

УДК 669.112.227.1 : 669.14.018.294.2.001.5
DOI: 10.30838/J.BPSACEA.2312.251022.7.885

ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ РОЗПАДУ АУСТЕНИТУ ЗА БЕЗПЕРЕРВНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ СТАЛІ З 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК НОВОГО ПОКОЛІННЯ

БАБАЧЕНКО О. І.¹, *докт. техн. наук*,
КОНОНЕНКО Г. А.², *докт. техн. наук*,
ПОДОЛЬСЬКИЙ Р. В.^{3*}

¹ Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Ак. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: A_Babachenko@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-2869-3478

² Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Ак. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

^{3*} Кафедра термічної обробки металів, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, 49000, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 713-59-51; відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Ак. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-0288-0641

Анотація. *Мета роботи* – дослідження кінетики розпаду переохолодженого аустеніту за безперервного охолодження сталі з 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са для залізничних рейок нового покоління з підвищеними експлуатаційними властивостями для розроблення параметрів диференційованого охолодження. *Методика.* Дослідження кінетики розпаду аустеніту проводилось із застосуванням диференціально-термічного аналізу. Охолоджували зразки з різними швидкостями, контроль температури виконували із застосуванням хромель-алюмінієвих термопар, установлених по центру зразка. Мікроструктуру досліджували із застосуванням оптичного (AxioVert 200M mat) та електронного (PEM-106) мікроскопів. Міжпластинчасту відстань у перліті визначали лінійним методом, січні розташовувалися перпендикулярно пакетам пластин. Твердість за Віккерсом – при навантаженні 10 кг. Кількість структурних компонентів визначали на мікроструктурних зображеннях із застосуванням програмного комплексу imageJ. *Результати.* Аналіз ТКД показав, що за швидкостей охолодження 0,06...5,96 °C/c структура досліджуваної сталі складається в основному з перліту. У міру збільшення швидкості охолодження змінюється морфологія та збільшується дисперсність перліту: від середнього перліту до сорбітоподібного. Слід зазначити, що при діапазоні швидкості охолодження 0,06...0,07 °C/c утворюється цементит третинний. З діаграми видно, що за швидкості охолодження 5,96 °C/c твердість становить 468 HV (432 HB), а структура не містить бейніту. За швидкості охолодження 1,47 °C/c твердість становить 356 HV (345 HB). Це трохи нижче мінімально допустимого значення за EN 13674-1:2011 до залізничних рейок категорії R400HT (370HB), але методом інтерполяції можна визначити, що швидкість охолодження повинна бути не менше 2,5 °C/c для досягнення твердості щонайменше 393 HV (370 HB). Тобто за охолодження поверхні кочення рейки зі швидкістю 5,96 °C/c, центральних об'ємів головки рейки зі швидкістю не менше 2,5 °C/c можуть бути виготовлені високоміцні рейки категорій : вища (за ДСТУ 4344:2004) та R400HT (за EN 13674-1:2011) зі сталі з 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са. *Наукова новизна.* Побудовано термокінетичну діаграму розпаду аустеніту сталі з 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са. *Практична значимість.* Установлено, що із застосуванням дослідної сталі з 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са можливо досягти твердості вище 400HB без утворення голчастих структур проміжного перетворення, тому рекомендовано названий хімічний склад для виготовлення високоміцних рейок категорії R400HT за EN 13674-1- 2011.

Ключові слова: залізничні рейки; хімічний склад; міжпластинчаста відстань; кінетика розпаду аустеніту; фазові перетворення; твердість

INVESTIGATION OF THE AUSTENITE DECAY KINETICS DURING CONTINUOUS COOLING OF STEEL WITH 0.84 % C, 0.44 % Si, 0.95 % Mn, 0.01 % B, 0.0006 % Ca FOR RAILWAY RAILS OF THE NEW GENERATION

BABACHENKO O.I.¹, *Dr. Sc. (Tech.)*,
KONONENKO G.A.², *Dr. Sc. (Tech.)*,
PODOLSKYI R.V.^{3*}

¹ Department of Structural Steels' Deformation and Heat Treatment Problems, Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Ak. Starodubova K.F. Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: A_Babachenko@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-2869-3478

² Department of Structural Steels' Deformation and Heat Treatment Problems, Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Ak. Starodubova K.F. Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

^{3*} Department of Heat Treatment of Metals, National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Haharina Ave., Dnipro, 49000, Ukraine, tel. +38 (056) 713-59-51; Department of Structural Steels' Deformation and Heat Treatment Problems, Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Ak. Starodubova K.F. Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-0288-0641

Abstract. Purpose. Investigation of the supercooled austenite decay kinetics during continuous cooling of steel with 0.84 % C, 0.44 % Si, 0.95 % Mn, 0.01 % B, 0.0006 % Ca for railway rails of a new generation with increased operational properties to develop parameters of differential cooling. **Method.** The investigation of the austenite decay kinetics was carried out using differential thermal analysis. Samples were cooled at different cooling rates, temperature control was performed using chromel-aluminum thermocouples installed in the center of the sample. Microstructural investigations are performed using optical (AxioVert 200M mat) and electronic (SEM-106) microscopes. The interplate distance in pearlite is determined by the linear method, the diagonals are located perpendicular to the plate packages. Vickers hardness at a load of 10 kg. The number of structural components is recognized on microstructural images using the imageJ software complex. **Results.** The TKD analysis showed that at cooling rates of 0,06...5,96 °C/s, the structure of the investigated steel consists of pearlite. As the cooling rate increases, the morphology changes and the dispersion of pearlite increases: from medium pearlite to sorbitol-like. It should be noted that in the cooling rate range of 0,06...0,07°C/s, tertiary cementite is formed from ferrite. The diagram shows that at a cooling rate of 5.96 °C/s the hardness is 468 HB (432 HB), and the structure does not contain bainite. At a cooling rate of 1.47 °C/s, the hardness is 356 HV (345 HB). This is slightly below the minimum allowable value (370 HV), but by interpolation it can be determined that the cooling rate must be at least 2.5 °C/s to achieve a hardness of at least 393 HV (370 HV). That is, when the rolling surface of the rail is cooled at a rate of 5.96 °C/s, the central volumes of the rail head at a rate of at least 2.5 °C/s, high-strength rails of the following categories can be manufactured: higher (DSTU (National Standard of Ukraine) 4344:2004) and R400HT (EN 13674-1:2011) from steel with 0.84 % C, 0.44 % Si, 0.95 % Mn, 0.01 % B, 0.0006 % Ca. **Scientific novelty.** Constructed thermokinetic diagram of steel austenite decay with 0.84 % C, 0.44 % Si, 0.95 % Mn, 0.01 % B, 0.0006 % Ca. **Practical value.** It was established that with the use of experimental steel with 0.84 % C, 0.44 % Si, 0.95 % Mn, 0.01 % B, 0.0006 % Ca it is possible to achieve a hardness above 400HV without the formation of needle-like structures, therefore this is recommended chemical composition for the manufacture of high-strength rails of the R400HT category according to EN 13674-1-2011.

Keywords: railway rails; chemical composition; interplate distance; kinetics of austenite decay; phase transformations; hardness

Вступ

Залізничні рейки – це елементи залізничного полотна, що зазнають знакозмінних навантажень у процесі експлуатації, тому метал повинен володіти високим опором втомі; а також рейки є деталями, що труться, тому вони повинні володіти достатнім опором зношуванню. Саме характеристики зносостійкості відіграють велику роль у роботі системи

колесо–рейка. Це визначає довговічність цих деталей.

Твердість традиційно використовувалася для попереднього оцінювання зносостійкості перлітних рейкових сталей. Це не означає, що висока твердість становить пряму причину високої зносостійкості. У перлітних сталях зносостійкість зростає в міру збільшення вмісту вуглецю і зменшення

міжпластинчастої перлітної відстані. Перліт складається з пластин фериту і карбіду заліза, що чергуються, відстань між пластинами змінюється залежно від температури його утворення в міру охолодження рейки після прокатки.

Зі збільшенням швидкості охолодження відстань між рейками перліту зменшується, отже, збільшується твердість, яка забезпечується в рейках із термічно обробленою головкою. Збільшення вмісту вуглецю викликає підвищення об'ємної частки карбідів заліза, вони тверді і мають тенденцію приймати орієнтацію, паралельну зі зношеною поверхнею.

Величина міжпластинчастої відстані впливає на спосіб деформації карбідних пластин у контакті кочення [1]. Товсті пластини карбідів (більше $101,6 \times 10^{-6}$ мм) мають тенденцію до руйнування у разі високих деформацій; в той час як тонкі пластини карбіду (менше $101,6 \times 10^{-6}$ мм) деформуються пластично, без руйнування [2].

Це підтверджено на практиці [3]: проаналізовано стандартну рейкову сталь (300 НВ), що має типову середню відстань між пластинами перліту близько $152,4 \times 10^{-6}$ мм, у той час як рейки із загартованою головкою мають типову відстань близько $76,2 \times 10^{-6}$ мм.

Таким чином, у перлітних сталях зносостійкість забезпечується завдяки високому вмісту вуглецю і малій відстані між пластинами перліту (що досягається за рахунок термічної обробки головки рейки) – факторів, які обидва підвищують твердість.

Виходячи з попередніх досліджень [4–6] встановлено, що виконання необхідних вимог стандарту EN 13674-1:2011 до категорії «R400HT» для рейок зі сталі марки K76Ф в умовах поточного виробництва неможливе.

Таким чином, необхідно розробити хімічний склад сталі та режими охолодження за термічної обробки для виготовлення залізничних рейок, що відповідають вимогам вітчизняного (ДСТУ 4344:2004) та європейського (EN 13674-1:2011) стандартів.

Мета роботи – дослідження кінетики розпаду переохолодженого аустеніту під час безперервного охолодження сталі з 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са для залізничних рейок нового покоління з підвищеними експлуатаційними властивостями з метою подальшого розроблення параметрів диференційованого охолодження.

Матеріали та методи дослідження

Дослідний хімічний склад сталі наведено в таблиці 1 [7].

Дослідження кінетики розпаду аустеніту проводилось із застосуванням диференціально-термічного аналізу. Зразки охолоджували з різними швидкостями, контроль температури виконували із застосуванням хромель-алюмінієвих термопар, установлених по центру зразка. Зразок розташовували горизонтально у випробувальній установці, контроль геометричних параметрів виконували із застосуванням високоточного дилатометра, що вимірює лінійне збільшення.

Таблиця 1

Хімічний склад дослідної сталі для залізничних рейок нового покоління, (ваг. частка, %)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	B	Ca
0,84	0,44	0,95	0,014	0,008	0,09	0,11	0,17	0,013	0,0012	0,01	0,0006

Побудова термокінетичної діаграми (ТКД) здійснювалася після охолодження з різними швидкостями дилатометричних зразків, нагрітих до температури 900 °С, близької до температури нагріву при загартуванні рейок. Після нагрівання до аустенітного стану зразки витримували протягом 5 хвилин та охолоджували з різними швидкостями (у різному охолоджувальному середовищі).

Мікроструктурні дослідження виконували із застосуванням оптичного (AxioVert 200M mat) та електронного (PEM-106) мікроскопів. Шліфи для металографії виготовляли посередині дилатометричних зразків із застосуванням електрохімічного полірування в розчині хромового ангідриду та крижаної оцтової кислоти, поверхню травили в 3 % спиртовому розчині HNO₃. Контроль

твердості за Віккерсом виконували з навантаженням 10 кг із витримкою 10 секунд. Кількість структурних компонентів визначали на мікроструктурних зображеннях із застосуванням програмного комплексу imageJ.

Результати досліджень

У процесі дослідження сталі з 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са визначили критичні точки $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення при нагріві. Встановлено, що початок перетворення відбувається в точці з температурою ≈ 740 °С (A_{c1}), а кінець – за температури ≈ 835 °С (A_{cm}).

Для побудови ТКД зразки були нагріті до температури 900 °С (приблизно на ~ 50 °С вище за температуру A_{cm}).

На ТКД (рис. 1) біля кожної швидкості охолодження вказані значення твердості за Віккерсом і об'ємні частки структурних компонентів, виражені у відсотках. Аналіз діаграми показує, що температури початку та завершення утворення перліту та бейніту значно знижуються зі збільшенням швидкості охолодження. У разі збільшення швидкості охолодження спостерігається тенденція до збільшення значень твердості через структурні зміни, що відбуваються в сталі: збільшення дисперсності структурних складових, зменшення кількості перліту в структурі, збільшення об'ємної частки бейніту та мартенситу.

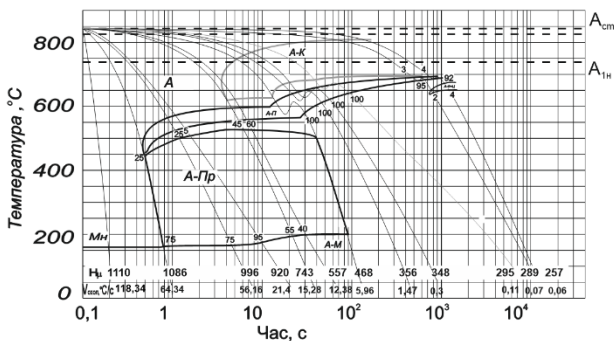


Рис. 1. Термокінетична діаграма розпаду переохолодженого аустеніту за безперервного охолодження сталі з 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са

За швидкостей охолодження 0,06...5,96 °С/с структура досліджуваної сталі складається з перліту (рис. 2, а-г). У міру збільшення швидкості охолодження

змінюється морфологія та збільшується дисперсність перліту: від середнього до сорбітоподібного. Слід зазначити, що за діапазону швидкості охолодження 0,06...0,07 °С/с з фериту утворюється цементит третинний.

За швидкості охолодження 5,96 °С/с та більше на дилатометричній кривій фіксується проміжне перетворення (рис. 2, д). У разі збільшення швидкості охолодження до 64,34 °С/с морфологія бейніту змінюється від верхнього до нижнього (рис. 2, е). У досліджуваній сталі повністю пригнічується утворення перліту за швидкості охолодження понад 12,38 °С/с. За швидкості охолодження 118,34 °С/с утворюється мартенсит та аустеніт залишковий.

У таблиці 2 показано, що у разі збільшення швидкості охолодження в діапазоні 0,06...5,96 °С/с співвідношення структурних компонентів не змінюється, але з рисунка 1 встановлено, що підвищується твердість, ймовірно, це відбувається через підвищення дисперсності перліту.

Таблиця 2

Фазовий склад дослідної сталі за різних швидкостей охолодження

Швидкість охолодження, °С/с	Структурний компонент, % об.				
	М + А зал.	Б	П	Ц	Ц _{III}
0,06	-	-	92	4	4
0,07	-	-	95	3	2
0,11	-	-	100	-	-
0,30	-	-	100	-	-
1,47	-	-	100	-	-
5,96	-	-	100	-	-
12,38	-	45	60	-	-
15,28	-	55	40	-	-
21,40	-	95	5	-	-
56,16	-	75	25	-	-
64,34	-	75	25	-	-
118,34	100	-	-	-	-

Примітка: М – мартенсит, А зал. – аустеніт залишковий, Б – бейніт, П – перліт, Ц – цементит, Ц_{III} – цементит третинний

Мікроструктура, що сформувалась за різних швидкостей охолодження, показана на рисунку 2.

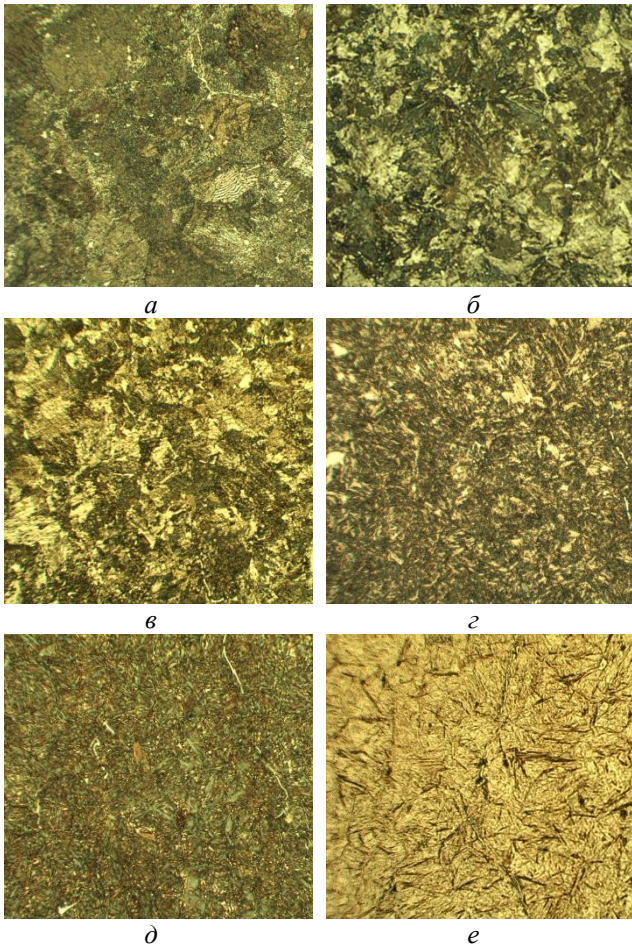


Рис. 2. Мікроструктура зразків сталі з 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са, що охолоджуються з різними швидкостями:
 а – 0,06 °С/с; б – 1,47 °С/с, в – 5,96 °С/с,
 г – 21,4 °С/с, д – 56,16 °С/с, е – 118,34 °С/с

У міру збільшення швидкості охолодження змінюється морфологія і підвищується дисперсність перліту: від тонкостінного до сорбітоподібного згідно з ГОСТ 8233 (рис. 3). Це викликає збільшення твердості (рис. 4, 5).

Оскільки збільшення швидкості охолодження спричиняє зменшення міжпластинчастої відстані, ці зміни зумовлюють збільшення твердості та міцності з постійним фазовим складом.

З діаграми видно, що за швидкості охолодження 5,96 °С/с твердість становить 468 HV (432 HB), а структура не містить бейніту. За швидкості охолодження 1,47 °С/с твердість становить 356 HV (345 HB).

Це трохи нижче мінімально допустимого значення (370HB), але методом інтерполяції можна визначити, що швидкість

охолодження повинна бути не менше 2,5 °С/с для досягнення твердості щонайменше 393 HV (370 HB).

Тобто у разі охолодження поверхні кочення рейки зі швидкістю 5,96 °С/с, центральних об'ємів головки рейки зі швидкістю не менше 2,5 °С/с можуть бути виготовлені високоміцні рейки категорій: вища (за ДСТУ 4344:2004) та R400HT (за EN 13674-1:2011) зі сталі з 0,84 %, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са.

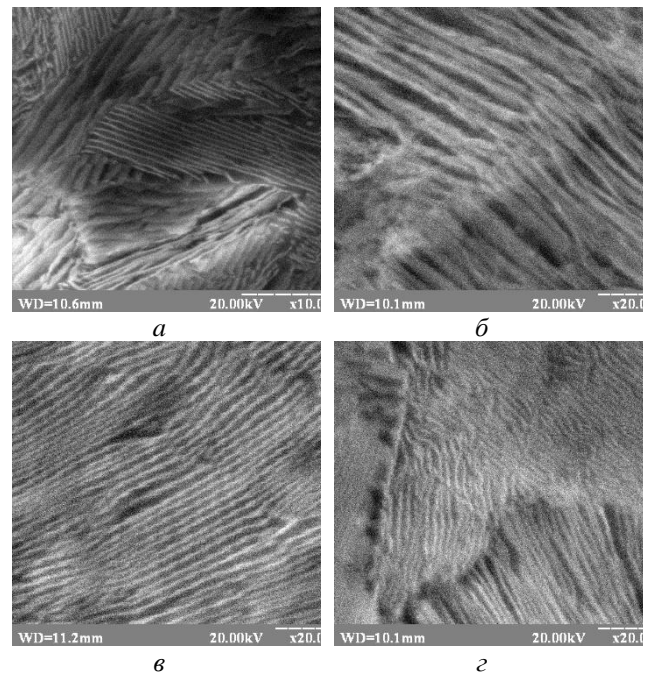


Рис. 3. Мікроструктура сталі з 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са, після охолодження зі швидкістю 0,07 °С/с (а) × 10 000, 0,3 °С/с (б), 1,47 °С/с (в), 5,96 °С/с (г) × 20 000

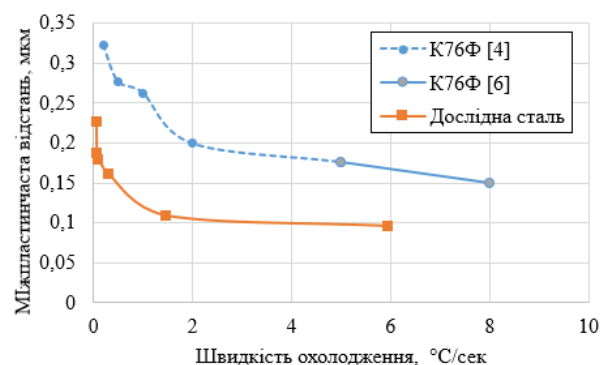


Рис. 4. Залежність міжпластинчастої відстані перліту від швидкості охолодження сталей К76Ф та дослідної сталі

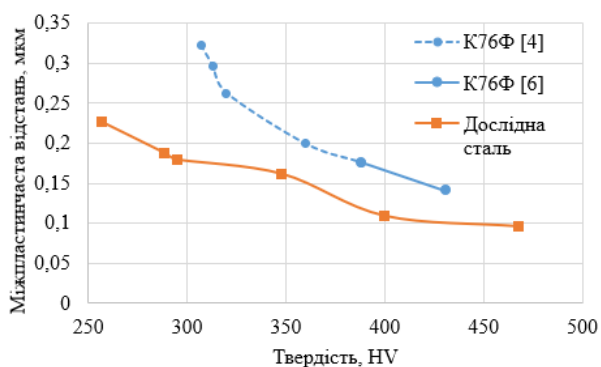


Рис. 5. Залежність твердості сталі K76Ф та досліджуваної сталі від міжпластинчастої відстані перліту

З результатів аналізу термокінетичної діаграми дослідної сталі з 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са встановлено, що можливе досягнення значення твердості вище 400 НВ без утворення структур проміжного перетворення для виготовлення високоміцних залізничних рейок категорії R400HT відповідно до EN 13674-1:2011.

Таким чином, за результатами досліджень встановлено необхідний інтервал швидкостей охолодження за термічної обробки головки рейки та доведено можливість отримання заданої

твердості при пластинчастій формі карбідів із дослідної сталі з умістом 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са.

Висновки

1. При реалізації раціональних режимів термообробки – охолодження поверхні катання рейок зі швидкістю до 5,96 °С/с, центральних об'ємів головки рейки зі швидкістю не менше 2,5 °С/с – можливе виготовлення високоміцних рейок категорій R400HT за EN 13674-1-2011 з дослідної сталі з умістом 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са.

2. Установлено закономірності кінетики розпаду аустеніту сталі з 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са.

3. З'ясовано закономірність зміни міжпластинчастої відстані перліту залежно від швидкості охолодження дослідної сталі з умістом 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са.

4. Визначено закономірність зміни твердості залежно від міжпластинчастої відстані перліту дослідної сталі з 0,84 % С, 0,44 % Si, 0,95 % Mn, 0,01 % В, 0,0006 % Са.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. H. de Boer et al. Naturally Hard Bainitic Rails with High Tensile Strength. *Stahl und Eisen*. Vol. 115, № 2. 1995. Pp. 93–98.
2. Jin N. Mechanical Properties and Wear Performance of Bainitic Steels. Ph. D. Thesis. Oregon Graduate Institute. Portland. OR. 1995.
3. Jin N., Clayton P. Effect of Microstructure on Rolling / Sliding Wear of Low Carbon Bainitic Steels. *Wear*. Vol. 202. 1997. Pp. 202–207.
4. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Хулін А. М. Дослідження кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні сталі K76Ф для рейок звичайних для залізниць широкої колії. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії: зб. наук. пр.* Дніпро: ІЧМ НАНУ, 2018. Т. 32. С. 317–327.
5. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Подольський Р. В. Імітаційне моделювання зміни теплового поля залізничної рейки під час диференційної термічної обробки. Комп'ютерне моделювання та оптимізація складних систем: матер. VI міжнар. наук.-техн. конф. 2020. С. 17–18.
6. Babachenko O., Kononenko G., Podolskyi P. Development of a model for calculating changes in K76F rail steel temperature to determine the heat treatment parameters. *Science and Innovation*. 2021. № 17 (4). Pp. 25–32. URL: <https://doi.org/10.15407/scine17.04.025>
7. Babachenko O. I., Kononenko H. A., Podolskyi R. V., Safronova O. A. Steel for Railroad Rails with Improved Operating Properties. *Mater Sci*. 2021. Vol. 56. Pp. 814–819. URL: <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00499-1>

REFERENCES

1. H. de Boer et al. Naturally Hard Bainitic Rails with High Tensile Strength. *Stahl und Eisen*. Vol. 115, no. 2, 1995, pp. 93–98.
2. Jin N. Mechanical Properties and Wear Performance of Bainitic Steels. Ph.D. Thesis. Oregon Graduate Institute. Portland. OR. 1995.

3. Jin N. and Clayton P. Effect of Microstructure on Rolling / Sliding Wear of Low Carbon Bainitic Steels. *Wear*. Vol. 202, 1997, pp. 202–207.

4. Babachenko O. I., Kononenko G. A. and Hulin A. M. *Doslidzhennja kinetiki rozpadu austenitu pri bezpererвному oholodzhenni stali K76F dlja rejok zvichajnih dlja zaliznic' shirokoї koliї* [Study of the kinetics of austenite decay during continuous cooling of K76F steel for common rails for broad-gauge railways]. *Fundamental'ni ta prikladni problemi chornoї metalurgii : zb. nauk. pr.* [Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy : coll. of sc. papers]. Dnipro : IChM NANU Publ., 2018, vol. 32, pp. 317–327. (in Ukrainian).

5. Babachenko O.I., Kononenko G.A. and Podol'skij R.V. *Imitacijne modeljuvannja zmini teplovogopolja zaliznichnoї rejki pid chasdiferencijnoї termichnoї obrobki* [Simulation modeling of changes in the thermal field of a railway rail during differential heat treatment]. *Komp'juterne modeljuvannja ta optimizacija skladnih sistem : materialy VI mizhnarodnoї naukovo-tehnicnoї konferencii* [Computer Modeling and Optimization of Complex Systems: mater. VI International science and technology conf.]. 2020, pp. 17–18. (in Ukrainian).

6. Babachenko O., Kononenko G. and Podolskyi P. Development of a model for calculating changes in K76F rail steel temperature to determine the heat treatment parameters. *Science and Innovation*. 2021, no. 17 (4), pp. 25–32. URL: <https://doi.org/10.15407/scine17.04.025>

7. Babachenko O.I., Kononenko H.A., Podolskyi R.V. and Safronova O.A. Steel for Railroad Rails with Improved Operating Properties. *Mater Sci*. 2021, vol. 56, pp. 814–819. URL: <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00499-1>

Надійшла до редакції : 12.09.2022.