

І. О. ВАКУЛЕНКО (ДІТ), Б. І. КІНДРАЦЬКИЙ (Інститут інженерної механіки та транспорту Національного університету «Львівська політехніка»), С. О. ЯКОВЛЄВ, І. Є. КРАМАР, О. І. ШАПТАЛА (ДІТ)

ВПЛИВ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ НА ПРОЦЕС УТВОРЕННЯ АУСТЕНИТУ ПРИ НАГРІВІ В ДВОФАЗНУ ($\alpha + \gamma$)-ОБЛАСТЬ

На основі аналізу результатів дослідження кінетики процесу аустенізації визначається порядок розташування вихідних структур в напрямку зростання швидкості утворення аустеніту.

Ключові слова: вуглецева сталь, аустеніт, кінетика, структурний стан, двофазна область

На основе анализа результатов исследования кинетики процесса аустенизации определяется порядок расположения исходных структур в направлении роста скорости образования аустенита.

Ключевые слова: углеродистая сталь, аустенит, кинетика, структурное состояние, двухфазная область

Based on the analysis of research results for the kinetics of austenitization process the order of the original structures in the direction of increasing the rate of austenite formation is determined.

Keywords: carbon steel, austenite, kinetics, structural state, two-phase region

В сучасних умовах експлуатації залізничні колеса та бандажі, окрім значних пластичних деформацій по поверхні кочення з визначеним градієнтом углиб металу, в процесі гальмування можуть розігріватися до достатньо високих температур. При цьому швидкість розігріву та температура, до якої відбувається нагрівання, значною мірою залежать не тільки від режиму гальмування, але й від відстані прошарку металу від поверхні кочення [1]. З урахуванням цього, розвиток процесів внутрішньої перебудови металу коліс та бандажів визначає зміну комплексу властивостей. Причому, чим більші спостерігаються відмінності за морфологічними ознаками та дисперсністю структурних складових, тим більше змінюються властивості металу.

З урахуванням наведеного, аналіз структурних перетворень у вуглецевих сталях у процесі нагріву має достатньо вагоме значення для розуміння ступеню зміни комплексу властивостей залізничних коліс та бандажів під час їх експлуатації.

Метою роботи є дослідження впливу температури розігріву та морфології структурних складових вуглецевих сталей на процес утворення аустеніту.

Матеріалом для дослідження були вуглецеві сталі з кількістю вуглецю 0,45 і 0,6 % з різним структурним станом. Комплекс властивостей металу визначали при розтяганні, структурні параметри – при дослідженні сталей під світловим мікроскопом з використанням методик кількісної металографії.

Так, у більшості випадків при інтенсивному гальмуванні в тонкому приповерхневому шарі металу ободу колеса температура може дуже швидко збільшуватися до значень, яких достатньо для початку розвитку процесів фазових перетворень [2]. Після закінчення гальмівного процесу, в залежності від швидкості охолодження металу колеса, відбуваються процеси структурних перетворень за різними механізмами. Реалізація механізму фазових перетворень при охолодженні суттєво залежить від значної кількості чинників, які визначають як стан металу поперед початком охолодження, так і умови самого процесу охолодження.

В першому наближенні, кількість зміцнюючої фази (мартенситу, бейніту або продуктів їх розпаду) в доевтектоїдних сталях, в тому числі й тих, що використовують для виготовлення залізничних коліс і бандажів, значною мірою визначається об'ємною часткою аустеніту, який формується при нагріві вище A_{c1} . Аналіз ділянки загальної діаграми «залізо–вуглець», яка відповідає двофазній ($\alpha + \gamma$)-області, у більшості випадків дає тільки оціночні відомості стосовно співвідношення фаз, їх хімічного складу (рис. 1). Обумовлено наведене положення, у першу чергу, відсутністю даних відносно впливу невизначної швидкості нагріву або охолодження елемента колеса на положення критичних точок фазових перетворень, досягнення умов рівноваги фазових складових сталей. До наведених чинників, окрім зсуву точок початку фазових перетворень, необхідно віднести ступінь завершення аустенітного перетворення,

неспівпадіння фактичного перерозподілу хімічних елементів між фазами порівняно з теоретичними, за діаграмою.

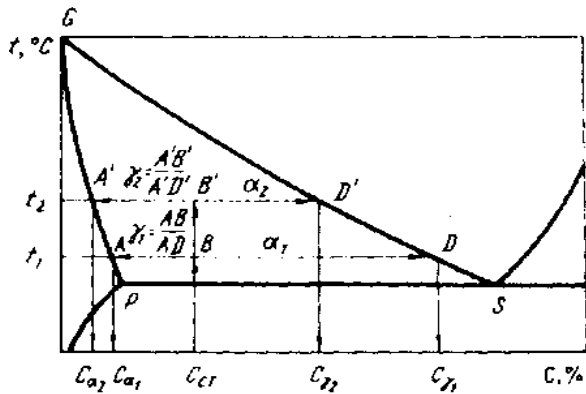


Рис. 1. Діаграма рівноваги Fe-C. Співвідношення α - та γ -фаз і вміст розчиненого в них вуглецю залежно від температури нагріву в двофазній ($\alpha + \gamma$)-області [3]

З метою розуміння розвитку процесів структурних перетворень при нагріві залізничного колеса (приповерхнева частина, поблизу місця контакту з гальмовим елементом) необхідно розглянути деякі фактори, що впливають на кінетику формування аустеніту, місця його зародження та морфологічні особливості будови. Серед таких факторів є вихідна структура, хімічний склад сталі, кількість, морфологія, дисперсність часток другої фази, їх розташування та ін.

Враховуючи, що структура металу залізничних коліс після термічного зміцнення складається з дрібнодисперсних перлітних колоній, переривчастої сітки структурно вільного фериту та визначеної частки глобулярних структур [4], зародження аустенітної фази в цих структурах має свої особливості. Так, процес формування аустеніту в сталі з пластинчастим перлітом починається від виникнення зародків на границях перлітних колоній. Процес дифузії атомів вуглецю від деградованих цементних пластин в напрямку периферійних ділянок феритного прошарку перлітної колонії супроводжується виникненням фронту фазового перетворення. В першому наближенні можна вважати, що навіть у випадку неповного перетворення перлітної колонії, сформована аустенітна ділянка не відрізняється за концентрацією вуглецю від тієї, яка повністю перетворена в аустенітну фазу.

Для структур із глобулярним цементитом процес формування аустеніту при нагріві має свої особливості. Наведена фаза зароджується поблизу міжфазової межі, що відділяє карбідну

частку від феритної матриці. З урахуванням цього, центрів формування зародків значно більше в порівнянні з пластинковим перлітом, а їх розташування відносно рівномірне. Вважається [5], що карбідні частки, які можуть мати різну рівномірність розташування у феритній матриці, практично не впливають на процес зародження аустеніту і, поступово деградуючи на атоми заліза і вуглецю, поглинаються аустенітною ділянкою.

З іншого боку, враховуючи виникнення на поверхні кочення залізничних коліс і бандажів ділянок зі структурним станом, подібним тим, що спостерігають при розвитку структурних перетворень за мартенситним або проміжним механізмом, процес формування аустеніту при подальшому нагріві повинен відрізнятися від розглянутих пластинкових та глобулярних форм карбідної складової. Так, при нагріві до температури двофазної ($\alpha + \gamma$)-області сталі з похідною структурою після гартування, аустеніт, що формується, повторює орієнтацію кристалів первинного мартенситу (рис. 2). При цьому, як підтверджується експериментальними даними [6], чим вищою була температура попереднього нагріву, тим більшою мірою аустенітна фаза повторює орієнтацію й форму мартенситних кристалів. Аналогічні за характером результати отримані при аналізі процесу утворення аустеніту при нагріві сталі з грубо пластинковим мартенситом.

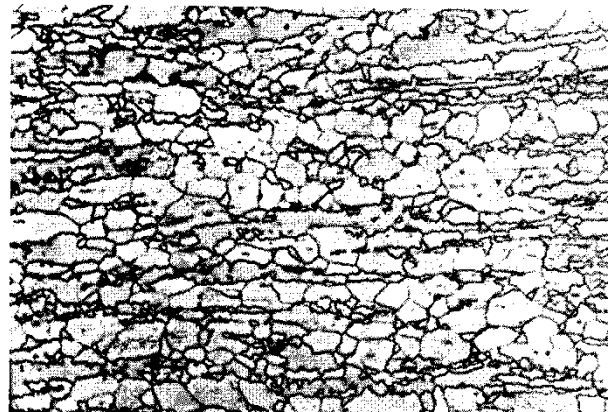
В цьому випадку зародження перших осередків аустенітної фази спостерігається на стиках декількох колишніх аустенітних зерен (гартування сталі з попередньо сформованою грубозеренною структурою аустеніту). З урахуванням узагальнення визначеної кількості експериментальних даних структурних досліджень [5, 6], можна розташувати у порядку зменшення вірогідності зародження аустеніту при нагріві металу до температур початку фазових перетворень. Так, у першу чергу осередки аустенітної фази починають виникати на стиках колишньої (перед гартуванням) зеренної структури аустеніту, і тільки після цього аустеніт формується на межах мартенситних кристалів. З урахуванням особливостей зародження та зростання мартенситного кристалу, в металі виникає надмірна кількість дефектів кристалічної будови (в першу чергу, дислокацій одного знаку), що неодмінно має свій відбиток на процесі аустенізації. Вповільнення процесу зростання об'ємної частини аустеніту обумовлене в основному відсутністю джерел постачання необхідної кількості дислокацій протилежного

знаку порівняно з тими, що були сформовані при мартенситній реакції. На підставі цього формується вкрай неоднорідна структура аустенітних зерен, яка при подальшому перетворенні при охолодженні приведе до зниження комплексу властивостей металу. Однак, технологія експлуатації залізничних коліс неодмінно включає процес пластичного деформування по поверхні кочення як складову загального ланцюга впливань на метал коліс та бандажів. На підставі цього, необхідно відзначити, що наведений вплив обумовлює введення додаткової кількості дефектів кристалічної будови різних знаків і, як наслідок цього, до якісних змін процесу аустенізації. Проявляється наведений вплив через утворення додаткових місць зародження аустеніту (гетерогенне зародження), що врешті-решт сприяє подрібненню аустенітної зеренної структури. На рис. 3 наведено вплив температури нагріву в двофазну ($\alpha + \gamma$)-область вуглецевої сталі після гарячої та наступної холодної пластичної деформації 78 % з подальшим гартуванням. Формування стрічкової аустенітної структури обумовлено сумарним впливом послідовних процесів гарячого і холодного пластичного деформування, які сприяють виникненню анізотропних структур. Пропорційно збільшенню температури нагріву визначається зростання об'ємної частки аустеніту. Незважаючи на достатньо високу температуру нагріву (760 °C), повністю усунути вплив попередньої пластичної деформації на зеренну будову аустеніту досягнуто не було. Однією з причин наведеного впливу, окрім можливого неоднорідного розподілу деформації по товщині прокату, може мати місце різна швидкість розвитку процесів анігіляції дефектів кристалічної будови в мікроб'ємах металу під час його нагріву.

Таким чином, на основі аналізу результатів дослідження кінетики процесу аустенізації можна визначити порядок розташування вихідних структур в напрямку зростання швидкості утворення аустеніту. Мінімальній швидкості формування аустенітних ділянок відповідає вихідна структура глобулярного цементиту з рівномірним розподілом у феритній матриці. Далі слідує колонії пластинкового перліту, структури гартування та структури холоднодеформованого металу, яким відповідають підвищені швидкості утворення аустенітних ділянок під час нагріву до температур двофазної ($\alpha + \gamma$)-області.



Рис.2. Мікроструктура двофазної ферито-мартенситної сталі після попереднього гартування на мартенсит ($\times 800$)



а)



б)

Рис. 3. Вплив температури нагріву в двофазну ($\alpha + \gamma$)-область (а – 723; б – 728; в – 735; г – 742; д – 760 °C) вуглецевої сталі (попередня обробка – гаряча деформація, холодна деформація 78 %) на об'ємну частку та морфологію аустеніту, що утворюється (γ) ($\times 300$)

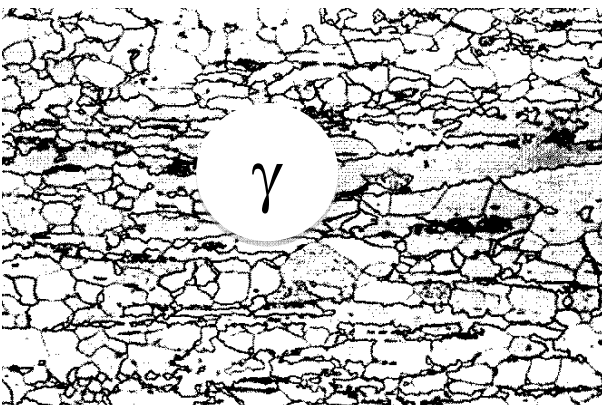
БІБЛІОГРАФІЧНИЙ СПИСОК

1. Дефекти залізничних коліс [Текст] / І. О. Вакуленко [та ін.]. – Д.: Маковецький, 2009 – 112 с.
2. Vakulenko, I. A. Structural Changes in a Railway Wheel Rim during Operation [Text] / I. A. Vakulenko, N. A. Grishchenko // Russian Metallurgy. – v. 2010, № 5. – P. 408-411.
3. Кузін, О. А. Металознавство та термічна обробка металів [Текст] / О. А. Кузін, Р. А. Яцюк. – К.: Основа, 2005. – 324 с.
4. Вакуленко, І. О. Визначення оптимального структурного стану залізничного колеса [Текст] / І. О. Вакуленко, М. А. Грищенко, О. М. Перков // Вісник Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – 2008. – Вип. 24. – Д.: Вид-во ДНУЗТ, 2008. – С. 207-209.
5. Голованенко, С. А. Двухфазные низколегированные стали [Текст] / С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн. – М.: Металлургия, 1986. – 207 с.
6. Садовский, В. Д. Структурная наследственность в стали [Текст] / В. Д. Садовский. – М.: Металлургия, 1973. – 205 с.

Надійшла до редколегії 23.11.2010.
Прийнята до друку 26.11.2010.



а)



б) (γ)



в) (γ)

Рис. 3 (закінчення). Вплив температури нагріву в двофазну ($\alpha + \gamma$)-область (а – 723; б – 728; в – 735; г – 742; д – 760 °С) вуглецевої сталі (попередня обробка – гаряча деформація, холодна деформація 78 %) на об'ємну частку та морфологію аустеніту, що утворюється (γ) ($\times 300$)