

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 669:539.43:539.56

І. О. ВАКУЛЕНКО^{1*}, О. М. ПЕРКОВ², М. КНАПІНСЬКІ³, Д. М. БОЛОТОВА⁴

^{1*}Каф. «Технологія матеріалів», Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту імені академіка 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

²Інститут чорної металургії НАН України, площа Стародубова, 1а, Дніпропетровськ, Україна, 49050, тел. +38 (056) 776 73 87, ел. пошта ukr_ichm @ukr.net

³Фак. «Технологія обробки матеріалів і прикладна фізика», Ченстоховський технологічний університет, вул. Армії Крайової, 19, Ченстохов, Польща, 42-200, тел. +48 34 325 07 90, ел. пошта knap@wip.pcz.pl

⁴Дніпропетровський професійний залізничний ліцей, провул. Універсальний, 7а, Дніпропетровськ, Україна, 49056, тел. +38 (056) 376 43 83, ел. пошта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-7353-1949

ОЦІНКА НЕОБЕРНЕНОЇ УШКОДЖУВАНOSTI ПРИ ВТОМІ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Мета. У дослідженні необхідно здійснити оцінку рівня ушкоджуваності вуглецевої сталі в умовах циклічного навантаження. **Методика.** Матеріалом для дослідження були сталі фрагменти ободу залізничного колеса й голівки рейки з хімічним складом 0,65 % С, 0,67 % Mn, 0,3 % Si, 0,027 % P, 0,028 % S та 0,7 % С, 0,82 % Mn, 0,56 % Si, 0,025 % P, 0,029 % S відповідно. Мікроструктура досліджуваних сталей відповідала стану металу після гарячої пластичної деформації. Дослідження на втому проводили в умовах симетричного згину на випробувальній машині типу «Сатурн-10». Будували повні діаграми Велера та лінії, що відповідають формуванню суб- та мікротріщин. Аналіз розподілу внутрішніх напружень у металі при циклічному навантаженні проводили з використанням мікротвердоміра типу ПМТ-3. **Результати.** На основі аналізу кривих втоми високовуглецевих сталей були визначені положення меж, що розділяють області оберненої та необерненої ушкоджуваності при циклічному навантаженні. У роботі показано, що з ростом концентрації вуглецю в сталі, за умов незмінності її структурного стану, спостерігається підвищення межі втоми. Разом із цим спостерігається прискорення процесів, що визначають умови переходу від етапу формування субмікротріщин до мікротріщин. Дослідженнями розподілу мікротвердості в металі після руйнування при втомі підтверджено характер впливу кількості вуглецю в сталі. **Наукова новизна.** Незалежно від етапів формування осередку руйнування характер поведінки вуглецевих сталей при втомі визначається співвідношенням між процесами зміцнення й пом'якшення. При циклічному навантаженні виникаюча неоднорідність розподілу внутрішніх напружень зменшується зі збільшенням відстані поверхні руйнування. Аналіз процесів внутрішньої перебудови при втомі дозволив визначити, що на етапах до початку інкубаційного періоду в мікроб'ємах металу вже присутні осередки з неоднорідним розташуванням дефектів кристалічної будови та, у першу чергу, дислокацій. **Практична значимість.** Збільшення вмісту вуглецю від 0,65 до 0,70 %, за умов циклічного навантаження вуглецевої сталі зі структурою пластинкового перліту, супроводжується збільшенням межі міцності при втомі приблизно на 40 %. Збільшення вмісту вуглецю в сталі прискорює перехід від етапу формування обернених ушкоджень внутрішньої будови до необернених, що підтверджується зростанням кутового коефіцієнту кривих Френча.

Ключові слова: міцність при втомі; вуглець; тріщина; витривалість; ушкоджуваність

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Вступ

На основі численних досліджень визначено, що циклічне деформування призводить до окрихлення металевих матеріалів [1, 9]. Наведена тенденція зумовлена формуванням, на визначених етапах навантаження, ушкоджень внутрішньої будови металу. Так в роботах [4, 10] показано, що збільшення кількості циклів навантаження супроводжується неодмінним зниженням опору зростанню магістральної тріщини. Одне з пояснень наведеного положення – це формування мікротріщин та їх коалесценція [3, 5].

Мета

Мета роботи – оцінювання рівня ушкоджуваності вуглецевої сталі в умовах циклічного навантаження.

Методика

Як матеріал для досліджень були використані сталі фрагментів ободу залізничного колеса і голівки рейки з хімічним складом 0,65 % С, 0,67 % Mn, 0,3 % Si, 0,027 % P (сталь I), 0,028 % S та 0,7 % С, 0,82 % Mn, 0,56 % Si, 0,025 % P, 0,029 % S (сталь II) відповідно. Мікроструктура досліджуваних сталей відповідала стану металу після гарячої пластичної деформації.

Дослідження на втому виконували в умовах симетричного згину на випробувальній машині типу «Сатурн-10». Попередньо будувалися повні діаграми Велера та лінії за методиками [2, 5], що відповідали формуванню суб- та мікротріщин.

Аналіз розподілу внутрішніх напружень в металі при циклічному навантаженні виконували з використанням мікротвердоміра типу ПМТ-3.

Під час збільшення інтенсивності циклічного навантаження або кількості циклів, спостерігається послідовний перехід металу у крихкий стан. Одне з пояснень наведеного впливу – це підвищення опору руху дислокацій за рахунок зростання напруження тертя кристалічної решітки металу в результаті напружень, які циклічно змінюються [1, 7, 10].

Враховуючи, що сам процес втоми супроводжується цілком закономірними змінами внутрішньої будови, було запропоновано до діаграми Велера будувати додаткові лінії, які відповідають процесам формування суб- та мікротрі-

щин (рис. 1) [5, 10]. Зумовлене це тим, що загальмовані дислокації сприяють формуванню субмікротріщин, які в свою чергу виконують функції концентраторів напружень. Перетворення субмікротріщин в мікротріщини є остаточним етапом необерненості процесу руйнування металу.

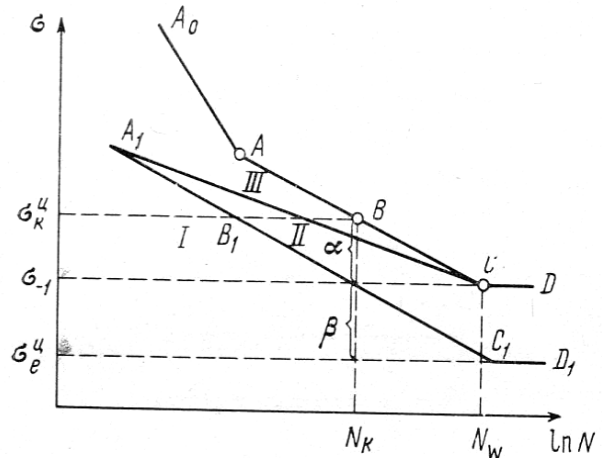


Рис. 1. Загальний вигляд діаграми циклічного навантаження металевого матеріалу:

A_0ABCD – лінія руйнування, $A_1B_1C_1D_1$ – лінія формування субмікротріщин; A_1C_1 – лінія формування мікротріщин, в літературі ще називають лінією Френча

Fig. 1. General view of cyclic loading diagram of metal material:

A_0ABCD – is a fracture line; $A_1B_1C_1D_1$ – is a line of submicrocracks formation; A_1C_1 – is a line of microcracks formation, in the literature it is also called French line

Таким чином, сумісний аналіз трьох кривих циклічного навантаження дає можливість послідовно оцінювати умови і етапи циклічного навантаження.

За характером співвідношення між амплітудою циклічного навантаження і кількістю циклів, загальну криву розділяють в основному на три ділянки. I – область інкубаційного періоду; II – розрихлення металу на рівні мікрооб'ємів (формування субмікротріщин); III – зростання мікротріщин до критичного розміру (рис. 1) [8, 11].

На підставі запропонованого підходу кожному періоду процесу втоми відповідають цілком закономірні зміни внутрішньої будови, які в свою чергу обумовлюють характер накопичення необернених пошкоджень в металевих матеріалах [10, 12].

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Результати

В процесі циклічного навантаження енергія, яка необхідна для формування осередку руйнування, визначається дією декількох чинників [11]. Але тільки дві складові мають виключне значення. Перша складова забезпечує досягнення критичного значення викривлень кристалічної решітки в локальних мікрооб'ємах металу. Друга – визначає рівень діючих напружень для розриву міжатомних зв'язків в металевому кристалі.

На рис. 2 зображені діаграми циклічного навантаження досліджуваних сталей. Відповідно до графічного зображення кривих циклічного навантаження (рис. 1), для досліджуваних сталей визначали характеристики α і β . Так, величина α характеризує напруження, яке повинно бути досягнуте для розриву міжатомних зв'язків в металі.

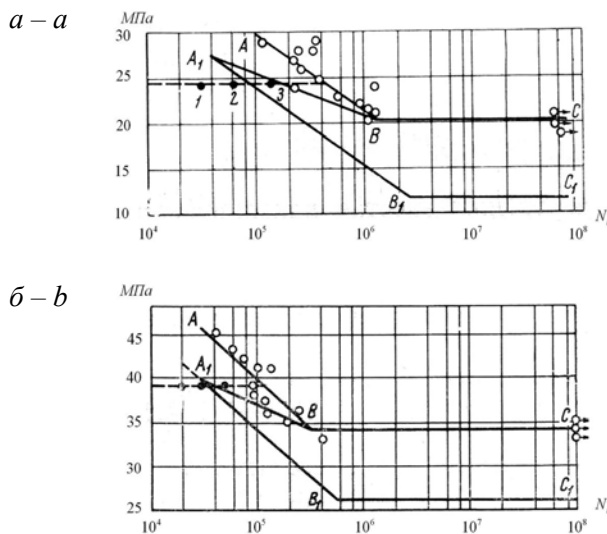


Рис. 2. Діаграми циклічного навантаження сталей I (а) і II (б). Лінії:

ABC – крива Велера, $A_1B_1C_1$ – формування субмікротріщин, A_1BC – формування мікротріщин.

Fig. 2. Cyclic loading diagram of the steels I (a) and II (b). Lines:

ABC – is a Wehler curve, $A_1B_1C_1$ – is a submicrocracks formation, A_1BC – is a microcracks formation.

Наведена характеристика оцінюється за співвідношенням:

$$\alpha = \sigma_k^H - \sigma_{-1}, \quad (1)$$

де σ_{-1} – межа міцності при втомі (максимальне значення амплітуди циклічного навантаження при досягненні умов необмеженої витривалості), σ_k^H – деяке критичне значення амплітуди циклу.

Наведену характеристику слід розглядати як величину обмеженої витривалості, з відповідним значенням кількості циклів до руйнування зразка (N_k).

Таким чином слід вважати, що величина α визначає різницю: наскільки повинна амплітуда навантаження перебільшувати межу міцності при втомі, щоб за декілька циклів були досягнені умови необерненого порушення суцільності в мікрооб'ємі металевому матеріалу.

Друга величина β (рис. 1) також характеризує напруження, але яке необхідне для досягнення критичного значення викривлень кристалічної решітки в локальних мікрооб'ємах металу. Наведена характеристика оцінюється через залежність:

$$\beta = \sigma_{-1} - \sigma_e^H, \quad (2)$$

де σ_e^H – амплітуда циклічного навантаження за умов відсутності пластичної складової в деформації за цикл. За співвідношенням (2) величина β показує, наскільки необхідно підвищити амплітуду навантаження, щоб досягти критичного значення викривлень кристалічної решітки.

В ході виконаних досліджень з'ясовано, що в процесі циклічного навантаження вже при амплітуді, яка дорівнює σ_{-1} , у визначеній кількості мікрооб'ємів, після N_k циклів досягаються умови початку руйнування металу [5, 11]. Під час випробувань виявлено, що напруження α і β для більшості вуглецевих, низько- та складно-легованих сталей є приблизно однакового рівня і складають значення 85 і 65 МПа відповідно [10].

Для аналізу діаграм циклічного навантаження досліджуваних сталей (рис. 2) були використані відповідні значення величин α і β . Так, межа міцності при втомі для сталі I (0,65 % C) склала значення 200 МПа, а для сталі II (0,7 % C) – 340 МПа. З урахуванням величин α і β , були побудовані відповідні криві A_1 , B_1 , C_1 та визначені значення N_k , які дорівнювали $4 \cdot 10^5$ для

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

сталі I і $3 \cdot 10^5$ циклів для сталі II. Таким чином, збільшення концентрації вуглецю лише на 0,05 %, при практично незмінному структурному стані металу, призвело до зниження величини N_k приблизно на 25 %. З іншого боку, для сталі II суттєво підвищилася величина σ_k'' . Порівняно зі сталлю I, наведена характеристика (для сталі II) склала значення приблизно на 40 % вище (380 МПа).

a – a



б – б

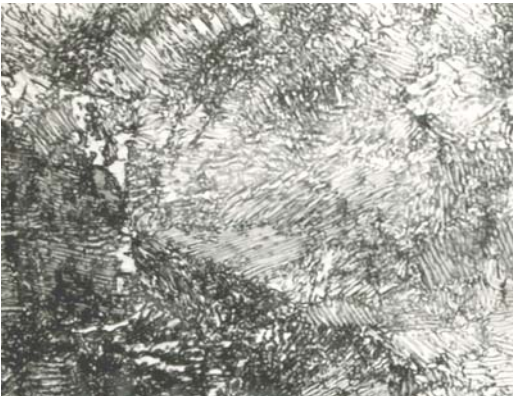


Рис. 3. Мікроструктура сталі I (а) і сталі II (б). Збільшення 800

Fig. 3. Microstructure of steel I (a) and II (b). Increase 800

Однак, не зважаючи на більш високе критичне значення напруження циклу (σ_k''), збільшення кількості вуглецю в сталі повинно прискорювати перехід від однієї області розвитку процесів втоми до іншої (від стадії формування субмікротріщин до мікротріщин). Дійсно оцінка тангенса кута нахилу кривих Френча підтверджує наведене положення. Для сталі I зазначена характеристика склала значення $5,5 \cdot 10^{-5}$, в той час як для сталі з підвищеним вмістом вуглецю – $6,1 \cdot 10^{-5}$ МПа/цикл.

Мікроструктурними дослідженнями для низьковуглецевої сталі визначено, що для межі переходу від оберненої до необерненої ушкоджуваності (від стадії II до III за схемою рис. 1), характерною ознакою є виникнення, в межах окремих зерен структурно вільного фериту, грубих стрічок ковзання [8, 17]. З урахуванням дуже малої об'ємної частки структурно вільного фериту і достатньо дисперсної структури перліту в досліджуваних сталях (рис. 3), виявити такі стрічки ковзання з аналізу мікроструктури достатньо складно [16, 17]. Дійсно, якщо аналогічні стрічки ковзання виникають при розвитку процесів втоми у високовуглецевих сталях, їх існування може бути виявлено по формуванням немонотонностей в розподілі характеристик міцності в мікрооб'ємах металу [8].

σ_1 , МПа

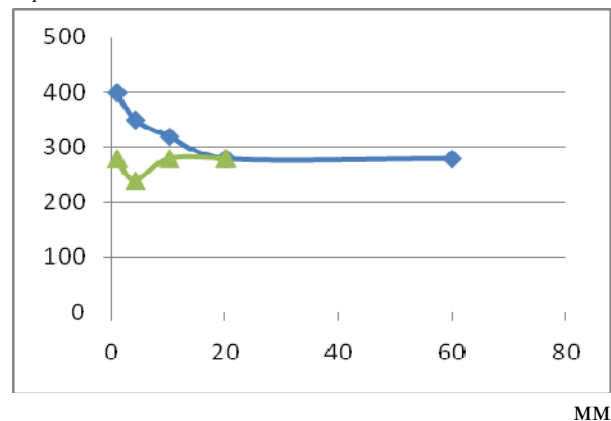


Рис. 4. Критичні значення σ_1 залежно від відстані поверхні руйнування (максимальні – ◆ і мінімальні – ▲)

Fig. 4. Critical values σ_1 depending on the distance from fracture surface (maximum – ◆ and minimal – ▲).

З метою визначення підтверджень про існування вказаних стрічок ковзання в досліджуваних сталях при розвитку процесів втоми, була застасована методика вимірювання мікротвердості. Вимірювання виконувалися на різній відстані від поверхні руйнування зразка після циклічного навантаження. З урахуванням існування лінійного характеру залежності остаточних напружень від поверхні руйнування зразка, був зроблений розрахунок номінального напруження в точці вимірювання мікротвердості (H_μ).

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Розрахунок виконували за співвідношенням:

$$H_{\mu} = f(\sigma_1 N), \quad (3)$$

де σ_1 – розраховані напруження в точці вимірювання H_{μ} зразка (рис. 4). Характер розподілу мікротвердості вздовж зразка наведено на рис. 5. Аналіз залежності вказує на існування декількох ділянок, з екстремальною зміною H_{μ} . При цьому, в міру віддалення від поверхні руйнування, різниця між максимальними (E, C, A) і відповідними мінімальними (F, D, B) значеннями мікротвердості зменшується. Наведені результати слід розглядати як підтвердження різного ступеня накопичення обернених (субмікротріщин) і необернених (мікротріщин) ушкоджень металу, залежно від відстані поверхні руйнування.

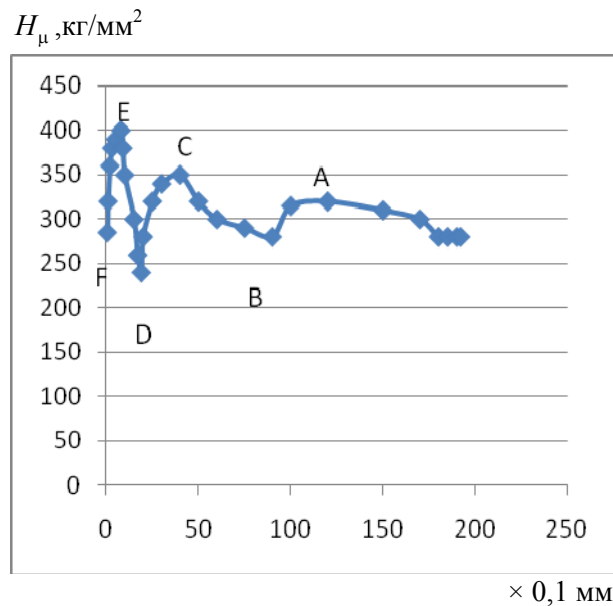


Рис. 5. Залежність H_{μ} від відстані поверхні руйнування для зразка сталі II

Fig. 5. Dependence H_{μ} on the distance from the fracture surface of the steel specimen II

Так, при амплітудах циклу 270–280 МПа (за даними рис. 2, б, відповідно т. В₁), досягаються умови накопичення дефектів кристалічної будови (в першу чергу дислокацій) до максимально припустимої межі [13, 15]. Незначні перебільшення указанного значення діючих напружень, призводять до початку надмірного зростання кількості виникаючих дефектів, що

сприяє в свою чергу досягнення ефекту зміцнення (т. А, рис. 5).

З іншого боку, переміщення дислокацій по кристалографічних системах ковзання, що розташовуються під визначеним кутом між собою, буде призводити до взаємного гальмування і, як наслідок, до зародження субмікротріщини [6, 8]. В результаті такого процесу наступні виходи дислокацій на внутрішню поверхню сформованої субмікротріщини можуть розглядатися як акти анігіляції. Необернений за своїм характером процес виходу дислокацій на вільну поверхню [7] супроводжується прогресуючим зниженням густини накопичених дислокацій і цілком зрозумілим ефектом пом'якшення металу (т. В, рис. 5).

Більше цього, з аналізу характеру розподілу мікротвердості можна визначати інтервали зміни амплітуди циклічного навантаження, за якими буде спостерігатися перебільшення одного процесу над іншим. Дійсно, якщо для діючих напружень в т. В, з координатами σ_a^B, N^B (рис. 2, б) незначні перебільшення рівня σ_a^B призведуть до початку формування мікротріщин (лінія А, В), то умови розвитку процесів зміцнення можуть бути записані у вигляді: $\sigma_a^B < \sigma_a < \sigma_a^C$ (рис. 5). Перевищення амплітудою навантаження значення σ_a^C призведе до прискореного зростання кількості мікротріщин, що на кривій зміни мікротвердості буде відповідати умовам розвитку процесів пом'якшення металу.

Таким чином, стає зрозумілим за рахунок яких процесів при циклічному навантаженні відбувається формування в мікрооб'ємах металу ділянок з визначеним градієнтом внутрішніх напружень.

Вважаючи, що максимальний рівень діючих напружень повинен досягатися в мікрооб'ємах поблизу із зростаючою магістральною тріщиною, баланс між процесами зміцнення і пом'якшення може бути відображений по значеннях мікротвердості. В міру наближення до поверхні руйнування, слід очікувати зростання внутрішніх напружень в металі, сформованих при циклічному навантаженні. В дійсності наведене припущення цілком підтверджується характером зміни мікротвердості (рис. 5). Так, для об'ємів металу на відстанях 0,8–1 мм, визначе-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

ний максимум на залежності H_{μ} (т. E , рис. 5) за рівнем значень суттєво перебільшує мікротвердість більш віддалених ділянок. З іншого боку, найближчий екстремум на кривій « H_{μ} – відстань» (т. D , рис. 5), відповідає абсолютним мінімальним значенням.

Таким чином, можна однозначно визначити, що найбільш сприятливі умови для зародження осередку руйнування при циклічному навантаженні будуть в тому місці, де розвиток процесів зміцнення і пом'якшення призведе до виникнення максимального градієнту напружень.

Враховуючи, що градієнт внутрішніх напружень може характеризуватися рівнем мікротвердості, оцінимо градієнт H_{μ} (M) для різних об'ємів металу. Для визначення величини M на ділянці між т. E і D , скористаємося співвідношенням:

$$M = \frac{H_{\mu}^E - H_{\mu}^D}{l_E - l_D}, \quad (4)$$

де H_{μ}^E , H_{μ}^D – відповідні значення мікротвердості для точок E і D , і відстаней від поверхні руйнування l_E , l_D . Після підстановки відповідних значень характеристик, які входять до співвідношення (4), були вираховані значення M . Для ділянки $E - D$, градієнт мікротвердості склав значення 1 333 МПа/мм. Для більш віддалених областей вказана характеристика знижується і дорівнює для $C - B$ 126 МПа/мм, а для останньої ділянки (A – основний метал) лише 40 МПа/мм. Таким чином при циклічному навантаженні вже на етапах, далеких до початку інкубаційного періоду, в мікрооб'ємах можна спостерігати формування осередків з неоднорідним розташуванням дефектів кристалічної будови і, в першу чергу, дислокацій [8, 10]. Враховуючи, що рухомість дислокацій значною мірою залежить від стану твердого розчину [14], взаємодія дислокацій з атомами вуглецю може мати визначений вплив на розвиток процесів зміцнення при втомі. Дійсно, циклічна зміна діючих напружень в системі ковзання дислокації може мати додатковий вплив від вигляду силового поля дислокації [15]. Залежно від умов і напрямку її руху, зміна параметрів асиметрії енергетичного бар'єру у більшості випадків має непередбачуваний ефект, що вно-

сить додаткові труднощі в прогнозуванні поведінки металевих матеріалів при втомі.

Експериментально виявлені зміни в дислокаційній чарунковій структурі холоднокатаної вуглецевої сталі і відповідне їй пом'якшення після декількох циклів знакозмінного згину [9] може розглядатися як якісне підтвердження отриманих результатів при випробуваннях досліджуваних сталей.

При вимірюванні мікротвердості було визначено, що наближення до поверхні руйнування зразка після т. E супроводжується монотонним зниженням значень H_{μ} (рис. 5).

Порівняльний аналіз мікротвердості для т. F і на відстані більшій ніж 40 мм від поверхні руйнування, вказує на практичне дорівнювання абсолютних значень. На підставі цього, можна вважати, що стан металу на поверхні руйнування за характеристиками міцності залишається незмінним, як до початку циклічного навантаження. Якщо враховувати, що для початкових умов зростання тріщини втоми в металі поблизу її гирла реалізується об'ємно напружений стан, то на визначеній відстані можна спостерігати розвиток процесів зміцнення. На етапах прискореного або неконтрольованого зростання в гирлі тріщини формується плоско деформований стан. На підставі цього, після завершення формування поверхні руйнування рівень напружень, який був необхідним для зростання тріщини, буде сприяти руху дислокацій у напрямку вільної поверхні (поверхні руйнування). Підвищеному рівню внутрішніх напружень буде відповідати певна накопичена внутрішня енергія металу. З урахуванням спрямування рушійних сил в напрямку зниження накопиченої енергії, переміщення визначеної кількості дислокацій в напрямку вільної поверхні призведе до цілком закономірного зниження внутрішніх напружень, за рахунок анігіляції дефектів кристалічної будови.

Наукова новизна та практична значимість

Не залежно від етапів формування осередку руйнування, характер поведінки вуглецевих сталей при втомі визначається співвідношенням між процесами зміцнення і пом'якшення.

При циклічному навантаженні виникаюча неоднорідність розподілу внутрішніх напружень

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

зменшується залежно від відстані поверхні руйнування.

Аналіз процесів внутрішньої перебудови при втомі дозволив визначити, що вже на етапах до початку інкубаційного періоду, в мікроб'ємах металу вже присутні осередки з неоднорідним розташуванням дефектів кристалічної будови і, в першу чергу, дислокацій.

Збільшення вмісту вуглецю від 0,65 до 0,70 %, за умов циклічного навантаження вуглецевої сталі з структурою пластинкового перліту, супроводжується збільшенням межі міцності при втомі приблизно на 40 %.

Збільшення вмісту вуглецю в сталі прискорює перехід від етапу формування обернених ушкоджень внутрішньої будови до необернених, що підтверджується зростанням кутового коефіцієнта кривих Френча.

Висновки

1. За умов циклічного навантаження для вуглецевих сталей з пластинковою структурою карбідної фази збільшення вмісту вуглецю від 0,65 до 0,70 % супроводжується зростанням межі міцності при втомі на 40 %.

2. Збільшення відстані від поверхні руйнування металу супроводжується порушенням співвідношення між процесами зміцнення і пом'якшення. При цьому, вплив процесів деформційного зміцнення зменшується, а пом'якшення – зростає.

3. При незмінному структурному стані вуглецевої сталі зростання вмісту вуглецю супроводжується прискоренням розвитку процесів руйнування при циклічному навантаженні.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Бабич, В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М. : Металлургия, 1972. – 320 с.
2. Бернштейн, М. Л. Механические свойства металлов / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский. – М. : Металлургия, 1979. – 495 с.
3. Вакуленко, І. О. Дослідження етапів зародження та зростання тріщин при натурному випробуванні на втомленість / І. О. Вакуленко, М. А. Грищенко, О. М. Перков // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Д., 2008. – Вип. 21. – С. 266–268.
4. Вакуленко, І. О. Про взаємозв'язок структурних перетворень при втомі вуглецевої сталі

- з особливостями будови поверхонь руйнування / І. О. Вакуленко // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Д., 2010. – Вип. 32. – С. 242–245.
5. Иванова, В. С. Ускоренный метод построения линии Френча с применением энергетических критериев усталости / В. С. Иванова, Т. С. Марьяновская, В. Ф. Терентьев // Завод. лаб. – 1966. – № 2. – С. 225–228.
 6. Коттрелл, А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А. Х. Коттрелл. – М. : Металлургиздат, 1958. – 255 с.
 7. Нотт, Дж. Ф. Основы механики разрушения / Дж. Ф. Нотт. – М. : Металлургия, 1978. – 256 с.
 8. Серенсен, С. В. Сопротивление материалов усталостному и хрупкому разрушению / С. В. Серенсен. – М. : Атомиздат, 1975. – 192 с.
 9. Трощенко, В. Т. Усталость и неупругость металлов / В. Т. Трощенко. – К. : Наукова думка, 1971. – 267 с.
 10. Усталость и хрупкость металлических материалов / В. С. Иванова, С. Е. Гуревич, И. М. Коптев и др. – М. : Наука, 1968. – 216 с.
 11. Шур, Е. А. Методика определения «живучести» при испытании на циклический изгиб / Е. А. Шур, С. А. Колотушкин // Завод. лаб. – 1969. – Т. XXXV, № 6. – С. 728–730.
 12. Atkinson, J. D. The Work – hardening of Copper – Silica: IV. The Bauschinger Effect and Plastic Relaxation / J. D. Atkinson, L. M. Brown, W. B. Stobs // Philosophical Magazine. – 1974. – Vol. 30, № 6. – P. 1247–1280.
 13. Hollomon, John H. Tensile Deformation / John H. Hollomon // AIME. – 1945. – Vol. 162. – P. 268–290.
 14. Holzman, M. Determination of Friction stress in BCC polycrystals / M. Holzman, J. Man // J. of the Iron and Steel Inst. – 1966. – Vol. 204, № 3. – P. 230–234.
 15. Li, J. C. M. Consequence of asymmetric energy barriers to dislocation motion / J. C. M. Li // Acta Met. – 1970. – Vol. 18, № 10. – P. 1099–1105.
 16. Pickard, S. M. Strain – ageing behavior of fatigued Fe-N-C alloys / S. M. Pickard // Acta Met. – 1990. – Vol. 38, № 3. – P. 397–401.
 17. Vakulenko, I. A. Effect of the morphology and size of iron carbide on the fatigue strength of carbon steels / I. A. Vakulenko, O. N. Perkov // Russian Metallurgy. – 2008. – Vol. 2008, № 3. – P. 225–228.

И. О. ВАКУЛЕНКО^{1*}, О. Н. ПЕРКОВ², М. КНАПІНСКИ³, М. БОЛОТОВА⁴

^{1*}Каф. «Технология материалов», Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени академика 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

²Институт черной металлургии НАН Украины, площадь Стародубова, 1а, Днепропетровск, Украина, 49050, тел. +38 (056) 776 73 87, эл. почта ukr_ichm @net

³Фак. «Технология обработки материалов и прикладная физика», Ченстоховский технологический университет, ул. Армии Краевой, 19, Ченстохов, Польша, 42-200, тел. +48 34 325 07 90, эл. почта knap@wir.pcz.pl

⁴Днепропетровский профессиональный железнодорожный лицей, пер. Универсальный, 7а, Днепропетровск, Украина, 49056, тел. +38 (056) 376 43 83, эл. почта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-7353-1949

ОЦЕНКА НЕОБРАТИМОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ПРИ УСТАЛОСТИ УГЛЕРОДНОЙ СТАЛИ

Цель. В исследовании необходимо осуществить оценку уровня повреждаемости углеродной стали в условиях циклического нагружения. **Методика.** Материалом для исследования служили фрагменты обода железнодорожного колеса и головки рельса с химическим составом 0,65 % С, 0,67 % Мn, 0,3 % Si, 0,027 % Р, 0,028 % S и 0,7 % С, 0,82 % Мn, 0,56 % Si, 0,025 % Р, 0,029 % S соответственно. Микроструктура исследуемых сталей соответствовала состоянию металла после горячей пластической деформации. Исследования на усталость проводили в условиях симметричного изгиба на испытательной машине типа «Сатурн-10». Строили полные диаграммы Велера и линии, которые отвечают формированию суб- и микротрещин. Анализ распределения внутренних напряжений в металле при циклическом нагружении осуществляли с использованием микротвердомера типа ПМТ-3. **Результаты.** На основе анализа кривых усталости высокоуглеродистых сталей были определены положения границ, которые разделяют области обратимой и необратимой повреждаемости. В работе показано, что с ростом концентрации углерода в стали, при неизменности структурного состояния, наблюдается повышение предела усталости. Вместе с этим происходит ускорение процессов, которые определяют условия перехода от этапа формирования субмикротрещин к микротрещинам. Исследованиями распределения микротвердости в металле после разрушения подтвержден характер влияния количества углерода на характеристики усталости стали. **Научная новизна.** Независимо от этапов формирования очага разрушения характер поведения углеродных сталей при усталости определяется соотношением между процессами упрочнения и разупрочнения. При циклическом нагружении возникающая неоднородность распределения внутренних напряжений уменьшается с ростом расстояния от поверхности разрушения. Анализ процессов внутренней перестройки металла при усталостном нагружении позволил определить, что на этапах до начала инкубационного периода в микрообъемах металла уже присутствуют ячейки с неоднородным расположением дефектов кристаллического строения и, в первую очередь, дислокаций. **Практическая значимость.** Увеличение содержания углерода от 0,65 до 0,70 %, в условиях циклического нагружения стали со структурой пластинчатого перлита, сопровождается увеличением усталостной прочности приблизительно на 40 %. Прирост содержания углерода в стали ускоряет переход от этапа формирования обратимых повреждений внутреннего строения к необратимым, что подтверждается увеличением углового коэффициента кривых Френча.

Ключевые слова: прочность при усталости; углерод; трещина; выносливость; повреждаемость

I. O. VAKULENKO^{1*}, O. N. PERKOV², M. KNAPINSKI³, D. M. BOLOTOVA⁴

^{1*}Dep. «Materials Technology», Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan, Lazaryan St., 2, Dnipropetrovsk, Ukraine, 49010, tel. +38 (056) 373 15 56, e-mail dnuzt_textmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-7353-1916

²Iron and Steel Institute NAN of Ukraine, Starodubov Sq., 1a, Dnipropetrovsk, Ukraine, 49050, tel. +38 (056) 776 73 87, e-mail ukr.ichm@net

³Fac. «Materials Processing Technology and Applied Physics», Czestochowa University of Technology, Armi Krajowej St., 19, Czestochowa, Poland, 42-200, tel. +48 34 325 07 90, e-mail knap@wip.pcz.pl

⁴Dnipropetrovsk Professional Railway Lyceum, Universalnyi Lane, 7a, Ukraine, 49056, tel. +38 (056) 376 43 83, e-mail dnuzt_textmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-7353-1949

ESTIMATION OF IRREVERSIBLE DAMAGEABILITY AT FATIGUE OF CARBON STEEL

Purpose. Damageability estimation of carbon steel in the conditions of cyclic loading. **Methodology.** The steel fragments of railway wheel rim and rail head served as material for research with chemical composition 0.65 % C, 0.67 % Mn, 0.3 % Si, 0.027 % P, 0.028 % S и 0.7 % C, 0.82 % Mn, 0.56 % Si, 0.025 % P, 0.029 % S accordingly. The microstructure of tested steels corresponded to the state of metal after a hot plastic deformation. The fatigue research was conducted in the conditions of symmetric bend using the proof-of-concept machine of type «Saturn-10». Full Wohler diagrams and the lines corresponding to forming of sub-and micro cracks were constructed. The distribution analysis of internal stresses in the metal under cyclic loading was carried out using the microhardness tester of PMT-3 type. **Findings.** On the basis of fatigue curves for high-carbon steels analysis the positions of borders dividing the areas of convertible and irreversible damages were determined. The article shows that with the growth of carbon concentration in the steel at invariability of the structural state an increase of fatigue limit is observed. At the same time the acceleration of processes, which determine transition terms from the stage of forming of submicrocracks to the microcracks occurs. The research of microhardness distribution in the metal after destruction confirmed the nature of carbon amount influence on the carbon steel characteristics. **Originality.** Regardless on the stages of breakdown site forming the carbon steels behavior at a fatigue is determined by the ration between the processes of strengthening and softening. At a cyclic loading the heterogeneity of internal stresses distribution decreases with the increase of distance from the destruction surface. Analysis of metal internal restructuring processes at fatigue loading made it possible to determine that at the stages prior to incubation period in the metal microvolumes the cells are already exist with inhomogeneous position of crystalline structure defects and, primarily, dislocations. **Practical value.** Increase of carbon content from 0.65 to 0.7%, in the conditions of cyclic loading of steel with the structure of lamellar pearlite is accompanied by the fatigue durability increase approximately on 40%. The increase of carbon content in steel accelerates transition from the stage of forming the convertible damages of internal structure to irreversible ones that is confirmed by the increase of angular coefficient of French curves.

Keywords: strength at a fatigue; carbon; crack; endurance; damageability

REFERENCES

1. Babich V.K., Gul Yu.P., Dolzhenkov I.Ye. *Deformatsionnoye starenie stali* [Strain aging of the steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972. 320 p.
2. Bernshteyn M.L., Zaymovskiy V.A. *Mekhanicheskiye svoystva metallov* [Mechanical properties of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 495 p.
3. Vakulenko I.O., Hryshchenko M.A., Perkov O.M. Doslidzhennia etapiv zarodzhennia ta zrostannia trishchyn pry naturnomu vyprobuvanni na vtomlenist [Research of the stages of nucleation and growth of cracks in full-scale tests on fatigue]. *Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznychnoho transportu imeni akademika V. Lazariana* [Bulletin of Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan], 2008, issue 21, pp. 266-268.
4. Vakulenko I.O. Pro vzaiemozviazok strukturykh peretvoren pry vtomi vuhletsevoi stali z osoblyvostiamy budovy poverkhon ruinuвання [On the interrelation of structural transformations with fatigue of carbon steel with structure features of the break surfaces]. *Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznychnoho transportu imeni akademika V. Lazariana* [Bulletin of Dnipropetrovsk National University named after Academician V. Lazaryan], 2010, issue 32, pp. 242-245.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

5. Ivanova V.S., Maryanovskaya T.S., Terentyev V.F. Uskorennyy metod postroyeniya linii Frencha s primeniyem energeticheskikh kriteriyev ustalosti [Accelerated method of French line construction using the energy criteria of fatigue]. *Zavodskaya laboratoriya – Factory Laboratory*, 1966, no. 2, pp. 225-228.
6. Kottrell A.Kh. *Dislokatsii i plasticheskoye techeniye v kristallakh* [Dislocations and plastic flow in crystals]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1958. 255 p.
7. Nott Dzh. *Osnovy mekhaniki razrusheniya* [Foundations of the fracture mechanics]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 256 p.
8. Serensen S.V. *Soprotivleniye materialov ustalostnomu i khrupkomu razrusheniyu* [Materials resistance to fatigue and brittle fracture]. Moscow, Atomizdat Publ., 1975. 192 p.
9. Troshchenko V.T. *Ustalost i neuprugost metallov* [Metal fatigue and inelasticity]. Kyiv, Naukova dumka Publ., 1971. 267 p.
10. Ivanova V.S., Gurevich S.Ye., Koptev I.M. *Ustalost i khrupkost metallicheskih materialov* [Fatigue and brittleness of metallic materials]. Moscow, Nauka Publ., 1968. 216 p.
11. Shur Ye.A., Kolotushkin S.A. Metodika opredeleniya «zhivuchesti» pri ispytanii na tsiklicheskiy izgib. *Zavodskaya laboratoriya – Factory Laboratory*, 1969, vol. XXXV, no. 6, pp. 728-730.
12. Atkinson J.D. The Work – hardening of Copper – Silica: IV. The Bauschinger Effect and Plastic Relaxation. *Philosophical Magazine*, 1974, vol. 30, no. 6, pp. 1247-1280.
13. Hollomon John H. Tensile Deformation. *AIME*, 1945, vol. 162, pp. 268-290.
14. Holzman M., Man J. Determination of Friction stress in BCC polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1966, vol. 204, no. 3, pp. 230-234.
15. Li J.C.M. Consequence of asymmetric energy barriers to dislocation motion. *Acta Metallurgica*, 1970, vol. 18, no. 10, pp. 1099-1105.
16. Pickard S.M. Strain – ageing behavior of fatigued Fe-N-C alloys. *Acta Metallurgica*, 1990, vol. 38, no. 3, pp. 397-401.
17. Vakulenko I.A., Perkov O.N. Effect of the morphology and size of iron carbide on the fatigue strength of carbon steels. *Russian Metallurgy*, 2008, no. 3, pp. 225-228.

Стаття рекомендована до публікації к.т.н., доц. Л. І. Котовою (Україна); к.т.н., доц. О. О. Чайковським (Україна)

Поступила до редакції 10.03.2014

Прийнята до друку 25.04.2014