

УДК 691.87:691.714

Ігор Вакуленко, д.т.н., проф.; Сергій Плітченко, к.т.н., доц.; Тетяна Калініна, к.т.н., доц.

Дніпровський державний технічний університет, Україна

ВПЛИВ ІМПУЛЬСІВ НАПРУЖЕНЬ НА ЦИКЛІЧНУ ВИТРИВАЛІСТЬ ТЕРМІЧНО ЗМІЦНЕНОЇ СТАЛІ

Анотація. При циклічному навантаженні за схемою знакозмінного згину, обробка імпульсами напружень термічно зміцненої сталі з 0,45 % вуглецю, сприяє підвищенню обмеженої витривалості. Існування наведеного ефекту, окрім кривих циклічного навантаження, підтверджується даними фрактографічного аналізу поверхонь руйнування зразків. Визначено, що величина приросту обмеженої витривалості залежить від ступеня циклічного перевантаження металу. Аналіз ходу кривих циклічного навантаження показав, що пропорційно зростанню амплітуди циклу, ефект підвищення обмеженої витривалості металу від обробки імпульсами напруження, знижується. За даними аналізу параметрів тонкокристалічної будови, дія імпульсів напруження сприяє підвищенню спроможності металу накопичувати дислокації під час циклічного навантаження. Одним із пояснень механізму підвищення витривалості слід вважати прискорення процесів рекомбінації дислокацій у різних кристалографічних системах унаслідок дії імпульсів напружень.

Ключові слова: сталь, циклічне навантаження, обмежена витривалість, дислокація, імпульс напруження.

Ihor Vakulenko, Ph.D., Prof.; Serhii Plitchenko, Ph.D., Assoc. Prof.; Tatyana Kalinina, Ph.D., Assoc. Prof.

INFLUENCE OF STRESS PULSES ON CYCLIC ENDURANCE OF THE THERMAL STRENGTHENING STEEL

Abstract. Under cyclic loading according to the alternating bending scheme, treatment with stress pulses of heat-strengthened steel with 0.45 % carbon content contributes to an increase in finite fatigue life. The existence of this effect, in addition to cyclic loading curves, is confirmed by fractographic analysis of the specimen fracture surfaces. It was determined that the magnitude of the increase in finite fatigue life depends on the degree of cyclic overloading of the metal. Analysis of the cyclic loading curves showed that the effect of increasing the metal's finite fatigue life due to stress pulse treatment decreases in proportion to the increase in cycle amplitude. According to the analysis of fine crystal structure parameters, the action of stress pulses enhances the metal's ability to accumulate dislocations during the cyclic loading process. One explanation for the mechanism of increased endurance is the acceleration of dislocation recombination processes across various crystallographic systems under the influence of stress pulses.

Keywords: steel, cyclic loading, finite fatigue life, dislocation, stress pulse.

Вступ. За циклічного навантаження металевих матеріалів, підвищення концентрації дефектів кристалічної будови та їх рекомбінація становлять один із основних чинників, що визначає умови утворення і зростання осередку руйнування. Окрім особливостей внутрішньої будови, визначеного впливу на обмежену витривалість набувають різноманітні впливи, що спроможні змінювати структурний стан металу. Враховуючи, що утворення осередку руйнування обмежується об'ємами поблизу з поверхнею виробу, можна сподіватися, що дією зовнішнього напруження

можна керовано впливати на поведінку металевого матеріалу за циклічного навантаження.

Стан питання. Достатньо широкого розповсюдження в машинобудівній галузі отримала технологія формування структурного стану в металевому матеріалі завдяки дії імпульсів напруження визначеного напрямку і потужності. Застосування такої обробки дозволяє виготовляти крупногабаритні вироби складної форми з листового металу. За такою технологією, утворення імпульсу напруження для виготовлення виробу за одне навантаження, у більшості випадків, суттєво перебільшує потрібну потужність і може набувати негативного впливу на комплекс властивостей. Існування визначеного критичного значення потужності імпульсу напруження свідчить про зміну ефекту в широкому діапазоні: від зміцнення до пом'якшення металу. В результаті, дослідження структурних змін від дії імпульсу напруження може бути корисним для визначення меж практичного застосування наведеної технології обробки.

Матеріал і методика досліджень. Матеріалом для досліджень слугувала конструкційна сталь, з вмістом вуглецю 0,45 % та іншими хімічними елементами в межах марочного складу. Зразки плоскої форми завдовжки 170-180 мм, шириною 16 мм і товщиною 1 мм, для отримання підвищеної міцності, піддавалися гартуванню на мартенсит і відпуску при температурі 300 °С, тривалістю 1 год. Після термічного зміцнення, зразки піддавали випробуванням на знакозмінний згин симетричного циклу, при кімнатній температурі, в умовах машини «Сатурн-10». При побудові кривих циклічного навантаження (рис. 1, а), по осі ординат відкладали амплітуду циклу (σ_a), а кількість циклів, що витримав зразок до руйнування (N_i), приймали в якості обмеженої витривалості – по осі абсцис.

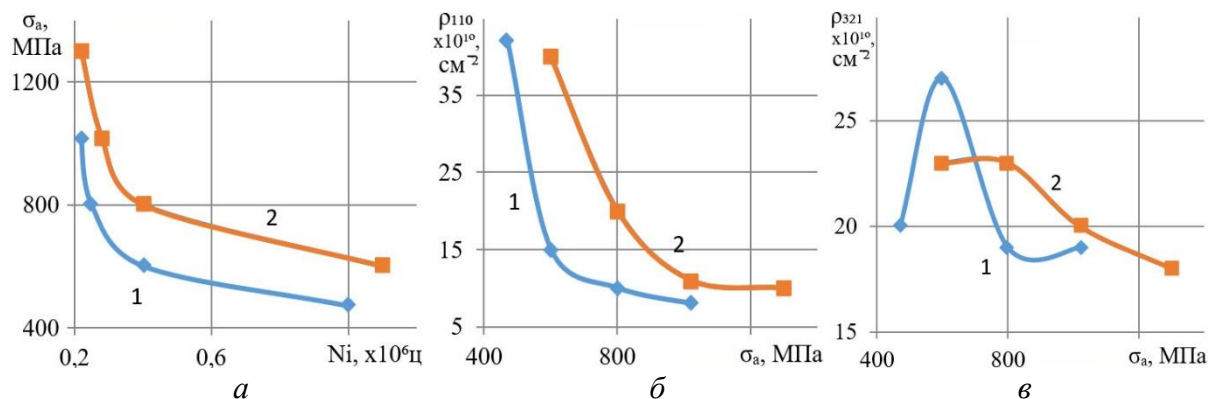


Рисунок 1. Криві циклічного навантаження вуглецевої сталі після термічного зміцнення (1) і обробки ІН (2) – (а), вплив амплітуди циклу на густину дислокацій для інтерференції (110) – (б) і (321) – (в)

Величина σ_a/σ_{-1} , де σ_{-1} – межа міцності за необмеженої витривалості, прийнята в якості ступеня циклічного перевантаження. Імпульси напружень (ІН) для обробки зразків, утворювали завдяки електричного розряду у воді, на устаткуванні «Іскра-23». Імпульс напруження дорівнював 2 ГПа, його кількість складала 10^4 при частоті 2-3 Гц. Ефект від дії імпульсів напруження на N_i визначали порівнянням з ходом кривої без ІН (крива 1). Для конкретної σ_a зразки спочатку навантажували до рівня, приблизно 0,65-0,7 обмеженої витривалості, піддавали дії 10^4 ІН і далі продовжували циклічно навантажувати до моменту руйнування (крива 2). Різниця між сумарною кількістю циклів (з дією ІН), і без неї, була прийнята за міру впливу ІН на N_i .

Аналіз поверхонь руйнування зразків здійснювали по зображенням електронного растрового мікроскопу. Особливості їх будови визначали за методиками

фрактографічних досліджень. Густина дислокацій оцінювали за методиками рентгенівського структурного аналізу.

Результати досліджень. Для сталі після термічного зміцнення, пропорційно підвищенню амплітуди циклу, відбувається відповідне зниження обмеженої витривалості (рис. 1, *а*). З порівняльного аналізу ходу кривих можна визначити, що для досліджуваного інтервалу σ_a , дія *ІН* сприяє підвищенню N_i . З іншого боку, обробка металу *ІН* по різному відбивається на ділянках обмеженої витривалості.

В міру зниження ступеня циклічного перевантаження, ефект дії *ІН* на N_i проявляється в більший мірі (рис. 1, *а*). Для розуміння механізму впливу *ІН* на N_i , на поверхні зруйнованих зразків за різними інтерференціями $\{hkl\}$ визначали концентрацію дислокацій (ρ_{hkl}). Незалежно від структурного стану, зниження ступеня циклічного перевантаження супроводжується збагаченням на дислокації об'ємів металу поблизу з поверхнею руйнування зразка (рис. 1, *б, в*). На підставі цього, слід вважати, що за однакових σ_a дія *ІН* підвищує спроможність сталі накопичувати дислокації до моменту руйнування зразка.

Враховуючи, що утворення осередку руйнування металевому матеріалу відбувається після досягнення визначеної концентрації дислокацій, підвищення межі їх накопичення повинно зсувати момент утворення ушкодження металу у бік більшої кількості циклів навантаження. Існування різних механізмів утворення осередку руйнування в залежності від ступеня циклічного перевантаження металу обґрунтовує різний характер впливу *ІН* на N_i .

Для ділянки високих ступенів циклічного перевантаження, механізм розвитку структурних перетворень заснований на утворенні елементарних зсувів в межах структурного елемента металевому матеріалу. На підставі цього, слід вважати, що пропорційно збільшенню σ_a у термічно зміцненій сталі буде прискорюватися перехід до плоскодеформованого стану. Це сприятиме підвищенню локалізації пластичної деформації та зниженню обмеженої витривалості.

На ділянці кривої з високим циклічним перевантаженням приріст N_i від дії *ІН* буде мінімальним, що і підтверджується відповідним рівнем ρ_{110} . З іншого боку, на фоні ρ_{110} і подібної залежності ρ_{211} , характер зміни ρ_{321} суттєво відрізняється (рис. 1, *в*). Причиною може бути зміна температури металу на рівні структурних складових. Дійсно, за циклічного навантаження, розігрів металу в локальних мікрооб'ємах може досягати рівня початку фазових перетворень. Тоді підвищення температури за циклічного навантаження, з одночасною дією *ІН*, може розглядатися як одна із причин екстремальної залежності ρ_{321} . Таке тлумачення набуває визначеного підґрунтя завдяки існуванню температурної активації різних кристалографічних систем ковзання.

Для о.ц.к. кристалічної решітки, для температур до 180 °С в більший мірі активізуються площини $\{211\}$, від 180 до 630 °С – $\{110\}$ і від 630 до 1200 °С – $\{321\}$. Таким чином, за циклічного навантаження на фоні розвитку процесів рекомбінації дислокацій в системах $\{211\}$ і $\{110\}$ дія *ІН* сприяла активації системи $\{321\}$, що в свою чергу привело до підвищення N_i . Додаткового підтвердження ефекту підвищення N_i від *ІН* слід очікувати по результатам аналізу поверхонь руйнування.

Аналіз поверхонь руйнування було проведено для однакової амплітуди циклу 800 МПа зразків металу після термічного зміцнення і дії *ІН*.

На рис. 2, *а* наведена фрактограма термічно зміцненого зразка, що витримав $0,25 \cdot 10^6$ циклів до руйнування. За зовнішнім виглядом поверхня відповідає умовам змішаного механізму руйнування. При формуванні поверхні руйнування домінуючими елементами слід вважати утворення ділянок відриву з гребенями у вигляді світлих тонких ліній, практично без викривлень (*А*) і фасеток руйнування між зернами відносно великих розмірів (рис. 2, *а*, позначення *В*).

Одночасно з цим, на поверхні присутня визначена кількість розшарувань металу (C), утворення мікротріщин (D) і ямок різних розмірів і форми, що є ознаками зростання мікротріщин. Більше цього, на зламі присутня дуже мала ділянка, що подібна борозенкам втоми (E). За всіма наведеними ознаками, поверхня руйнування відповідає умовам розвитку процесів мало циклової втоми.

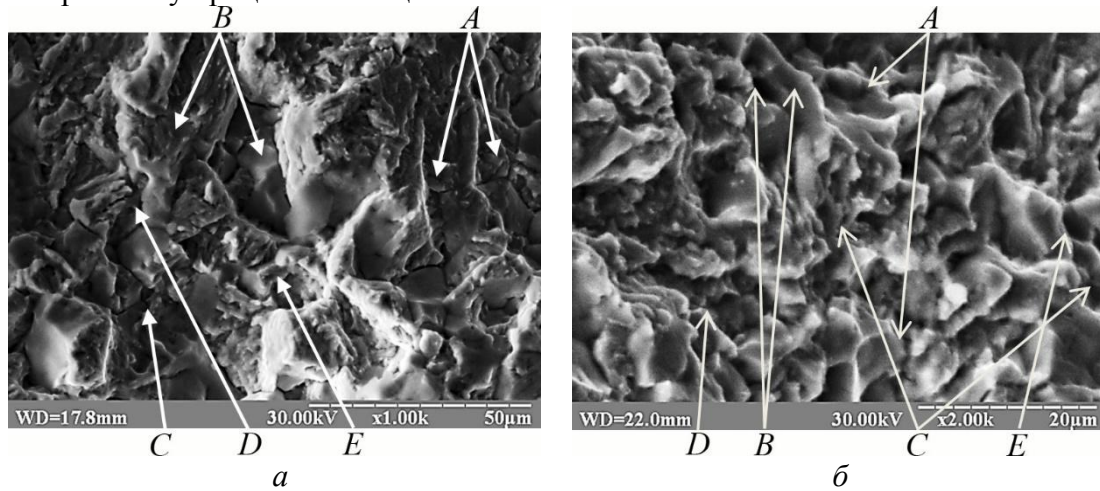


Рисунок 2. Поверхні руйнування зразків для $\sigma_a=800$ МПа після термічного зміцнення (a) і дії ІН (б).

На рис. 2, б наведений злам зразка після дії ІН. За аналогічної амплітуди циклу дія ІН привела до підвищення N_i приблизно на 40 % (рис. 1, а). Рівень збільшення обмеженої витривалості повинен набути визначеного відбитку на особливостях будови поверхні руйнування. З порівняльного аналізу зламів, можна виділити основну відмінність – обробка ІН привела до зміни більшості елементів. Сформовані фасетки, що розташовані в площині зламу, окрім подрібнення стали більш рівновісними (рис. 2, б, позначення А).

У порівнянні з поверхнею зламу (рис. 2, а) спостерігається присутність ділянок з дрібними ямками (рис. 2, б, позначення В), механізм утворення яких заснований на коагуляції мікропорожнин.

Присутня певна кількість фасеток з гребенями відриву (С), які не такі гострі як для сталі без обробки ІН (рис. 1, а, позначення А). Ділянки з еквідистантним розшаруванням металу (D) мають дуже викривлені елементи, часто округлої форми, що практично відсутні на поверхні сталі без обробки ІН. Разом з цим, суттєво зменшилася не тільки кількість фасеток руйнування між зернами, але і їх розмір (E).

Всі наведені зміни елементів поверхні руйнування від дії ІН є ознаками, що підтверджують підвищення обмеженої витривалості за циклічного навантаження. Таким чином, прискорення рекомбінації дислокацій за різних кристалографічних систем ковзання від дії ІН, є однією з причин підвищення спроможності металу накопичувати дислокації в процесі циклічного навантаження. В результаті досягається збільшення обмеженої витривалості термічно зміцненої вуглецевої сталі.

Висновки.

1. Обробка імпульсами напруження термічно зміцненої вуглецевої сталі, підвищує обмежену витривалість за циклічного навантаження.
2. Ефект приросту обмеженої витривалості від дії імпульсів напруження є обернено пропорційним ступеню циклічного перевантаження.
3. Дія ІН на підвищення обмеженої витривалості заснована на прискоренні рекомбінації дислокацій і підвищенні спроможності металу накопичувати дислокації в процесі циклічного навантаження.