

О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, А. М. Хулін

**ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ РОЗПАДУ АУСТЕНІТУ ПРИ
БЕЗПЕРЕРВНОМУ ОХОЛОДЖЕННІ СТАЛІ К76Ф ДЛЯ РЕЙОК
ЗВИЧАЙНИХ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЦЬ ШИРОКОЇ КОЛІЇ**

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України

Метою роботи є дослідження кінетики розпаду переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні сталі для залізничних рейок з підвищеним вмістом марганцю та мікролегованої ванадієм. Актуальність роботи полягає у необхідності визначення можливості виробництва рейок зі сталі К76 Ф відповідно до закордонних стандартів, зокрема EN 13674-1-2011. Під час досліджень побудовано термкінетичну діаграму сталі К76Ф з різними швидкостями охолодження дилатометричних зразків, нагрітих за режимом нагрівання під загартування залізничних рейок в індукційній установці на ділянці термообробки в ПАТ «МК«Азовсталь». Дилатометричні дослідження показали, що при нагріванні зразків зі швидкістю 30⁰С/хв в сталі для залізничних рейок поліморфне $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення починається при температурі ~735⁰С (Ac₁), закінчується – при температурі ~760⁰С (Ac₃). Встановлено, що температури початку і завершення утворення фериту, перліту і бейніту помітно зменшуються при збільшенні швидкості охолодження. Зі збільшенням швидкості охолодження змінюється морфологія і підвищується дисперсність перліту – від середньопластинчастого перліту до високодисперсних структур сорбіту та трооститу гарту. Зроблено висновок, що у досліджуваній сталі марки К76Ф з 0,80% С, 0,25% Si, 0,97% Mn, 0,055% V неможливе досягнення твердості вище 400НВ без утворення бейніту. Для виготовлення високоміцних рейок категорії R400HTEN 13674-1-2011 необхідно створювати сталь нового хімічного складу. Показано, що розробити обґрунтованої зміцнюючі режими термічної обробки та забезпечити підвищення експлуатаційної надійності залізничних рейок можливо за рахунок визначення критичних точок та дослідження кінетики розпаду переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні сталі.

Ключові слова: залізничні рейки, властивості, дослідження, кінетика розпаду переохолодженого аустеніту, швидкість охолодження, режими термічної обробки

Стан питання. В Україні залізничні рейки виготовляються відповідно до вимог ДСТУ 4344: 2004 «Рейки звичайні для залізниць широкої колії. Загальні технічні умови» [1]. Основними підприємствами, що виробляють рейки, є МК «Азовсталь», ДМК ім. Ф. Е. Дзержинського.

Рейки відповідно до ДСТУ 4344: 2004 [1] виготовляються з вуглецевих сталей мартенівського (маркування М), конвертерного (маркування К) або електросталеплавильного (маркування Е) способу виробництва з вмістом вуглецю 0,69 ... 0,80% і 0,71 ... 0,82% без легування або з введенням ванадію або титану в кількості 0,03 ... 0,07% і 0,007 ...

0,0025% відповідно. При цьому нормативним документом не обмовляється, якої категорії рейок відповідає той чи інший хімічний склад і для яких умов експлуатації використовується кожна категорія рейок.

Основним показником експлуатаційної довговічності залізничних рейок є їх зносостійкість. Як було показано численними дослідженнями, характеристикою, що визначає зносостійкість, є твердість виробу [2, 3].

За вимогами до твердості на поверхні катання (374-401 НВ для рейок вищої категорії) нормативна документація України займає середню позицію серед стандартів інших країн. Вимоги по твердості на поверхні катання ДСТУ 4344 перевищує вимоги стандартів Австралії, Японії, Канади та США. Однак поступається вимогам ГОСТ Р 51685-2013 (верхня межа 405-409 НВ для рейок ОТ370ІК і ДТ370ІК) [4] і EN 13674-1: 2011 року (верхня межа 390-440 НВ для рейок R400НТ) [5].

Ще однією відмінною особливістю вітчизняного нормативного документа від Російського і Європейського стандартів є глибина виміру твердості по перетину головки рейки. Так, максимальна глибина, яка визначається ДСТУ 4344, складає 11 мм і рівень твердості в цій точці для рейок вищої категорії повинен становити не менше 321 НВ. У той час як ГОСТ Р 51685-2013 регламентує максимальну глибину виміру твердості в головці рейки 22 мм і рівень твердості в цій точці - не менше 352 НВ для рейок ОТ370ІК і ДТ370ІК, а EN 13674-1: 2011 - глибину 20 мм з твердістю більше 370 НВ.

За рівнем значень твердості досліджувана рейка є рейкою вищої категорії по ДСТУ 4344: 2004. При цьому дана категорія рейок за своїми показниками твердості на глибині 11 мм не відповідає мінімальним значенням для рейок зі сталі марки R350, яка забезпечує найменший рівень твердості для термозміцнення рейок по .

Таким чином, необхідно дослідити можливість досягнення в сталі марки К76Ф для залізних рейок рівня твердості, що відповідає вимогам закордонних стандартів.

Мета роботи: визначення критичних точок та дослідження кінетики розпаду переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні сталі для залізничних рейок з підвищеним вмістом марганцю та мікролегованої ванадієм, для обґрунтованої розробки зміцнюючих режимів термічної обробки, що забезпечують підвищення їх експлуатаційної надійності.

Методика досліджень. Для виконання роботи був використаний фрагмент повнопрофільної рейки, який за геометричними параметрами класифікований як рейка типу Р65 виробництва ПАТ «МК «Азовсталь». Ширина головки рейки 75 мм, висота головки по осі 45 мм. Хімічний склад сталі рейки представлений в табл.1. За масовою часткою елементів

дана сталь може класифікуватися як сталь марки К76Ф з підвищеним в межах марочного складу вмістом вуглецю і зниженим - кремнію.

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваної сталі для рейок, мас. %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	Mo	V
0,80	0,25	0,97	0,011	0,007	0,04	0,03	0,03	0,006	0,005	≤0,01	0,055

Для дослідження кінетики розпаду аустеніту нагрів зразків в дилатометрі DIL 805 A здійснювався в вакуумі ($5,0 \cdot 10^{-4}$ mbar) струмами високої частоти (2 МГц) за допомогою індуктора, що складається з двох мідних котушок. Ці котушки представляють собою порожнисті мідні трубки. Усередині зовнішньої котушки циркулює вода, необхідна для охолодження індуктора, внутрішні отвори другої котушки використовується для подачі газу (гелію, газоподібного азоту), призначеного для прискореного охолодження зразків із заданою швидкістю. Зразок розташовується горизонтально, і зміна геометричних розмірів зразка визначається за допомогою високоточного датчика LVDT (лінійний диференційний трансформатор зі змінним коефіцієнтом передачі) вимірювання лінійного збільшення.

Термічний цикл задається програмою, яка заснована на контролі температури зразка в часі через приварену до нього термопару (сплав Pt-Pt/Rh 10%) діаметром 0,09 мм. Програма представлена у вигляді таблиці, в якій вказані температури і час. Прилад підтримує задану температуру в заданий момент часу. Швидкість охолодження визначається швидкістю подачі охолоджуючого газу.

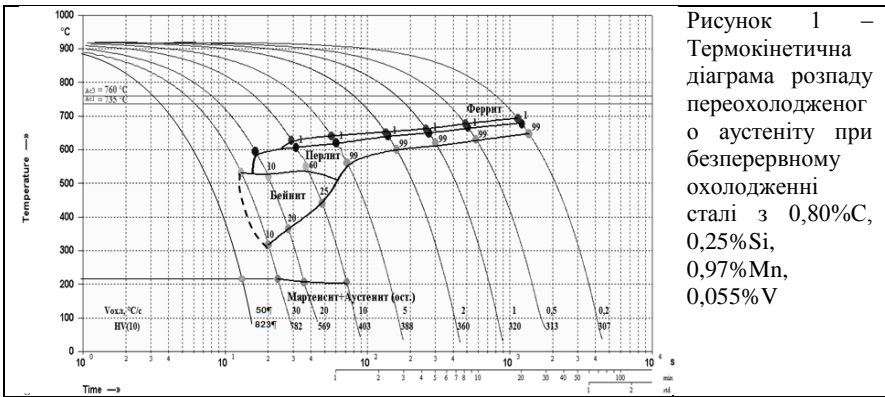
Побудова термодинамічної діаграми (ТКД) здійснювалося після різних швидкостей охолодження дилатометричних зразків, нагрітих за режимом, близьким до умов нагрівання під загартування залізничних рейок в індукційній установці на ділянці термообробки в ПАТ «МК«Азовсталь»: швидкість нагріву зразків в індукторі становила 30 °С/хв. Після нагріву в аустенітну область зразки витримували протягом 5 хвилин і охолоджували гелієм з різними швидкостями: 0,2; 0,5; 1; 2; 5; 10; 15; 20; 30 °С/с.

Металографічні дослідження проводилися за допомогою інвертованого кодованого металографічного мікроскопа Axio Observer.D1m з моторизованим предметним столом та растрового електронного мікроскопу РЭМ–106. Металографічні шліфи виготовлялися посередині дилатометричних зразків в перерізі перпендикулярному їх осі. Після стандартної методики приготування металографічних шліфів досліджувану поверхню травили в 2-4% спиртовому розчині азотної кислоти для виявлення кінцевої структури. Твердість за методом Віккерса при навантаженні 10 кг заміряли з використанням автоматичного

мікротвердоміра КВ 30. Кількість структурних складових оцінювали по мікрофотографії за допомогою аналізатора зображення з використанням методики кількісного визначення фаз, реалізованих в аналізаторі зображень Thixomet.

Результати досліджень. На першому етапі досліджень були визначені критичні точки для досліджуваної сталі. Дилатометричні дослідження показали, що при нагріванні зразків зі швидкістю $30^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ в сталі для залізничних рейок поліморфне $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення починається при температурі $\sim 735^{\circ}\text{C}$ (A_{c1}), закінчується – при температурі $\sim 760^{\circ}\text{C}$ (A_{c3}). Для побудови ТКД зразки нагрівали до температури 900°C (на $\sim 150^{\circ}\text{C}$ вище температури A_{c3} для даної сталі), яка відповідає прийнятій при термічній обробці при виробництві залізничних рейок.

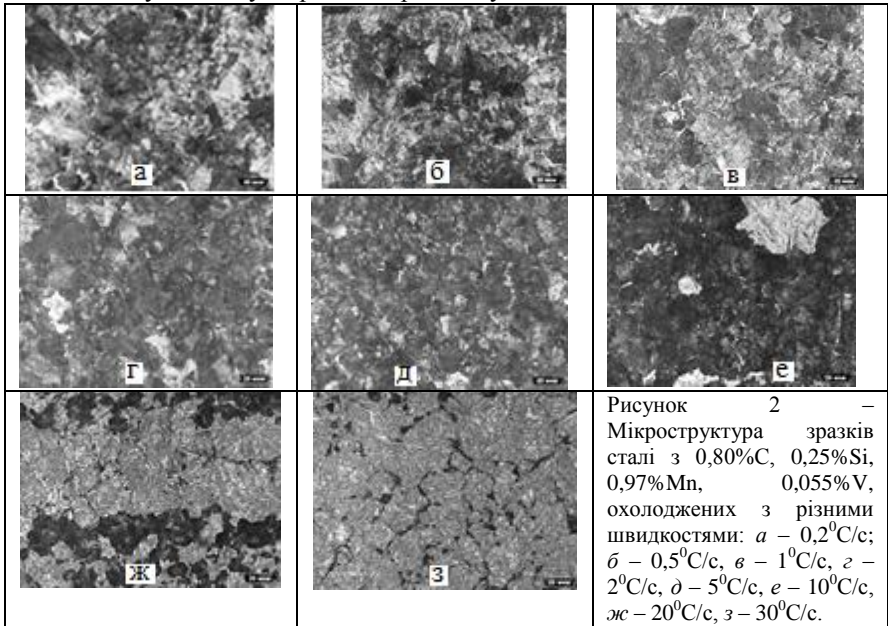
На ТКД (рис. 1) для кожної швидкості охолодження нанесені значення твердості по Віккерсу і об'ємні частки структурних складових, виражені в процентах. Аналіз ТКД показує, що температури початку і завершення утворення фериту, перліту і бейніту помітно зменшуються при збільшенні швидкості охолодження. Зі збільшенням швидкості охолодження відзначається тенденція зростання значень твердості, що пов'язано зі структурними змінами, що відбуваються в сталі: підвищенням дисперсності структурних складових, зменшенням кількості фериту і перліту в структурі, зростанням об'ємної частки бейніту і мартенситу.



При швидкостях охолодження $0,2\text{-}5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура досліджуваної сталі складається з перліту і невеликої кількості фериту ($\sim 1\%$), який утворився по границях колишнього аустенітного зерна і має вигляд дуже тонкої розірваної сітки (рис.2, а-д). Зі збільшенням швидкості охолодження змінюється морфологія і підвищується дисперсність

перліту: від середньопластинчастого перліту до високодисперсних структур сорбіту та трооститу гарту.

Структура трооститу на мікрофотографіях має найбільш темний колір і характеризується підвищеною твердістю серед інших продуктів дифузійного перетворення. При швидкості охолодження $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ на дилатометричній кривій реєструється бейнітне (проміжне) перетворення (рис.2, е). З подальшим збільшенням швидкості охолодження змінюється морфологія бейніту: від пір'ястого (верхнього) до голчастого (нижнього) (рис.2, ж). Утворення доєвтектоїдного фериту і перліту повністю пригнічується в досліджуваній сталі при швидкості охолодження понад $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Подальше збільшення швидкості охолодження до $30^{\circ}\text{C}/\text{с}$ призводить до зменшення в структурі об'ємної частки бейніту і збільшення кількості мартенситу (рис.2, з). При швидкості охолодження $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$ відбувається утворення мартенситу.



Визначено інтервали швидкостей охолодження в межах яких спостерігається зміна механізму структуроутворення при розпаді аустеніту. Показано, що при швидкості охолодження до $7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ розпад аустеніту відбувається з утворенням доєвтектоїдного фериту і перліту. При $7\text{--}10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура сталі складається з доєвтектоїдного фериту, перліту і бейніту; при $10\text{--}15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – з доєвтектоїдного фериту, перліту, бейніту і мартенситу; при $15\text{--}25^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – з перліту, бейніту і мартенситу; при $25\text{--}30^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – з бейніту і мартенситу; при швидкості охолодження $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$ розпад аустеніту відбувається з утворенням мартенситу. Основними

структурними параметрами, на які суттєво впливають швидкість охолодження, є фазовий склад та між пластинчата відстань перліту. Результати фазового аналізу представлено в табл.2 та на рис.1.

Таблиця 2. Фазовий склад дослідної сталі при різних швидкостях охолодження

Швидкість охолодження, °C/сек	Частка фази, % об.			
	Мартенсит+аустеніт залишковий	Бейніт	Перліт	Ферит
0,2	-	-	99	1
0,5	-	-	99	1
1	-	-	99	1
2	-	-	99	1
5	-	-	99	1
10	14	25	60	1
20	70	20	10	-
30	90	10	-	-
50	100	-	-	-

З таблиці видно, що при швидкостях охолодження 0,2-5⁰C/сек фазовий склад залишається незмінним, але, як випливає з рис.1, при збільшенні швидкостей охолодження зростає твердість. Причиною цього в тому числі є зміна дисперсності перліту.

Міжпластинчасту відстань у перліті визначали лінійним методом, січні проводились перпендикулярно до пакетів пластин. Мікроструктура, яка сформувалась при різних швидкостях охолодження наведена на рис.3, результати вимірювань графічно представлені на рис.4.

Зі збільшенням швидкості охолодження змінюється морфологія і підвищується дисперсність перліту: від тонкопластинчастого перліту до сорбітоподібного перліту 1 балу за ГОСТ 8233. Це призводить до підвищення твердості (рис.5).

Для однофазних сплавів та низьковуглецевих сталей, основним структурним елементом є розмір зерна. Залежність границі плинності достатньо добре описується співвідношенням Хола-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_i + K_y \cdot d^{-1/2}, \quad (1)$$

де σ_i – напруження тертя кристалічної решітки; K_y – величина, яка оцінює опір границь зерен процесу розповсюдження пластичної деформації; d – розмір зерна фериту.

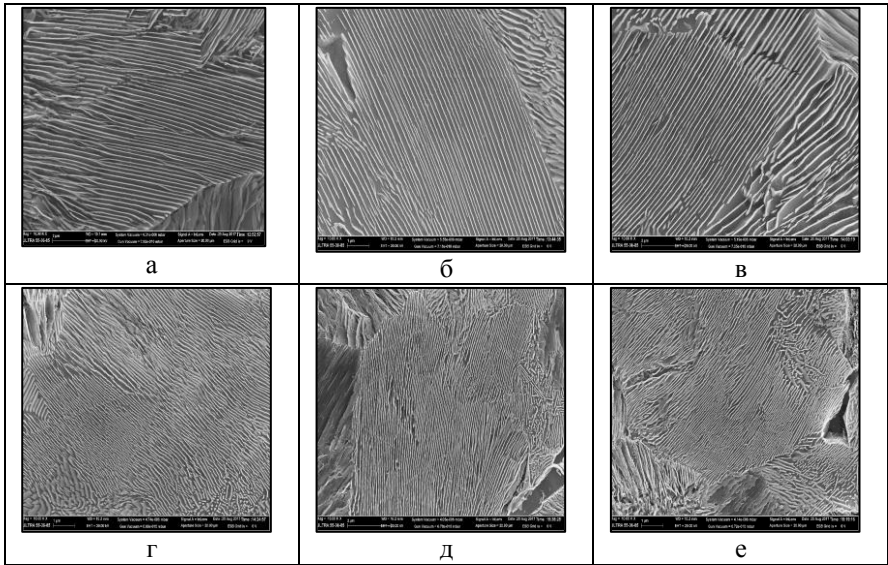


Рисунок 3. Мікструктура сталі з 0,80%С, 0,25%Si, 0,97%Mn, 0,055%V, охолодженої зі швидкістю 0,2⁰С/с (а), 0,5⁰С/с (б), 1,0⁰С/с (в), 2,0⁰С/с (г), 5,0⁰С/с (д), 10,0⁰С/с (е). $\times 10\ 000$.

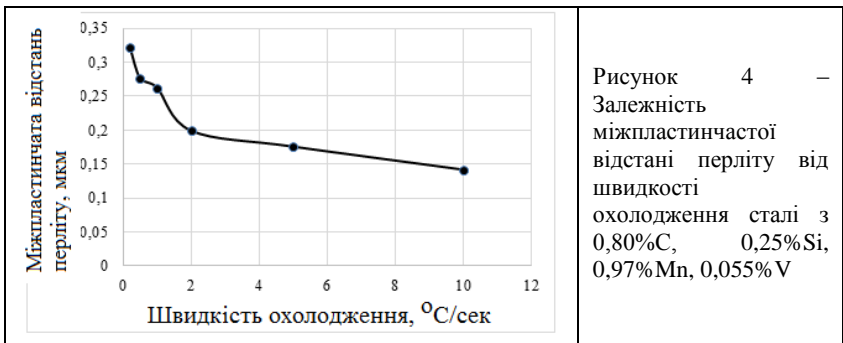


Рисунок 4 – Залежність міжпластинчастої відстані перліту від швидкості охолодження сталі з 0,80%С, 0,25%Si, 0,97%Mn, 0,055% V

Для високовуглецевих сталей, де основною структурною складовою є перліт, у рівнянні (1) замість d можна використовувати ΔS – міжпластинчасту відстань, оскільки саме вона характеризує ширину вільного пробігу дислокацій, яка пов'язана з шириною пластин фериту. Оскільки зі збільшенням швидкості охолодження зменшується міжпластинчаста відстань, то саме ці зміни призводять до підвищення твердості і міцності при незмінному фазовому складі.

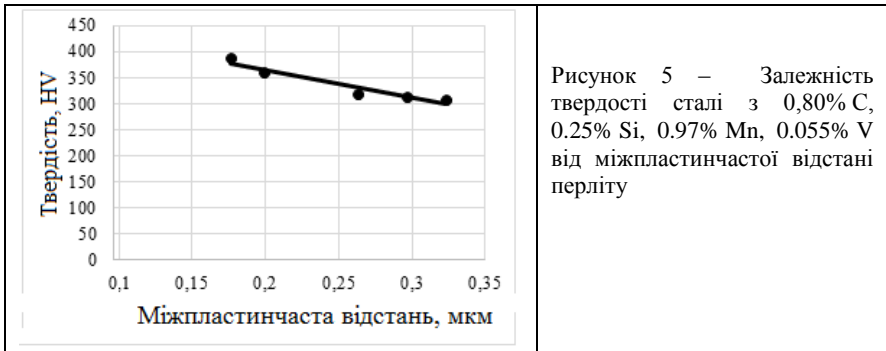


Рисунок 5 – Залежність твердості сталі з 0,80% С, 0,25% Si, 0,97% Mn, 0,055% V від міжпластинчастої відстані перліту

ГОСТ Р 51685-2013 «Рельсы железнодорожные. Общие технические условия» [4], твердість на поверхні для високоміцних рейок має становити 370-409 НВ, а на глибині 22 мм від поверхні катання головки по вертикальній осі рейки – не менше 352 НВ. З діаграми видно, що при швидкості охолодження 5 °С/с твердість становить 403 НВ (385 НВ) і при цьому структура не містить бейніту. При швидкості охолодження 2°С/с твердість становить 360 НВ (348 НВ). Це дещо нижче мінімально припустимого значення, але можна методом інтерполяції знайти, що для досягнення твердості не менше 352 НВ швидкість охолодження має бути не менше 2,5°С/с. Тобто, при реалізації раціональних режимів термічної обробки – охолодження поверхні катання рейки зі швидкістю 5°С/с, центральних об'ємів головки рейки зі швидкістю не менше 2,5°С/с – можливе виготовлення високоміцних рейок категорій ОТЗ70ИК, ДТЗ70ИК за ГОСТ Р 51685-2013 зі сталі марки К76Ф з 0,80%С, 0,25%Si, 0,97%Mn, 0,055% V.

EN 13674-1-2011 «Railway applications - Track - Rail - Part 1: Vignole railway rails 46 kg/m and above» [5], твердість на поверхні катання рейки категорії R400HT має становити 400-440 НВ, а на глибині 20 мм від поверхні катання головки по вертикальній осі рейки – не менше 370 НВ. В результаті аналізу ТКД досліджуваної сталі (рис. 1), можна зробити висновок, що у досліджуваній сталі марки К76Ф з 0,80%С, 0,25%Si, 0,97%Mn, 0,055%V неможливе досягнення твердості вище 400НВ без утворення бейніту. Для виготовлення високоміцних рейок категорії R400HTEN 13674-1-2011 необхідно створювати сталь нового хімічного складу.

Висновки

У роботі виконано дослідження з визначення критичних точок та дослідження кінетики розпаду переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні сталі для залізничних рейок з підвищеним вмістом марганцю та мікролегованої ванадієм. Встановлено залежності

*«Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии»,
Сборник научных трудов ИЧМ. – 2018. - Вып.32*

міжпластинчастої відстані перліту від швидкості охолодження та твердості від міжпластинчастої відстані перліту при зміні швидкості охолодження сталі з 0,80%С; 0,25%Si; 0,97%Mn; 0,055%V.

В результаті аналізу ТКД досліджуваної сталі зроблено висновок, що у досліджуваній сталі марки К76Ф з 0,80%С, 0,25%Si, 0,97%Mn, 0,055%V неможливе досягнення твердості вище 400НВ без утворення бейніту. Для виготовлення високоміцних рейок категорії R400HTEN 13674-1-2011 необхідно створювати сталь нового хімічного складу.

Бібліографічний список

1. *Рейки* звичайні для залізниць широкої колії. Загальні технічні умови: DSTU 4344:2004. - [Чинний від 2005-10-01]. - К. : Держспоживстандарт України, 2005. - 31 с. - (Національний стандарт України).
2. *Узлов И.Г.* Оптимизация параметров отпуска цельнокатаных железнодорожных колес повышенной прочности и износостойкости на основании электронномикроскопического анализа / И.Г. Узлов, Г.Д. Сухомлин, К.И. Узлов, А.В. Кныш // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. ИЧМ НАНУ. – Днепропетровск: ВІЗІОН, 2006. – Вып.13. – С. 143 - 148.*
3. *Узлов И.Г.* Исследование механических характеристик локомотивных бандажей из микролегированной углеродистой стали повышенной твёрдости и износостойкости / И.Г. Узлов, К.И. Узлов, А.В. Кныш, А.Н. Хулин // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. - Днепропетровск, 2008. - Вып.45, Ч.1. – С.164-169.*
4. *Рельсы* железнодорожные. Общие технические условия (EN 13674-1:2011, NEQ): ГОСТ Р 51685–2013. - [Дата введения 2014-07-01]. - М. : Стандартиформ, 2014. - 96 с. - (Национальный стандарт Российской Федерации).
5. *Railway applications – Track – Rail – Part 1 : Vignole railway rails 46 kg/m and above : EN 13674-1:2011 (E).* - [With effect from 2011-08-01]. - Brussels. : European Committee For Standartization, 2011. - 108 p. - (CEN national Members).

Reference

1. *Rails* are common for wide-gauge railways. General specifications: DSTU 4344: 2004. - [Effective from 2005-10-01]. - K. : Derzhspozhyvstandart of Ukraine, 2005. - 31 p. - (National Standard of Ukraine).
2. *Uzlov I.G.* Optimization of tempering parameters of solid-rolled railway wheels of increased strength and wear resistance based on electron microscopic analysis / IG Uzlov, GD Sukhomlin, K.I. Uzlov, A.V. Knish // *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy: Sat. scientific tr. ICM NASU. - Dnepropetrovsk: ВІЗІОН, 2006. - Issue 13. - p. 143 - 148.*
3. *Uzlov I.G.* Study of the mechanical characteristics of locomotive tires made of micro-alloyed carbon steel of increased hardness and wear resistance / IG Uzlov, *«Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии», Сборник научных трудов ИЧМ. – 2018. - Вып.32*

- K.I. Uzlov, A.V. Knysh, A.N. Chulin // Building, Materials Science, Engineering: Sat. scientific works. - Dnepropetrovsk, 2008. Vol. 45, Part 1. - P.164-169.
4. *Rails railway. General technical conditions* (EN 13674-1: 2011, NEQ): GOST R 51685–2013. - [Introduction date 2014-07-01]. - M.: Standardinform, 2014. - 96 p. - (National standard of the Russian Federation).
 5. *Railway applications – Track – Rail – Part 1 : Vignole railway rails 46 kg/m and above* : EN 13674-1:2011 (E). - [With effect from 2011-08-01]. - Brussels. : European Committee For Standartization, 2011. - 108 p. - (CEN national Members).

А. И. Бабаченко, А. А. Кононенко, А. М. Хулин

Исследование кинетики распада аустенита при непрерывном охлаждении стали К76Ф для железнодорожных рельсов широкой колес

Целью работы является исследование кинетики распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении стали для железнодорожных рельсов с повышенным содержанием марганца и микролегированной ванадием. Актуальность работы заключается в необходимости определения возможности производства рельсов из стали К76 Ф согласно зарубежным стандартам, в частности EN 13674-1-2011. Во время исследований построено термокинетическую диаграмму с различными скоростями охлаждения образцов стали К76Ф, нагретых за режимом нагрева под закалку железнодорожных рельсов в индукционной установке на участке термообработки в ПАО «МК«Азовсталь». Дилатометрические исследования показали, что при нагревании образцов со скоростью 30⁰С/мин в стали для железнодорожных рельсов полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ - преобразования начинается при температуре ~7350С (Ac₁), заканчивается при температуре ~7600С (Ac₃). Установлено, что температуры начала и завершения образования феррита, перлита и бейнита заметно уменьшаются при увеличении скорости охлаждения. С увеличением скорости охлаждения меняется морфология и повышается дисперсность перлита – от среднепластинчатого перлита до высокодисперсных структур сорбита и трооститу заковки. Сделан вывод, что в исследуемой стали марки К76Ф с 0,80% С, 0,25% Si, 0,97% Mn, 0,055% V невозможно достижение твердости выше 400НВ без образования бейнита. Для изготовления высокопрочных рельсов категории R400НТ EN 13674-1-2011 необходимо создавать сталь нового химического состава. Показано, что разработать обоснованной укрепляющие режимы термической обработки и обеспечить повышение эксплуатационной надежности железнодорожных рельсов возможно за счет определения критических точек и исследования кинетики распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении стали.

Ключевые слова: железнодорожные рельсы, свойства, исследование, кинетика распада переохлажденного аустенита, скорость охлаждения, режимы термической обработки

A. I. Babachenko, A. A. Kononenko, A. M. Khulin

*«Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии»,
Сборник научных трудов ИЧМ. – 2018. - Вып.32*

Investigation of the decay kinetics of austenite with continuous cooling K76F steel for wide-gauge railway rails

The aim of the work is to study the kinetics of decomposition of supercooled austenite with continuous cooling of steel for railway rails with a high content of manganese and micro-alloyed vanadium. The relevance of the work is the need to determine the possibility of producing rails from K76 F steel according to foreign standards, in particular EN 13674-1-2011. During the research, a thermo-kinetic diagram was constructed with different cooling rates for samples of K76F steel heated by the heating mode for quenching the rails in an induction unit at the heat treatment site at Azovstal Iron and Steel Works. Dilatometric studies have shown that when samples are heated at a rate of 30⁰C/min in steel for railway rails, polymorphic $\alpha \rightarrow \gamma$ - transformation begins at temperature $\sim 735^{\circ}\text{C}$ (Ac_1), ends at $\sim 760^{\circ}\text{C}$ (Ac_3). It is established that the temperatures of the beginning and completion of the formation of ferrite, perlite and bainite decrease with increasing cooling rate. With an increase in the rate of cooling, the morphology changes and the dispersion of perlite increases - from the middle plate of frequent perlite to highly dispersed sorbitol structures and quenching troostite. It was concluded that in the studied steel grade K76F with 0.80%C, 0.25%Si, 0.97%Mn, 0.055%V, it is impossible to achieve hardness above 400HB without the formation of bainite. For the manufacture of high-strength rails of category R400HT EN 13674-1-2011, it is necessary to create steel of a new chemical composition. It is shown that it is possible to develop grounded reinforcing heat treatment mode and to increase the operational reliability of rails by defining critical points and studying the kinetics of decomposition of supercooled austenite with continuous cooling of steel.

Keywords: railway rails, properties, research, kinetics of decomposition of supercooled austenite, cooling rate, heat treatment modes

Стаття надійшла до редакції збірника 29.10.2018 року, пройшла внутрішнє і зовнішнє рецензування (Протокол засідання редакційної колегії збірника №1 від 26 грудня 2018 року)

Рецензенти: д.т.н., проф. Л.М.Дейнеко, д.т.н. Г.В.Левченко