

УДК 669.017:669.14.018.294.3:005

І.Г.Узлов, К.І.Узлов, А.В.Книш, А.М.Хулін, Ж.А.Дементьєва

АНАЛІЗ КІНЕТИКИ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ КОЛІСНО–БАНДАЖНОЇ СТАЛІ ЗА ДАНИМИ ГАРТУВАЛЬНО–МІКРОСТРУКТУРНОГО АНАЛІЗУ

Метою дослідження є вивчення впливу швидкості охолодження на структуроутворення колісної сталі. Досліджено формування структурного стану сталі колесо–бандажного призначення та параметрів його утворення в залежності від швидкості охолодження при термічному зміцненні. Встановлено, що термічна кінетика структуроутворення колісно–бандажної сталі і, як наслідок, формування властивостей, суттєво відмінні для колісно–бандажної сталі, мікролегованої ванадієм і без мікролегування.

колісна сталь, мікролегування ванадієм, термічне зміцнення, структуроутворення, кінетика, швидкість охолодження

Сучасний стан проблеми. Температура аустенітизації для сталі, що містить легуючі елементи (у нашій випадку ванадій), повинна надійно забезпечувати формування гомогенного γ -твердого розчину перед наступним термозміцненням. Неповне розчинення карбідних і нітридних включень негативно впливає на «загартованість» сталі. Це пов'язано з їх зародкоутворюючою дією при гетерогенному твердофазному перетворенні. У випадку, що розглядається, при призначенні температури нагріву під гартування було враховано фундаментальне положення [1] про те, що домішки ванадію в сталі затримують аномальне зростання зерна до температур $\sim 1000^{\circ}\text{C}$ не за рахунок «механічного» гальмування границь зерен дрібнодисперсними виділеннями, а внаслідок переходу основної маси легуючого компоненту до аустенітного розчину при підвищенні температури. Стається таке через уповільнення руху дислокацій та границь розчиненими атомами [2]. Пояснюється наведене положення класичними уявленнями про зміни фізичних констант однофазних сплавів та дифузійних процесів в модифікованих розчинах [3], про зростання температури Дебая, тобто температури рекомбінації (полігонізації та рекристалізації) при легуванні однофазних сплавів елементами з більш високою температурою плавлення [5] ($T_{\text{плавл. ванадію}} 1735^{\circ}\text{C}$ [1,4]), про активне ретикулярне заміщення атомів заліза ванадієм внаслідок невідповідності їх атомних радіусів всього на 6% [6].

Викладені вище факти були ретельно експериментально перевірені та підтвердженими в наших попередніх роботах (див., наприклад [7, 8]). Завдяки результатам наведених досліджень [7, 8], у технологічний процес термічного зміцнення колісно–бандажної сталі ВАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» була введена підвищена температура нагріву під гартування мікролегованих ванадієм високоміцних коліс ($\leq 900^{\circ}\text{C}$) за ТУ У 35.2–23365425–600:2006, проти такої, яка для сталі марки 2 за ДСТУ ГОСТ 10791 та ГОСТ 398 (табл. 1) є температурою $825 \pm 25^{\circ}\text{C}$ [9]. Саме вказана температура

аустенізації була прийнятою у цій роботі для термообробки досліджених, у порівнянні, колісно–бандажної сталі, мікролегованої ванадієм та без мікролегування. Визначальним фактором у формуванні структурного стану і, як наслідок, комплексу механічних властивостей залізничних коліс є інтенсивність охолодження після нагрівання при загартуванні спреїєрними пристроями.

Для низьколегованої сталі процес перетворення отриманої однофазної аустенітної структури може йти двома шляхами, при наявності елементів, що сприяють карбідоутворенню [10]. За невисоких швидкостей охолодження дисперсні частки карбідів формуються при дифузійному перерозподілі компонентів, якими γ -твердий розчин пересичений ще до початку $\gamma > \alpha$ -перетворення. За малих швидкостей на них починається гетерогенне зародження евтектоїдних колоній, що характеризуються грубопластинчастою будовою. Структура грубодиференційованого евтектоїду з крупнодисперсними частками карбідів призводить до одержання невисоких як міцностних, так і в'язких характеристик сталі.

За високих швидкостей охолодження евтектоїдна реакція протікає без попереднього виділення дисперсних часток. При цьому, малі добавки ванадію не впливають на кількість перліту в доевтектоїдних сталях [1]. Однак, твердість перліту зростає внаслідок його тонкодисперсної будови. Карбід ванадію утворюється уже в перліті між пластинами цементиту. Ферит, що формується з пересиченого аустеніту, має деяку тетрагональність, характеризується тонкою субструктурою зерна – зменшенням розміру блоків мозаїки і їх розорієнтованістю, внаслідок чого, навіть без дисперсійного твердіння, забезпечується підвищення міцності такої структури без збитку для в'язких і пластичних характеристик. При значних переохолодженнях реалізується велика кількість центрів виділення зміцнюючих часток, внаслідок чого вони дрібнодисперсні і це забезпечує ефективне зміцнення практично без негативного впливу на рівень пластичності і в'язкості. Тому, у ході експериментів були передбаченими технологічні заходи, спрямовані на забезпечення максимальної інтенсивності тепловідбору при гартуванні виробів [11].

Матеріал та методика досліджень. З метою вивчення впливу швидкості охолодження на структуроутворення колісної сталі (табл. 1) виготовлено зразки «Конус» висотою 70 мм з діаметром основи 126 мм (рисунок 1). За висотою конусів розташовано отвори на відстані 10, 20, 30, 40, 50, 60 мм від їх вершини глибиною, що відповідає вісі симетрії модельного зразку. Через отвори вмонтовано термомпари в теплоізолюючій кераміці.

Модельні зразки піддавали термічній обробці, подібній промислового виробу:

- температура нагріву під гартування -900°C ;
- час аустенізації -2 год 30 хвил;
- гартування у холодній воді, активованій повітряним потоком -210 сек.;

- відпуск -420°C ;
- час відпуску -2 год. 30 хвил;

Під час охолодження криві залежності температура–час реєстрували за допомогою світлопроменевого осцилографа Н 117/1 з наступною розшифровкою записів і визначенням швидкості охолодження у кожній з досліджених точок за висотою зразка «Конус».

З метою адекватного визначення швидкості охолодження зразки відбирали із центральної частини «Конуса» з позицій розташування термопар. Одержані криві охолодження наведено на рис.2.

Додатково виготовлено модельні зразки «Циліндр». У цілому методика вивчення термо–кінетичних параметрів охолодження модельних зразків «Циліндр» та ж сама. Відмінністю є те, що, при зіставних умовах гартування, швидкості охолодження забезпечувалися як різні завдяки варіаціям за діаметрами зразків (рис. 3). Досліджувалися циліндри з діаметрами 12, 14, 16, 18, 20, 22, 24, 26, 28 та 30 мм. Графіки зміни температури зразків різного розміру у ході охолодження наведено на рис.4.

Таблиця 1. Хімічний склад дослідних зразків у порівнянні з вимогами нормативних документів

Норм. док/ плавка №	Марка сталі	Масова доля елементів, %						
		C	Mn	Si	P	S	V	Al
ТУ У ...600...	T	0,61– 0,69	0,70– 0,90	$\leq 0,40$	$\leq 0,025$	$\leq 0,020$	0,08– 0,15	0,013– 0,030
ГОСТ 398– 96	2	0,57– 0,65	0,60– 0,90	0,22– 0,45	$\leq 0,035$	$\leq 0,040$	$\leq 0,15$	–
32501	T	0,63	0,72	0,32	0,012	0,012	0,094	0,022
21187	2	0,62	0,72	0,33	0,014	0,010	0,000	0,022



Рис. 1. Модельні зразки «Конус» із мікролегованої сталі з отворами для термопар.

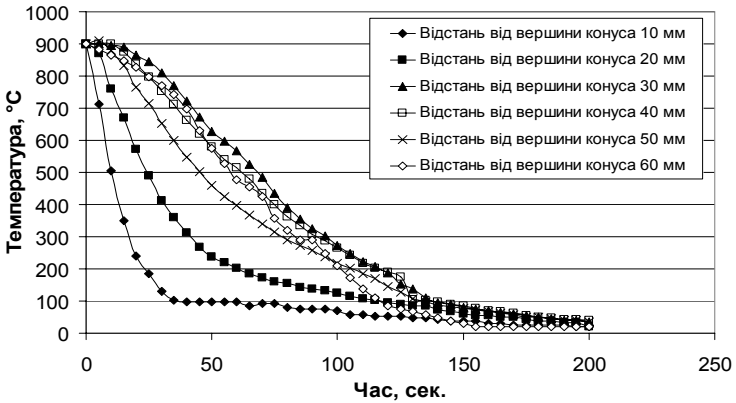


Рис. 2. Криві охолодження модельного виробу «Конус» за його висотою.



Рис. 3. Модельні зразки «Циліндр» різного діаметра.

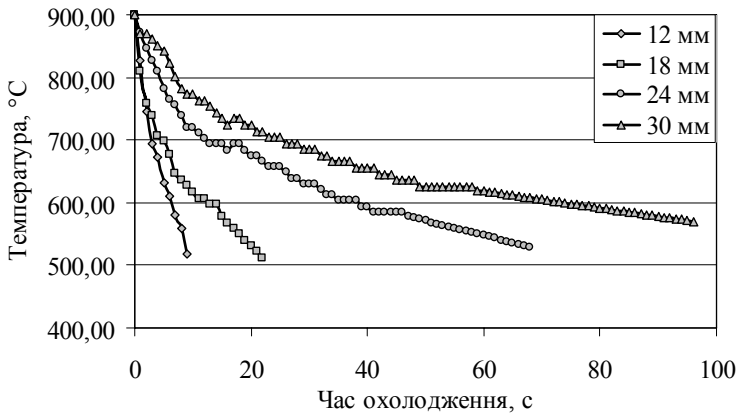


Рис. 4. Графік зміни температури зразків «Циліндр» різного діаметра у ході охолодження.

Результати дослідження та їх обговорення. У ході дослідження зразків колісно–бандажних сталей за наведеними методиками було встановлено, що у виробках мікрولهгованих ванадієм при зміні швидкості охолодження від $4^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ до $40^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ формуються три типи структурних складових (рис. 5) – ферито–перлітна (із рівновісним феритом), голчаста (бейнітна) та мартенситно–бейнітна. Параметри структури дослідних зразків мікрولهгованих ванадієм в залежності від швидкості їх охолодження наведено в табл.4.

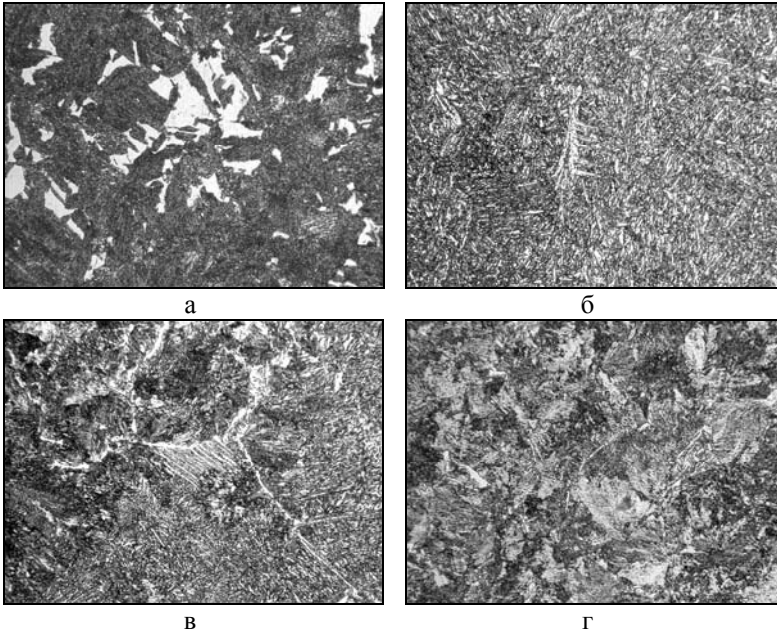


Рис. 5. Типові мікроструктури мікрولهгованої колісно–бандажної сталі після її охолодження із швидкостями:

- а) $38,5^{\circ}\text{C}/\text{сек}$.; 22% мартенсит + 78% бейніт ($\times 1000 \times 0,4$);
- б) $24^{\circ}\text{C}/\text{сек}$.; 100% бейніт ($\times 1000 \times 0,4$);
- в) $8,5^{\circ}\text{C}/\text{сек}$.; 50% ферито–перлітна складова + 50% голчастий ферит (бейніт) ($\times 1000 \times 0,4$);
- г) $4^{\circ}\text{C}/\text{сек}$.; 97% ферито–перлітна складова + 3% голчастий ферит ($\times 1000 \times 0,4$).

Таблиця 2. Параметри структури мікролегованих ванадієм дослідних зразків в залежності від швидкості їх охолодження

Швидкість охолодження, $^{\circ}\text{C}/\text{сек.}$	Співвідношення структурних складових, %			Розмір зерна, мм
	мартенсит	ферит (рівновісний) + перліт	голчастий ферит (бейніт)	
38,5	22	–	78	0,0210
24	–	–	100	0,0221
17	–	33	77	0,0241
8,5	–	50	50	0,0267
6,5	–	56	44	0,0292
5	–	96	4	0,0322
4	–	97	3	0,0363

Графічно дані табл.2 про відсоткове співвідношення структурних складових наведено на рис.6. Аналіз результатів досліджень (табл.2, рис.6) свідчить про те, що бажана голчаста структурна складова формується у дослідженій колісно–бандажній сталі в значимій кількості починаючи зі швидкості охолодження $\sim 6...6,5$ $^{\circ}\text{C}/\text{сек.}$ Кількість її зростає з прискоренням охолодження до $\sim 15...17$ $^{\circ}\text{C}/\text{сек.}$ І, як наслідок, при безперервному зменшенні ферито–перлітної складової, а при $V_{\text{охол.}}=24$ $^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ бейнітна складова займає 100% мікроструктурного поля виробу. Подальше зростання $V_{\text{охол.}}$ до $35...38,5$ $^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ супроводжується формуванням структурної складової зсувного походження в бейнітній матриці –мартенситу.

При цьому, залежність розміру зерна у дослідних зразках мікролегованих ванадієм від швидкості їх охолодження (рис. 7), свідчить про те, що при швидкостях охолодження до $\sim 8,5$ $^{\circ}\text{C}/\text{сек.}$ (50% ферито–перлітна складова + 50% голчастий ферит) розмір зерна зменшується інтенсивно. При домінуванні зсувно–дифузійного механізму (зміна кількості бейніту в структурі від $\sim 70\%$ до 100%), а також при формуванні структури за зсувно–дифузійним та зсувним механізмами ($V_{\text{охол.}} = 38,5$ $^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ –табл. 2) розмір зерна змінюється дуже повільно. Але, в цьому випадку, спостерігається активна зміна кількості і якості структурних складових (рис. 5, а, б, в).

Вивчено також залежність твердості дослідних зразків від швидкості їх охолодження у зіставленні марок сталей мікролегованих ванадієм та без мікролегуючих домішок (табл. 1 та 3).

Аналіз табл.3 однозначно свідчить, що при методично однаковому забезпеченні гартування мікролегованих зразків та зразків без мікролегування, для мікролегованих ванадієм колісно–бандажної сталі твердість завжди характеризується підвищеними значеннями проти сталі серійного виробництва, що добре співвідноситься з природними причинами.

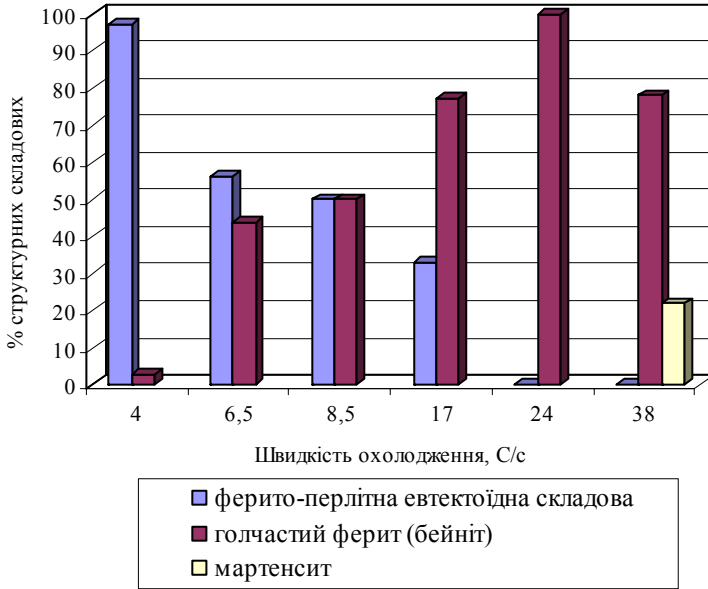


Рис. 6. Співвідношення структурних складових дослідних зразків мікролегованих ванадієм сталей в залежності від швидкості їх охолодження.



Рис. 7. Залежність розміру зерна мікролегованих ванадієм дослідних зразків від швидкості їх охолодження.

Таблиця 3. Залежність твердості дослідних зразків від швидкості їх охолодження

Швидкість охолодження, °С/сек.	Твердість зразка HRC (HB)	
	Мікролегований ванадієм	Без мікролегування
4	32 (315)	24 (235)
5	32 (315)	24 (235)
7	33 (325)	26 (255)
9	34 (330)	27 (265)
11	35 (343)	29 (285)
14	34 (330)	30 (295)
17	35 (343)	32 (315)
24	42 (390)	34 (330)
38	45 (422)	42 (390)

При цьому, графічне відображення даних табл. 3 на рис. 8 свідчить про те, що характер зміни твердості у розглянутих випадках принципово не однаковий.

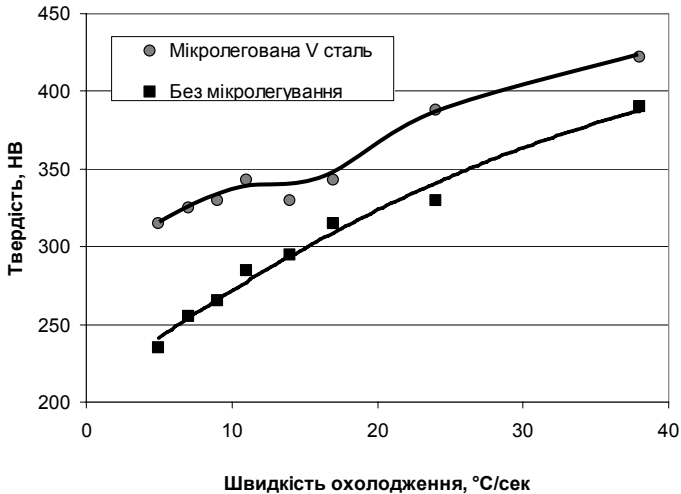
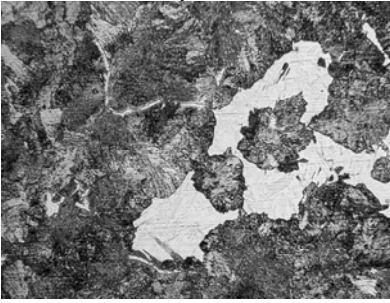


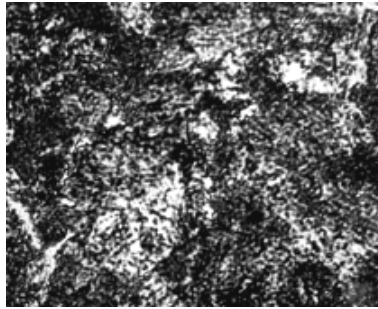
Рис. 8. Залежність твердості досліджених зразків від швидкості їх охолодження.

Для немодифікованої стандартної колісно-бандажної сталі типовою є монотонна зміна твердості з досягненням найвищого показника 390 HB, який адекватно співвідноситься з відповідним показником мікролегованої сталі із структурою бейніт + мартенсит (рис. 5,а; табл.2). При цьому, на кривій твердості мікролегованої сталі (рис. 8) при швидкостях охолодження 6.5 –17.0 °С/сек. спостерігається «зупинка», яка характеризується (відповідно рис.6) інтервалом існування однакового структурного стану зі зміною відсоткової частки бейнітної складової.

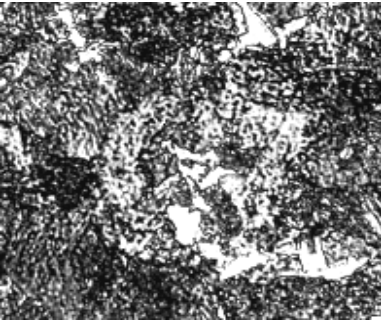
Ситуацію розв'язує гартувально–мікроструктурний аналіз, результати якого наведено на рис. 9.



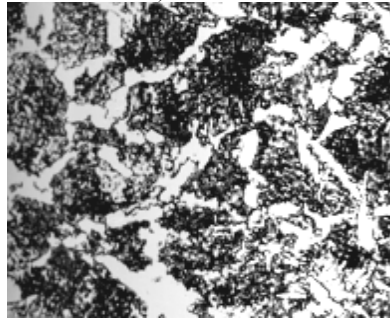
А) 390 НВ



Б) 330 НВ



В) 245 НВ



Г) 225 НВ

Рис. 9. Типові мікроструктури стандартної колісно–бандажної сталі без мікрولهгування ($\times 1000$): А) $V_{\text{охол.}} = 38 \text{ }^{\circ}\text{C/сек}$, твердість 390 НВ; Б) $V_{\text{охол.}} = 24 \text{ }^{\circ}\text{C/сек}$, твердість 330 НВ; В) $V_{\text{охол.}} = 6,5 \text{ }^{\circ}\text{C/сек}$, твердість 245 НВ; Г) $V_{\text{охол.}} = 4 \text{ }^{\circ}\text{C/сек}$, твердість 225 НВ.

Зміна структури колісно–бандажної сталі без мікрولهгуючих домішок з підвищенням швидкості охолодження розвивається шляхом підвищення ступеню «евтектоїдності», тобто за рахунок зменшення кількості феритної рівноважної складової без «голчастої» компоненти (рис. 9, в, г). При цьому твердість монотонно зростає (рис. 8). Далі, через квазіевтектоїдний (рис. 9, в) стан (твердість 330 НВ), структура набуває перлітно–мартенситного стану з характерною твердістю 390 НВ (рис. 9, а).

Висновки. У роботі реалізовано методика аналізу термокінетичних параметрів охолодження колісно–бандажної сталі, за якою вивчено параметри мікроструктури виробів, загартованих при різних швидкостях охолодження. Встановлено, що термічна кінетика структуроутворення колісно–бандажної сталі і, як наслідок, формування властивостей, суттєво відмінні для колісно–бандажної сталі, мікрولهгованої ванадієм і без мікрولهгування.

1. Голиков И.Н., Гольдштейн М. И., Мурзин И.И. Ванадий в стали. // М.: Металлургия, 1968. –320с.
2. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов и др. // М.: «СП ИНТЕРМЕТ Инжиниринг», 1999. –94с.
3. Баррет Ч.С., Массальский Т.Б. Структура металлов. // М.: Металлургия, ч.1, II, 1984. –686с.
4. Гудремон Э. Специальные стали. // М.: Металлургиздат, т. I, II, 1966. –1274с.
5. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. // М.: Металлургия, 1986. –312с.
6. Меськин В.С. Основы легирования стали. // М.: Металлургиздат, 1964. –684с.
7. Повышение служебных характеристик железнодорожных цельнокатаных колес при использовании микролегированной стали и оптимизированных параметров термической обработки / И.Г. Узлов, К.И. Узлов, А.В. Кныш и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. –2006. –№3. –С. 58–61.
8. Промышленное производство высокопрочных железнодорожных колес / И.Г. Узлов, К.И. Узлов, А.В. Кныш и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. –2008. –№1. –С. 98–101.
9. Узлов И.Г., Бабаченко А.И., Дементьева Ж.А. Исследование влияния действительного зерна на износостойкость и сопротивление хрупкому разрушению углеродистой стали // Металлургическая и горнорудная промышленность. –2002. –№5. –С. 21–23.
10. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали // М.: Наука, 1977. –263с.
11. Патент України № 43438 от 17.12.2001. Пристрій для термічного зміцнення коліс.

Статья рекомендована к печати:

*Зам. ответственного редактора
раздела «Термическая обработка проката»
докт. техн. наук, проф. В.В. Парусов*

И.Г. Узлов, К.И. Узлов, А.В. Кныш, А.М. Хулин, Ж.А. Дементьева

Анализ кинетики фазовых превращений колесно–бандажной стали по данным закалочно–микроструктурного анализа

Целью исследования является изучение влияния скорости охлаждения на структурообразование колесно–бандажной стали. Исследовано формирование структурного состояния стали и параметров его образования в зависимости от скорости охлаждения при термическом упрочнении. Установлено, что термическая кинетика структурообразования колесно–бандажной стали и, как следствие, формирование свойств, существенно отличаются для колесно–бандажной стали, микролегированной ванадием и без микролегирования.