

УДК 625.143.48

РАЗРАБОТКА И МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА СВАРКИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ТЕРМОУПРОЧНЕННЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ, ПРОТЕКАЮЩИХ ПРИ СВАРКЕ И ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ*

Козырев Н.А., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой материаловедения, литейного и сварочного производства (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)

Шевченко Р.А., ассистент кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства (shefn1200@mail.ru)

Усольцев А.А., к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства (a.us_@rambler.ru)

Прудников А.Н., д.т.н., профессор кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства (a.prudnikov@mail.ru)

Бащенко Л.П., к.т.н., доцент кафедры теплотехники и экологии (luda.baschenko@gmail.com)

Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Проблема образования локальных закаленных участков в металле сварного стыка в процессе сварки рельсов при изготовлении бесстыкового пути решается путем использования локальной термической обработки сварного стыка. В результате исключается образование закалочных структур, однако возможно появление новых зон термического влияния с пониженной твердостью. При эксплуатации такие рельсы характеризуются повышенным износом поверхности катания на данных участках и смятием головки на месте сварного стыка, что и является основной причиной изъятия рельсов из пути ранее гарантированного срока. Предложено использование новой технологии, основанной 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 охлаждения. Скорость охлаждения оказывает определяющее влияние на степень дисперсности феррито-цементитной структуры, образующейся при распаде аустенита. При сварке рельсов в стыковом шве образование зернистого перлита возможно в участках с температурой, лежащей в интервале между точками A_{c1} и A_{cm} . Для определения этих критических температур проведены термодинамические расчеты с использованием программного обеспечения Thermo-Calc® (база данных TCFe) с учетом полученного спектрометрией химического состава образцов. Смоделированы диаграммы состояния железо – углерод для рельсовой стали 76ХСФ с минимальным и максимальным содержанием легирующих элементов по ГОСТ Р 51685 – 2013. Для получения минимального объема участков с пониженной твердостью возможно проведение сварки рельсов на жестких режимах электроконтактным способом пульсирующим методом оплавления, а для исключения образования дефектных участков с закалочной структурой возможно управление охлаждением сварного соединения с помощью контактного нагрева. Измерение распределения температур при сварке по заданным режимам и управляемого охлаждения подтверждает теоретические выводы.

Ключевые слова: рельсы, контактная сварка, термическая обработка, ток, импульс, режим сварки, твердость, зона термического влияния.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-93-101

ВВЕДЕНИЕ

Железнодорожная отрасль РФ имеет стратегическое значение. Это связующее звено единой экономической системы, обеспечивающее стабильную деятельность промышленных предприятий и своевременную доставку жизненно важных грузов в самые отдаленные районы страны, самый доступный транспорт для миллионов

граждан. По данным ОАО «РЖД» на 2019 год развернутая длина главных путей является одной из самых протяженных в мире и составляет свыше 124 тыс. км. Одним из основных элементов строения железных дорог являются рельсы. В настоящее время на железных дорогах Российской Федерации и за рубежом происходит отказ от звеньевой конструкции пути (болтового соединения рельсов). Одним из основных недостатков звеньевого пути является наличие стыка, способствующего образованию дефектов и преждевременному выходу рельсов из эксплуатации. Возможность получения бесстыкового железнодорожного пути является актуальным направлением в разработке новых техноло-

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

гий. Следует принимать во внимание, что эксплуатация железнодорожного пути в стране происходит в сложных климатических и эксплуатационных условиях (в стране используются пути совмещенного типа, а не как в Европейских странах раздельно для промышленного и пассажирского потоков).

Сварные соединения являются слабыми участками бесстыкового пути для всех случаев движения (скоростного и высокоскоростного движения, тяжеловесного движения). За 2018 год 56 % изломов рельсов произошло по причине излома по сварному стыку, выявлено 15 % остродефектных рельсов в зоне сварных стыков. Причины этого заключаются в изменении однородности микроструктуры в зонах сварного шва и термического влияния; создании неблагоприятной эпюры внутренних остаточных напряжений; создании при сварке условий для образования внутренних дефектов, являющихся концентраторами напряжений и ослабляющих участок рельса со сварным швом; короблению рельса в зоне сварного шва с последующим образованием «седловин» при эксплуатации. Решение задачи по созданию рельсов с ресурсом более 1500 – 2000 млн. т возможно только при комплексной оптимизации металлургического качества (структуры металлической матрицы, эпюры остаточных напряжений и прямолинейности) и разработке новых технологий сварки.

В настоящее время сварные соединения рельсов являются слабым местом бесстыкового пути, их гарантийный ресурс в три раза меньше ресурса рельсов, причем наблюдается стойкая тенденция увеличения изъятия рельсов из пути по причине дефектов сварки и послесварочной термической обработки рельсов. Для повышения эксплуатационных показателей в РФ сварные стыки рельсовых плетей после сварки обязательно подвергаются термической обработке на индукционных установках с целью исключения образования структур закалки (мартенсита и бейнита), вызывающих дополнительные напряжения и трещины, которые приводят к разрушению рельсов. Однако локальная термическая обработка сварного стыка приводит к расширению и появлению новых зон термического влияния (ЗТВ) по сравнению с зонами, сформированными при сварке рельсов контактным способом без термической обработки.

Для изготовления бесстыкового железнодорожного пути в настоящее время в мире используется электродуговая, термитная, газопрессовая и электроконтактная сварка. Электродуговая сварка рельсов используется в основном на промышленных и малоответственных путях, так как она малопродуктивна, качество получаемых соединений не соответствует современным требованиям [1, 2]. Широко распространенная за рубежом термитная сварка имеет относительно малую надежность сварных стыков рельсов и, соответственно, низкие технико-экономические показатели жизненного цикла, в связи с чем получила малое распространение

в нашей стране [3]. Газопрессовая сварка позволяет получить высокие механические свойства сварного соединения, однако этот вид сварки характеризуется низкой производительностью и высокими экономическими затратами [4]. Самое широкое распространение в России получила электроконтактная сварка рельсов благодаря надежности получаемых соединений, производительности и экономической эффективности [5]. При этом разработанные в настоящее время способы сварки рельсов, особенно эксплуатируемых на высокоскоростных магистралях, не в полной мере удовлетворяют требованиям, предъявляемым к качеству сварных соединений.

Переход от объемно термоупрочненных рельсов к дифференцированно термоупрочненным с прокатного нагрева привел (для повышения закаляемости) к увеличению содержания хрома в рельсовой стали [6]. При электроконтактной сварке интенсивный нагрев, реализуемый пульсирующим методом оплавления с последующим быстрым охлаждением, способствует образованию закалочных структур на месте микрообъемов с повышенным содержанием хрома. Участки мартенсита являются концентраторами напряжений и приводят к развитию усталостных трещин и хрупкому излому.

Проблема образования локальных закаленных участков в процессе изготовления бесстыкового пути при сварке рельсов решается путем использования обязательной локальной термической обработки сварного стыка, в результате которой исключается образование закалочных структур. Однако при этом возможно появление новых зон термического влияния с пониженной твердостью по сравнению с зонами при сварке рельсов электроконтактным способом без термической обработки. При эксплуатации сваренные таким образом рельсы характеризуются повышенным износом поверхности катания на данных участках и смятием головки на месте сварного стыка, что и является основной причиной изъятия рельсов из пути ранее гарантированного срока.

Известно, что в рельсах из перлитной стали снижение твердости в зоне термического влияния связано с образованием зернистого перлита [7, 8], но механизм образования этой структуры обычно не обсуждается. Это часто рассматривается как очевидное следствие подводимого тепла при сварке. Исследование этого процесса позволит дать обоснованные рекомендации по минимизации негативных последствий термического цикла сварки.

Процесс образования участков с пониженной твердостью схож с процессом сфероидизирующего отжига, применяемого на производстве для понижения твердости и улучшения обрабатываемости сталей резанием [9]. 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 (рис. 1, *a*). В результате этого превращения образуется низкоуглеродистый аустенит (рис. 1, *б*). В образовавшемся по сдвиговому механизму низкоуглеродистом аустените растворяется цементит, содержание углерода в аустените приближается к равновесному. Рост участков аустенита в результате полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения протекает быстрее, чем растворение цементита. Избыточные структурные составляющие не переходят полностью в раствор и при последующем охлаждении являются центрами сфероидизации цементита (рис. 1, *в*).

Введение в сталь хрома, ванадия, молибдена, вольфрама и других карбидообразующих элементов задерживает процесс аустенитизации вследствие образования легированного цементита или карбидов легирующих элементов, более трудно растворимых в аустените [10 – 16].

При последующем охлаждении происходит коагуляция цементита на участках оставшегося нерастворенного карбида и укрупнение зерен цементита – сфероидизация. На рис. 2 схематически показаны два типа эвтектоидных превращений: образование пластинчатого и зернистого перлита.

Дисперсность перлита зависит от состава стали и условий охлаждения, а замедленное охлаждение способствует укрупнению карбидов и наоборот. Скорость охлаждения, воздействуя на диффузионные превращения, оказывает значительное влияние на структуру и свойства феррито-цементитной смеси, которая образуется при распаде аустенита. При сварке рельсов образование зернистого перлита происходит на участках, температура которых достигает значений, входящих в интервал между критическими точками A_{c1} и A_{cm} .

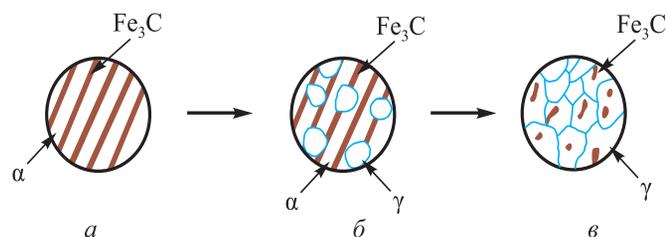


Рис. 1. Процесс образования центров сфероидизации цементита в ЗТВ при нагреве от тепла сварки:

a – исходная структура металла рельсов; *б* – рост участков аустенита; *в* – нерастворенный цементит, в дальнейшем являющийся центром сфероидизации цементита

Fig. 1. Process of formation of centers of cementite spheroidization in heat-affected zone (HAZ) during heating from welding:

a – initial structure of rails metal; *б* – growth of austenite sites; *в* – undissolved cementite, which later becomes the center of cementite spheroidization

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для определения критических температур A_{c1} и A_{cm} исследуемой рельсовой стали были проведены термодинамические расчеты с использованием программного обеспечения Thermo-Calc® (база данных TCFE) с учетом полученного спектрометрией химического состава образцов (табл. 1).

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. 3). Для стали с содержанием углерода 0,77 % расчеты показывают, что полное превращение в феррит и цементит будет происходить при температуре около 720 °С и между температурами 720 и 730 °С будет существовать три фазы. Выше 730 °С (примерно до 770 °С) находится межкритическая область (аустенит и цементит).

В ходе работы смоделированы изменение положения критических точек и области фазового равновесия для рельсовой стали 76ХСФ с минимальным (рис. 4, *a*) и максимальным (рис. 4, *б*) содержанием легирующих элементов по ГОСТ Р 51685 – 2013.

Для сталей с содержанием углерода 0,71 и 0,82 % в результате расчета определено, что полное превращение в феррит и цементит будет происходить при температуре около 725 °С для двух сплавов и до температур 740 и 745 °С будет существовать три фазы. Выше 745 °С сплав имеет межкритическую область (аустенит и цементит) до 775 и 840 °С для стали 76ХСФ с минимальным и максимальным содержанием легирующих элементов соответственно (рис. 4, *a*, *б*).

В результате термодинамического анализа определено (рис. 3, 4), что сталь 76ХСФ является заэвтектоидной. Образование зон с пониженной твердостью в сварном соединении неизбежно в результате градиента температуры, создаваемого процессом сварки. При увеличении содержания легирующих элементов в стали температурная область между критическими точками A_{c1} и A_{cm} увеличивается, что приводит к увеличе-

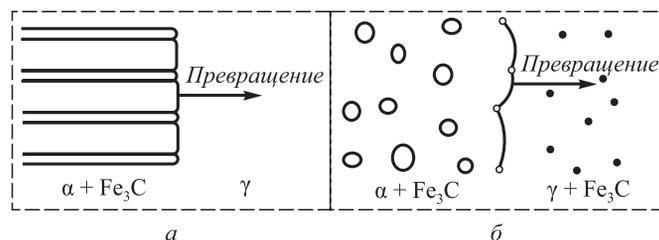


Рис. 2. Схематичное изображение образования пластинчатого (*a*) и зернистого (*б*) перлита (аустенит (γ), образующий феррит (α), цементит Fe_3C)

Fig. 2. Schematic representation of generation of lamellar (*a*) and granular (*б*) pearlite (austenite (γ), forming ferrite (α), cementite Fe_3C)

Химический состав исследуемых образцов

Table 1. Chemical composition of the samples

Образец	Содержание химических элементов, %															
	C	Mn	Si	Cr	V	P	S	Ni	Al	Cu	Ti	Mo	Nb	Sn	O	H, ppm
1	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,010	0,010	0,08	0,003	0,12	0,002	0,006	0,002	0,005	0,0010	0,90
2	0,77	0,77	0,53	0,37	0,04	0,012	0,009	0,08	0,003	0,10	0,003	0,007	0,002	0,005	0,0009	0,08
3	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,010	0,010	0,08	0,003	0,12	0,002	0,006	0,002	0,005	0,0010	0,90
4	0,77	0,77	0,53	0,37	0,04	0,012	0,009	0,08	0,003	0,10	0,003	0,007	0,002	0,005	0,0009	0,08
5	0,77	0,80	0,56	0,38	0,04	0,008	0,006	0,06	0,002	0,10	0,002	0,006	0,002	0,005	0,0013	1,10
6	0,76	0,78	0,55	0,38	0,04	0,010	0,006	0,07	0,003	0,10	0,002	0,005	0,002	0,004	0,0012	0,90
7	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,009	0,005	0,07	0,003	0,11	0,002	0,005	0,001	0,005	0,0009	1,00
8	0,76	0,78	0,55	0,38	0,04	0,010	0,006	0,07	0,003	0,10	0,002	0,005	0,002	0,004	0,0012	0,90
9	0,77	0,80	0,56	0,38	0,04	0,008	0,006	0,06	0,002	0,10	0,002	0,006	0,002	0,005	0,0013	1,10

нию протяженности зоны с пониженной твердостью в сварном соединении.

Существует возможность минимизации данных участков – сварка на жестких режимах. Очевидно, что электроконтактная сварка непрерывным оплавлением будет иметь большую протяженность зоны с пониженной твердостью по сравнению с пульсирующим методом оплавления. Однако при быстром нагреве сварного стыка, который обеспечивается методом пульсирующего оплавления и последующим интенсивным охлаждением ЗТВ, на месте микрообъемов с повышенным содержанием хрома, никеля и углерода формируется высокопрочный слой со структурой мартенсита. Данная

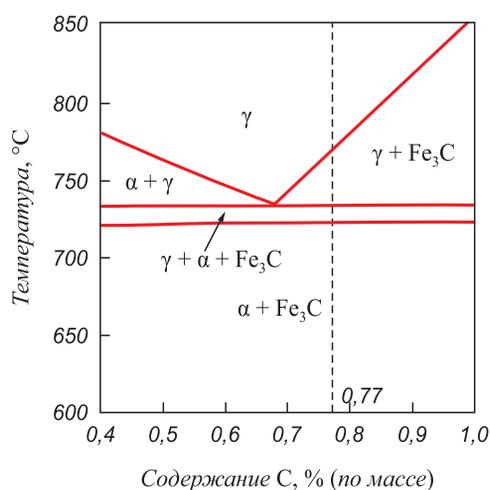


Рис. 3. Полученная с помощью термодинамических расчетов диаграмма состояния железо – углерод, показывающая предсказанное равновесие между фазами феррита (α), аустенита (γ) и цементита (Fe₃C)

Fig. 3. Fe-C state diagram obtained by thermodynamic calculations showing predicted equilibrium between phases of ferrite (α), austenite (γ), and cementite (Fe₃C)

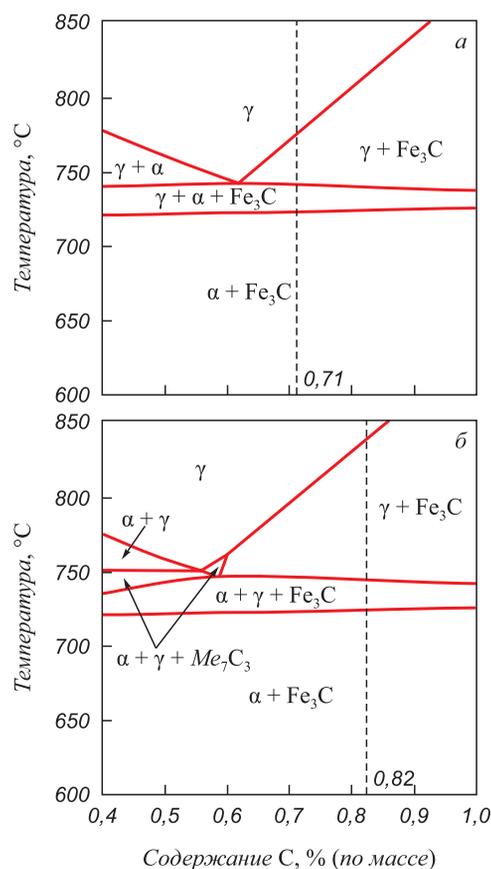


Рис. 4. Полученные с помощью термодинамических расчетов диаграммы состояния железо – углерод, показывающие предсказанное равновесие между фазами феррита (α), аустенита (γ) и цементита (Fe₃C):

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. 4. Fe – C state diagrams obtained using thermodynamic calculations showing predicted equilibrium between the phases of ferrite (α), austenite (γ), and cementite (Fe₃C):

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 %

проблема в процессе изготовления бесстыкового пути при сварке рельсов решается обязательной локальной термической обработкой сварного стыка. Локальную термообработку проводят с помощью индукционных установок, в результате образуются новые зоны термического влияния, имеющие участки с пониженной твердостью еще большей протяженности по сравнению с электроконтактной сваркой.

Для получения минимальной протяженности участка с пониженной твердостью возможно проведение сварки рельсов на жестких режимах электроконтактным способом пульсирующим методом оплавления, 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 предлагается использовать трансформатор рельсосварочной машины, на которой непосредственно проводится сварка.

В основу экспериментальных исследований положен метод планируемого эксперимента [17]. В качестве модели выбран полином первой степени вида:

$$\tilde{y} = b_0 + \sum_{i=1}^n b_i x_i + \sum_{i<j}^n b_{ij} x_i x_j,$$

где \tilde{y} – параметр оптимизации; b_0, b_i, b_{ij} – коэффициенты; x_i – переменные факторы; $x_i x_j$ – двойные взаимодействия факторов.

В процессе охлаждения стали превращение аустенита происходит только после его переохлаждения ниже температуры Ar_1 , что объясняется изменением свободной энергии фаз и структур сплавов при нагреве и охлаждении. При переохлаждении стали аустенит превращается в пластинчатый перлит. При малой степени переохлаждения аустенита в интервале температур образуется перлит. При большей степени переохлаждения в интервале температур после превращения аусте-

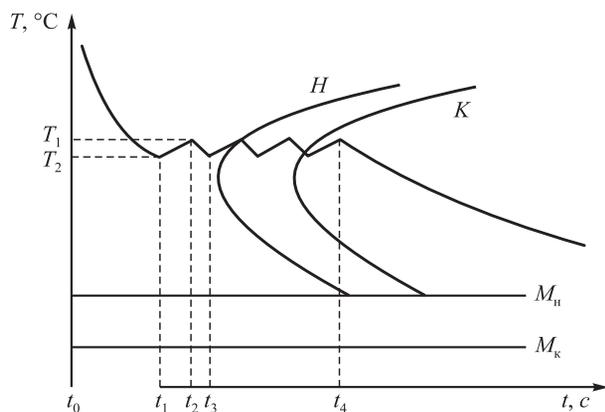


Рис. 5. Диаграмма изотермического распада аустенита с режимом управляемого охлаждения заготовки после сварки

Fig. 5. Diagram of isothermal decomposition of austenite with controlled cooling of the billet after welding

нита образуется сорбит. При еще больших степенях переохлаждения получают троостит [18].

Управление охлаждением металла после сварки предлагается осуществлять путем пропускания переменного электрического тока по заданным режимам. Исследуемыми параметрами управляемого охлаждения являются: X_1 – время охлаждения после осадки (характеризуется скоростью охлаждения (степень переохлаждения аустенита) и температурой T_1 , до которой происходит охлаждение); X_2 – время подогрева (характеризуется температурой T_2 , до которой происходит нагрев); X_3 – время охлаждения после подогрева (характеризуется температурой T_1 , до которой происходит охлаждение); X_4 – количество импульсов подогрева (характеризуется инкубационным периодом превращения аустенита в перлит). На рис. 5 схематически представлен график управляемого охлаждения.

Длительность выдержки (X_1) подбирали таким образом, чтобы сварной стык остывал до значений температуры, при которой образуется необходимая структура металла шва. Импульсы пропускания тока задавали с определенным интервалом. Длительность импульса (X_2) определяется температурой сварного стыка, которая не должна подниматься выше значений температур, требуемых для образования необходимой структуры. Длительность интервала (X_3) подбирается таким образом, чтобы температура сварного стыка не опускалась ниже значений температур, при которых образуется необходимая структура металла шва. Количеством импульсов (X_4) задается время, в течение которого поддерживается средняя температура сварного стыка, необходимая для формирования требуемой структуры при сварке.

В качестве целевой функции выбраны протяженность зоны термического влияния и снижение твердости в зоне термического влияния, полученные после сварки.

Для выбора нулевого уровня факторов и интервала варьирования проведен расчет распределения температуры при сварке и управляемом охлаждении по методике, описанной в работе [19]. В табл. 2 пред-

Таблица 2

Значения параметров управляемого охлаждения для расчета распределения температур

Table 2. Values of controlled cooling parameters for calculating temperature distribution

Режим	Значения факторов			
	X_1, c	X_2, c	X_3, c	$X_4,$ количество импульсов
1	20,0	0,6	10	4
2	22,5	0,4	15	3
3	25,0	0,2	20	2

ставлены исходные данные для расчета распределения температур в металле сварного шва и зонах термического влияния. Для расчета использовали следующие исходные данные: $v = 1$ мм/с – скорость оплавления; $t = 10$ с – время сварки; $\lambda = 0,2$ Вт/(мм·°C) – теплопроводность стали; $I = 11\,700$ А – ток, проходящий через заготовку; $R = 8,6 \cdot 10^{-7}$ Ом – сопротивление образцов; Δt – время прохождения электрического тока (X_2), с; $A = 0,0172$ м² – площадь поверхности тела, через которую передается тепло; $T_0 = 20$ °C – температура окружающей среды; $m = 0,315$ кг – масса нагреваемого объема металла; $c = 0,25$ кДж/(кг·°C) – удельная теплоемкость металла.

На рис. 6 представлены результаты расчетов распределения температур от центра сварного шва на момент окончания подогрева сварного соединения переменным электрическим током. Уровни варьирования факторов приведены в табл. 3.

В качестве нулевого уровня факторов выбран режим 2.

Для поиска оптимальных режимов изотермической выдержки проведен полный факторный эксперимент $N = 2 \cdot 3^k$ (табл. 4). Для исключения систематической ошибки в определении параметров оптимизации была проведена рандомизация с использованием таблиц случайных чисел. Порядок проведения опытов следующий: 8, 9, 2, 6, 5, 3, 7, 4, 1.

Используя методику, описанную в работе [20], проведено измерение распределения температур при сварке. Режим сварки лабораторных образцов: ступень трансформатора 10; $K_{тр} = 65$; $U_2 = 5,76$ В; $I_2 = 11\,700$ А; $\Delta_{опл} = 10$ мм; $\Delta_{ос} = 4$ мм; $v_{опл} = 1$ мм/с. Эксперименты

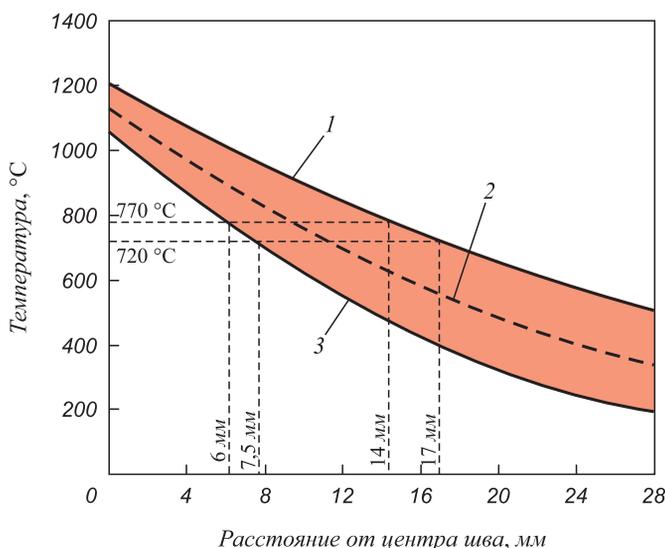


Рис. 6. Расчетное распределение температуры при различных режимах сварки и управляемого охлаждения: 1 – 3 – режимы управляемого охлаждения (табл. 2)

Fig. 6. Calculated temperature distribution for various modes of welding and controlled cooling: 1 – 3 – controlled cooling modes (table 2)

проведены по приведенному режиму сварки и управляемого охлаждения (табл. 4).

На рис. 7 показан термический цикл при сварке оплавлением с последующим управляемым охлаждением и мгновенное распределение температурных полей в зоне термического влияния после окончания цикла управляемого охлаждения для образца 1 (такие же данные определены и для остальных образцов).

В соответствии с режимами сварки и управляемого охлаждения процесс нагрева и последующего импульсного подогрева составляет 30,4 – 90,8 с в зависимости от используемого режима. На графиках термических циклов свариваемых образцов 1, 5 – 9 можно наблюдать нагрев до 1020 – 1320 °C и последующее резкое охлаждение металла сварного соединения. Такой характер изменения температуры сварного шва приводит к образованию в нем закалочных структур.

Анализ мгновенного распределения температурных полей в зоне термического влияния образцов показы-

Т а б л и ц а 3

Уровни варьирования факторов

Table 3. Factors variation levels

Показатель	Значения факторов			
	X_1 , с	X_2 , с	X_3 , с	X_4 , количество импульсов
Нулевой уровень x_0	22,5	0,4	15	3
Интервал варьирования h_j	2,5	0,2	5	1
Верхний уровень (+1)	25	0,6	20	4
Нижний уровень (-1)	20	0,2	10	2

Т а б л и ц а 4

Матрица планирования экспериментов $N = 2 \cdot 3^k$

Table 4. Experiment planning matrix $N = 2 \cdot 3^k$

Образец	Значения факторов			
	X_1 , с	X_2 , с	X_3 , с	X_4 , количество импульсов
1	25 (+)	0,4 (0)	20 (+)	2 (-)
2	25 (+)	0,2 (-)	15 (0)	3 (0)
3	20 (-)	0,2 (-)	10 (-)	2 (-)
4	20 (-)	0,2 (-)	20 (+)	4 (+)
5	20 (-)	0,4 (0)	15 (0)	4 (+)
6	20 (-)	0,4 (0)	10 (-)	3 (0)
7	20 (-)	0,6 (+)	20 (+)	3 (0)
8	25 (+)	0,6 (+)	10 (-)	4 (+)
9	20 (-)	0,6 (+)	15 (0)	2 (-)

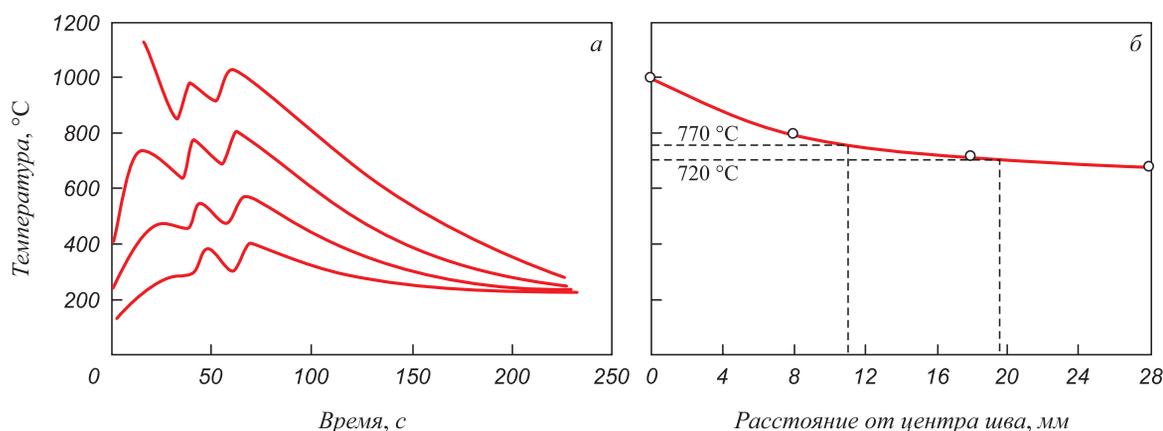


Рис. 7. Распределение температуры при сварке образца 1

Fig. 7. Temperature distribution during welding of the sample 1

вает, что в образцах 1, 5 – 9 распространение тепла от источника кратковременного нагрева происходит на большее расстояние относительно распространения тепла сварки.

В образцах 1, 5, 6, 9 температурам между критическими точками A_{c_m} (770 °C) и A_{c_1} (720 °C) соответствуют максимальные линейные размеры данной области (от 5 до 8,5 мм). В образцах 2 – 4, 7, 8 температурам между критическими точками A_{c_m} и A_{c_1} соответствуют минимальные (от 2,5 до 3,2 мм) линейные размеры.

Выводы

Использование локальной термической обработки сварного стыка рельсов, сваренных электроконтактным способом, исключает образование участков, содержащих закалочные структуры. Локальная термическая обработка приводит к увеличению ЗТВ.

Установлено, что при сварке рельсов исследуемого состава образование зернистого перлита происходит в участках с температурой, соответствующей интервалу между точками A_{c_1} и A_{c_m} . С помощью термодинамических расчетов на основе программного обеспечения Thermo-Calc® определены температуры критических точек A_{c_1} и A_{c_m} и области фазового равновесия для различных составов исследуемой рельсовой стали 76ХСФ.

Показано, что для получения минимальной протяженности участка с пониженной твердостью возможно проведение сварки рельсов на жестких режимах электроконтактным способом пульсирующим методом оплавления, 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 предлагается использовать трансформатор рельсосварочной машины, на которой непосредственно проводится сварка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Позняков В.Д., Кирьяков В.М., Гайворонский А.А., Клаптюк А.В., Шишикевич О.С. Свойства сварных соединений рельсовой стали при электродуговой сварке // Автоматическая сварка. 2010. № 8 (688). С. 19 – 24.
2. Dahl B., Mogard B., Grefott B., Ulander B. Repair of rails on-site by welding // Svetsaren. 1995. Vol. 50. No. 2. P. 10 – 14.
3. Рукавчук Ю.П., Рождественский С.А., Этинген И.З. Дефектность стыков алюминотермитной сварки рельсов // Путь и путевое хозяйство. 2011. № 4. С. 26 – 27.
4. Гудков А.В., Лозинский В.Н. Новые технологические и технические решения в области сварки на железнодорожном транспорте: проблемы и суждения // Вестник ВНИИЖТ. 2008. № 6. С. 3 – 9.
5. Калашников Е.А., Королёв Ю.А. Технологии сварки рельсов: тенденции в России и за рубежом // Путь и путевое хозяйство. 2015. № 8. С. 2 – 6.
6. Girsch G., Keichel J., Gehrmann R., Zlatnik A., Frank N. Advanced rail steels for heavy haul applications—track performance and weldability. – In book: Heavy haul and innovation development proceedings; 9th International Heavy Haul Conference, Shanghai, June 22 – 25, 2009. – Shanghai. 2009.
7. Mutton P., Cookson J., Qiu C., Welsby D. Microstructural characterisation of rolling contact fatigue damage in flashbutt welds // Wear. 2016. Vol. 366. P. 368 – 377.
8. Лейкин А.Е., Родин Б.И. Материаловедение. Учебник для машиностроит. специальностей вузов. – М.: Высшая школа, 1971. – 416 с.
9. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. Учебник для высших технических учебных заведений. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
10. Oyama T., Sherby O.D., Wadsworth J., Walser B. Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in ultrahigh carbon steels // Scr. Metall. 1984. Vol. 18. No. 8. P. 799 – 804.
11. Nakano T., Kawatani H., Kinoshita S. Effects of Cr, Mo and V on spheroidization of carbides in 0.8 % carbon steel // Trans. Iron Steel Inst. Jpn. 1977. Vol. 17. No. 2. P. 110 – 115.
12. Zhang G.H., Chae J.Y., Kim K.H., Suh D.W. Effects of Mn, Si and Cr addition on the dissolution and coarsening of pearlitic cementite during intercritical austenitization in Fe – 1 mass % C alloy // Mater. Charact. 2013. Vol. 81. P. 56 – 67.
13. Molinder G. A quantitative study of the formation of austenite and the solution of cementite at different austenitizing temperatures for a 1.27 % carbon steel // Acta Metall. 1956. Vol. 4. No. 6. P. 565 – 571.

14. Hillert M., Nilsson K., Törndahl L.-E. Effect of alloying elements on the formation of austenite and dissolution of cementite // *J. Iron Steel Inst.* 1971. Vol. 209. No. 1. P. 49 – 66.
15. Gouné M., Maugis P., Drillet J. A criterion for the change from fast to slow regime of cementite dissolution in Fe–C–Mn steels // *J. Mater. Sci. Technol.* 2012. Vol. 28. No. 8. P. 728 – 736.
16. Luzginova N.V., Zhao L., Sietsma J. The Cementite Spheroidization Process in High-Carbon Steels with Different Chromium Contents // *Metall. Mater. Trans. A.* 2008. Vol. 39. P. 513 – 521.
17. Костин В.Н., Тишина Н.А. Статистические методы и модели. Учеб. пособие. – Оренбург: Изд-во ОГУ, 2004. – 138 с.
18. Скугорова Л.П. Материалы для сооружения газонефтепроводов и хранилищ. Уч. пособие. – М.: Недра, 1989. – 344 с.
19. Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Шишкин П.Е., Крюков Р.Е., Усольцев А.А. Расчет оптимальных режимов электроконтактной сварки железнодорожных рельсов. – В кн.: Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. 2016. № 37. С. 175 – 180.
20. Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Куценко А.И., Усольцев А.А., Куценко А.А. Методика исследования влияния режимов изотермического отжига при сварке рельсовой стали // Вестник СибГИУ. 2018. № 4 (26). С. 8 – 11.

Поступила в редакцию 24 декабря 2019 г.
После доработки 24 января 2020 г.
Принята к публикации 31 января 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 2, pp. 93–101.

WELDING OF DIFFERENTIALLY HEAT-STRENGTHENED RAILS. MODELING OF PROCESSES DURING WELDING AND LOCAL THERMAL PROCESSING

N.A. Kozыrev, R.A. Shevchenko, A.A. Usol'tsev, A.N. Prudnikov, L.P. Bashchenko

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

Abstract. Problem of generation of local hardened areas in weld metal during rails welding in production of continuous welded rails is solved by using local heat treatment of weld joint. As a result, appearance of quenching structures is excluded. However, new zones of thermal influence with reduced hardness may appear. During operation, such rails are characterized by increased wear of the rolling surface in these areas and collapse of the head at welded joint. It is the main reason for removing rails from the track earlier than time guaranteed. Application of new technology based on dependences of dispersion degree of the structural components (primarily perlite and carbide particles formed during obtaining welded butt joints of rails) on steel composition and rails cooling conditions is proposed. Cooling rate has a decisive influence on the degree of dispersion of ferritic-cementite structure formed during decomposition of austenite. When welding rails in a butt weld, generation of granular perlite is possible in the areas with temperature between A_{c1} and A_{cm} points. To determine these critical temperatures, thermodynamic calculations were performed using Thermo-Calc® software (TCFE database) taking into account chemical composition of the samples obtained by spectrometry. Fe–C state diagrams for 76KhSF rail steel were modeled with the minimum and maximum content of alloying elements according to the state standard GOST R 51685 – 2013. To obtain minimal volume of sections with reduced hardness, it is possible to conduct rails welding in hard conditions by electrocontact method using pulsating reflowing. To prevent formation of defective sections with quenching structure, it is possible to control cooling of welded joint using contact heating. Measurement of the temperature distribution during welding according to the given modes and controlled cooling confirms theoretical conclusions.

Keywords: rails, contact welding, heat treatment, current, impulse, welding mode, hardness, heat affected zone.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-93-101

REFERENCES

1. Poznyakov V.D., Kir'yakov V.M., Gaivoronskii A.A., Klapatyuk A.V., Shishikevich O.S. Properties of welded joints of rail steel at electric arc welding. *Avtomaticheskaya svarka.* 2010, no. 8 (688), pp. 19–24. (In Russ.).
2. Dahl B., Mogard B., Grefott B., Ulander B. Repair of rails on-site by welding. *Svetsaren.* 1995, vol. 50, no. 2, pp. 10–14.
3. Rukavchuk Yu.P., Rozhdestvenskii S.A., Etingen I.Z. Defectiveness of joints at aluminothermic rail welding. *Put' i putevoe khozyaistvo.* 2011, no. 4, pp. 26–27. (In Russ.).
4. Gudkov A.V., Lozinskii V.N. New technological and technical solutions in welding for railway transport: problems and judgments. *Vestnik VNIIZhT.* 2008, no. 6, pp. 3–9. (In Russ.).
5. Kalashnikov E.A., Korolev Yu.A. Rail welding technology: trends in Russia and abroad. *Put' i putevoe khozyaistvo.* 2015, no. 8, pp. 2–6. (In Russ.).
6. Girsch G., Keichel J., Gehrman R., Zlatnik A., Frank N. Advanced rail steels for heavy haul applications—track performance and weldability. In: *Heavy haul and innovation development proceedings; 9th Int. Heavy Haul Conf., Shanghai, June 22 – 25, 2009.* Shanghai, 2009.
7. Mutton P., Cookson J., Qiu C., Welsby D. Microstructural characterisation of rolling contact fatigue damage in flashbutt welds. *Wear.* 2016, vol. 366, pp. 368–377.
8. Leikin A.E., Rodin B.I. *Materialovedenie. Uchebnik dlya mashinostroitel'spetsial'nostei vuzov* [Materials Science. Textbook for technical universities]. Moscow: Vysshaya shkola, 1971, 416 p. (In Russ.).
9. Lakhtin Yu.M., Leont'eva V.P. *Materialovedenie. Uchebnik dlya vysshikh tekhnicheskikh uchebnykh zavedenii* [Materials Science: Textbook for technical universities]. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 528 p. (In Russ.).
10. Oyama T., Sherby O.D., Wadsworth J., Walser B. Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in ultrahigh carbon steels. *Scr. Metall.* 1984, vol. 18, no. 8, pp. 799–804.
11. Nakano T., Kawatani H., Kinoshita S. Effects of Cr, Mo and V on spheroidization of carbides in 0.8 % carbon steel. *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 1977, vol. 17, no. 2, pp. 110–115.
12. Zhang G.H., Chae J.Y., Kim K.H., Suh D.W. Effects of Mn, Si and Cr addition on the dissolution and coarsening of pearlitic cementite during intercritical austenitization in Fe – 1 mass % C alloy. *Mater. Charact.* 2013, vol. 81, pp. 56–67.
13. Molinder G. A quantitative study of the formation of austenite and the solution of cementite at different austenitizing temperatures for a 1.27 % carbon steel. *Acta Metall.* 1956, vol. 4, no. 6, pp. 565–571.
14. Hillert M., Nilsson K., Törndahl L.-E. Effect of alloying elements on the formation of austenite and dissolution of cementite. *J. Iron Steel Inst.* 1971, vol. 209, no. 1, pp. 49–66.
15. Gouné M., Maugis P., Drillet J. A criterion for the change from fast to slow regime of cementite dissolution in Fe–C–Mn steels. *J. Mater. Sci. Technol.* 2012, vol. 28, no. 8, pp. 728–736.
16. Luzginova N.V., Zhao L., Sietsma J. The cementite spheroidization process in high-carbon steels with different chromium contents. *Metall. Mater. Trans. A.* 2008, vol. 39, pp. 513–521.

17. Kostin V.N., Tishina N.A. *Statisticheskie metody i modeli: ucheb. posobie* [Statistical methods and models: Manual]. Orenburg: OGU, 2004, 138 p. (In Russ.).
18. Skugorova L.P. *Materialy dlya sooruzheniya gazonefteprovodov i khranilishch: uch. posobie* [Materials for construction of oil and gas pipelines and storage: Manual]. Moscow: Nedra, 1989, 344 p. (In Russ.).
19. Shevchenko R.A., Kozyrev N.A., Shishkin P.E., Kryukov R.E., Usol'tsev A.A. Calculation of optimal modes of rails electrical contact welding. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi seksii Rossiiskoi akademii estestvennykh nauk. Otdelenie metallurgii*. 2016, no. 37, pp. 175–180. (In Russ.).
20. Shevchenko R.A., Kozyrev N.A., Kutsenko A.I., Usol'tsev A.A., Kutsenko A.A. Methodology of the study of isothermal annealing modes impact during rail steel welding. *Vestnik SibGIU*. 2018, no. 4 (26), pp. 8–11. (In Russ.).

Funding. The work was financially supported by the RFBR and the Kemerovo Region in the framework of scientific project No. 20-48-420003 p_a “Development of physicochemical and technological fundamentals of

development of essentially new method of welding of differentially heat-strengthened rails”.

Information about the authors:

N.A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)

R.A. Shevchenko, Assistant of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (shefn1200@mail.ru)

A.A. Usol'tsev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (a.us_@rambler.ru)

A.N. Prudnikov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (a.prudnikov@mail.ru)

L.P. Bashchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Thermal Power and Ecology” (luda.baschenko@gmail.com)

Received December 24, 2019

Revised January 24, 2020

Accepted January 31, 2020