КОЖЕВНИКОВА И.А., д-р техн. наук (Череповецкий государственный университет, г. Череповец)

КОЗЫРЕВ Н.А., д-р техн. наук (Сибирский государственный университет, г. Новокузнецк)

КОСМАЦКИЙ Я.И., д-р. техн. наук (АО "Русский научно-исследовательский институт трубной промышленности", г. Челябинск)

КУЛАКОВ Б.А., д-р. техн. наук (ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)», г. Челябинск)

ЛЯШЕНКО В.И., канд. техн. наук (ГП "УкрНИПИИпромтехнологии", Украина)

МИХАЙЛОВ Г.Г., д-р. техн. наук (ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)», г. Челябинск)

ОРЛОВ Г.А., д-р техн. наук (Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)

ПРОТАСОВ А.В., канд. техн. наук (АО АХК ВНИИМЕТМАШ г. Москва)

РОЩИН В.Е., д-р. техн. наук (ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)», г. Челябинск)

СИДОРОВА Е.Ю., д-р экон. наук (НИТУ «МИСис», г. Москва)

СМЕРНОВ А.Н., д-р техн. наук (Физико-технологический институт металлов и сплавов НАНУ, г. Киев, Украина)

СТОЛЯРОВ А.М., д-р техн. наук (Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск)

СТРАХОВ В.М., канд. техн. наук (АО ВУХИН, г. Екатеринбург)

ТАНДОН ПУНИТ, д-р философии (технические науки) (Индийский институт информационных технологий, проектирования и производства, Индия, г. Джабалпур)

ФИЛИППОВ Г.А., д-р техн. наук (ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина", г. Москва)

ФИЛОСΟΦОВА Т.Г., д-р экон. наук (Исследовательский университет "Высшая школа экономики" НИУ ВШЭ), г. Москва)

ФРОЛОВ Ю.А., д-р техн. наук (ООО НПФ "Уралэлектра", г. Екатеринбург)

ХАРИТОНОВ В.А., канд. техн. наук (Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск)

ЧИЖИКОВА В.М., д-р техн. наук (ООО "Управляющая компания "Румелко", г. Москва)

ШЕШУКОВ О.Ю., д-р техн. наук (Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)

Ю ХАЙЛЯНГ, д-р философии (технические науки) (Колледж механики и электротехники Центрального Южного университета, г. Чанша, Китай)

Учредитель: Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет)"

Адрес редакции:

454080, Челябинская обл., г. Челябинск, пр-т Ленина, д. 76

Тел./факс: +7 (351) 267-91-61

e-mail: gamovpa@susu.ru, bessonov@bk.ru

<https://chermetinfo.elpub.ru/jour>

FERROUS METALLURGY

BULLETIN of Scientific, Technical and Economic Information

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief - SMIRNOV L.A., *Academician of RAS (Russian Academy of Sciences, OJSC "Ural'sky Institute of Metals", Institute of Metallurgy Ural Branch of RAS, Ekaterinburg)*

Deputy Editor-in-Chief - VINNIK D.A., *Professor of RAS, HD (Chem) (FSAEIHE SUSU (NRU), Chelyabinsk)*

Deputy Editor-in-Chief - BESSONOV A.V., *PhD (Econ) (OJSC "Chermetinformatsia", Moscow)*

Deputy Editor-in-Chief - CHUMANOV I.V., *HD (Tech) (FSAEIHE SUSU (NRU), Chelyabinsk)*

Deputy Editor-in-Chief - GAMOV P.A., *PhD (Tech) (FSAEIHE SUSU (NRU), Chelyabinsk)*

AKSELROD L.M., *PhD (Tech) (National Research technological University "MISiS", Moscow)*

ANDREEV K.P., *PhD (Tech.) (Wuhan University of Science and Technology (WUST), Wuhan, China)*

BABENKO A.A., *HD (Tech) (Institute of metallurgy Uro RAN (IMet Uro RAN), Ekaterinburg)*

BABICH A.I., *HD (Tech) (Aachen University, Germany)*

BELOV V.K., *PhD (Phys and Mathematic) (Magnitogorsk State technical University after G.I. Nosov, Magnitogorsk)*

BRODOV A.A., *PhD (Econ) (FGUP "CNIChermet after I.P. Bardin", Moscow)*

BYKHOVSKY L.Z., *HD (Geo and Mineral) (FGBU VIMS, Moscow)*

VEDENEV A.V., *PhD (Tech) (OJSC "Balarus' steel-works – Managing company of Holding "Belarus' metallurgical company", Zhlobin, Balarus')*

GORDON Ya.M., *HD (Tech) (Hutch, Toronto, Canada)*

DENISOV S.V., *HD (Tech) (OJSC MMK, Magnitogorsk)*

DMITRIEV A.N., *HD (Tech) (Institute of Metallurgy Ural branch of RAS, Ekaterinburg)*

ZOLOTUKHIN Yu.A., *PhD (Tech) (JSC VUKHIN, Ekaterinburg)*

ZHEREBTSOV D.A., *HD (Chem) (FSAEIHE SUSU (NRU), Chelyabinsk)*

IBRAEV I.K., *HD (Tech) (Eurasia National University after L.N. Gumilev, Astana, Republic of Kazakhstan)*

KAWALEK ANNA, *PhD (Tech.) (Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland)*

KOZHEVNIKOVA I.A., *HD (Tech) (Cherepovets State University, Cherepovets)*

KOZYREV N.A., *HD (Tech) (Siberian State University, Novokuznetsk)*

KOSMATSKY Ya.I., *HD (Tech) (JSC "Russia Research and development Institute of Pipe Industry", Chelyabinsk)*

KULAKOV B.A., *HD (Tech) (FSAEIHE SUSU (NRU), Chelyabinsk)*

LYASHENKO V.I., *PhD (Tech) (GP "UkrNIPromtehnologii", Ukraine)*

MIKHAILOV G.G., *HD (Tech) (FSAEIHE SUSU (NRU), Chelyabinsk)*

ORLOV G.A., *HD (Tech) (Ural Federal University after the First President of Russia B.N. El'tsin, Ekaterinburg)*

PROTASOV A.V., *PhD (Tech) (JSC AKhK BNIIMET-MASH, Moscow)*

ROSHCHIN V.E., *HD (Tech) (FSAEIHE SUSU (NRU), Chelyabinsk)*

SIDOROVA E.Y., *HD (Econ.) (National Research Technological University "MISiS", Moscow)*

SMIRNOV A.N., *HD (Tech) (Physico-Technology Institute of Metals and Alloys of NANU, Kiev, Ukraine)*

STOLYAROV A.M., *HD (Tech) (Magnitogorsk State technical University after G.I. Nosov, Magnitogorsk)*

STRAKHOV Yu.A., *PhD (Tech) (JSC VUKHIN, Ekaterinburg)*

PUNEET TANDON, *PhD (Indian Institute of Information Technology, Design and Manufacturing, Jabalpur, India)*

FILIPPOV G.A., *HD (Tech) (FGUP "CNIChermet after I.P. Bardin", Moscow)*

FILOSOFOVA T.G., *HD (Econ.), (Research University "The Highest School of Economics" – NIU VShE, Moscow)*

FROLOV Yu.A., *HD (Tech) (OJSC NPP "Uralelectra", Ekaterinburg)*

KHARITONOV V.A., *PhD (Tech) (Magnitogorsk State Technical University after G.I. Nosov, Magnitogorsk)*

CHIZHIKOVA V.M., *HD (Tech) (OJSC "Managing Company "Rumelco", Moscow)*

SHESHUKOV O.Yu., *HD (Tech) (Ural Federal University after the First President of Russia B.N. El'tsin, Ekaterinburg)*

STOLYAROV A.M., *HD (Tech) (Magnitogorsk State technical University after G.I. Nosov, Magnitogorsk)*

YU HAILIANG, *PhD (Tech.) (College of Mechanical and Electrical Engineering, Central South University, Changsha, China)*

Founders: Federal State Autonomous Educational Institution of Higher Education
"South Ural State University (national research university)"

Editorial Addresses: 76, Lenin Avenue, Chelyabinsk, Russia, 454080

Tel/fax: +7 (351) 267-91-61

e-mail: gamovpa@susu.ru, bessonov@bk.ru

<https://chermetinfo.elpub.ru/jour>

СОДЕРЖАНИЕ

НА ПРЕДПРИЯТИЯХ И В ИНСТИТУТАХ

Агломерационное производство

- Хреева С.Н., Кучин В.Ю., Деткова Т.В., Елисеев А.А.* Оптимизация технологических параметров процесса спекания на основе экспериментально-статистических моделей горячей прочности и восстановимости агломерата 389

Сталеплавильное производство

- Макровец Л.А.* Термодинамический анализ фазовых равновесий в стали, легированной марганцем и хромом 395

Прокатное производство

- Колесников А.Г., Комиссарчук Ю.С., Филатов А.А.* Анализ методов резки горячих стальных заготовок крупных сечений 403
- Новожилов И.С., Рубцов В.Ю., Полуэктов Д.А., Шевченко О.И., Непряхин С.О.* Моделирование способа двухручьевого проката рельсов 412
- Юрьев А.Б., Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Михно А.Р., Хренова А.В.* Изучение процессов формирования структуры при электроконтактной сварке железнодорожных рельсов 420
- Парыгина С.А.* Построение математической модели дефекта коррозии на холоднокатаном прокате в зависимости от влияния производственных факторов 426

Производство и применение огнеупоров

- Матушкин И.Ю., Глинин А.А., Дегай Д.А.* Повышение стойкости огнеупорных изделий на агрегатах ЭСПЦ «Железный Озон 32» как способ снижения производственных затрат. Краткое сообщение 431

Металлургическое оборудование и литейное производство

- Рыбин В.С., Щербakov И.А.* Модель сварочных тепловых процессов с ограниченным рядом фиктивных точечных источников 435
- Шикова И.И., Кайчева Н.А., Михайлов Г.Г.* Оптимизация структуры гранул керамического флюса 445

Экономика, управление и организация производства, инвестиции

- Яценко Б.Н.* О способах привлечения финансирования российскими компаниями в текущих реалиях. Краткое сообщение 452

ВЫСТАВКИ, КОНФЕРЕНЦИИ, СИМПОЗИУМЫ

- Спирин Н.А., Казяев М.Д., Киселев Е.В.* Актуальные проблемы в области разработки и внедрения ресурсо- и энергосберегающих технологий, экологически безопасных конструкций и режимов работы нагревательных, термических и плавильных печей (по материалам научно-практической конференции) 456

Модернизация оборудования и реконструкция заводов черной металлургии за рубежом

461

ЭКСПРЕСС-ИНФОРМАЦИЯ

467

Статистика

473

CONTENTS

AT ENTERPRISES AND IN INSTITUTES

Sintering and Blast Furnace Processes

- Khreeva S.N., Kuchin V.Yu., Detkova T.V., Eliseev A.A.* Optimization of technological parameters of the sintering process based on experimental and statistical models of hot strength and recovery of sinter

Steelmaking

- Makrovets L.A.* Thermodynamic modeling of phase equilibria at steel alloyed with manganese and chrome

Rolling Mill Practice

- Kolesnikov A.G., Komissarchuk Yu.S., Filatov A.A.* Analysis of cutting methods for large section hot steel billets
- Novozhilov I.S., Rubtsov V.Yu., Poluektov D.A., Shevchenko O.I., Nepryakhin S.O.* Simulation of duplex-pass rolling of railway rails
- Yur'ev A.B., Kozыrev N.A., Shevchenko R.A., Mikhno A.R., Khrenova A.V.* Processes of welded joint structure formation during electric resistance welding of railway rails

- Parygina S.A.* Construction of a mathematical model of the corrosion defect on cold-rolled steel depending on the production factors

Production and application of refractories

- Matushkin I.Yu., Glinin A.A., Degai D.A.* Increasing the refractory materials service life of EAF units at "Iron Ozone 32" as a way to reduce the production costs. Brief report

Metallurgical equipment and foundry practice

- Rybin V.S., Shcherbakov I.A.* A model of welding thermal processes with a limited number fictitious of point sources
- Shikova I.I., Kaicheva N.A., Mikhailov G.G.* Optimization of the structure of ceramic flux granules

Economics, Management, and Organization of Production, Investments

- Yatsenko B.N.* How to raise finance by Russian companies in the current situation. Brief report

EXPOSITIONS, CONFERENCES, SYMPOSIA

- Spirin N.A., Kazyayev M.D., Kiselev E.V.* Current issues in the field of development and implementation of resource- and energy-saving technologies, environmentally safe designs and modes of operation of heating and smelting furnaces (on materials of scientific and practical conference)

Modernization of Equipment and Reconstruction of the Steel works abroad

EXPRESS INFORMATION

Statistics

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ СВАРКЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ*

А. Б. ЮРЬЕВ, д-р техн. наук, доцент, ректор; Н. А. КОЗЫРЕВ, д-р техн. наук, профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru; Р. А. ШЕВЧЕНКО, канд. техн. наук, преподаватель кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства; А. Р. МИХНО, аспирант кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства; А. В. ХРЕНОВА, заведующий сектором международных программ и проектов (Отдел международных связей) (Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, г. Новокузнецк)

Аннотация. При эксплуатации бесстыкового железнодорожного пути большая часть изломов приходится на сварные соединения. Разрушения сварного соединения происходят по различным причинам, к которым могут относиться: наличие закаленных участков в сварном соединении, местный повышенный износ поверхности катания. Рассмотрены результаты дилатометрических исследований, приведена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита для рельсовой стали R350LHT, которая позволяет определить критическую скорость охлаждения. Установлено, что при сварке на жестких режимах скорость охлаждения сварного стыка ниже критической, что приводит к образованию мартенсита в сварном шве. Осуществлено моделирование положения критических точек и области фазового равновесия для данной рельсовой стали. Предложен новый способ сварки железнодорожных рельсов, основанный на знании зависимостей степени дисперсности структурных составляющих, в первую очередь перлита и карбидных частиц, образующихся в процессе получения сварных стыковых соединений рельсов от состава стали и условий их охлаждения.

Ключевые слова: железнодорожные рельсы, электроконтактная сварка, сварное соединение, структура, перлит, зона термического влияния, критические точки, скорость охлаждения, мартенсит.

Ссылка для цитирования: Юрьев А.Б., Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Михно А.Р., Хренова А.В. Изучение процессов формирования структуры при электроконтактной сварке железнодорожных рельсов // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2022. Т. 78. № 5. С. 420-425.

Doi: 10.32339/0135-5910-2022-5-420-425

PROCESSES OF WELDED JOINT STRUCTURE FORMATION DURING ELECTRIC RESISTANCE WELDING OF RAILWAY RAILS

A. B. YUR'EV, HD (Tech.), Associate Professor, Rector; N. A. KOZYREV, HD (Tech.), Professor, Vice-Rector for Research and Innovation, kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru; R. A. SHEVCHENKO, PhD (Tech.), Lecturer, Department of Materials Science, Foundry and Welding Production; A. R. MIKHNO, PhD Student, Department of Materials Science, Foundry and Welding Production; A. V. KHRENOVA, Head of the Sector of International Programs and Projects (Department of International Relations) (Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk)

Abstract. During operation of a continuous welded rail track, most of the fractures occur in welded joints. Welded joints failures take place due to various reasons including the presence of the hardened areas in the welded joint and increased local wear of the rolling surface. The paper presents the dilatometry results and the obtained continuous cooling transformation diagram of the supercooled austenite decomposition for R350LHT rail steel, which make it possible to define the critical cooling rate. It was determined that during welding in hard modes the welded joint cooling rate is lower than the critical one which leads to the martensite formation in the welded seam. The positions of critical points and phase equilibrium areas for the given rail steel were also modeled. It is proposed to use a new method for welding railroad rails based on the knowledge of dependences of the structural components dispersity and, first of all, pearlite and carbide particles formed in the process of obtaining welded joints of rails on the composition of steel and the conditions of their cooling.

Keywords: railway rails, electric resistance welding, welded joint, structure, pearlite, heat-affected zone, critical points, cooling rate, martensite.

For citation: Yur'ev A.B., Kozyrev N.A., Shevchenko R.A., Mikhno A.R., Khrenova A.V. Processes of welded joint structure formation during electric resistance welding of railway rails. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoi i ekonomicheskoi informatsii = Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 2022, vol. 78, no. 5, pp. 420-425. (In Russ.).

Doi: 10.32339/0135-5910-2022-5-420-425

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Кемеровской области в рамках научного проекта № 20-48-420003 п а «Развитие физико-химических и технологических основ создания принципиально нового способа сварки дифференцированно термоупрочненных железнодорожных рельсов»

Развитию технологий, позволяющих обеспечить возможность получения надежного бесстыкового железнодорожного пути уделяется большое внимание [1–5]. При этом сварные соединения являются наиболее уязвимыми участками бесстыкового пути для всех случаев движения (в случае скоростного, высокоскоростного и тяжеловесного движения). Причинами этого являются: изменения однородности микроструктуры в зонах сварного шва и термического влияния; создание неблагоприятной эпюры внутренних остаточных напряжений; создание при сварке условий для образования внутренних дефектов, являющихся концентраторами напряжений и ослабляющих участок рельса со сварным швом; коробление рельса в зоне сварного шва с последующим образованием «седловин» при эксплуатации.

При электроконтактной сварке рельсов возникает ряд проблем, связанных с особенностью процесса сварки и влиянием легирующих элементов на процесс сварки. При электроконтактной сварке пульсирующим методом оплавления высокая скорость нагрева металла и последующее ускоренное охлаждение при высоком содержании углерода в рельсовой стали приводит к образованию закалочных структур. Участки мартенсита играют роль концентраторов напряжения и способствуют образованию дефектов в сварных стыках (развитие усталостных трещин в головке, шейке и подошве рельса с хрупким изломом).

Градиент температур способствует образованию зоны термического влияния сварного стыка рельсов и разупрочнению металла на отдельных ее участках. Это приводит к локальному повышенному износу поверхности катания головки (смятию и выкрашиванию).

Исследование закономерностей формирования структуры металла при сварке железнодорожных рельсов является актуальной задачей, решение которой позволит оптимизировать технологический процесс получения бесстыкового пути с повышенной эксплуатационной стойкостью сварных стыков.

Методы, материалы и оборудование

Анализ химического состава стали проводили спектральным методом с фотографической регистрацией спектра на рентгенофлуоресцентном спектрометре XRF-1800 фирмы Shimadzu. Химический состав исследуемой рельсовой стали: 0,76 % C; 0,77 % Mn; 0,53 % Si; 0,37 % Cr; 0,04 % V; 0,010 % P; 0,010 % S; 0,08 % Ni; 0,003 % Al.

Дилатометрический анализ проводили на закалочном дилатометре Linseis RITA L78 с горизонтальным расположением образцов. Для непосредственного определения реальной температуры исследуемого образца использовали термопару типа K (Ni–NiCr), которую приваривали к боковой поверхности цилиндрических образцов. Нагрев осуществляли в инертной среде газообразного гелия высокой чистоты марки 6.0,

охлаждение — в потоке газообразного гелия высокой чистоты марки 6.0. Исследуемые дилатометрические образцы имели форму цилиндра высотой 9–11 мм и диаметром 3–4 мм. Сбор и обработку данных эксперимента выполняли с помощью пакета программ WIN-DIL и Linseis Data Evaluation.

Для термодинамического моделирования и расчета фазовых равновесий в двойных системах в настоящей работе использовали пакет программ Thermo-Calc® Version 2019b (база данных TCFe), разработанный компанией Thermo-Calc Software [6, 7].

Для исследования микроструктуры сварных стыков образцы вырезали в зонах сварного шва и термического влияния, а также из основного металла. Исследование осуществляли на глубине до 5 мм от поверхности после травления шлифов в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты. При металлографическом исследовании последовательно проводили операции по микроанализу с помощью оптического микроскопа Olympus GX51. Прибор оснащен цифровой металлографической камерой, а также специальным программным обеспечением Siam Photolab 700.

Результаты и обсуждение

Высокое содержание углерода в рельсовой стали, а также увеличение доли хрома в стали приводит к замедлению распада аустенита, что, в свою очередь, снижает критическую скорость охлаждения, при которой происходит превращение аустенита в мартенсит [8]. В работе [9] при исследовании структурных превращений рельсовой стали определено, что закалочные структуры образуются при скоростях от 1 °C/c. При быстром нагреве сварного стыка, которое обеспечивается методом пульсирующего оплавления и последующим интенсивным охлаждением зоны термического влияния, на месте микрообъемов с повышенным содержанием хрома, никеля и углерода формируется высокопрочный слой со структурой мартенсита [10–15].

Дилатометрические исследования при непрерывном охлаждении показали, что при скоростях до 1 °C/c наблюдается распад аустенита в температурной области образования ферритокарбидной смеси (ФКС). При охлаждении со скоростями в диапазоне от 10 до 30 °C/c распад частично развивается в области образования ФКС и завершается мартенситным превращением. При охлаждении со скоростями 60 и 100 °C/c, по данным дилатометрии, превращение аустенита происходит только по мартенситному механизму ниже температуры Ms (рис. 1).

При сварке образцов из рельсовой стали электроконтактным способом на жестких режимах происходит образование мартенсита, что свидетельствует о высоких (более 1 °C/c) скоростях охлаждения металла сварного соединения.

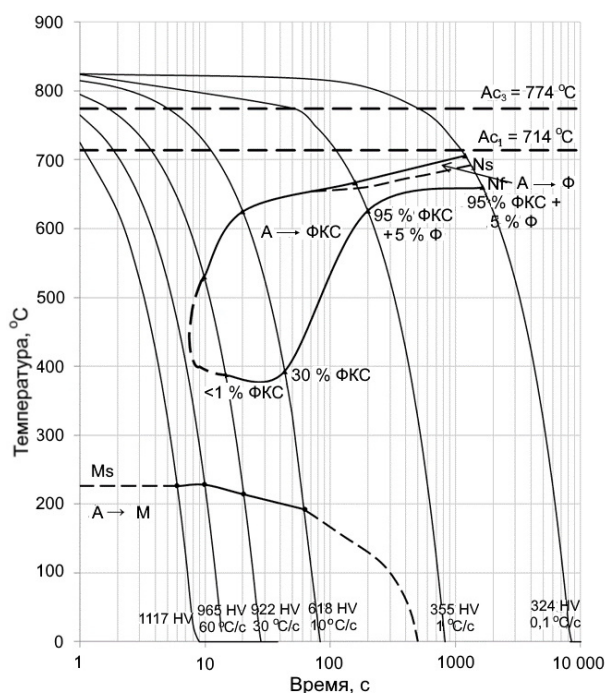


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита рельсовой стали R350LHT

Fig. 1. CCT diagram of the supercooled austenite decomposition in R350LHT rail steel

Данная проблема в процессе изготовления бесстыкового пути при сварке рельсов решается обязательной локальной термической обработкой сварного стыка [15]. Термическая обработка сваренных стыков включает закалку поверхности катания головки рельса и нормализацию подшвы и шейки, что позволяет увеличить прочностные характеристики сваренных стыков рельсов [16]. Термообработку производят с помощью индукционных установок, что, в свою очередь, увеличивает затраты. При всех положительных воздействиях термической обработки с применением закалочной среды в виде сжатого воздуха у современных индукционных установок имеется недостаток, связанный с появлением новых зон термического влияния при местном нагреве сварных стыков при термической обработке.

Процесс образования участков с пониженной твердостью схож с процессом сфероидизирующего отжига, применяемого на производстве для снижения твердости и улучшения обрабатываемости сталей резанием [17]. Для получения зернистого перлита (цементита в виде округлых зерен) проводят сфероидизирующий отжиг, который состоит из нагрева стали до температуры несколько выше линии PSK (точка A_{c1}), выдержки и последующего охлаждения. При нагреве стали несколько выше критической точки A_{c1} первоначальные зародыши аустенита в ее структуре образуются сдвиговым путем при сохранении когерентных границ. Зародыш аустенита возникает на межфазной границе раздела феррита и цементита. В результате этого

превращения образуется низкоуглеродистый аустенит. В образовавшемся по сдвиговому механизму низкоуглеродистом аустените растворяется цементит, и содержание углерода в аустените приближается к равновесному. Рост участков аустенита в результате полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ протекает быстрее, чем растворение цементита. Избыточные структурные составляющие не переходят полностью в раствор и при последующем охлаждении являются центрами сфероидизации цементита [18–20].

Используя полученные результаты определения химического состава в качестве входных данных для термодинамических расчетов, были смоделированы положения критических точек и области фазового равновесия для рельсовой стали (рис. 2). Для стали с содержанием углерода 0,77 % расчеты показывают, что полное превращение в феррит и цементит будет происходить при температуре около 720 °C и между температурами 720 и 730 °C будет существовать три фазы. Выше температуры 730 °C (примерно до 770 °C) находится межкритическая область (аустенит и цементит).

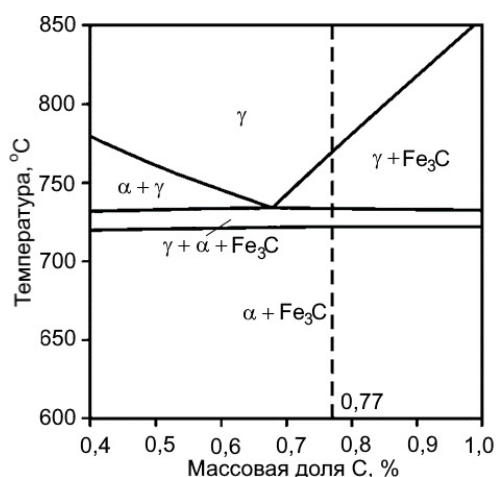


Рис. 2. Диаграмма состояния железо–углерод, полученная с помощью термодинамических расчетов, показывающая предсказанное равновесие между фазами феррита (α), аустенита (γ) и цементита (Fe_3C)

Fig. 2. Iron–carbon phase diagram obtained by thermodynamic calculations, showing the predicted equilibrium between the phases of ferrite (α), austenite (γ) and cementite (Fe_3C)

Для сталей с содержанием углерода 0,71 и 0,82 % определили, что полное превращение в феррит и цементит будет происходить при температуре около 725 °C для двух сплавов и до температур 740 и 745 °C для двух сплавов и до температур 740 и 745 °C будет существовать три фазы. Выше 745 °C сплав имеет межкритическую область (аустенит и цементит) до 775 и 840 °C для сплавов с минимальным и максимальным содержанием легирующих элементов для стали R350LHT соответственно (рис. 3, а, б).

В результате термодинамического анализа определено (см. рис. 2, 3), что исследуемая рельсовая сталь является заэвтектоидной. Образование зон с пониженной твердостью в сварном соединении неизбежно в результате градиента температуры, создаваемого процессом сварки. При повышении содержания легирующих элементов в стали температурная область между критическими точками A_{c1} и A_{cm} увеличивается, что приводит к увеличению протяженности зоны с пониженной твердостью в сварном соединении.

Проведенные исследования легли в основу новой технологии сварки рельсов. Для получения

минимальной протяженности участка с пониженной твердостью возможно проведение сварки рельсов на жестких режимах электроконтактным способом пульсирующим оплавлением, а для исключения образования дефектов в виде закалочных структур возможно управление охлаждением сварного соединения с помощью контактного нагрева. В качестве источника питания для контактного нагрева предложено использовать трансформатор рельсосварочной машины, на которой непосредственно производится сварка. Проведена сварка полнопрофильных рельсов и изучена микроструктура полученного сварного соединения (рис. 4).

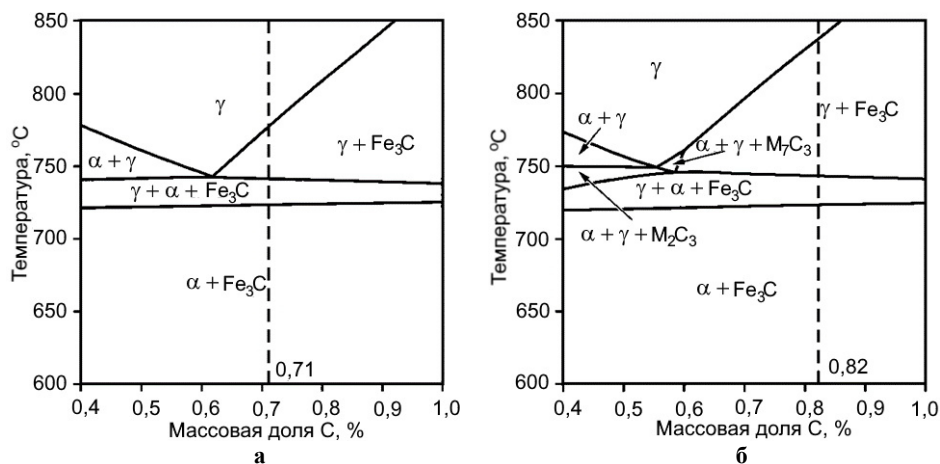


Рис. 3. Диаграммы состояния железо–углерод, полученные с помощью термодинамических расчетов, показывающая предсказанное равновесие между фазами феррита (α), аустенита (γ) и цемента (Fe_3C):
 а — $C = 0,71\%$; $Mn = 0,75\%$; $Si = 0,25\%$; $Cr = 0,50\%$; $V = 0,08\%$;
 б — $C = 0,82\%$; $Mn = 1,25\%$; $Si = 0,60\%$; $Cr = 1,25\%$; $V = 0,15\%$

Fig. 3. Iron–carbon phase diagram obtained by thermodynamic calculations, showing the predicted equilibrium between the phases of ferrite (α), austenite (γ) and cementite (Fe_3C):
 а — $C = 0.71\%$; $Mn = 0.75\%$; $Si = 0.25\%$; $Cr = 0.50\%$; $V = 0.08\%$;
 б — $C = 0.82\%$; $Mn = 1.25\%$; $Si = 0.60\%$; $Cr = 1.25\%$; $V = 0.15\%$

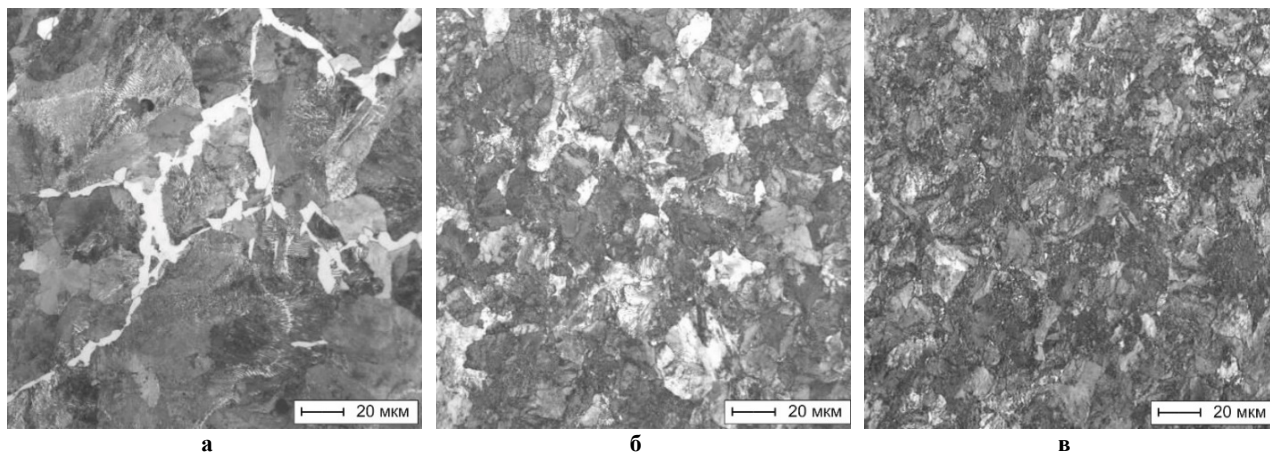


Рис. 4. Микроструктура в различных зонах сварного соединения:
 а — шов; б — 10 мм от шва; в — основной металл

Fig. 4. Microstructure in different areas of the welded joint:
 а — seam; б — 10 mm from the seam; в — base metal

Микроструктура сварного соединения образца состоит из зоны сплавления и зоны термического влияния. Зона сплавления имеет ширину до 0,3 мм и характеризуется структурой крупнопластинчатого перлита и зернограничного феррита (см. рис. 4, а). Рядом с зоной сплавления находится участок шириной до 5 мм, имеющий структуру пластинчатого перлита без выделений феррита, который характеризуется крупнозернистой структурой, образовавшейся в результате перегрева и рекристаллизации металла. Следующая зона мелкого зерна (см. рис. 4, б) шириной ~10 мм образовалась в результате перекристаллизации металла. На границе зоны термического влияния и основной структуры (от 15 до 20 мм от зоны сплавления), микроструктура состоит из основного из зернистого перлита и типична для отпущенной структуры. Далее наблюдается структура основного металла — пластинчатого перлита (см. рис. 4, в).

Выводы

1. Определено, что при скоростях охлаждения более 5 °С/с в исследуемой рельсовой стали распад переохлажденного аустенита частично развивается в области образования ферритокарбидной смеси и завершается мартенситным превращением. При электроконтактной

сварке рельсов на жестких режимах происходит образование закалочных структур в результате высокой скорости охлаждения.

2. Установлены закономерности формирования структуры металла сварного шва, включая зону термического влияния дифференцированно термообработанных железнодорожных рельсов. В результате термодинамического моделирования установлено, что сталь R350LHT является заэвтектоидной. Образование зон с пониженной твердостью в сварном соединении неизбежно в результате градиента температуры, создаваемого процессом сварки. При повышении содержания легирующих элементов в стали температурная область между критическими точками A_{c1} и A_{cm} увеличивается, что приводит к увеличению протяженности зоны с пониженной твердостью в сварном соединении.

3. Определено, что при сварке рельсов на жестких режимах электроконтактным способом пульсирующим оплавлением и последующее управление охлаждением сварного соединения с помощью контактного нагрева позволяет получить минимальную протяженность участков с пониженной твердостью без образования закалочных структур в сварном соединении полнопрофильных рельсов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kavunichenko A.V., Shvets V.I., Antipin E.V. Peculiarities of flash-butt welding of rail frogs with rail ends // The Paton Welding Journal. 2018. № 4. P. 14–18. Doi: 10.15407/tpwj2018.04.03.
2. Lu Q., Dai H., Luo D., Tan K. Optimization of flash butt welding parameters. 2006.
3. Duvel J., Mutton P. Rail requirements for 40 tonne axle loads // International Heavy Haul Association Conference. 2005. P. 719–729.
4. Saita K., Ueda M., Miyazaki T. Developing technologies to improve the reliability of flash-butt welds // International Heavy Haul Association Conference. Grabe P.J., Frohling R.D eds. Cape Town, South Africa. 2017. P. 208–215.
5. Farhangi H., Mousavizadeh S.M. Horizontal split-web fractures of flash butt welded rails // Proceedings of the 8th International Fracture Conference. 2007. P. 509–517.
6. Schmid-Fetzer R., Andersson D., Chevalier P.Y. etc. Assessment techniques, database design and software facilities for thermodynamics and diffusion // Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. 2007. V. 31. № 1. P. 38–52. Doi: 10.1016/j.calphad.2006.02.007.
7. Thermo-Calc®-Academic (Version 4.0.0.4674) [Электронный ресурс]. Software package (235 Mb). Thermo-Calc® Software AB. Stockholm, 2009.
8. Bhadeshia H.K.D.H. Driving force for martensitic transformation in steels // Metal Science. 1981. V. 15. № 4. P. 175–177. Doi: 10.1179/030634581790426714.
9. Porcaro R.R., Araújo F.C., Godefroid L.B. etc. Simulação do processo de soldagem elétrica por centelhamento de um aço para trilhos ferroviários. Parte 2: Análise dilatométrica e numérica // Soldagem & Inspeção. 2020. № 25. Article 2533. Doi: 10.1590/0104-9224/SI25.33.
10. Pernach M. Application of the Mixed-Mode Model for Numerical Simulation of Pearlitic Transformation // Journal of Materials Engineering and Performance. 2019. № 28. P. 3136–3148. Doi: 10.1007/s11665-019-04069-0.
11. Milenin A., Pernach M., Rauch R. etc. Modelling and optimization of the manufacturing chain for rails // Procedia Engineering. 2017. № 207. P. 2011–2016. Doi: 10.1016/j.proeng.2017.10.1112.
12. Faria G.L., Godefroid L.B., Cândido L.C., Porcaro R.R. Caracterização microestrutural e estudo cinético de transformação de fases em dois aços standard e premium de aplicação ferroviária // Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro-RJ. Anais. — Rio de Janeiro: ABM, 2016. Doi: 10.5151/1516-392X-27668.
13. Tawfik D., Mutton P.J., Chiu W.K. Experimental and numerical investigations: Alleviating tensile residual stresses in flash-butt welds by localized rapid post-weld heat treatment // Journal of Materials Processing Technology. 2008. V. 196. № 1–3. P. 279–291. Doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.055.
14. Kozyrev N.A., Shevchenko R.A., Usol'tsev A.A. etc. Development and modeling of welding differentially heat-strengthened railway rails. Laboratory studies // Steel in Translation. 2020. V. 50. № 7. P. 438–444. Doi: 10.3103/S0967091220070086.
15. Kozyrev N.A., Shevchenko R.A., Usol'tsev A.A. etc. Development and modeling of the technological welding process of differentially heat-strengthened rails: Industrial testing // Steel in Translation. 2020. V. 50. № 5. P. 289–295. Doi: 10.3103/S096709122005006X.

16. Mansouri H., Monshi A., Hadavinia H. Effect of local induction heat treatment on the induced residual stresses in the web region of a welded rail // *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*. 2004. V. 39. № 3. P. 271–283. Doi: 10.1243/030932404323042696.
17. Saita K., Karimine K., Ueda M. etc. Trends in rail welding technologies and our future approach // *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*. 2013. № 105. P. 84–92.
18. Panteleimonov E.O., Gubatyuk R.S. Double heat treatment of welded joints of railway rails // *Automatic Welding*. 2016. № 10. P. 44–46.
19. Bauria L.F., Alves L.H.D., Pereira H.B., Tschiptschin A.P., Goldenstein H. The role of welding parameters on the control of the microstructure and mechanical properties of rails welded using FBW // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. V. 9. № 4. P. 8058–8073. Doi: 10.1016/j.jmrt.2020.05.030.
20. Ziemian C.W., Sharma M.M., Whaley D.E. Effects of flashing and upset sequences on microstructure, hardness, and tensile properties of welded structural steel joints // *Materials & Design*. 2012. V. 33. P. 175–184. Doi: 10.1016/j.matdes.2011.07.026.

Поступила 18 апреля 2022 г.

REFERENES

1. Kavunichenko A.V., Shvets V.I., Antipin E.V. Peculiarities of flash-butt welding of rail frogs with rail ends. *The Paton Welding Journal*, 2018, no. 4, pp. 14–18. Doi: 10.15407/tpwj2018.04.03.
2. Lu Q., Dai H., Luo D., Tan K. Optimization of flash butt welding parameters. 2006.
3. Duvel J., Mutton P. Rail requirements for 40 tonne axle loads. *International Heavy Haul Association Conference*. 2005. P. 719–729.
4. Saita K., Ueda M., Miyazaki T. Developing technologies to improve the reliability of flash-butt welds. *International Heavy Haul Association Conference*. Grabe P.J., Frohling R.D. eds. Cape Town, South Africa, 2017, p. 208–215.
5. Farhangi H., Mousavizadeh S.M. Horizontal split-web fractures of flash butt welded rails. *Proceedings of the 8th International Fracture Conference*, 2007, pp. 509–517.
6. Schmid-Fetzer R., Andersson D., Chevalier P.Y. etc. Assessment techniques, database design and software facilities for thermodynamics and diffusion. *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, 2007, vol. 31, no. 1, pp. 38–52. Doi: 10.1016/j.calphad.2006.02.007.
7. Thermo-Calc®-Academic (Version 4.0.0.4674) [Electronic resource]. Software package (235 Mb). Thermo-Calc® Software AB. Stockholm, 2009.
8. Bhadeshia H.K.D.H. Driving force for martensitic transformation in steels. *Metal Science*, 1981, vol. 15, no. 4, pp. 175–177. Doi: 10.1179/030634581790426714.
9. Porcaro R.R., Araújo F.C., Godefroid L.B., Faria G.L., Silva L.L. Simulation of flash-butt welding process of a railway steel. Part 2: Dilatometric and numerical analysis. *Soldagem & Inspeção*, 2020, no. 25, article 2533. Doi: 10.1590/0104-9224/SI25.33.
10. Pernach M. Application of the mixed-mode model for numerical simulation of pearlitic transformation. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019, no. 28, pp. 3136–3148. Doi: 10.1007/s11665-019-04069-0.
11. Milenin A., Pernach M., Rauch R., Kuziak R., Zygmunt T., Pietrzyk M. Modelling and optimization of the manufacturing chain for rails. *Procedia Engineering*, 2017, no. 207, pp. 2011–2016. Doi: 10.1016/j.proeng.2017.10.1112.
12. Faria G.L., Godefroid L.B., Cândido L.C., Porcaro R.R. Microstructural characterization and kinetic study about phase transformations in standard and premium rail steels. *Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro-RJ. Anais*. Rio de Janeiro: ABM, 2016. Doi: 10.5151/1516-392X-27668.
13. Tawfik D., Mutton P.J., Chiu W.K. Experimental and numerical investigations: Alleviating tensile residual stresses in flash-butt welds by localized rapid post-weld heat treatment. *Journal of Materials Processing Technology*. 2008, vol. 196, no. 1–3, pp. 279–291. Doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.055.
14. Kozyrev, N.A., Shevchenko, R.A., Usol'tsev, A.A. etc. Development and modeling of welding differentially heat-strengthened railway rails. Laboratory studies. *Steel in Translation*, 2020, vol. 50, no. 7, pp. 438–444. Doi: 10.3103/S0967091220070086.
15. Kozyrev N.A., Shevchenko R.A., Usol'tsev A.A. etc. Development and modeling of the technological welding process of differentially heat-strengthened rails: Industrial testing. *Steel in Translation*, 2020, vol. 50, no. 5, pp. 289–295. Doi: 10.3103/S096709122005006X.
16. Mansouri H., Monshi A., Hadavinia H. Effect of local induction heat treatment on the induced residual stresses in the web region of a welded rail. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 2004, vol. 39, no. 3, pp. 271–283. Doi: 10.1243/030932404323042696.
17. Saita K., Karimine K., Ueda M. etc. Trends in rail welding technologies and our future approach. *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*, 2013, no. 105, pp. 84–92.
18. Panteleimonov E.O., Gubatyuk R.S. Double heat treatment of welded joints of railway rails. *Automatic Welding*, 2016, no. 10, pp. 44–46.
19. Bauria L.F., Alves L.H.D., Pereira H.B., Tschiptschin A.P., Goldenstein H. The role of welding parameters on the control of the microstructure and mechanical properties of rails welded using FBW. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9, no. 4, pp. 8058–8073. Doi: 10.1016/j.jmrt.2020.05.030.
20. Ziemian C.W., Sharma M.M., Whaley D.E. Effects of flashing and upset sequences on microstructure, hardness, and tensile properties of welded structural steel joints. *Materials & Design*, 2012, vol. 33, pp. 175–184. Doi: 10.1016/j.matdes.2011.07.026.

Received April 18, 2022