

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК [669.14:539.4]:629.4.027.4

Л. І. ВАКУЛЕНКО^{1*}, Д. М. БОЛОТОВА^{2*}, С. В. ПРОЙДАК^{3*}, М. А. ГРИЩЕНКО^{4*},
І. О. ВАКУЛЕНКО^{5*}

^{1*}Управління Придніпровської залізниці, пр. К. Маркса, 108, Дніпропетровськ, Україна, 49600, тел. + 38 (056) 793 00 59, ел. пошта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0003-2616-740X

^{2*}Дніпропетровський професійний залізничний ліцей, пров. Універсальний, 7а, Дніпропетровськ, Україна, 49056, тел. +38 (056) 376 43 83, ел. пошта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-7353-1949

^{3*}Каф. «Технологія матеріалів», Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту імені акад. В.Лазаряна, вул. Лазаряна, 2, Дніпропетровськ, Україна, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, ел. пошта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0001-6947-3963

^{4*}Каф. «Технологія матеріалів», Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту імені акад. В.Лазаряна, вул. Лазаряна, 2, Дніпропетровськ, Україна, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, ел. пошта grischenko@live.ru, ORCID 0000-0002-0091-1387

^{5*}Каф. «Технологія матеріалів», Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту імені акад. В.Лазаряна, вул. Лазаряна, 2, Дніпропетровськ, Україна, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, ел. пошта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-7353-1916

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ САМОВІДПУСКА НА МІЦНІСТЬ ДИСКА ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА ПІСЛЯ ПРИСКОРЕНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ

Мета. Робота спрямована на визначення ресурсу підвищення міцності диску залізничного колеса.
Методика. Матеріалом для дослідження була вуглецева сталь залізничного колеса зі змістом 0,57 % С, 0,65 % Si, 0,45 % Mn, 0,0029 % S, 0,014 % P, 0,11 % Cr. Залізничне колесо піддавали нагріву до температур вище A_{c3} , витримували при цій температурі для завершення процесу гомогенізації аустеніту та прискорено охолоджували диск до визначеної температури. Температурний інтервал закінчення примусового охолодження диску колеса складав значення 200–450 °С. Структуру вивчали за методиками досліджень із використанням електронного та світлового мікроскопів. Оцінку ступеня дефектності структури металу після прискореного охолодження здійснювали з використанням методики рентгенівського структурного аналізу. Межі міцності та плинності вуглецевої сталі визначали при розтяганні зі швидкістю деформації 10^{-3} с^{-1} . Мікротвердість структурних складових сталі оцінювали, використовуючи мікротвердомір типу ПМТ-3.
Результати. Комплекс властивостей вуглецевої сталі залізничного колеса в залежності від температури припинення прискореного охолодження визначається співвідношенням розвитку процесів пом'якшення та зміцнення. Джерелами ефекту зміцнення є процеси блокування рухомих дислокацій за рахунок виділення на них атомів вуглецю та дисперсійного зміцнення від сформованих частинок карбідної фази. При температурах припинення примусового охолодження вуглецевої сталі вище за 300–350 °С темп зниження властивостей міцності визначається перевищенням сумарного ефекту (пом'якшення від розпаду твердого розчину, прискорення сфероїдизації та коалесценції частинок цементиту) над блокуванням дислокацій атомами вуглецю та дисперсійним зміцненням. **Наукова новизна.** Авторами доведено, що рівень характеристик міцності вуглецевої сталі залізничного колеса від температури закінчення примусового охолодження визначається співвідношенням впливів від пересичення твердого розчину та дисперсійного зміцнення від

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

карбідної фази. Для температур припинення прискороного охолодження 200–300 °С зниження ступеню пересичення твердого розчину є основним чинником, що визначає рівень характеристик міцності. **Практична значимість.** При виготовленні суцільнокатаного залізничного колеса підвищити межу міцності металу диску можна прискороним охолодженням до середнього інтервалу температур, що успішно доведено в роботі.

Ключові слова: дислокації; температура самовідпуску; прискороене охолодження; диск залізничного колеса

Вступ

Складна форма перерізу елементів залізничного колеса та значні їх товщини тривалий час стримували застосування термічного зміцнення з метою досягнення в них високоміцного стану. В процесі експлуатації залізничного колеса диск піддається достатньо складним сумарним навантаженням. На підставі цього розробка пропозицій щодо підвищення характеристик міцності диску залізничного колеса є важливим науково-технічним завданням.

Порівняно з іншими елементами колеса, диск має найменшу товщину. З урахуванням достатньо високої стабільності аустенітної фази у вуглецевій сталі залізничного колеса [11] в процесі прискороного охолодження в об'ємах металу поблизу з поверхнею основного тепловідводу можна сподіватися про досягнення швидкостей охолодження, близьких до критичного значення.

Ступінь розробленості. В процесі термічного зміцнення диска суцільнокатаних залізничних коліс, формування градієнта структур від поверхні тепловідводу супроводжується певною зміною комплексу властивостей [1, 5]. Дослідженнями процесів структурних перетворень за технологією переривчастого прискороного охолодження визначено, що значний вплив в досягненні рівня властивостей зумовлений розвитком процесів самовідпуску [6, 7]. Враховуючи безперервний характер зміни швидкості охолодження в різних прошарках металу диска колеса залежно від їх відстані від поверхні інтенсивного тепловідводу, структурний стан металу повинен відповідати відпуску при певній температурі [4].

Так, в процесі переривчастого прискороного охолодження, коли градієнт структур по перерізу диска визначається виключно температурою закінчення охолодження [2, 10], наступний відпуск металу за рахунок нагріву від тепла внутрішніх заглиблених об'ємів супроводжу-

ється складними структурними змінами внутрішньої будови [4–6]. На підставі цього додаткове вивчення структурних змін в процесі самовідпуску після прискороного охолодження до певної температури припинення охолодження становить практичний інтерес.

Мета

Визначення ресурсу підвищення міцності диска залізничного колеса.

Матеріал і методики дослідження. Матеріалом для дослідження була вуглецева сталь залізничного колеса із вмістом 0,57 % С, 0,65 % Si, 0,45 % Mn, 0,0029 % S, 0,014 % P, 0,11 % Cr. Залізничне колесо піддавали нагріву до температур вище A_{c3} , витримці при цій температурі для завершення процесу гомогенізації аустеніту і прискороному охолодженню диска до визначеної температури. Температурний інтервал закінчення примусового охолодження диска колеса складав 200–450 °С. Структуру вивчали за методиками досліджень з використанням електронного і світлового мікроскопів [2]. Оцінку ступеня дефектності структури металу після прискороного охолодження здійснювали з використанням методик рентгенівського структурного аналізу [11]. Межі міцності і плинності вуглецевої сталі визначали при розтяганні зі швидкістю деформації 10^{-3} c^{-1} . Мікротвердість структурних складових сталі оцінювали, використовуючи мікротвердомір типу ПМТ-3.

Отримані результати та їх обговорення. Виконаними дослідженнями внутрішньої будови термічно зміцненої вуглецевої сталі диска колеса був підтверджений якісний збіг з відомими експериментальними даними [1, 4]. Структура металу поблизу з поверхнею диска залізничного колеса після прискороного охолодження до визначеної температури (температура припинення прискороного охолодження) значною мірою подібна структурі, що склада-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

ється з продуктів відпуску мартенситу при цій температурі [8–10].

На рис. 1 наведена структура зразків вуглецевої сталі після прискороного охолодження до температури 200°C . Аналіз внутрішньої будови свідчить, що в об'ємах металу поблизу з поверхнею основного тепловідводу, коли температура закінчення прискороного охолодження приблизно дорівнює 200°C , можна спостерігати існування ознак рейкового мартенситу після низькотемпературного відпуску (рис.1). Як для мартенситу після відпуску з окремого нагріву при аналогічній температурі, товщина сформованих рейок мартенситу складала значення в інтервалі від 0,1 до приблизно 0,8 мкм. На межах окремих рейок та пакетів з них присутні дрібнодисперсні частинки карбідної фази з розмірами приблизно 0,03–0,04 мкм. Порівняно із світлопольними зображеннями мікроструктури, коли за рахунок високої густини дислокацій і специфічного контрасту класифікувати карбідну фазу достатньо складно, був використаний аналіз зображення в темному полі. На зображеннях у темному полі, в рефlekсах цементиту, частинки виявляються достатньо чітко. Крім того, стало можливим спостерігати виділення дуже дисперсних карбідних частинок на дислокаційних лініях в середині окремих рейок мартенситу та штрихової форми з випадковою орієнтацією (рис. 1).

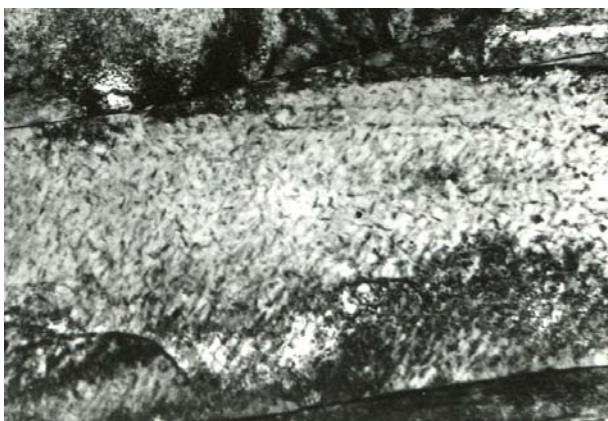


Рис. 1. Структура сталі після прискороного охолодження до 200°C . Збільшення 18 000

Fig. 1. The steel structure after accelerated cooling to 200°C . Magnification is 18 000

Формування карбідної фази відбувалося завдяки розвитку процесу самовідпуску під час прискороного охолодження. При подальшому збільшенні відстані від поверхні охолодження, метал після формування структур за зсувним або проміжним механізмом піддається відпуску при більш високих температурах. Наведений вплив на процеси структуроутворення за своїм характером аналогічний підвищенню температури припинення примусового охолодження.

Підвищення температури закінчення примусового охолодження до 400°C супроводжується цілком очікуваними якісними змінами внутрішньої будови металу (рис. 2). В структурі вуглецевої сталі присутні ознаки протікання початкових стадій процесів, подібних полігонізації. До них відносять формування осередків з переплечених дислокацій та існування визначеної кількості розірваних контурів з дислокаційних угруповань. Одночасна присутність глобулів цементиту в середині мікроб'ємів металу з низькою густиною дислокацій є підтвердженням не тільки розвитку, але і завершення пологонізації при самовідпуску прискороного охолодженої вуглецевої сталі. В результаті розвитку наведених процесів формується структура, що подібна модульованій. Окремі дислокаційні чарунки з визначеною густиною дислокацій в середині розмежовуються достатньо широкими стінками з дислокацій.



Рис. 2. Структура сталі після прискороного охолодження до 400°C . Збільшення 18 000

Fig. 2. The steel structure after accelerated cooling to 400°C . Magnification is 18 000

Сформована дислокаційна чарункова структура за своєю формою наближується до поліедра. Середня частина дислокаційних чарунок

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

у своїй більшості очищена від незв'язаних дислокацій. Разом з цим в структурі присутня значна кількість глобулів цементиту з розміром суттєво більшим порівняно з температурою самовідпуску 200°C (рис. 1). Більше того, в процесі нагріву від заглиблених шарів металу після припинення прискореного охолодження до 400°C відбувається подальше збіднення на вуглець твердого розчину, збільшення середнього розміру карбідних частинок і рекомбінація дислокацій, що знижує їх густину (рис. 2).

Таким чином, після припинення примусового охолодження, чим вища відстань від поверхні основного тепловідводу, тим при більш високій температурі відбувається самовідпуск металу.

В об'ємах металу, які наближуються до середини диску колеса формується мікроструктура примусово за дифузійним механізмом. Аналіз внутрішньої будови прискорено охолодженого металу свідчить, що структура складається з тонко диференційованого перліту з розташуванням по межах перлітної колонії дрібних об'ємів структурно вільного фериту.

Товщина пластин цементиту перліту дорівнює $0,02\text{--}0,04$ мкм, а прошарків фериту – до $0,15$ мкм. Детальними дослідженнями було виявлено, що зерна структурно вільного фериту, в свою чергу складаються із субзерен, розмір яких змінюється в інтервалі $1,5\text{--}3,5$ мкм. Об'єми металу в середині субзерен мають підвищену густину взаємозаблокованих дислокацій та осередки з гольчастою формою фериту. Існування вказаних структурних складових може розглядатися як свідчення про визначену неоднорідність розподілу швидкості охолодження по перерізу диска або це пов'язано з ліквідацією хімічних елементів в мікрооб'ємах сталі [12].

На основі результатів відомих досліджень [1, 2, 13] вказаний структурний стан вуглецевої сталі поблизу з поверхнею основного тепловідводу складається із структурних складових, що сформовані в результаті мартенсито-бейнітного перетворення з самовідпуском при температурах $200\text{--}300^{\circ}\text{C}$. Рівень міцності сталі з вказаними структурами може коливатися в інтервалі значень $1\ 300\text{--}1\ 200$ МПа залежно від концентрації хімічних елементів в межах марочного складу.

Враховуючи безперервний характер підвищення температури закінчення примусового охолодження прошарків металу залежно від їх відстані від поверхні примусового охолодження, рівень міцності досліджуваної вуглецевої сталі буде неодмінно зменшуватися. При цьому структура металу у вказаних прошарках буде складатися з різного співвідношення між осередками мартенсито-бейнітних структур після самовідпуску поблизу поверхні диска до ферито-перлітних структур з різною морфологією фазових складових в середині.

Враховуючи, що міцність вуглецевої сталі з мартенситною структурою, в першу чергу, визначається ступенем пересичення твердого розчину, підвищення температури самовідпуску буде супроводжуватися цілком закономірним розвитком процесів його розпаду. Разом з тим, як наведено вище, місця виділення атомів вуглецю з твердого розчину на дислокаціях стають в подальшому зародками глобулів карбідної фази.

Таким чином, розвиток процесів самовідпуску від температури закінчення примусового охолодження в дійсності визначає співвідношення між двома процесами зміцнення сталі: пересичення твердого розчину і дисперсійного зміцнення від частинок карбідної фази. На підставі цього виникає необхідність оцінити співвідношення вказаних чинників впливу залежно від температури самовідпуску на характеристики міцності вуглецевої сталі залізничного колеса.

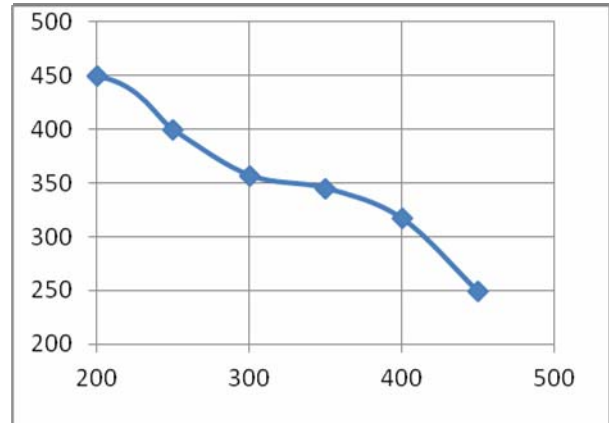
Аналіз мікротвердості феритної складової свідчить, що в процесі прискореного охолодження і витримках при температурах закінчення примусового охолодження, починаючи від 200°C , спостерігається безперервне зниження концентрації атомів вуглецю в твердому розчині (рис. 3). При цьому розвиток процесів пом'якшення сталі при зростанні температури припинення прискореного охолодження значною мірою зумовлений кінетикою перерозподілу атомів вуглецю між дефектами кристалічної будови і місцями в кристалічній решітці, що визначають її тетрагональність. Зміну ступеня пересичення твердого розчину атомами вуглецю можна оцінити за значеннями мікротвердості фериту (H_{μ}). За кутовим коефіцієнтом за-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

лежності $H_{\mu} = f(t)$, де t – температура припинення прискореного охолодження для інтервалу температур 200–300 °С, зниження ступеня пересичення вуглецем твердого розчину зумовлене високою густиною дефектів кристалічної будови і, в першу чергу, дислокацій. З впевненістю можна вважати, що починаючи від температури 350 °С досягається практично повне вичерпання ресурсу виділення атомів вуглецю на дислокаціях. Підтвердженням наведеного положення є зниження темпу зменшення величини H_{μ} в температурному інтервалі 350–400 °С (рис. 3) і дуже мале зниження ширини рентгенівської інтерференції (110) (рис. 4). Далі, починаючи від температур 350–400 °С, спостерігається прогресуюче зниження твердості фериту. Порівняно з більш низькою температурою припинення прискореного охолодження (200–300 °С), характер пом'якшення металу зумовлений якісно іншими процесами структурних перетворень. Дійсно, як зазначено в роботах [2, 3, 9], починаючи від температур відпуску 350 °С, у вуглецевих сталях після гартування на мартенсит вже існує визначена кількість дрібнодисперсних часток карбідної фази. На підставі цього збіднення твердого розчину на вуглець буде відбуватися завдяки спрямованій дифузії атомів вуглецю від твердого розчину на карбідні частки, що підтверджується прискореним зниженням поширення рентгенівської інтерференції (110) (рис. 4). Співвідношення між вказаними процесами структурних перетворень в прискорено охолодженій вуглецевій сталі визначається виключно температурою припинення примусового охолодження і підтверджуються зміною міцності (рис. 5).

Аналіз характеру залежності меж міцності і плинності підтверджує складний характер структурних перетворень залежно від температури припинення прискореного охолодження металу. Для температур 200–300 °С завдяки зниженню ступеня пересичення твердого розчину спостерігається відповідне зменшення характеристик міцності.

$$H_{\mu}, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$$

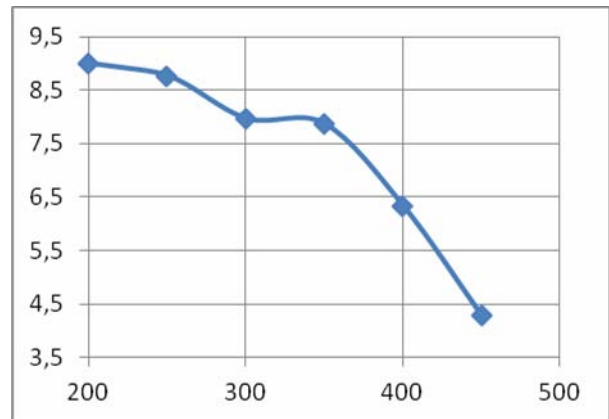


Температура самовідпуску, °С

Рис. 3. Залежність мікротвердості фериту від температури самовідпуску прискорено охолодженої вуглецевої сталі

Fig. 3. Dependence of ferrite microhardness on the self-tempering temperature of the carbon steel after accelerated cooling

$$\beta_{(110)}, \text{мрад}$$



Температура самовідпуску, °С

Рис. 4. Залежність розширення рентгенівської інтерференції (110) фериту від температури самовідпуску прискорено охолодженої вуглецевої сталі

Fig. 4. Dependence of expansion of x-ray photography interference (110) of ferrite on the carbon steel after accelerated cooling

Практично еквідистантний хід кривих залежностей для σ_B і σ_T (рис. 5) вказує, що основним чинником впливу слід вважати ступінь пересичення твердого розчину атомами вуглецю

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

в процесі прискореного охолодження, а зміцнення від розвитку деформаційного зміцнення має значно менший вплив. Зумовлений цей факт тим, що розвиток процесів деформаційного зміцнення суттєво перебільшується ефектом пом'якшення металу за рахунок збіднення твердого розчину на вуглець (рис. 3, 4).

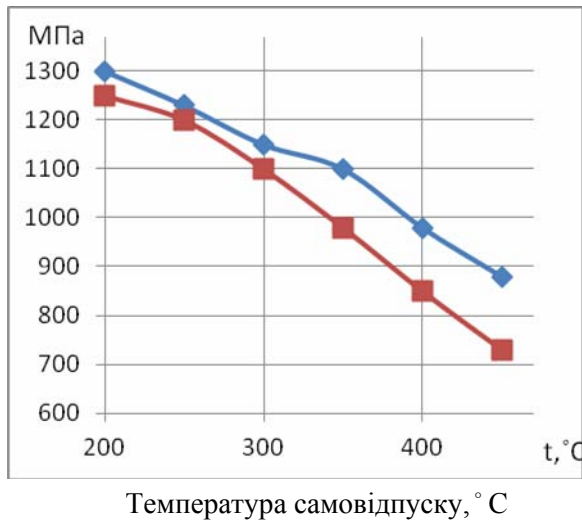


Рис. 5. Залежність межі міцності (◆) і плинності (■) від температури самовідпуску прискорено охолодженої вуглецевої сталі.

Fig. 5. Dependence of strength stress (◆) and yield limits (■) on the self-tempering temperature of carbon steel after accelerated cooling.

З іншого боку, сам процес виділення атомів вуглецю з твердого розчину має подвійний вплив на властивості міцності металу. Так, виділення атомів вуглецю з октаедричних положень кристалічної решітки фериту на дислокації сприятиме подальшому їх закріпленню [3, 9, 14]. За характером впливу на твердість вказаний процес відносять до зміцнення. Зниження концентрації вуглецю в фериті сприяє появі додаткової кількості дисперсних частинок цементиту (рис. 2), що за рахунок розвитку процесів дисперсійного зміцнення повинно підвищувати властивості міцності. При незначному підвищенні температури відпуску або часу витримки в ізотермічних умовах, розвиток процесів сфероїдизації карбідної фази має протилежний за ефектом вплив. При формуванні більш рівновісних глобулів цементиту відбувається зменшення їх кількості. Разом з тим, процеси переходу атомів вуглецю з твердого розчину на карбідні частки супроводжуються зниженням

внутрішніх напружень, що підтверджується збільшенням контрасту рефлексів на мікродифракційних фотографіях [2, 9] і зменшенням розширення рентгенівських інтерференцій фериту (рис. 4).

При підвищенні температури відпуску до 400 °C структурними дослідженнями виявлені ознаки початку перерозподілу дислокацій і пов'язане з цим незначне зниження їх щільності (рис. 2). Сумісний розвиток вказаних процесів пояснює перманентний ефект пом'якшення вуглецевої сталі при підвищенні температури припинення прискореного охолодження вуглецевої сталі в інтервалі 200–450 °C (рис. 5).

За отриманими результатами визначений складний характер впливу процесів структурних перетворень у вуглецевій сталі залежно від температурного інтервалу припинення примусового охолодження. Сумарний ефект пом'якшення металу від зниження ступеня пересичення твердого розчину атомами вуглецю, зменшення щільності дислокацій і коалесценції цементитних частинок перевищує ефект зміцнення від присутності в структурі дрібнодисперсних карбідних часток.

При низьких температурах (до 300 °C) припинення охолодження основним джерелом зміцнення сталі є процеси пересичення твердого розчину атомами вуглецю. Збільшення температури закінчення прискореного охолодження супроводжується обов'язковим підвищенням ефекту самовідпуску від заглиблених від поверхні охолодження об'ємів металу. Рівень властивостей міцності вуглецевої сталі визначається сумісним впливом від розвитку процесів взаємодії дислокацій з атомами вуглецю при розпаді твердого розчину і дисперсійного зміцнення від формування додаткових частинок цементиту.

Аналіз залежності властивостей міцності вуглецевої сталі (рис. 5) показує, що в процесі виготовлення суцільнокатаного залізничного колеса з метою підвищення тріщиностійкості диск можна піддавати прискореному охолодженню до температур 300–350 °C без суттєвого окрихчування металу.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Наукова новина та практична значимість

1. Рівень характеристик міцності вуглецевої сталі залізничного колесав від температури закінчення примусового охолодження визначається співвідношенням впливів від пересичення твердого розчину і дисперсійного зміцнення від карбідної фази.

2. Для температур припинення прискореного охолодження 200–300 °С зниження ступеня пересичення твердого розчину є основним чинником, що визначає рівень характеристик міцності.

При виготовленні суцільнокатаного залізничного колеса підвищити межу міцності металу диска можна прискореним охолодженням до середнього інтервалу температур.

Висновки

1. За умов прискореного охолодження вуглецевої сталі джерелами зміцнення є процеси блокування рухомих дислокацій за рахунок виділення на них атомів вуглецю і дисперсійного зміцнення від сформованих частинок карбідної фази.

2. При температурах припинення примусового охолодження вуглецевої сталі вище за 300–350 °С темп зниження властивостей міцності визначається перевищенням сумарного ефекту пом'якшення від розпаду твердого розчину, прискорення сфероїдизації і коалесценції частинок цементиту над блокуванням дислокацій атомами вуглецю і дисперсійним зміцненням.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

- Бабаченко, А. И. Надежность и долговечность железнодорожных колес и бандажей / А. И. Бабаченко. – Днепропетровск : ПГАСА, 2015. – 350 с.
- Большаков, В. И. Атлас структур металлов и сплавов / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Н. Э. Погребная. – Днепропетровск : Gaudeamus, 2001. – 113 с.
- Вакуленко, И. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И. А. Вакуленко, В. И. Большаков. – Днепропетровск : Маковецкий, 2008. – 196 с.
- Вакуленко, Л. И. Оцінка ступеня знеміцнення при відпуску загартованої колісної сталі / Л. И. Вакуленко, Ю. Л. Надеждін // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2010. – Вип. 31. – С. 259–261.
- Дефекти залізничних коліс / Л. О. Вакуленко, В. Г. Анофрієв, М. А. Грищенко, О. М. Перков. – Дніпропетровськ : Маковецкий, 2009. – 112 с.
- Кинетика превращения аустенита в рельсовых сталях марок М74 и 75ХГСМ при непрерывном охлаждении / В. Г. Ефременко, Ф. К. Ткаченко, С. О. Кузьмин, В. Г. Казанков // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2009. – Вип. 29. – С. 198–201.
- Кинетика распада переохлажденного аустенита стали для железнодорожных колес при непрерывном охлаждении / А. И. Бабаченко, А. В. Кныш, А. А. Кононенко [и др.] // Стр-во, материаловедение, машиностроение : сб. науч. тр. / Приднепр. гос. акад. стр-ва и архит. – Днепропетровск, 2014. – Вип. 73. – С. 65–69.
- Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – Москва : Металлургия, 1986. – 480 с.
- Bhadeshia, H. K. D. H. Bainite in steels / H. K. D. H. Bhadeshia. – Cambridge : The University Press, 2001. – 454 p.
- Direct Quenching Steels / R. L. Bodnar, Y. Shen, M. Lin [et al.] // Proc. Materials Solutions 97 on Accelerated Cooling, TMS-AIME. – Warrendate, Pennsylvania, USA, 1997. – P. 3–13.
- Guinier, A. Theorie et technique de la radiocristallographie / A. Guinier. – Paris : Dunod, 1956. – 560 p.
- Houdremont, E. Handbuch der Sonderstahlkunde / E. Houdremont. – Berlin : Springer-Verlag, 1956. – 952 p.
- Langman, R. A. Estimation of Residual Stresses in Railway Wheels by Means of Stress Induced Magnetic Anisotropy / R. A. Langman, P. J. Mutton // NDT & E International. – 1993. – Vol. 26, № 4. – P. 195–205. doi:10.1016/0963-8695(93)-90474-9.
- Vakulenko, I. A. Influence voltage pulse electrical discharge in the water at the endurance fatigue of carbon steel / I. A. Vakulenko, A. G. Lisnyak // Mechanics, materials science & engineering. – 2016. – Vol. 2. – P. 14–22.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Л. И. ВАКУЛЕНКО^{1*}, Д. М. БОЛОТОВА^{2*}, С. В. ПРОЙДАК^{3*}, М. А. ГРИЩЕНКО^{4*},
И. О. ВАКУЛЕНКО^{5*}

^{1*}Управление Приднепровской железной дороги, пр. К. Маркса, 108, Днепропетровск, Украина, 49600, тел. + 38 (056) 793 00 59, эл. почта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0003-2616-740X

^{2*}Днепропетровский профессиональный железнодорожный лицей, переул. Универсальный, 7а, Днепропетровск, Украина, 49056, тел. +38 (056) 376 43 83, эл. почта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0001-6947-3963

^{3*}Каф. «Технология материалов», Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени акад. В. Лазаряна, ул. Лазаряна, 2, Днепропетровск, Украина, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, эл. почта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0003-2439-3657

^{4*}Каф. «Технология материалов», Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени акад. В. Лазаряна, ул. Лазаряна, 2, Днепропетровск, Украина, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, эл. почта grischenko@live.ru, ORCID 0000-0002-0091-1387

^{5*}Каф. «Технология материалов», Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени акад. В. Лазаряна, ул. Лазаряна, 2, Днепропетровск, Украина, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, эл. почта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-7353-1916

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ САМООТПУСКА НА ПРОЧНОСТЬ ДИСКА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО КОЛЕСА ПОСЛЕ УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ

Цель. Работа направлена на оценку ресурса повышения прочности диска железнодорожного колеса. **Методика.** Материалом для исследования была углеродистая сталь железнодорожного колеса с содержанием 0,57 % С, 0,65 % Si, 0,45 % Mn, 0,0029 % S, 0,014 % P, 0,11 % Cr. Железнодорожное колесо нагревали до температур выше A_{c3} , выдерживали при этой температуре для завершения процессов гомогенизации аустенита и ускоренно охлаждали диск до определенной температуры. Температурный интервал окончания принудительного охлаждения диска колеса составлял 200–450 °С. Структуру изучали с использованием методик исследований под электронным и световым микроскопами. Оценку степени дефектности структуры металла после ускоренного охлаждения осуществляли с использованием методики рентгеновского структурного анализа. Пределы прочности и текучести углеродистой стали определяли при растяжении, со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} . Микротвердость структурных составляющих стали оценивали, используя микротвердомер типа ПМТ-3. **Результаты.** Комплекс свойств углеродистой стали железнодорожного колеса в зависимости от температуры прекращения ускоренного охлаждения определяется соотношением развития процессов разупрочнения и упрочнения. Эффект упрочнения основан на блокировке подвижных дислокаций за счет выделения на них атомов углерода и дисперсионного упрочнения от сформированных частиц карбидной фазы. При температурах прекращения принудительного охлаждения углеродистой стали выше 300–350 °С темп снижения прочностных свойств определяется превышением суммарного эффекта (разупрочнения от распада твердого раствора, ускорения сфероидизации и коалесценции частиц цементита) над блокировкой дислокаций атомами углерода и дисперсионным упрочнением. **Научная новизна.** Авторами доказано, что уровень характеристик прочности углеродистой стали железнодорожного колеса от температуры окончания принудительного охлаждения определяется соотношением влияния степени пресыщения твердого раствора и дисперсионным упрочнением от карбидной фазы. Для температур прекращения ускоренного охлаждения 200–300 °С снижение степени пресыщения твердого раствора является основным фактором, который определяет уровень характеристик прочности. **Практическая значимость.** При изготовлении цельнокатаного железнодорожного колеса повысить предел прочности металла диска можно ускоренным охлаждением до среднего интервала температур, что успешно доказано в работе.

Ключевые слова: дислокации; температура самоотпуска; ускоренное охлаждение; диск железнодорожного колеса

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

L. I. VAKULENKO^{1*}, D. M. BOLOTOVA^{2*}, S. V. PROYDAK^{3*}, M. A. GRISCHENKO^{4*},
I. O. VAKULENKO^{5*}

^{1*}Prydniprovsk Railway Management, K. Marks St., 108, Dnipropetrovsk, Ukraine, 49600, tel. + 38 (056) 793 00 59, e-mail dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000–0003–2616–740X

^{2*}Dnipropetrovsk Professional Railway Lyceum, Universal Lane, 7a, Dnipropetrovsk, Ukraine, 49056, tel. +38 (056) 376 43 83, e-mail dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0001-6947-3963

^{3*}Dep. «Materials Technology», Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named Academician V. Lazaryan, Lazaryan St., 2, Dnipropetrovsk, Ukraine, 49010, tel. +38 (056) 373 15 56, e-mail dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0003-2439-3657

^{4*}Dep. «Materials Technology», Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named Academician V. Lazaryan, Lazaryan St., 2, Dnipropetrovsk, Ukraine, 49010, tel. +38 (056) 373 15 56, e-mail grischenko@live.ru, ORCID 0000-0002-0091-1387

^{5*}Dep. «Materials Technology», Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named Academician V. Lazaryan, Lazaryan St., 2, Dnipropetrovsk, Ukraine, 49010, tel. +38 (056) 373 15 56, e-mail dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-7353-1916

INFLUENCE OF SELF-TEMPERING TEMPERATURE ON STRENGTH OF RAILWAY WHEEL DISK AFTER ACCELERATED COOLING

Purpose. The paper aims at estimation of resource of strength increase for railway wheel disk. **Methodology.** The material for research was carbon steel of railway wheel containing 0.57%C, 0.65%Si, 0.45%Mn, 0.0029%S, 0,014%P, 0,11%Cr. A railway wheel was heated to the temperatures above A_{c3} and was held at this temperature until the completion of austenite homogenization processes and then the disk was cooled at a growing rate to a certain temperature. A temperature interval of completion of the speed-up wheel disk cooling was 200–450 °C. Structure was studied with the use of research methods under electronic and light microscopes. After accelerated cooling the estimation of metal structure imperfection degree was carried out with the use of X-ray structural analysis method. The stress and yielding limit of carbon steel were determined at tension, at a speed of deformation $10^{-3} s^{-1}$. The microhardness of steel structural components was estimated using the microhardness tester of PMT-3 type. **Findings.** The properties complex of railway wheel carbon steel depending on the temperature of the accelerated cooling termination is determined by the correlation of soften and work-hardening processes development. The effect of work-hardening is based on blocking of mobile dislocations due to a precipitation carbon atoms and dispersion work-hardening from the formed particles of carbide phase. At the temperatures of the accelerated cooling termination of carbon steel higher than 300–350 °C the decrease rate of strength properties is determined by the exceeding of total soften effect (from disintegration of solid solution, acceleration of spheroidization and coalescence of cementite particles) above the dislocations blocking by the carbon atoms and dispersion work-hardening. **Originality.** Authors proved that the strength level of the railway wheel carbon steel from the temperature of accelerated cooling completion is determined by the influence ratio of the solid solution saturation degree and dispersion work-hardening from a carbide phase. For the temperatures of accelerated cooling termination 200–300 °C a decrease of solid solution saturation degree is a basic factor, which determines the level of the strength characteristic. **Practical value.** When making the whole-rolled railway wheel one can increase the strength limit of disk metal using the accelerated cooling to the middle interval of temperatures, which was successfully proven by authors.

Keywords: dislocations; self-tempering temperature; accelerated cooling; railway wheel disk

REFERENCES

1. Babachenko A.I. *Nadezhnost i dolgovechnost zheleznodorozhnykh koles i bandazhey* [Reliability and durability of railway wheels]. Dnipropetrovsk, GVUZ «PGASA» Publ., 2015. 350 p.
2. Bolshakov V.I., Sukhomlin G.D., Pogrebnaya N.E. *Atlas struktur metallov i splavov* [Atlas of metal and alloy structures]. Dnipropetrovsk, Gaudeamus Publ., 2001. 113 p.
3. Vakulenko I.A., Bolshakov V.I. *Morfologiya struktury i deformatsionnoye uprochneniye stali* [Structure morphology and work-hardening of the steel]. Dnipropetrovsk, Makovetskiy Publ., 2008. 196 p.
4. Vakulenko L.I., Nadezhdin Yu.L. *Otsinka stupenia znemitsnennia pry vidpusku zahartovanoi kolisnoi stali* [Evaluation of softening during tempering of the hardened wheel steel]. *Visnyk Dnipropetrovskoho natsional-*

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

- noho universytetu zaliznychnoho transportu imeni akademika V. Lazariana* [Bulletin of Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan], 2010, issue 31, pp. 259-261.
5. Vakulenko I.O., Anofriiev V.H., Hryshchenko M.A., Perkov O.M. *Defekty zaliznychnykh kolis* [Railway wheels defects]. Dnipropetrovs, Makovetskyi Publ., 2009. 112 p.
 6. Yefremenko V.G., Tkachenko F.K., Kuzmin S.O., Kazankov V.G. Kinetika prevrashcheniya austenita v relsovykh stalyakh marok M74 i 75KhGSM pri nepreryvnom okhlazhdenii [Kinetics of austenite transformation in the rail steels M74 and 75 KhGSM during continuous cooling]. *Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznychnoho transportu imeni akademika V. Lazariana* [Bulletin of Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan], 2009, issue 29, pp. 198-201.
 7. Babachenko A.I., Knysh A.V., Kononenko A.A. Kinetika raspada pereokhlazhdennoho austenita stali dlya zheleznodorozhnykh kolis pri nepreryvnom okhlazhdenii [Decay kinetics of undercooled austenite of railway wheels steel during continuous cooling]. *Stroitelstvo, materialovedeniye, mashinostroyeniye* [Building, Material Science, Mechanical Engineering], 2014, issue 73, pp. 65-69.
 8. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov* [Theory of the metals heat treatment]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 480 p.
 9. Bhadeshia H.K.D.H. *Bainite in steels*. Cambridge, The University Press Publ., 2001. 454 p.
 10. Bodnar R.L., Shen Y., Lin M. Direct Quenching Steels. Proc. Materials Solutions 97 on Accelerated Cooling, TMS-AIME. Warrendate, 1997, pp. 3-13.
 11. Guinier A. *Theorie et technique de la radiocristallographie*. Paris, Dunod Publ., 1956. 560 p.
 12. Houdremont E. *Handbuch der Sonderstahlkunde*. Berlin, Springer-Verlag Publ., 1956. 952 p.
 13. Langman R.A., Mutton P.J. Estimation of Residual Stresses in Railway Wheels by Means of Stress Induced Magnetic Anisotropy. *NDT & E International*, 1993, vol. 26, no. 4, pp. 195-205. doi: 10.1016/0963-8695(93)90474-9.
 14. Vakulenko I.A., Lisnyak A.G. Influence voltage pulse electrical discharge in the water at the endurance fatigue of carbon steel. *Mechanics, materials science & engineering*, 2016, vol. 2, pp. 14-22.

Стаття рекомендована до публікації к.ф.-м.н., доц. В. В. Титаренко (Україна); к.т.н., доц. О. О. Чайковським (Україна)

Надійшла до редколегії: 29.01.2016

Прийнята до друку: 31.03. 2016