



Оригинальная статья

УДК 669.14

DOI 10.17073/0368-0797-2021-4-266-272



ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ. СООБЩЕНИЕ 2. ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ДИАГРАММА КИНЕТИКИ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ R350LHT

Е. В. Полевой¹, Ю. Н. Симонов², Н. А. Козырев³,
Р. А. Шевченко³, Л. П. Башенко³

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

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

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

Аннотация. По результатам проведенных dilatометрических, металлографических и дюрOMETрических исследований процесса распада переохлажденного аустенита стали R350LHT при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях была построена изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита исследуемой стали. При сравнении термокинетической и изотермической диаграмм распада переохлажденного аустенита стали R350LHT установлено, что термокинетическая диаграмма, построенная при непрерывном охлаждении, смещается вниз и вправо по сравнению с изотермической диаграммой. Данный результат полностью согласуется с известными закономерностями. Во время исследований были определены критические точки стали R350LHT: $A_{c1} = 711\text{ }^{\circ}\text{C}$; $M_n = 196\text{ }^{\circ}\text{C}$. По изотермической диаграмме распада переохлажденного аустенита стали R350LHT определена температура минимальной устойчивости переохлажденного аустенита, которая составила $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. В изотермических условиях структуры перлитного типа реализуются в интервале температур от 700 до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$. При $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ формируется смесь структур перлитного и бейнитного типов. В интервале температур от 500 до $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ формируются бейнитные структуры: при $500 - 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ образуется верхний бейнит; при $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ – смесь верхнего и нижнего бейнита; при $300 - 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ – нижний бейнит. Практически во всем изученном температурном интервале изотермического распада переохлажденного аустенита наблюдается увеличение твердости продуктов превращения при понижении температуры выдержки от 246 HV (при $700\text{ }^{\circ}\text{C}$) до 689 HV (при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$). Однако при температуре $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит небольшое падение твердости, что, по-видимому, вызвано появлением остаточного аустенита при развитии бейнитного превращения.

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 р_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., Башенко Л.П. Исследование фазовых и структурных превращений при формировании сварного соединения из рельсовой стали. Сообщение 2. Изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита рельсовой стали R350LHT // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 4. С. 266–272.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-266-272>

Original article

PHASE AND STRUCTURAL TRANSFORMATIONS WHEN FORMING A WELDED JOINT FROM RAIL STEEL. REPORT 2. ISOTHERMAL 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 654007, Russian Federation)

Abstract. An isothermal diagram of decomposition of supercooled austenite of R350LHT steel was constructed based on the results of dilatometric, metallographic and hardness analysis of this decomposition during continuous cooling and under isothermal conditions. When comparing the thermokinetic and isothermal diagrams, it was found that the thermokinetic diagram plotted during continuous cooling shifts downward and to the right in comparison with the isothermal diagram. This result is fully consistent with the known regularities. During the research, the critical points of R350LHT steel were determined: $A_{c1} = 711\text{ }^{\circ}\text{C}$; $M_n = 196\text{ }^{\circ}\text{C}$. This isothermal diagram was used to determine the temperature of the minimum stability of overcooled austenite, which was $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Under isothermal conditions, pearlite-type structures appear in the temperature range from 700 to $600\text{ }^{\circ}\text{C}$. At $550\text{ }^{\circ}\text{C}$, a mixture of pearlitic and bainitic structures is formed. In the temperature range from 500 to $250\text{ }^{\circ}\text{C}$, bainitic structures are formed: at $500 - 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ – upper bainite; at $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ – a mixture of upper and lower bainite; at $300 - 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ – lower bainite. Almost in the entire studied temperature range of overcooled austenite isothermal decomposition, an increase in the hardness of the transformation products is observed with a decrease in the holding temperature from 246 HV (at $700\text{ }^{\circ}\text{C}$) to 689 HV (at $250\text{ }^{\circ}\text{C}$). However, at a temperature of $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, a slight drop in hardness occurs, which is apparently caused by the appearance of retained austenite during the development of bainitic transformation.

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

Funding: The work was supported by the Russian Foundation for Basic Research (RFBR) and the Kemerovo Region in the framework of 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., Kozyrev N.A., Shevchenko R.A., Bashchenko L.P. Phase and structural transformations when forming a welded joint from rail steel. Report 2. Isothermal diagram of decomposition of supercooled austenite of R350LHT rail steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 4, pp. 266–272. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-266-272>

ВВЕДЕНИЕ

Технический процесс в области обработки металлов давлением, сварки, термической обработки, автоматизация и улучшение технологических процессов требуют достаточно полного и детального представления об основных характеристиках и особенностях обрабатываемых сплавов. Помимо химического состава к числу таких характеристик относятся данные о положении критических точек и кинетике распада переохлажденного аустенита, о чувствительности стали к перегреву и росту зерна, о прокаливаемости и механических свойствах сталей [1]. Кинетику распада аустенита при постоянной температуре переохлаждения характеризуют изотермические диаграммы. Такие диаграммы наглядны для сравнительной оценки разных сталей, а также для выявления влияния легирования и других факторов (температуры нагрева, размера зерна, пластической деформации и т.п.) на кинетику распада переохлажденного аустенита. 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 превращений аустенита и оценить получаемую при этом структуру [2]. 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 [3 – 6].

В процессе сварки железнодорожных рельсов неизбежно образуется зона термического влияния в резуль-

тате локального нагрева, что приводит к образованию различных структур в сварном соединении [7 – 10]. При разработке технологий сварки ответственных металлоконструкций [11 – 15] с целью получения наиболее полного представления о возможных структурных состояниях стали, которые можно реализовать в результате распада переохлажденного аустенита в различных температурных интервалах, строят изотермические диаграммы распада переохлажденного аустенита [16 – 19].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

По методике и на приборной базе, рассмотренной в работе [20], для построения изотермической диаграммы распада переохлажденного аустенита проводили dilatометрические исследования превращения аустенита при изотермических выдержках. Dilатометрический анализ проводили на закалочном dilatометре Linseis RITA L78 с горизонтальным расположением образцов. Микродюрометрический анализ проводили в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6507-1 – 2007 на автоматическом микротвердометре DuraScan 70 фирмы EMCO-TEST (Австрия) для проведения испытаний по Виккерсу по методу восстановленного отпечатка вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием при нагрузке 500 г . Metallografические исследования проводили на микрошлифах образцов стали R350LHT с использованием светового инвертированного микроскопа Olympus GX 51 при увеличении $500\times$. Обработку изображений проводили с применением программно-аппаратного комплекса анализа изображений SIAMS 700, а также при помощи программного обеспечения Olympus Stream Motion, версия 1.8.

Нагрев для последующего изучения распада переохлажденного аустенита при изотермических выдержках проводили со скоростью $1,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до температуры $825\text{ }^{\circ}\text{C}$. Выдержка при температуре аустенитизации со-

ставляла 15 мин. До температуры изотермической выдержки охлаждение проводили со скоростью 100 °C/с. Изотермическую выдержку осуществляли при температурах 700, 650, 600, 550, 500, 450, 400, 350, 300 и 250 °C.

Время начала и окончания превращения при изотермической выдержке определяли по точке отрыва касательной от линейного участка дилатограммы до и после фазового превращения.

На образцах после дилатометрических измерений по различным режимам изотермической обработки по заданным режимам были изготовлены микрошлифы и исследована микроструктура, а также проведен микродюрометрический анализ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

По результатам исследования была построена изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали R350LHT (рис. 1).

В интервале температур 700 – 600 °C распад переохлажденного аустенита проходит по перлитному

механизму. Образуются структуры перлитного типа, которые состоят из колоний феррито-цементитной смеси. При температуре 700 °C образуется перлит (рис. 2, а), при температуре 650 °C – сорбит (рис. 2, б), при температуре 600 °C – троостит (рис. 2, в). При увеличении дисперсности феррито-карбидной смеси происходит увеличение твердости стали R350LHT. Твердость полученного перлита составляет 246 HV, твердость сорбита и троостита – 315 HV и 367 HV соответственно.

При температуре 550 °C распад переохлажденного аустенита приводит к развитию превращения по перлитному и бейнитному механизмам. При этом формируется смесь троостита и бейнита (рис. 2, г) с твердостью 380 HV.

В интервале температур 500 – 400 °C формируется структура верхнего бейнита, в которой присутствуют, по-видимому, достаточно крупные островки остаточного аустенита неправильной округлой формы (рис. 2, д – ж). Твердость при этом возрастает от 340 до 428 HV.

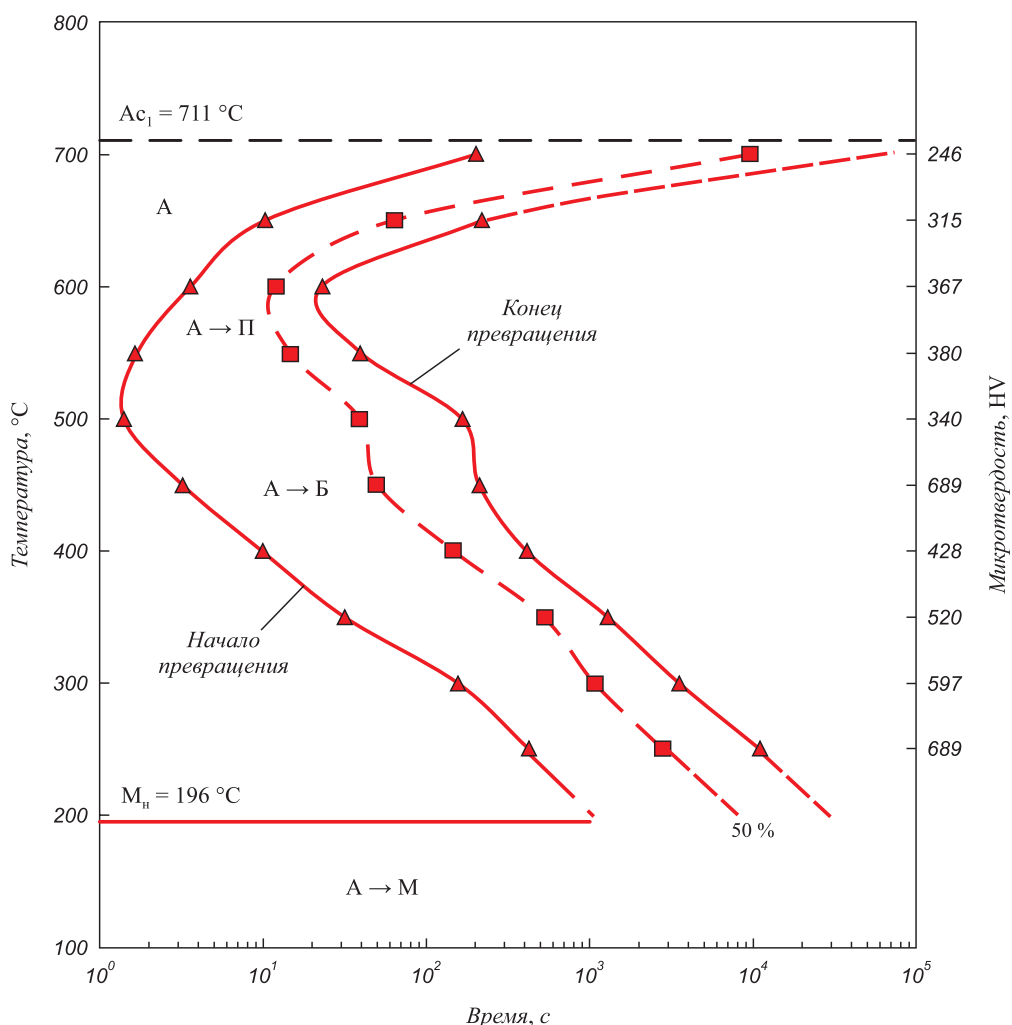


Рис. 1. Изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 80ГС

Fig. 1. Isothermal decomposition diagram of supercooled austenite of 80GS steel

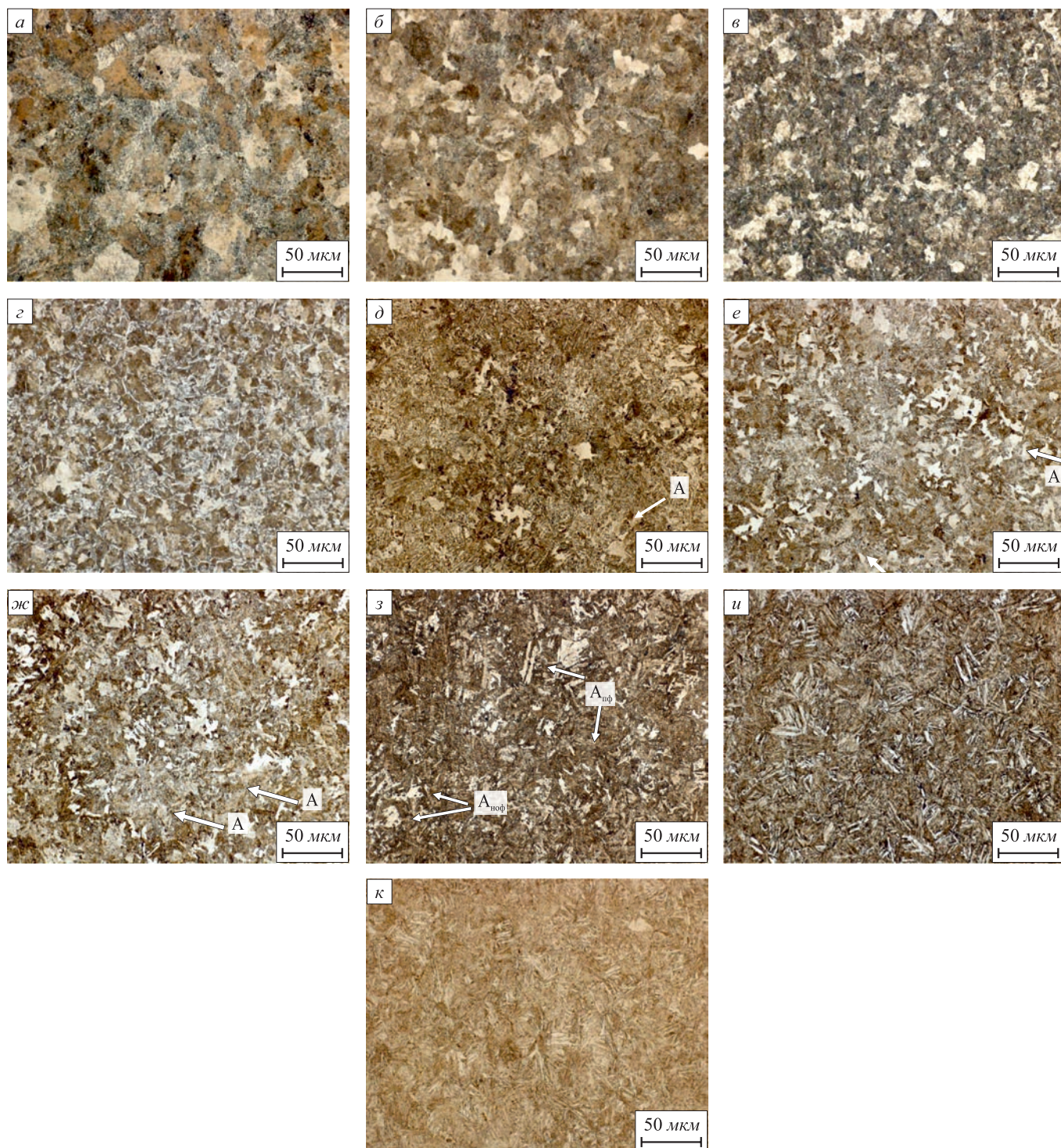


Рис. 2. Структура стали Э76 после распада переохлажденного аустенита при температурах 700, 650, 600, 550, 500, 450, 400, 350, 300 и 250 °С (а – е). Стрелками показаны аустенит неправильной округлой формы (А), прямоугольной формы ($A_{пф}$) и остроугольной формы ($A_{оф}$)

Fig. 2. Structure of E76 steel after decomposition of supercooled austenite at temperatures 500, 450, 400, 350, 300 and 250 °C (a – e).

Arrows show austenite of irregular rounded shape (A), rectangular shape ($A_{пф}$) and acute-angled shape ($A_{оф}$)

При температуре 350 °С формируется переходная структура от верхнего бейнита к нижнему бейниту, при этом встречаются островки остаточного аустенита неправильной округлой формы (как в верхнем бейните) и светлые области остаточного аустенита прямоугольной ($A_{пф}$) или остроугольной формы ($A_{оф}$), которые

расположены между пластинами бейнитной α -фазы (рис. 2, з). При этом твердость повышается до 520 HV.

При температурах 300 – 250 °С при изотермической выдержке переохлажденный аустенит превращается в нижний бейнит, который состоит из светлых областей остаточного аустенита, как правило, остроугольной или

прямоугольной формы, и бейнитной α -фазы с карбидными выделениями внутри (рис. 2, и, к). Твердость таких структур наибольшая из полученных при изотермическом распаде и составляет 597 и 689 HV соответственно.

Температура минимальной устойчивости переохлажденного аустенита стали R350LHT составляет 500 °С. Структуры перлитного типа получены в интервале температур от 700 до 600 °С. При температуре 550 °С наблюдается переход от перлитного к бейнитному превращению. В интервале температур от 500 до 250 °С реализуется бейнитное превращение: в интервале температур 500 – 400 °С образуется верхний бейнит; при 350 °С – смесь верхнего и нижнего бейнита; в интервале 300 – 250 °С – нижний бейнит.

Практически во всем изученном температурном интервале изотермического распада переохлажденного аустенита наблюдается увеличение твердости продуктов превращения при понижении температуры выдержки от 246 (при 700 °С) до 689 HV (при 250 °С). Однако при 500 °С наблюдается небольшое падение твердости.

Выводы

По результатам проведенных dilatометрических, металлографических и дюрOMETрических исследова-

ний процесса распада переохлажденного аустенита стали R350LHT при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях были построены изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита исследуемой стали.

Установлено, что термокинетическая диаграмма, построенная при непрерывном охлаждении, смещается вниз и вправо по сравнению с изотермической диаграммой. Определены критические точки стали R350LHT: $A_{c1} = 711$ °С; $M_n = 196$ °С.

Определенная по изотермической диаграмме распада переохлажденного аустенита стали R350LHT температура минимальной устойчивости переохлажденного аустенита составила 500 °С. В изотермических условиях структуры перлитного типа реализуются в интервале температур от 700 до 600 °С. При температуре 550 °С формируется смесь структур перлитного и бейнитного типа. Бейнитные структуры формируются в диапазоне температур 500 – 250 °С. Твердость продуктов распада переохлажденного аустенита во всем исследованном температурном интервале увеличивается при снижении температуры выдержки от 246 (при 700 °С) до 689 HV (при 250 °С). При 500 °С происходит небольшое падение твердости, что, по-видимому, вызвано появлением остаточного аустенита при развитии бейнитного превращения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Блантер М.Е. Теория термической обработки. М.: Металлургия, 1984. 328 с.
2. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М.: Металлургия, 1985. 408 с.
3. Теория сварочных процессов / А.В. Коновалов, А.С. Куркин, Э.Л. Макаров и др. М.: изд. МГТУ им. Баумана, 2007. 559 с.
4. Weingrill L., Krutzler J., Enzinger N. Temperature field evolution during flash butt welding of railway rails // *Materials Science Forum*. 2017. Vol. 879. P. 2088–2093.
<http://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.879.2088>
5. Yamamoto R., Komizu Y., Fukada Y. Experimental examination for understanding of transition behaviour of oxide inclusions on gas pressure weld interface: joining phenomena of gas pressure welding // *Welding International*. 2014. Vol. 28. No. 7. P. 510–520.
<https://doi.org/10.1080/09507116.2012.753237>
6. Fujii M., Nakanowatari H., Nariai K. Rail flash-butt welding technology // *JFE Technical Report*. 2015. No. 20. P. 159–163.
7. 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.
8. Dahl B., Mogard B., Grefott B., Ulander B. Repair of rails on-site by welding // *Svetsaren*. 1995. Vol. 50. No. 2. P. 10–14.
9. 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
10. 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.
11. Okumura M., Karimine K., Uchino K., Yurioka N. Development of field fusion welding technology for rail-roadrails // *Nippon Steel Technical Report*. 1995. Vol. 65. No. 4. P. 41–49.
12. Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Усольцев А.А., Прудников А.Н., Башенко Л.П. Разработка и моделирование технологического
1. Blanter M.E. *Theory of Heat Treatment*. Moscow: Metallurgiya, 1984, 328 p. (In Russ.).
2. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Special Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1985, 408 p. (In Russ.).
3. Kononov A.V., Kurkin A.S., Makarov E.L., etc. *Theory of Welding Processes*. Moscow: Bauman STU, 2007, 559 p. (In Russ.).
4. Weingrill L., Krutzler J., Enzinger N. Temperature field evolution during flash butt welding of railway rails. *Materials Science Forum*. 2017, vol. 879, pp. 2088–2093.
<http://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.879.2088>
5. Yamamoto R., Komizu Y., Fukada Y. Experimental examination for understanding of transition behaviour of oxide inclusions on gas pressure weld interface: joining phenomena of gas pressure welding. *Welding International*. 2014, vol. 28, no. 7, pp. 510–520.
<https://doi.org/10.1080/09507116.2012.753237>
6. Fujii M., Nakanowatari H., Nariai K. Rail flash-butt welding technology. *JFE Technical Report*. 2015, no. 20, pp. 159–163.
7. 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.
8. Dahl B., Mogard B., Grefott B., Ulander B. Repair of rails on-site by welding. *Svetsaren*. 1995, vol. 50, no. 2, pp. 10–14.
9. 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
10. 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.
11. Okumura M., Karimine K., Uchino K., Yurioka N. Development of field fusion welding technology for rail-roadrails. *Nippon Steel Technical Report*. 1995, vol. 65, no. 4, pp. 41–49.
12. Kozыrev N.A., Shevchenko R.A., Usol'tsev A.A., Prudnikov A.N., Bashchenko L.P. Welding of differentially heat-strengthened rails.

- 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>
13. 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>
 14. Калашников Е.А., Королев Ю.А. Технологии сварки рельсов: тенденции в России и за рубежом // Путь и путевое хозяйство. 2015. № 8. С. 2–6.
 15. 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.
 16. Шур Е.А., Резанов В.А. Комплексный метод контактной сварки рельсов // Вестник ВНИИЖТ. 2012. № 3. С. 20–22.
 17. Myers J., Geiger G.H., Poirier D.R. Structure and properties of thermite welds in rails // Welding Journal. 1982. Vol. 61. No. 8. P. 258–268.
 18. 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>
 19. Зюзин В.И. Влияние легирующих элементов на кинетику изотермического превращения и распада аустенита. Труды Уральского филиала АН СССР. М.: Металлургиздат, 1941. 109 с.
 20. Полевой Е.В., Симонов Ю.Н., Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Башенко Л.П. Исследование фазовых и структурных превращений при формировании сварного соединения из рельсовой стали. Сообщение 1. ТермокINETическая 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>
 - 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>
 13. 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>
 14. 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.).
 15. Shur E.A. Influence of structure on rails service life. In: *Influence of Metal Matrix Properties on Rails Service Life. Coll. of Papers*. Yekaterinburg: UIM, 2006, pp. 37–63. (In Russ.).
 16. Shur E.A., Rezanov V.A. Complex method of rails resistance welding. *Vestnik VNIIZhT*. 2012, no. 3, pp. 20–22. (In Russ.).
 17. Myers J., Geiger G.H., Poirier D.R. Structure and properties of thermite welds in rails. *Welding Journal*. 1982, vol. 61, no. 8, pp. 258–268.
 18. Tikhomirova L.B., Il'inykh A.S., Galai M.S., Sidorov E.S. Investigation of structure and mechanical properties of 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>
 19. Zyuzin V.I. Influence of alloying elements on the kinetics of isothermal transformation and decomposition of austenite. *Proceedings of the Ural Branch of the USSR Academy of Sciences*. Moscow: Metallurgizdat, 1941, 109 p. (In Russ.).
 20. Polevoi E.V., Simonov Yu.N., Kozyrev 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. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-2-95-103>

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

Роман Алексеевич Шевченко, ассистент кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: shefn1200@mail.ru

Людмила Петровна Башенко, к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-1878-909X

E-mail: luda.baschenko@gmail.com

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

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

E-mail: luda.baschenko@gmail.com

ВКЛАД АВТОРОВ:

Полевой Е.В. – подготовка образцов для проведения дилатометрических исследований, редактирование финальной версии.

Симонов Ю.Н. – проведение дилатометрических исследований, анализ дилатограмм, построение термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита.

Козырев Н.А. – научное руководство, определение целей и задач, проведение металлографических исследований, подбор и анализ источников информации по теме структурных превращений в рельсовой стали, редактирование финальной версии.

Шевченко Р.А. – проведение измерений микротвердости, проведение расчетов, редактирование финальной версии.

Бащенко Л.П. – подбор и анализ источников информации по теме распада переохлажденного аустенита для рельсовых сталей, редактирование финальной версии.

Поступила в редакцию 24.09.2020

После доработки 15.01.2021

Принята к публикации 20.01.2021

Received 24.09.2020

Revised 15.01.2021

Accepted 20.01.2021