



УДК 669.14

DOI 10.17073/0368-0797-2021-2-95-103



ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ. СООБЩЕНИЕ 1. ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКАЯ ДИАГРАММА РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ R350LHT

Е. В. Полевой¹, Ю. Н. Симонов², Н. А. Козырев³,
Р. А. Шевченко³, Л. П. Башченко³

¹ АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (Россия, 654043, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)

² Пермский национальный исследовательский политехнический университет (Россия, 614990, Пермь, Комсомольский проспект, 29)

³ Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. По результатам проведенных дилатометрических, металлографических и дюрOMETрических исследований процесса распада переохлажденного аустенита стали R350LHT при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях была построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали R350LHT. При исследовании распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении установлено, что охлаждение со скоростью 0,1 и 1 °C/c вызывает распад аустенита стали R350LHT по перлитному механизму. После охлаждения с более низкой скоростью структура перлита более крупная и обладает меньшей (289 HV) твердостью. Это обусловлено более высоким температурным интервалом превращения, в котором более активно происходят диффузионные процессы, связанные с превращением аустенита в перлит. В интервале скоростей от 5 до 10 °C/c распад аустенита происходит по перлитному и мартенситному механизму, что приводит к формированию перлитно-мартенситной структуры. При охлаждении аустенита исследуемой стали со скоростью 30 и 100 °C/c происходит превращение по мартенситному механизму, при этом образуется мартенситная структура с высокой твердостью. При увеличении скорости охлаждения стали R350LHT наблюдается увеличение твердости от 289 (при 0,1 °C/c) до 864 – 896 HV (при 100 и 30 °C/c соответственно). Проведенные исследования позволяют сузить границы поиска оптимальных параметров режимов сварки и термообработки исследуемой рельсовой стали. Для получения требуемых структур и физико-механических свойств (аустенит стали R350LHT претерпевает распад по перлитному механизму) охлаждение должно проводиться со скоростью не более 1 °C/c.

Ключевые слова: рельсовая сталь, аустенит, феррит, перлит, распад переохлажденного аустенита, непрерывное охлаждение, изотермические условия

Финансирование. 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».

Для цитирования: Полевой Е.В., Симонов Ю.Н., Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Башченко Л.П. Исследование фазовых и структурных превращений при формировании сварного соединения из рельсовой стали. Сообщение 1. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита рельсовой стали R350LHT // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 2. С. 95–103. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-2-95-103>

PHASE AND STRUCTURAL TRANSFORMATIONS WHEN FORMING A WELDED JOINT FROM RAIL STEEL. REPORT 1. THERMOKINETIC DIAGRAM OF DECOMPOSITION OF SUPERCOOLED AUSTENITE OF R350LHT RAIL STEEL

E. V. Polevoi¹, Yu. N. Simonov², N. A. Kozyrev³,
R. A. Shevchenko³, L. P. Bashchenko³

¹ JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant” (16 Kosmicheskoe route, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654043, Russian Federation)

² Perm National Research Polytechnic University (29 Komsomolskii ave., Perm 614990, Russian Federation)

³ Siberian State Industrial University (42 Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654043, Russian Federation)

Abstract. A thermokinetic diagram of decomposition of supercooled austenite of R350LHT steel was constructed based on the results of its dilatometric, metallographic and hardness analysis during continuous cooling and in isothermal conditions. It was found that cooling at a rate of 0.1 and 1 °C/s causes the austenite decomposition in R350LHT steel by the pearlite mechanism. After cooling at a lower rate, the pearlite structure is coarser and has lower hardness (289 HV). This is due to the higher temperature range of transformation, in which diffusion processes associated with the transformation of austenite into pearlite occur more actively. In the range of rates from 5 to 10 °C/s, the austenite decomposition occurs according to the pearlite and martensitic mechanism, which leads to the formation of a pearlite-martensite structure. When the austenite of the steel under study is cooled at a rate of 30 and 100 °C/s, the austenite transforms according to the martensitic mechanism, and a martensitic structure with high hardness is formed. With an increase in the cooling rate of R350LHT steel, an increase in hardness is observed from 289 (at 0.1 °C/s) to 864 – 0 896 HV (at 100 and 30 °C/s, respectively). The conducted studies allow the boundaries of the search for optimal parameters of welding and heat treatment modes of the investigated rail steel to be narrowed. To obtain the required structures and physical and mechanical properties (austenite of R350LHT steel undergoes decomposition by the pearlite mechanism), cooling should be carried out at a rate of no more than 1 °C/s.

Keywords: rail steel, austenite, ferrite, pearlite, supercooled austenite decomposition, continuous cooling, isothermal conditions

Funding. The work was supported by the RFBR and the Kemerovo Region, Scientific project No. 20-48-420003 p_a “Development of physicochemical and technological fundamentals of creation of essentially new welding method for differentially heat-strengthened rails”.

For citation: Polevoi E.V., Simonov Yu.N., Kozыrev N.A., Shevchenko R.A., Bashchenko L.P. Phase and structural transformations when forming a welded joint from rail steel. Report 1. Thermokinetic diagram of decomposition of supercooled austenite of R350LHT rail steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 2, pp. 95–103. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-2-95-103>

ВВЕДЕНИЕ

Сварка железнодорожных рельсов основана на детальном представлении основных характеристик и особенностей рельсовых сталей [1 – 5]. Кроме химического состава, к числу таких характеристик относят данные о положении критических точек и кинетике распада переохлажденного аустенита, о чувствительности стали к перегреву и росту зерна, о прокаливаемости и физико-механических свойствах стали [6 – 12]. Большое значение имеют сведения о кинетике превращения переохлажденного аустенита, на основании которых решаются вопросы обеспечения необходимой толщины закаленного слоя, осуществляется выбор режимов термической обработки и соответственно обеспечение требуемых показателей получаемых физико-механических свойств [13 – 17].

Следует отметить, что большинство видов термической обработки конструкционных сталей проводят с нагревом обрабатываемого материала выше критических температур A_{c1} или A_{c3} (то есть до температур существования высокотемпературной фазы – аустенита), а формирование окончательного структурного состояния стали в таком случае происходит при распаде аустенита, который переохладил ниже критических точек [18].

Наиболее полной характеристикой превращений аустенита при охлаждении стали каждой марки являются изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита.

Изотермические диаграммы характеризуют кинетику распада аустенита при постоянной температуре переохлаждения. Такие диаграммы наглядны для сравнительной оценки разных сталей, а также для выявления роли легирования и других факторов (температуры нагрева, размера зерна, пластической деформации и т.п.) на кинетику распада переохлажденного аустенита [19].

Термокинетические диаграммы характеризуют кинетику распада аустенита при непрерывном охлаждении. Эти диаграммы менее наглядны, но они имеют большое практическое значение, так как при термической обработке распад аустенита происходит при непрерывном изменении температуры, а не в изотермических условиях. Если известны скорости охлаждения в разных сечениях реальных изделий, то, нанося соответствующие кривые скоростей охлаждения на термокинетическую диаграмму, можно определить температуру превращения аустенита и оценить получаемую при этом структуру [20].

Превращение аустенита в субкритическом интервале температур может развиваться несколькими путями с образованием различных структурных составляющих. Обычно различают диффузионный, бездиффузионный и промежуточный механизмы превращения, которые развиваются каждый по своему закону и кинетике [19].

При диффузионном превращении аустенита происходит образование избыточных фаз феррита или карбида и образование феррито-карбидной смеси различной степени дисперсности. В зависимости от степени дисперсности феррито-карбидную смесь часто называют перлитом, сорбитом или трооститом. Две фазы в перлите (феррит и цементит) имеют вид чередующихся, близко расположенных друг к другу пластинок.

При более низких температурах обычно протекает промежуточное превращение аустенита. Температурный интервал и кинетика промежуточного превращения зависят в основном от химического состава аустенита. Этот интервал с увеличением содержания углерода и легирующих элементов смещается в сторону более низких температур.

Характерной особенностью промежуточного превращения является то, что при достижении определенного процента распада при данной температуре развитие превращения приостанавливается, оставляя большее или меньшее количество непревращенного аустенита.

Чем ниже температура превращения, тем полнее происходит промежуточное превращение и тем меньше остается нераспавшегося аустенита.

Под влиянием развития промежуточного превращения наблюдается изменение состава непревращенной части аустенита, главным образом по углероду, а возможно, и по некоторым другим элементам. В зависимости от химического состава стали непревращенный аустенит или обогащается, или обедняется углеродом, либо заметного изменения состава не происходит.

Продукты промежуточного превращения (бейнит) имеют игольчатое строение. При еще более низких температурах обычно развивается бездиффузионное превращение, связанное с образованием мартенсита и называемое мартенситным. В отличие от диффузионного или промежуточного превращения мартенситное развивается с очень большой скоростью.

При мартенситном превращении (как и при промежуточном) при данной температуре оно не доходит до конца, остается какое-то количество непревращенного аустенита. Чем больше степень переохлаждения аустенита ниже мартенситной точки, тем полнее происходит мартенситное превращение и тем меньше остается непревращенного аустенита. Температурный интервал мартенситного превращения почти однозначно определяется химическим составом аустенита. С увеличением содержания углерода и большинства легирующих элементов этот интервал смещается в область более низких температур [19].

Структура кристаллов мартенсита зависит от температуры мартенситного превращения, то есть положения точки M_n . При низких температурах мартенситного превращения (высокоуглеродистые стали) образуется пластинчатый (игольчатый) мартенсит, имеющий форму пластины или линзы. Пластинчатые кристаллы имеют двойникованное строение. В большинстве легированных конструкционных, а также углеродистых сталей при содержании менее 0,6 % С образуется пакетный (реечный) мартенсит. Пакетный мартенсит состоит из тонких параллельных мартенситных пластин, образующих пакет с приблизительно одинаковыми линейными размерами по всем направлениям.

Кинетика превращений аустенита (то есть вид диаграммы распада) зависит от множества факторов и прежде всего от химического состава аустенита. Поэтому температурные условия развития того или иного превращения могут меняться в весьма широких пределах.

Рельсы железнодорожные широкой колеи типов Р75 и Р65 изготавливают по ГОСТ 51685 – 2013 из конвертерной и электростали. Легирование стали некарбидообразующим кремнием уменьшает содержание железа в эвтектоидном сплаве, а легирование карбидообразующим марганцем увеличивает содержание углерода в эвтектоидном сплаве. Оба легирующих элемента смещают точку S в сторону меньших содержаний углерода.

Таким образом, по структуре в равновесном состоянии рассматриваемая сталь марки R350LHT является эвтектоидной.

В углеродистых и некоторых низколегированных сталях, содержащих некарбидообразующие элементы, диффузионное и промежуточное превращения протекают в близких температурных интервалах. Кремний и марганец, растворяющиеся в феррите, повышают устойчивость аустенита и сдвигают вправо кривые начала превращения. Кремний сдвигает минимальную устойчивость аустенита в область высоких температур, марганец, наоборот, смещает эту зону в сторону более низких температур [21].

Легирование стали кремнием и марганцем влияет и на кинетику промежуточного превращения. Марганец увеличивает продолжительность инкубационного периода промежуточного превращения, понижает температуру минимальной устойчивости аустенита и максимальную скорость превращения. Кремний вызывает торможение даже при самых низких температурах промежуточного превращения, при этом он способствует максимальному насыщению остаточного аустенита углеродом. Так, в сталях с 0,3 – 0,6 % С содержание углерода в остаточном аустените при промежуточном превращении может возрасти в два – три раза.

Легирующие элементы не оказывают заметного влияния на кинетику мартенситного превращения, но значительно изменяют положение мартенситных точек. Марганец существенно снижает температуру начала мартенситного превращения и увеличивает количество остаточного аустенита в закаленной стали. Кремний же не влияет на температурный интервал мартенситного превращения.

Данные предпосылки легли в основу разработки новой технологии сварки рельсов. Первые исследования проведены с использованием стали марки R350LHT по EN 13674-1:2017 (за исключением более низкого содержания ванадия), близкой по составу к стали марки Э76ХФ по ГОСТ Р 51685 – 2013, используемой для производства дифференцированно термоупрочненных рельсов на отечественных предприятиях. Для описания возможных структурных состояний, которые возможно получить при непрерывном охлаждении, а также в изотермических условиях, построены термокинетические и изотермические диаграммы распада переохлажденного аустенита исследуемой стали и на основании данных материалов проведена разработка новой технологии сварки дифференцированно термоупрочненных рельсов.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Дилатометрический анализ проводили на закалочном дилатометре Linseis L78 RITA с горизонтальным расположением образцов. Для непосредственного определения реальной температуры исследуемого

Химический состав исследуемой стали

Chemical composition of the studied steel

Марка стали	Содержание элемента, % (по массе)									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Al	Mo	S	P
Исследуемый металл	0,81	0,56	0,97	0,27	0,08	0,004	0,003	0,007	0,005	0,013
R350LHT по EN 13674-1:2017	0,70 – 0,82	0,13 – 0,60	0,65 – 1,25	≤0,30	≤0,20	≤0,030	≤0,004	≤0,20	≤0,025	≤0,030
Э76ХФ по ГОСТ 51685 – 2013	0,71 – 0,82	0,25 – 0,60	0,75 – 1,25	0,20 – 0,80	≤0,20	0,03 – 0,15	≤0,004	–	≤0,020	≤0,020

образца использовали термпару *K*-типа (Ni – NiCr), которую приваривали к боковой поверхности цилиндрических образцов. Нагрев проводили в инертной среде газообразного гелия высокой чистоты марки 6.0 (по ТУ 0271-001-45905715 – 02, чистота 99,9999 %). Охлаждение проводили также в потоке гелия марки 6.0. Исследовали дилатометрические образцы в форме цилиндра высотой 9 – 11 мм и диам. 3 – 4 мм. Сбор и обработку данных эксперимента осуществляли с помощью пакета программ WIN – DIL и Linseis Data Evaluation.

Для определения положения критической точки A_{c1} (температура начала превращения) нагрев образца из исследуемой стали проводили со скоростью 1,5 °C/с до 1000 °C. Температуру нагрева для построения термокинетической и изотермической диаграмм задали на 50 °C выше температуры окончания превращения. Температурный интервал превращения определяли по точке отрыва касательной от линейного участка термического расширения до и после фазового превращения.

При построении термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита стали R350LHT нагрев образцов из исследуемой стали осуществляли со скоростью 1,5 °C/с до 825 °C с выдержкой при этой температуре 15 мин. Охлаждение от температуры нагрева осуществляли со скоростями 100, 30, 10, 7,5, 5, 1 и 0,1 °C/с до 30 °C (на термокинетической диаграмме распада переохлажденного аустенита по оси абсцисс откладывается время от момента начала охлаждения с температуры нагрева).

При построении изотермической диаграммы распада переохлажденного аустенита стали R350LHT нагрев образцов из исследуемой стали осуществляли со скоростью 1,5 °C/с до 825 °C с выдержкой при этой температуре 15 мин. От температуры нагрева до температуры изотермической выдержки образцы охлаждали со скоростью 100 °C/с. Изотермическую выдержку в области переохлажденного аустенита проводили при температурах 700, 650, 600, 550, 500, 450, 400, 350, 300 и 250 °C (на изотермической диаграмме распада переохлажденного аустенита по оси абсцисс откладывается время от момента начала изотермической выдержки).

МикродюрOMETрический анализ проводили в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6507-1 – 2007 на микротвердомере DuraScan-70 фирмы EMCO-TEST (Австрия) для проведения испытаний по Виккерсу методом восстановления отпечатка вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием при нагрузке 500 г. На каждом образце измерения проводили по двум взаимно перпендикулярным диаметрам от края до края образца. В качестве числа твердости принято среднее арифметическое из 10 измерений.

Металлографические исследования проводили на микрошлифах образцов с использованием светового инвертированного микроскопа Olympus GX 51 (увеличение 500 крат). Обработку изображений проводили с применением программно-аппаратного комплекса анализа изображений SIAMS 700, программное обеспечение Olympus Stream Motion, версия 1.8.

Микрошлифы изготавливали путем запрессовки образцов на установке CitoPress-10 (Struers, Дания) при температуре 120 °C. Общее время на запрессовку и охлаждение составило 5 мин. Микрошлифы готовили на автоматизированном станке Tegramin-30 (Struers, Дания). Для выявления структуры осуществляли травление микрошлифа 3 %-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте.

Исследования процессов распада переохлажденного аустенита проводили методами дилатометрического, металлографического и дюрOMETрического анализа.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

По содержанию химических элементов исследуемый металл соответствует требованиям EN 13674-1:2017 для стали марки R350HT, а также стали марки Э76ХФ по ГОСТ Р 51685 – 2013, за исключением ванадия, содержание которого ниже требований стандарта (см. таблицу).

Для определения температуры нагрева под аустенизацию перед непрерывным охлаждением для построения термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита проводили непрерывный нагрев до 1000 °C со скоростью 1,5 °C/с, что соответствует скорости нагрева посадкой в горячую печь.

По результатам непрерывного нагрева по дилатометрической кривой методом касательной была определена критическая точка Ac_1 и температура окончания превращения при непрерывном нагреве. Так, температура Ac_1 составила 708 °С, а температура окончания превращения – 775 °С. Таким образом, для нагрева при исследовании была выбрана температура 825 °С для аустенитизации, превышающая температуру окончания превращения на 50 °С.

Нагрев для последующего изучения распада переохлажденного аустенита при непрерывном нагреве проводили со скоростью 1,5 °С/с до 825 °С. Выдержка при температуре аустенитизации составляла 15 мин. Охлаждение проводили со скоростями 100, 30, 10, 7,5, 5, 1 и 0,1 °С/с до 30 °С. Температуры начала и окончания превращения при нагреве и охлаждении определяли по точке отрыва касательной от линейного участка термического расширения до и после фазового превращения.

После дилатометрических измерений во время процесса термической обработки по заданным режимам были изготовлены микрошлифы и исследована микроструктура, также проведен микродюрметрический анализ. По результатам исследования построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита (рис. 1).

При охлаждении со скоростями 0,1 и 1 °С/с аустенит стали R350LHT претерпевает распад по перлитному механизму. Температурный интервал превращения составляет 706 – 637 и 691 – 617 °С соответственно. В структуре образцов после дилатометрических исследований обнаружены перлитные колонии (рис. 2). Следует отметить, что после охлаждения с более низкой скоростью структура перлита более крупная и обладает меньшей (289 HV) твердостью, что обусловлено более высоким температурным интервалом превращения, где более активно происходят диффузионные процессы, связанные с превращением аустенита в перлит. При большей (1 °С/с) скорости охлаждения твердость стали возрастает до 350 HV, что вызвано получением более дисперсной феррито-карбидной смеси.

Увеличение скорости охлаждения до 5 °С/с вызывает развитие превращения по двум механизмам: перлитному и мартенситному. В интервале температур 604 – 513 °С развивается перлитное превращение аустенита, при этом содержание феррито-карбидной смеси в структуре составляет 70 % (рис. 3, а). При дальнейшем охлаждении оставшийся после перлитного распада аустенит превращается в мартенсит при температурах ниже 196 °С. Твердость стали при этом составляет 450 HV.

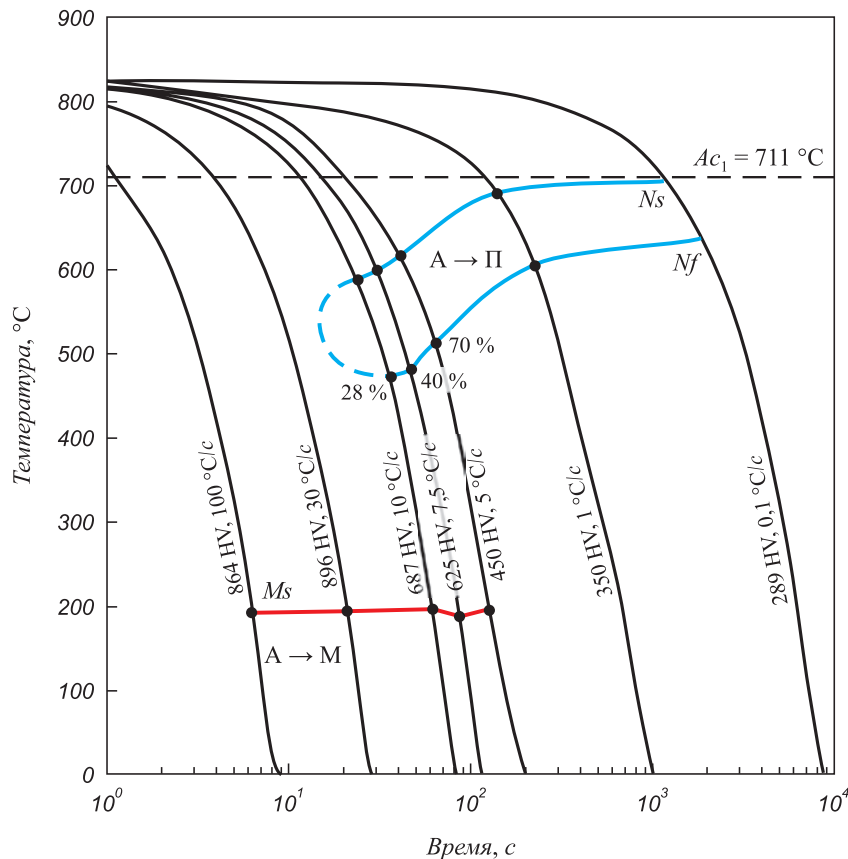


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали марки R350LHT

Fig. 1. Thermokinetic diagram of decomposition of supercooled austenite of R350LHT steel



Рис. 2. Структура стали R350LHT после непрерывного охлаждения со скоростью 0,1 °C/s (а) и 1 °C/s (б)

Fig. 2. Structure of R350LHT steel after continuous cooling at a rate of 0.1 °C/s (a) and 1 °C/s (b)

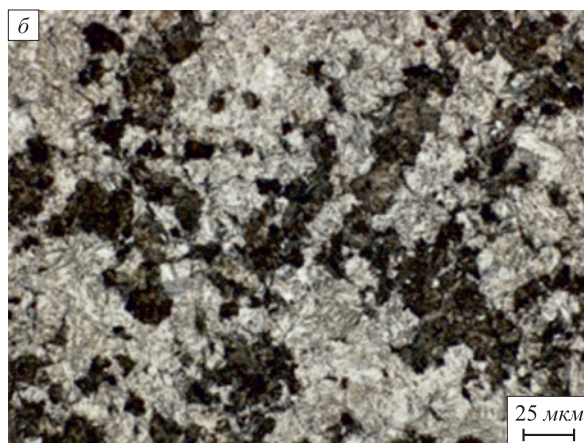
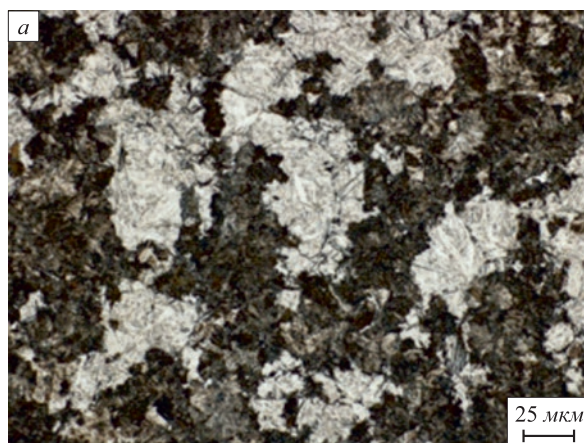


Рис. 3. Структура стали R350LHT после непрерывного охлаждения со скоростью 5 °C/s (а) и 7,5 °C/s (б)

Fig. 3. Structure of R350LHT steel after continuous cooling at a rate of 5 °C/s (a) and 7.5 °C/s (b)

Охлаждение со скоростью 7,5 °C/s также вызывает превращение аустенита по перлитному и мартенситному механизму. При этом в интервале 599 – 481 °C в перлит превращается 40 % аустенита (рис. 3, б), а оставшийся аустенит превращается в мартенсит при

температурах ниже 190 °C. Другими словами увеличивается количество мартенсита в структуре, что также приводит к росту твердости до 625 HV.

Дальнейшее повышение скорости охлаждения (с температуры 825 °C) до 10 °C/s вызывает снижение

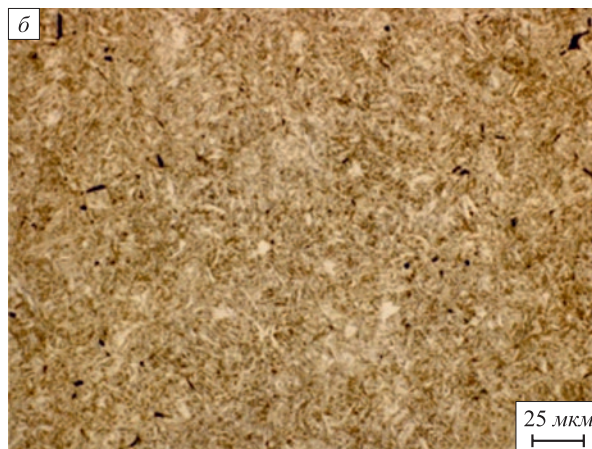
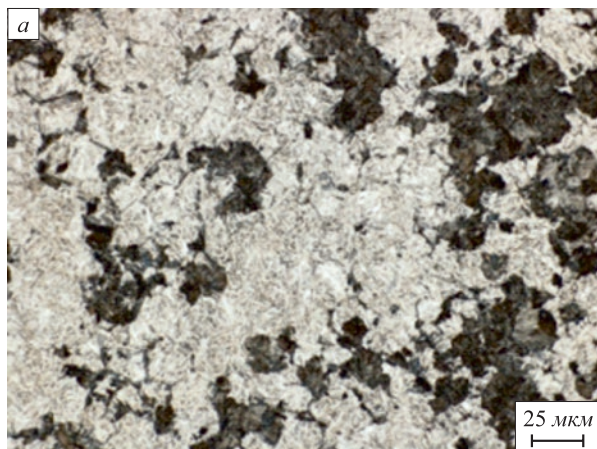


Рис. 4. Структура стали R350LHT после непрерывного охлаждения со скоростью 10 °C/s (а) и 30 °C/s (б)

Fig. 4. Structure of R350LHT steel after continuous cooling at a rate of 10 °C/s (a) and 30 °C/s (b)

температурного интервала перлитного распада аустенита до 590 – 475 °С. При этом доля превратившегося в перлит аустенита уменьшается до 28 % (рис. 4, а). Твердость стали R350LHT в результате находится на высоком уровне – 687 HV.

При охлаждении со скоростью 30 °С/с наблюдается мартенситная структура, что свидетельствует об отсутствии перлитного превращения в стали R350LHT при такой скорости охлаждения (рис. 4, б). Твердость исследуемой стали в данном случае равна твердости мартенсита закалки и составляет 896 HV.

Охлаждение со скоростью 100 °С/с также приводит к подавлению перлитного превращения и развитию мартенситного при температурах ниже 193 °С (рис. 5). Твердость стали в данном случае также равна твердости мартенсита закалки и составляет 864 HV.

Выводы

По результатам проведенных дилатометрических, металлографических и дюрOMETрических исследований процесса распада переохлажденного аустенита стали R350LHT при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали R350LHT. При исследовании распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении установлено, что охлаждение со скоростью 0,1 и 1 °С/с вызывает распад аустенита стали R350LHT по перлитному механизму. В интервале скоростей от 5 до 10 °С/с распад аустенита проходит по перлитному и мартенситному механизму, что приводит к формированию перлитомартенситной структуры. При охлаждении аустенита исследуемой стали со скоростью 30 и 100 °С/с аустенит

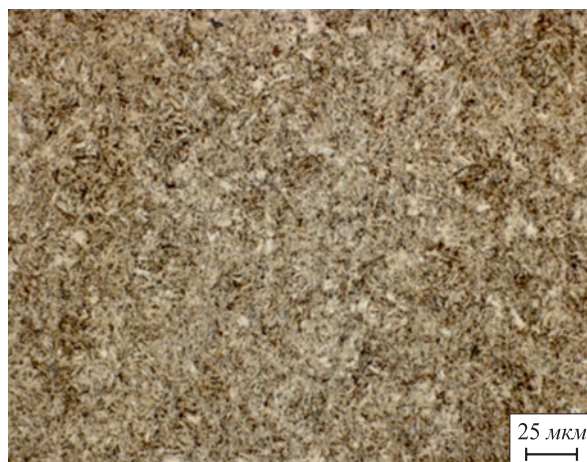


Рис. 5. Структура стали R350LHT после непрерывного охлаждения со скоростью 100 °С/с

Fig. 5. Structure of R350LHT steel after continuous cooling at a rate of 100 °C/s

превращается по мартенситному механизму с получением мартенситной структуры с высокой твердостью. При увеличении скорости охлаждения наблюдается увеличение твердости стали R350LH от 289 (при 0,1 °С/с) до 864 – 896 HV (при 100 и 30 °С/с соответственно).

Для гарантированного обеспечения перлитной структуры охлаждение стали R350LHT необходимо проводить со скоростью не более 1 °С/с. Вместе с тем следует отметить, что необходимо проведение дополнительных исследований кинетики распада аустенита стали марки R350HT при непрерывном охлаждении со скоростями 1 – 5 °С/с для уточнения предельных скоростей охлаждения, при которых обеспечивается полностью перлитная структура.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Полевой Е.В., Волков К.В., Кузнецов Е.П., Головатенко А.В., Атконова О.П., Юнусов А.М. Разработка технологии производства дифференцированно термоупрочненных рельсов на ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». В кн.: Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений. Сб. науч. докл. Екатеринбург: ОАО «УИМ», 2014. С. 93–101.
2. Myers J., Geiger G.H., Poirier D.R. Structure and properties of thermite welds in rails // *Welding Journal*. 1982. Vol. 258. No. 8. P. 258–268.
3. Тихомирова Л.Б., Ильиных А.С., Галай М.С., Сидоров Е.С. Исследование структуры и механических свойств алюминотермических сварных соединений рельсов // *Вестник ЮУрГУ. Серия: Металлургия*. 2016. Т. 16. № 3. С. 90–95. <http://doi.org/10.14529/met160313>
4. Теория сварочных процессов / А.В. Коновалов, А.С. Куркин, Э.В. Макаров, В.М. Неровный, Б.Ф. Якушин; под ред. В.М. Неровного. М.: изд. МГТУ им. Баумана, 2007. 559 с.
5. Weingrill L., Krutzler J., Enzinger N. Temperature field evolution during flash-butt welding of railway rails // *Materials Science Forum*. 2016. Vol. 879. P. 2088–2093. <http://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.879.2088>
6. Ryuichi Y., Yuichi K., Yasuto F. Experimental examination for understanding of transition behaviour of oxide inclusions on gas
1. Polevoi E.V., Volkov K.V., Kuznetsov E.P., Golovatenko A.V., Atkonova O.P., Yunusov A.M. Development of technology for the production of differentially heat-strengthened rails at JSC “EVRAZ ZSMK”. In: *Improvement of the Quality and Operating Conditions of Rails and Rail Fasteners. Collection of Scientific Papers*. Yekaterinburg: OAO “UIM”, 2014, pp. 93–101. (In Russ.).
2. Myers J., Geiger G.H., Poirier D.R. Structure and properties of thermite welds in rails. *Welding Journal*. 1982, vol. 258, no. 8, pp. 258–268.
3. Tikhomirova L.B., Il'inykh A.S., Galai M.S., Sidorov E.S. Investigation of structure and mechanical properties aluminothermic welded joints of rails. *Bulletin of South Ural State University. Series "Metallurgy"*. 2016, vol. 16, no. 3, pp. 90–95. (In Russ.). <http://doi.org/10.14529/met160313>
4. Konovalov A.V., Kurkin A.S., Makarov E.V., Nerovnyi V.M., Yakushin B.F. *Theory of Welding Processes*. Nerovnyi V.M. ed. Moscow: Bauman St. Tech. Univ., 2007, 559 p. (In Russ.).
5. Weingrill L., Krutzler J., Enzinger N. Temperature field evolution during flash-butt welding of railway rails. *Materials Science Forum*. 2016, vol. 879, pp. 2088–2093. <http://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.879.2088>
6. Ryuichi Y., Yuichi K., Yasuto F. Experimental examination for understanding of transition behaviour of oxide inclusions on gas pres-

- pressure weld interface: Joining phenomena of gas pressure welding // *Welding International*. 2014. Vol. 28. No. 7. P. 510–520. <http://doi.org/10.1080/09507116.2012.753237>
7. Fujii M., Nakanowatari H., Nariai K. Rail flash-butt welding technology // *JFE Technical Report*. 2015. No. 20. P. 159–163.
 8. Saita K., Karimine K., Ueda M., Iwano K., Yamamoto T., Hiroguchi K. Trends in rail welding technologies and our future approach // *Nippon Steel and Sumitomo Metal Technical Report*. 2013. No. 105. P. 84–92.
 9. Dahl B., Mogard B., Grefott B., Ulander B. Repair of rails on-site by welding // *Svetsaren*. 1995. Vol. 50. No. 2. P. 10–14.
 10. Takimoto T. Latest welding technology for long rail and its reliability // *Tetsu-to-Hagane*. 1984. Vol. 70. No. 10. P. 40–45. http://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.70.10_1348
 11. Tachikawa H., Uneta T., Nishimoto H., Sasaki Y., Yanai J. Steel welding technologies for civil construction applications // *Nippon Steel Technical Report*. 2000. Vol. 82. No. 7. P. 35–41.
 12. Okumura M., Karimine K., Uchino K., Yurioka N. Development of field fusion welding technology for rail-road rails // *Nippon Steel Technical Report*. 1995. Vol. 65. No. 4. P. 41–49.
 13. Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Усольцев А.А., Прудников А.Н., Башенко Л.П. Разработка и моделирование технологического процесса сварки дифференцированно термоупрочненных железнодорожных рельсов. Промышленное опробование // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020. Т. 63. № 5. С. 305–312. <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-305-312>
 14. Shevchenko R.A., Kozyrev N.A., Kratko S.N., Kryukov R.E., Mikhno A.R. Development of technology for manufacturing rail strings for railway access roads to mines // *IOP Conference Series: Earth and Environmental*. 2019. Vol. 377. Article 0121021. <http://doi.org/10.1088/1755-1315/377/1/012021>
 15. Калашников Е.А., Королев Ю.А. Технологии сварки рельсов: тенденции в России и за рубежом // *Путь и путевое хозяйство*. 2015. № 8. С. 2–6.
 16. Шур Е.А. Влияние структуры на эксплуатационную стойкость рельсов. В кн.: *Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов*. Сб. статей. Екатеринбург: УИМ, 2006. С. 37–63.
 17. Шур Е.А., Резанов В.А. Комплексный метод контактной сварки рельсов // *Вестник ВНИИЖТ*. 2012. № 3. С. 20–22.
 18. Блантер М.Е. Теория термической обработки. М.: Металлургия, 1984. 328 с.
 19. Попов А.А., Попова Л.Е. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. М.; Свердловск: Машгиз, 1961. 430 с.
 20. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М.: Металлургия, 1985. 408 с.
 - sure weld interface: Joining phenomena of gas pressure welding. *Welding International*. 2014, vol. 28, no. 7, pp. 510–520. <http://doi.org/10.1080/09507116.2012.753237>
 7. Fujii M., Nakanowatari H., Nariai K. Rail flash-butt welding technology. *JFE Technical Report*. 2015, no. 20, pp. 159–163.
 8. Saita K., Karimine K., Ueda M., Iwano K., Yamamoto T., Hiroguchi K. Trends in rail welding technologies and our future approach. *Nippon Steel and Sumitomo Metal Technical Report*. 2013, no. 105, pp. 84–92.
 9. Dahl B., Mogard B., Grefott B., Ulander B. Repair of rails on-site by welding. *Svetsaren*. 1995, vol. 50, no. 2, pp. 10–14.
 10. Takimoto T. Latest welding technology for long rail and its reliability. *Tetsu-to-Hagane*. 1984, vol. 70, no. 10, pp. 40–45. http://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.70.10_1348
 11. Tachikawa H., Uneta T., Nishimoto H., Sasaki Y., Yanai J. Steel welding technologies for civil construction applications. *Nippon Steel Technical Report*. 2000, vol. 82, no. 7, pp. 35–41.
 12. Okumura M., Karimine K., Uchino K., Yurioka N. Development of field fusion welding technology for rail-road rails. *Nippon Steel Technical Report*. 1995, vol. 65, no. 4, pp. 41–49.
 13. Kozyrev N.A., Shevchenko R.A., Usol'tsev A.A., Prudnikov A.N., Bashchenko L.P. Welding of differentially heat-strengthened rails. Industrial testing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 5, pp. 305–312. (In Russ.). <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-305-312>
 14. Shevchenko R.A., Kozyrev N.A., Kratko S.N., Kryukov R.E., Mikhno A.R. Development of technology for manufacturing rail strings for railway access roads to mines. *IOP Conference Series: Earth and Environmental*. 2019, vol. 377, article 0121021. <http://doi.org/10.1088/1755-1315/377/1/012021>
 15. Kalashnikov E.A., Korolev Yu.A. Rail welding technologies: Trends in Russia and abroad. *Put' i putevoe khozyaistvo*. 2015, no. 8, pp. 2–6. (In Russ.).
 16. Shur E.A. Influence of structure on rails service life. In: *Influence of Metal Matrix Properties on Rails Service Life. Collection of Papers*. Yekaterinburg: UIM, 2006, pp. 37–63. (In Russ.).
 17. Shur E.A., Rezanov V.A. Complex method of rails resistance welding. *Vestnik VNIIZhT*. 2012, no. 3, pp. 20–22. (In Russ.).
 18. Blanter M.E. *Heat Treatment Theory*. Moscow: Metallurgiya, 1984, 328 p. (In Russ.).
 19. Popov A.A., Popova L.E. *Heat-Treater Reference Book. Isothermal and Thermokinetic Diagrams of Supercooled Austenite Decomposition*. Moscow; Sverdlovsk: Mashgiz, 1961, 430 p. (In Russ.).
 20. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Special Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1985, 408 p. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Егор Владимирович Полевой, к.т.н., начальник бюро металловедения и термической обработки технического отдела рельсовой площадки, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

E-mail: egor.polevoj@evraz.com

Юрий Николаевич Симонов, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов», Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: simonov@pstu.ru

Николай Анатольевич Козырев, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой материаловедения, литейного и сварочного производства, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-7391-6816

E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Egor V. Polevoi, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Bureau of Metal Science and Heat Treatment of Rail Production Technical Department, JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant”

E-mail: egor.polevoj@evraz.com

Yurii N. Simonov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Metal Science, Thermal and Laser Processing of Metals, Perm National Research Polytechnic University

E-mail: simonov@pstu.ru

Nikolai A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production”, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-7391-6816

E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Роман Алексеевич Шевченко, ассистент кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: shefn1200@mail.ru

Людмила Петровна Бащенко, к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: [0000-0003-1878-909X](https://orcid.org/0000-0003-1878-909X)
E-mail: luda.baschenko@gmail.com

Roman A. Shevchenko, Assistant of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production”, Siberian State Industrial University
E-mail: shefn1200@mail.ru

Lyudmila P. Bashchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Thermal Power and Ecology”, Siberian State Industrial University
ORCID: [0000-0003-1878-909X](https://orcid.org/0000-0003-1878-909X)
E-mail: luda.baschenko@gmail.com

Поступила в редакцию 24.09.2020
 После доработки 14.12.2020
 Принята к публикации 22.12.2020

Received 24.09.2020
 Revised 14.12.2020
 Accepted 22.12.2020