

9. Влияния параметров исходных заготовок для производства железнодорожных колёс на процесс горячей пластической деформации / А. И. Бабаченко, Е. Г. Дёмина, А. В. Кныш, А. Н. Головкин, А. В. Ашкелянец // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2016. – № 6. – С. 35–40.
10. Метод определения степени накопленной деформации в трубных и колёсных заготовках по изменению плотности «следов» дендритной структуры / Е. Г. Дёмина // *Наука і металургія. Електронне видання збірки наукових праць*. – Випуск 1. – Дніпро, 2017. – С. 44–61. – Режим доступу: [http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2018/03/НАУКА-І-МЕТАЛУРГІЯ\\_1\\_2017.pdf](http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2018/03/НАУКА-І-МЕТАЛУРГІЯ_1_2017.pdf).
11. Визначення коефіцієнта пророблюваності структури трубних заготовок зі сталі 09Г2С / К. Г. Дьоміна, Ж. А. Дементьева, О. С. Миргородська, Д. В. Гунченко // *II Всеукраїнська науково-технічна конференція молодих вчених «Наука і металургія»* – Дніпро: Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, 2018 – С. 32. – Електронне видання: режим доступу: <http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2018/07/тези-укр-2018-1.pdf>.
12. Анализ прорабатываемости структуры стали 09Г2С в процессе горячей прокатки непрерывнолитой заготовки / Е. Г. Дёмина, Ж. А. Дементьева, А. С. Миргородская, Д. В. Гунченко // *Наука і металургія. Електронне видання збірки наукових праць*. – Випуск 2. – Дніпро, 2018. – С. 4–18.
13. Колосов М. И. Качество слитка спокойной стали / М. И. Колосов, А. И. Строганов, Ю. Д. Смирнов, Б. П. Охримович – М.: Металлургия, 1973. – 408 с.
14. Голиков И. Н. Дендритная ликвация в сталях и сплавах / И. Н. Голиков, С. Б. Масленков – М.: Металлургия, 1977. – 223 с.
15. Дендритная ликвация в никелевых сплавах / Е. А. Кулешова, Е. Р. Черкасова, А. В. Логунов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1981. – № 6. – С. 54–59.
16. Высокие очаги деформации. [Электронный ресурс]. Студопедия – лекционный материал для студентов. Режим доступа: [https://studopedia.su/9\\_54796\\_visokie-ochagi-deformatsii.html](https://studopedia.su/9_54796_visokie-ochagi-deformatsii.html).

УДК: 669.112.227.1:669.141.24:621.771.294

БАБАЧЕНКО О. І., д.т.н.  
КОНОНЕНКО Г. А., к.т.н.  
ХУЛІН А. М., к.т.н.  
ШПАК О. А.

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, м Дніпро, Україна

### **ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ РОЗПАДУ АУСТЕНІТУ ПРИ БЕЗПЕРЕРВНОМУ ОХОЛОДЖЕННІ СТАЛІ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛЕС З ПІДВИЩЕНОЮ ЗНОСОСТІЙКОСТЮ**

**Вступ.** При експлуатації коліс в кожному їх елементі виникає складна система напружень стискання і розтягу, яка швидко змінюється в часі. Напруження в контакті колесо-рейка призводять до пошкоджень, переважна більшість яких можна класифікувати як знос поверхні кочення, дефекти теплового характеру, дефекти втомного походження і крихке руйнування металу [1-3]. До того ж, при гальмуванні в зоні контакту колеса з рейкою може відбуватися швидкий високотемпературний розігрів металу обода вище критичної температури [2].

Тому жорсткі вимоги пред'являються не тільки до конструкції колеса, але і до якості матеріалу, що застосовується для його виготовлення. Колесо повинне мати високий рівень міцності, пластичних властивостей, ударної в'язкості і в'язкості руйнування та зносостійкості.

Значна частина відмов залізничних коліс відбувається не в результаті їх руйнування, а внаслідок зношування та втомного руйнування поверхонь тертя, що вимагає істотних матеріальних витрат для їх ремонту та заміни. Створення нових більш зносостійких матеріалів має важливе значення в проблемі підвищення довговічності залізничних коліс [4, 5].

**Постановка задачі.** Залежно від умов експлуатації за кордоном для виготовлення коліс використовується сталь з різним вмістом хімічних елементів. Наприклад, за стандартом AAR (*Association of American Railroads*) M-107/M-208 термічно оброблені колеса виготовляються зі сталі з вмістом вуглецю від  $\leq 0,47\%$  до  $0,77\%$  і призначені для роботи при таких умовах:

клас А – високі швидкості, важкі умови гальмування, незначні навантаження;

клас В – високі швидкості, важкі умови гальмування і великі навантаження;

клас С – легкі умови гальмування і високі навантаження;

клас L – високошвидкісний рух з більш важкими умовами гальмування, ніж для інших класів, і невеликим осьовим навантаженням;

клас D – легкі умови гальмування і високі навантаження з підвищеною стійкістю до зносу.

Відповідно до вимог M-107/M-208 колеса класу С і D за хімічним складом повинні задовольняти вимогам, представленим у таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад сталі для залізничних коліс марки С і D

Основні елементи ( мас. %).					Додаткові елементи, не більше (мас.%)							
C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Al	Ti	Nb
0,67– 0,77	0,60– 0,90	0,15– 1,0	0,005– 0,040	0,030 (max)	0,25	0,25	0,10	0,040	0,35	0,060	0,03	0,05

Як впливає з табл. 1, основними легуючими елементами для коліс марки D (як і для більшості сталей для залізничних коліс) є марганець і кремній. Однак, як показує аналіз раніше отриманих промислових результатів, в цих класах неможливо досягти необхідного за стандартом рівня пластичності ( $\delta \geq 14\%$ ) без додаткового легування такими елементами як нікель, хром, молібден і ванадій. Стандарт M107 / M208 допускає відхилення вмісту цих елементів від вимог, наведених у таблиці 1, за умови, що буде виконуватися така нерівність:

$$930 - [570 \times \%C] - [80 \times \%Mn] - [20 \times \%Si] - [50 \times \%Cr] - [30 \times \%Ni] - [20 \times \%Mo + \%V] > 390$$

Для проведення попередніх лабораторних досліджень були виготовлені злитки масою до 10 кг дослідного хімічного складу, який наведено в табл. 2.

Таблиця 2 – Фактичний хімічний склад дослідних плавок, % мас.

№ злитка	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V
1	0,69	0,36	0,82	0,28	0,14	0,21	0,055
2	0,70	0,57	0,80	0,90	0,15	0,41	0,110
3	0,68	0,52	0,72	0,21	0,10	0,70	0,110
4	0,71	0,55	0,83	0,89	0,09	0,11	0,100

У лабораторних умовах була проведена гаряча пластична деформація дослідних злитків шляхом осаджування на величину 50 % та термічна обробка за режимами, наближеними до умов виробництва залізничних коліс на ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ». Така обробка забезпечувала формування рівномірної високодисперсної структури перліту та високий комплекс механічних властивостей (табл. 3).

Таблиця 3 – Механічні властивості сталі злитків дослідного складу після гарячої пластичної деформації та наступної термічної обробки

№ злитка	$\sigma_b$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\Psi$ , %
1	1094,4	636,6	14,2	40,51
2	1114,4	671,8	14,6	40,36
3	1145,5	657,9	14,6	37,62
4	1086,6	564,6	14,8	44,19
Вимоги M107-M 208	>157 psi (1082 Н/мм <sup>2</sup> )	> 110 psi (758 Н/мм <sup>2</sup> )	>14 %	> 15%

За результатами попередніх аналітичних та лабораторних досліджень, було розроблено оптимальний хімічний склад сталі для виробництва коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208. В умовах «МЗ «ДНІПРОСТАЛЬ» була виготовлена сталь для виробництва залізничних коліс класу D за стандартом AAR M-107 / M-208 (табл. 4).

Таблиця 4 – Хімічний склад плавки № 12865 для виробництва коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V
0,68	0,49	0,70	0,77	0,069	0,22	0,087

В умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» була виготовлена дослідно-промислова партія залізничних коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208.

**Мета роботи.** Визначення критичних точок та дослідження кінетики розпаду переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні низьколегованої сталі для залізничних коліс з хромом, нікелем та мікролегованої ванадієм й молібденом, для обґрунтованої розробки режимів термічної обробки, що забезпечать підвищення їх зносостійкості.

**Методика досліджень.** Для дослідження кінетики розпаду аустеніту нагрів зразків в дилатометрі DIL 805 A здійснювався в вакуумі ( $5,0 \times 10^{-4}$  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 термодіаграми (ТД) здійснювалася після різних швидкостей охолодження дилатометричних зразків, нагрітих за режимом, близьким до умов нагрівання під прискорене охолодження залізничних коліс в кільцевій печі колесо-прокатного цеху ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»: швидкість нагріву зразків в індукторі становила 30 °С/хв. Після нагріву в аустенітну область зразки витримували протягом 5 хв і охолоджували гелієм з різними швидкостями: 0,2; 0,5; 1; 2; 5; 10; 15; 20; 30 °С/с.

Металографічні дослідження проводилися за допомогою металографічного мікроскопа Axio Observer.D1m з моторизованим предметним столом. 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 роботи.** На першому етапі досліджень були визначені критичні точки для досліджуваної сталі. Дилатометричні дослідження показали, що при нагріванні зразків зі швидкістю 30 °С/хв в сталі для залізничних коліс поліморфне  $\alpha \rightarrow \gamma$  – перетворення починається при температурі  $\sim 750$  °С ( $A_{c1}$ ), закінчується – при температурі  $\sim 790$  °С ( $A_{c3}$ ). Для побудови ТД зразки нагрівали до температури 850 °С (на  $\sim 50$  °С вище температури  $A_{c3}$  для даної сталі), яка відповідає прийнятій при термічній обробці при виробництві залізничних коліс.

На ТД (рис. 1) для кожної швидкості охолодження нанесені значення твердості по Віккерсу і об'ємні частки структурних складових, виражені в процентах. Аналіз ТД показує, що температури початку і завершення утворення 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, зростанням об'ємної частки бейніту і мартенситу [6]. Варто відзначити, що, починаючи з швидкості охолодження 2 °С/с, досліджувана сталь після завершення бейнітного (проміжного) перетворення і до початку мартенситного перетворення характеризується відносною стійкістю аустеніту до розпаду в інтервалі температур  $\sim 340$ – $220$  °С.

При швидкостях охолодження менше 1 °С/с структура досліджуваної сталі складається з перліту (рис. 2, а-в). Зі збільшенням швидкості охолодження підвищується дисперсність 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 2 °С/с на дилатометричній кривій реєструється бейнітне (проміжне) перетворення (рис. 2, г). Подальше збільшення швидкості охолодження до 5 °С/с призводить до утворення мартенситу (рис. 2, ж-з).

Визначено інтервали швидкостей охолодження, в межах яких спостерігається зміна механізму структуроутворення при розпаді аустеніту. Показано, що при швидкості охолодження до  $\sim 1$  °С/с розпад аустеніту відбувається з утворенням перліту; при 1,5 °С/с ... 2,5 °С/с структура сталі складається з перліту, бейніту і мартенситу; при 2,5 °С/с ... 3,5 °С/с – з бейніту і мартенситу; при швидкості охолодження більше 3,5 °С/с розпад аустеніту відбувається з утворенням мартенситу.

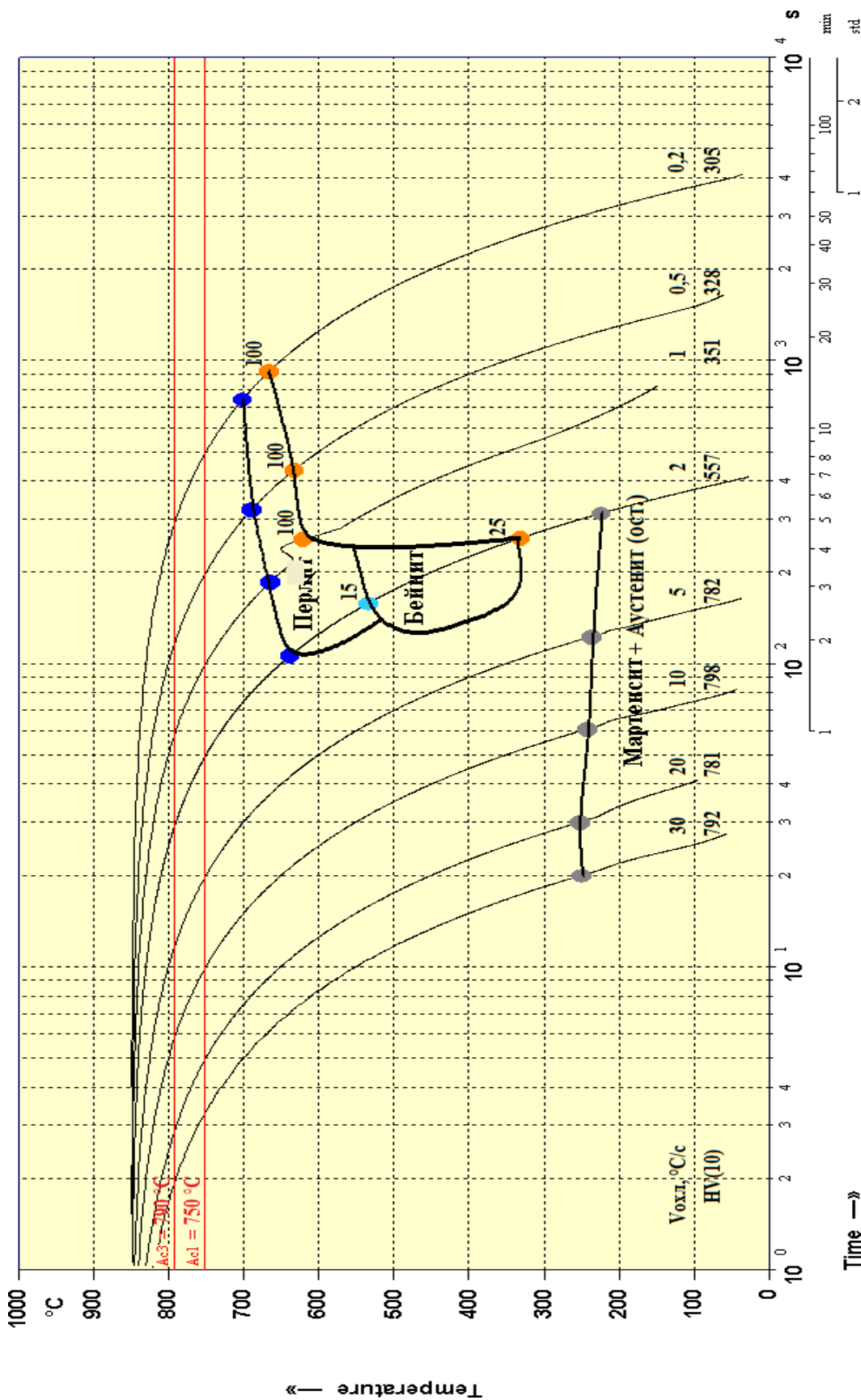
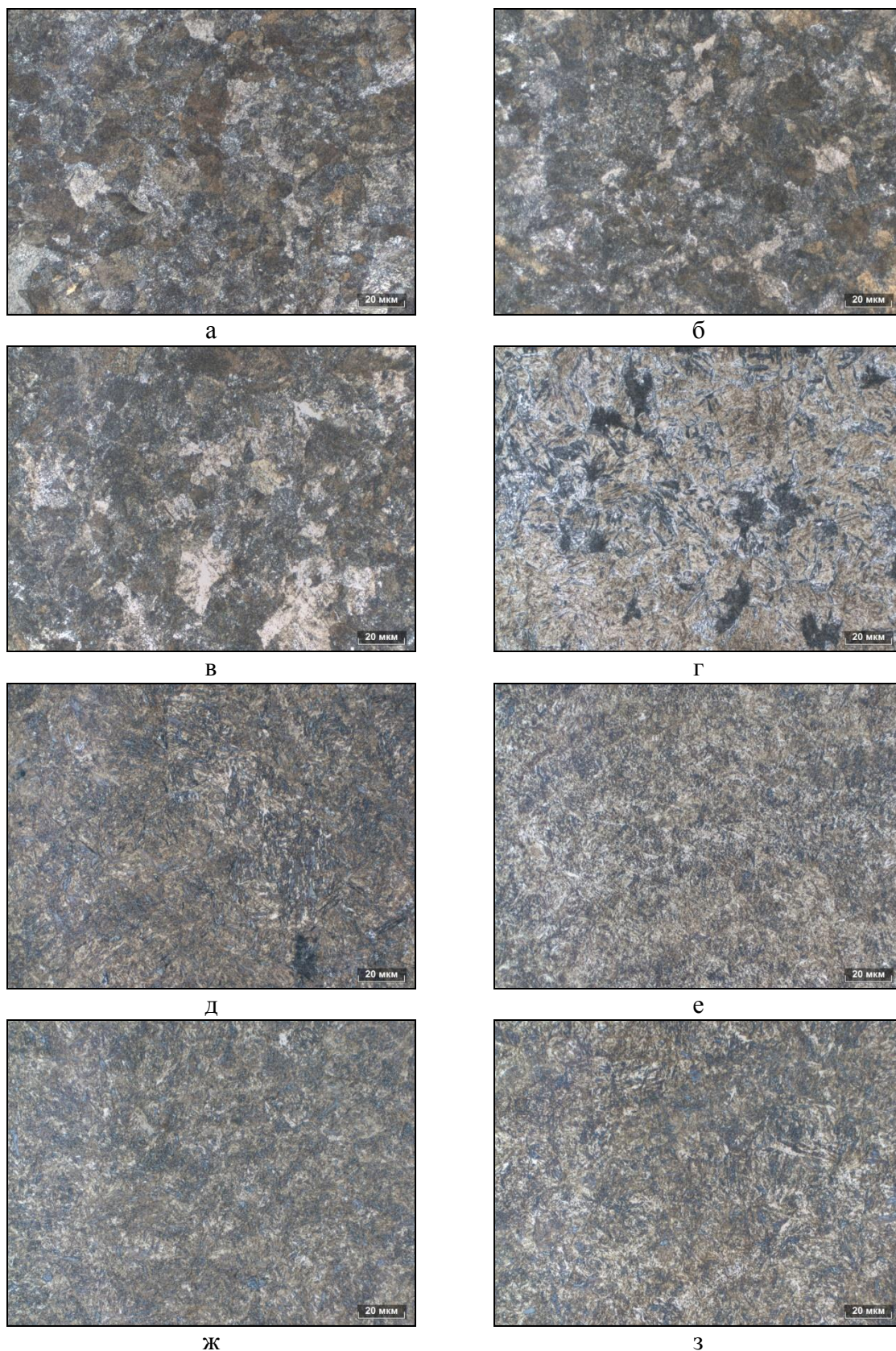


Рисунок 1 – Термокінетична діаграма розпаду переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні сталі з 0,68 % C; 0,77 % Cr; 0,22 % Ni; 0,69 % Mo; 0,087 % V





а – 0,2 °C/с; б – 0,5 °C/с, в – 1 °C/с, г – 2 °C/с, д – 5 °C/с,  
е – 10 °C/с, ж – 20 °C/с, з – 30 °C/с

Рисунок 2 – Мікроструктура зразків сталі з 0,68 % С; 0,77 % Cr; 0,22 % Ni;  
0,69 % Мо; 0,087 % V, охолоджених з різними швидкостями

**Висновки.** Критичні точки сталі для залізничних коліс з 0,68 % С; 0,77 % Cr; 0,22 % Ni; 0,69 % Mo; 0,087 % V при нагріванні: АС1 = 750 °С, АС3 = 790 °С. Утворення перліту повністю пригнічується в досліджуваній сталі при швидкості охолодження більше 2,5 °С/с. Критична швидкість охолодження для дослідної сталі становить 3,5 °С/с.

Отримані в роботі результати послужать базою для розробки оптимальних режимів термічної обробки залізничних коліс з експериментальної сталі, а також дозволять обґрунтовано визначати області її ефективного використання.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Ларин Т. В. Исследование механизма износа, усталостного выкрашивания, образования выщербин и наволакивания на поверхности катания цельнокатаных колес / Т. В. Ларин. // В кн. : Повышение надежности и долговечности деталей подвижного состава и пути : Тр. ВНИИЖТ. – М., 1977. – С. 51–68.
2. Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации / А. И. Бабаченко, А. А. Кононенко, Ж. А. Дементьева, П. Л. Литвиненко, А. В. Кныш // Залізничний транспорт України. – 2010. – № 5. – С. 35–38.
3. Інструкція з формування, ремонту та утримання колісних пар тягового рухомого складу залізниць України колії 1520 мм " 305-Ц Міністерство транспорту України, Державна адміністрація залізничного транспорту України, Укрзалізниця 2001 р.
4. Контактно-усталостные повреждения колес грузовых вагонов / [ред. С. М. Захаров]. – М. : Интекст, 2004. – 160 с.
5. Эдель К. О. Механика разрушения цельнокатаных колес / К. О. Эдель, М. Шапер // Железные дороги мира. – 1994. – № 2. – С. 22–28.
6. Энтин Р. И. Превращения аустенита в стали / Р. И. Энтин. – Москва : Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1960. – 252 с.

УДК 621.793.7

ГЛУШКОВА Д. Б., ст.н.с., д.т.н.  
КАЛІНІН О. В., докторант  
ВОРОНКОВ О. І., доц., д.т.н.  
НІКІТЧЕНКО І. М., доц., к.т.н.  
КОСТИНА Л. Л. доц., к.т.н.  
БАГРОВ В. А., доц., к.т.н.  
ДЕМЧЕНКО С. В., ас.

Харківський національний автомобільно-дорожній університет, м. Харків, Україна  
Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, м. Дніпро, Україна

#### **ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ОСАДЖУВАННЯ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО НАНОКРИСТАЛІЧНОГО ПОКРИТТЯ Ti-Mo-N НА НАНОТВЕРДІСТЬ І ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ**

**Вступ.** Значне місце у виробництві деталей різного призначення займає виготовлення поршневих кілець, основною причиною виходу з ладу яких є зношування робочих поверхонь. Тому велика увага приділяється проблемам підвищення зносостійкості поверхонь поршневих кілець.