

## **ВПЛИВ МОДИФІКОВАНОГО ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ДЕТАЛЕЙ ПРИ ФРИКЦІЙНОМУ ЗМІЦНЕННІ НА МАЛОЦИКЛОВУ ВТОМУ СТАЛЕЙ**

**І.В. Гурей<sup>1</sup>, В.Гжесік<sup>2</sup>**

### **INFLUENCE OF THE MODIFIED SURFACE LAYER OF PARTS SUBJECTED TO FRICTION HARDENING ON THE LOW-CYCLE FATIGUE OF STEELS**

**I. Hurey, W. Gzesik**

<sup>1</sup>*Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна*

<sup>2</sup>*Політехніка Опольська, Польща*

**Abstract.** The friction hardening of steel 20, 45 and 65Г essentially increases the resistance at small cycle fatigue failure when conducting research both in the air and in the corrosion environment (3% water solution of *NaCl* and also with cathode polarization). The durability increases about 2.5 times at low amplitudes of deformation ( $\varepsilon = 0.7\%$  and less).

Надійність машин відображає властивість зберігати необхідні якісні показники протягом всього періоду її експлуатації. Вона залежить від конструкції машини, застосовуваних матеріалів, якості виготовлення деталей і складання вузлів, способів контролю, умов і режимів роботи. Для збереження експлуатаційних характеристик деталей машин необхідно мати чітке представлення про причини і джерела їх зниження і на основі цієї інформації створювати нові системи і технологічні процеси, які забезпечують на протязі певного періоду необхідні експлуатаційні характеристики деталей.

Руйнування від втоми є одним із самих небезпечних видів руйнування деталей машин в експлуатації. Тріщина при знакозмінних навантаженнях зароджується, як правило, із поверхні або у поверхневих шарах. При втомних навантаженнях превалюючий вплив має стан поверхневого шару металу [1]. Поверхнєве зміцнення є сприятливим технологічним методом для деталей, які можуть працювати в умовах втомного руйнування.

Часто деталі машин і елементи конструкцій зазнають впливу циклічних низькочастотних навантажень, які перевищують границю текучості матеріалу. Цей вид руйнування супроводжується накопичуванням великих пластичних деформацій. Характер цього накопичування залежить від багатьох факторів. До важливіших з них слід віднести фізико-механічні властивості металу і вид навантаження. У зв'язку з цим не всі методи обробки і зміцнення в однаковій мірі придатні для підвищення довговічності деталей при малоцикловій втомі, особливо при експлуатації в різних корозійних середовищах. Виникає питання, як буде впливати на опір малоцикловому втомному руйнуванню фрикційне зміцнення сталі, яке різко змінює структурно-напружений стан поверхневого шару металу.

Фрикційне зміцнення відноситься до методів поверхневої обробки із застосуванням висококонцентрованих потоків енергії. Такий потік енергії створюється за рахунок тертя зміцнювального інструмента-диска по оброблюваній деталі, при цьому відбувається одночасне швидкісне зсувне деформування. Швидкість нагріву досягає  $10^5$ - $10^6$  К/с. За дуже короткий час нагріву поверхневі шари металу нагріваються до температур вище точки фазових перетворень (вище точки  $A_{c3}$ ). Охолодження поверхневого шару відбувається з великими швидкостями за рахунок тепловідводу в глибину металу. У результаті такого охолодження фіксується стан, при якому із твердого розчину ще не встигають виділитися окремі фази або це виділення не встигло

повністю завершитися. Вміст вуглецю в мартенситі значно більший концентрації, яка відповідає точці мартенситного перетворення [1, 2]. При цьому в поверхневому шарі деталей машин формується специфічний структурно-напружений стан металу – білий шар. Структура білого шару представляє собою високодисперсний мартенсит, залишковий аустеніт і дуже дисперсні карбіди [3].

Дослідження опору малоциклового втомному руйнуванню проводили на плоских зразках розміром 2,5×12×55 мм зі сталі 20 у нормалізованому стані, сталі 45 у загартованому і низьковідпущеному стані та сталі 65Г у загартованому і середньовідпущеному стані чистим згином при жорсткому навантаженні з частотою 0,83 Гц за методикою [4] як на повітрі, так і в 3 %-ному водянному розчині *NaCl*, а також при катодній поляризації.

Робоча частина зразків була зміцнена фрикційною обробкою з застосуванням як технологічне середовище мінерального мастила (ММ) та насиченого водяного розчину мінеральних солей на основі хлоридів магнію і кальцію (ВРМС). Для порівняння використовували незміцнені зразки, тільки шліфовані електрокорундовим кругом. Шорсткість робочих поверхонь складала  $R_a = 0,32-0,50$  мкм після фрикційного зміцнення та  $R_a = 0,50-0,63$  мкм – після електрокорундового шліфування.

Металографічні дослідження показали, що після фрикційного зміцнення у поверхневих шарах металу формується рівномірний, якісний білий шар. Так, на нормалізованій сталі 20 товщина зміцненого шару становила 20-30 мкм при фрикційному зміцненні з використанням як технологічне середовище мінерального мастила і 90-100 мкм – у ВРМС. На сталі 45 у загартованому і низьковідпущеному стані товщина білого шару становила 130-150 мкм після зміцнення з використанням мінерального мастила та 200-220 мкм – у ВРМС. Товщина білого шару, отриманого на загартованій і середньовідпущеній сталі 65Г становила 170-190 мкм. Мікротвердість зміцненого шару була у 1,8-2,2 рази більшою у порівнянні з основною структурою металу.

Під зміцненим шаром розташована зона підвищеної травимості (пониженої твердості), яка утворюється в результаті відпуску підповерхневого шару металу. У цьому шарі металу градієнт концентрації енергії різко падає та відбувається нагрів до температур нижче точки фазових перетворень. Внаслідок цього проходить місцевий високий відпуск попередньо загартованого і низьковідпущеного металу. При фрикційному зміцненні незагартованого металу (після відпалу, нормалізації) зона підвищеної травимості не спостерігається.

Вплив пластичного деформування на формування білих шарів проявляється у зміні мікроструктури мартенситу. Імпульсна пластична деформація в області аустенізації приводить до подрібнення зерен аустеніту. Кристали мартенситу, що утворюються з такого деформованого аустеніту, значно меншої величини, аніж при звичайному гартуванні, а кількість мартенситу збільшується не за рахунок збільшення величини кристалів, а за рахунок збільшення їх кількості. Цим можна пояснити високу дисперсність білих шарів. Неоднорідність аустеніту призводить також до концентрації неоднорідного мартенситу білих шарів. Імпульсні тиски, впливають як на процес аустенізації, так і на мартенситне перетворення.

Досліди показали, що при високих амплітудах деформації електрокорундове шліфування забезпечує більш високу довговічність, ніж після фрикційного зміцнення у мінеральному мастилі, тоді як при низьких ( $\varepsilon = 0,7$  % і нижче) зміцнені зразки довговічніші шліфованих.

Якість поверхневих шарів найбільш чітко визначають корозійні середовища. Тому нами були проведені випробування на малоциклово втому також у 3 %-ному розчині *NaCl* і у цьому ж середовищі з катодною поляризацією. Досліди показали, що характер залежності малоциклової втоми такий самий, як і при випробуваннях на повітрі, але відрізняється кількісно.

Фрикційне зміцнення з використанням ВРМС сталі 20 суттєво підвищує опір малоцикловою втомному руйнуванню як на повітрі, так і в 3 %-ному водяному розчині  $NaCl$  (рис. 1). Підвищення працездатності спостерігається як при низьких так і високих деформаціях і складає біля 2,4 разів при дослідженні на повітрі і 2,5 разів – у 3 %-ному розчині  $NaCl$ . Фрикційне зміцнення з використанням мінерального мастила практично не впливає на опір малоцикловою втомному руйнуванню сталі 20. При фрикційному зміцненні сталі 20 з використанням мінерального мастила отримується тонкий білий шар (20-30 мкм), який практично не впливає на опір малоцикловою втомному руйнуванню.

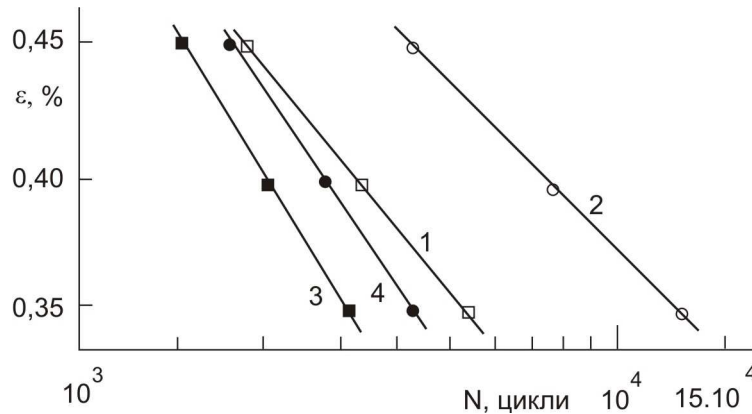


Рис. 1. Криві малоциклової втоми зразків зі сталі 20 (нормалізація) при дослідженні на повітрі (1, 2) і у 3 %-ному розчині  $NaCl$ ; (3, 4): 1, 3 – вихідні; 2, 4 – фрикційне зміцнення з ВРМС.

Інша картина спостерігається при дослідженні сталі 45 у загартованому і низьковідпущеному стані (рис. 2). Фрикційне зміцнення цієї сталі з використанням мінерального мастила суттєво підвищує опір малоцикловою втомному руйнуванню при низьких деформаціях, при високих же, навпаки, понижує його. Зміцнення з використанням ВРМС підвищує опір малоцикловою втомному руйнуванню як при низьких так і високих деформаціях. При дослідженні на повітрі збільшення опору руйнуванню досягає 1,4 разів, а у 3 %-ному розчині  $NaCl$  – 2,4 разів у порівнянні з незміцненими зразками. При низьких деформаціях крім пластичності і в'язкості підкладки позитивний вплив на довговічність зразків мають залишкові напруження стиску.

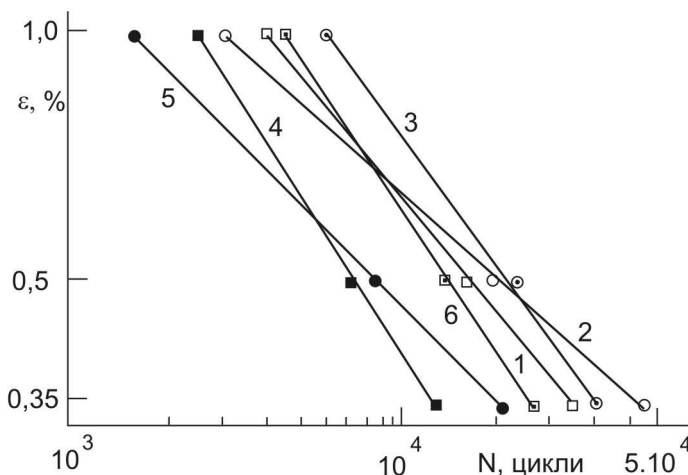


Рис. 2. Криві малоциклової втоми зразків зі сталі 45 (гартування і низький відпуск) при дослідженні на повітрі (1, 2, 3) і у 3 %-ному розчині  $NaCl$ ; (4, 5, 6): 1, 4 – вихідні; 2, 5 – фрикційне зміцнення з ММ; 3, 6 – фрикційне зміцнення з ВРМС.

При фрикційному зміцненні з використанням як технологічне середовище ВРМС, у поверхневих шарах зразків створюється не тільки зміцнений шар більшої товщини, аніж з використанням мінерального мастила, але і більшої товщини деформована зона з пониженою мікротвердістю. Вона є буферною прокладкою та сповільнює процес накопичування втомних пошкоджень. Крім цього, у першому випадку залишкові напруження стиску більші по величині і глибині залягання. Шорсткість зміцненої поверхні краща після фрикційного зміцнення з використанням ВРМС у порівнянні зі зміцненням з використанням мінерального мастила.

При катодній поляризації відбувається інтенсивне наводнювання металу і, невидлячись на повний його захист від корозії, спостерігається різке зниження довговічності як вихідних, так і фрикційно зміцнених зразків, виготовлених з загартованої і середньовідпущеної сталі 65Г, у порівнянні з довговічністю на повітрі (рис. 3). Таке різке зниження довговічності пояснюється адсорбційним зниженням міцності середовищем і окрихченням сталі воднем, який виділяється при катодній поляризації. У цьому випадку фрикційне зміцнення не так сильно як на повітрі, понижує довговічність зразків при високих амплітудах деформації і більш помітно збільшує кількість циклів до руйнування при низьких деформаціях у корозійному і у наводненому середовищах. Відсутність підвищення довговічності після фрикційного зміцнення при високих деформаціях в усіх середовищах пояснюється різною пластичністю поверхневих шарів вихідних і зміцнених зразків. Хоча білий шар має більш високу пластичність, ніж мартенсит звичайного гартування, все ж він менш пластичний, ніж серцевина після гартування та середнього відпуску і тому першим приймає на себе навантаження, а отже, першим руйнується. Ситуація змінюється при низьких деформаціях, особливо у наводненому середовищі, де відбувається зміцнення серцевини в результаті деформаційного старіння і дії водню [5]. При випробуванні у повітрі зразків після фрикційного зміцнення довговічність підвищується внаслідок деформаційного старіння. Крім цього, при низьких деформаціях позитивний вплив на довговічність зразків в усіх розглядуваних випадках виявляють залишкові напруження стиску, що виникають при фрикційному зміцненні, які при високих деформаціях релаксують значно швидше, ніж при низьких. Наявність залишкових напружень стиску також зменшує оклюзію водню в металі, що є причиною підвищення довговічності зміцненої сталі в розглядуваних середовищах.

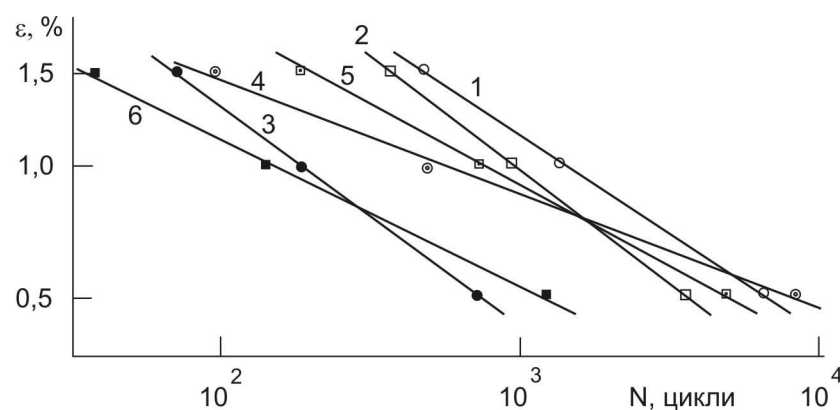


Рис. 3. Криві малоциклової втоми зразків зі сталі 65Г (гартування і середній відпуск): 1, 2, 3 – вихідні; 4, 5, 6 – фрикційне зміцнення з ММ; 1, 4 – на повітрі; 2, 5 – у 3 %-ному розчині  $NaCl$ ; 3, 6 – у 3 %-ному розчині  $NaCl$  з катодною поляризацією.

Аналіз фрактограм поверхні зломів зразків після втомних випробувань у повітрі при  $\varepsilon = 0,5$  % показав, що досліджувані сталі як в зміцненому, так і у вихідному стані руйнується інтеркристалітно після досягнення тріщинами критичного розміру (рис. 4а).

Для зони зародження і початкового розвитку тріщини характерна наявність дрібнодисперсних чашкоподібних утворень (рис. 4б), які виникли в результаті коалесценції мікропор. Глибина цієї зони у вихідному зразку досягає 80-100 мкм. У зміцнених зразках глибина втомної зони у 3-3,5 рази більша і становить 300-350 мкм, що дещо перевищує товщину білого шару. Звертає на себе увагу неоднорідність зони зародження і початкового розповсюдження тріщини у білому шарі. Її перетинають різні за величиною ділянки витяжки (рис. 4в). Розміри чашок в областях, що прилягають до витяжок, як правило мають дещо збільшені розміри (рис. 4д). На деяких ділянках витяжок спостерігаються явно виражені субструктурні фігури (рис. 4д).

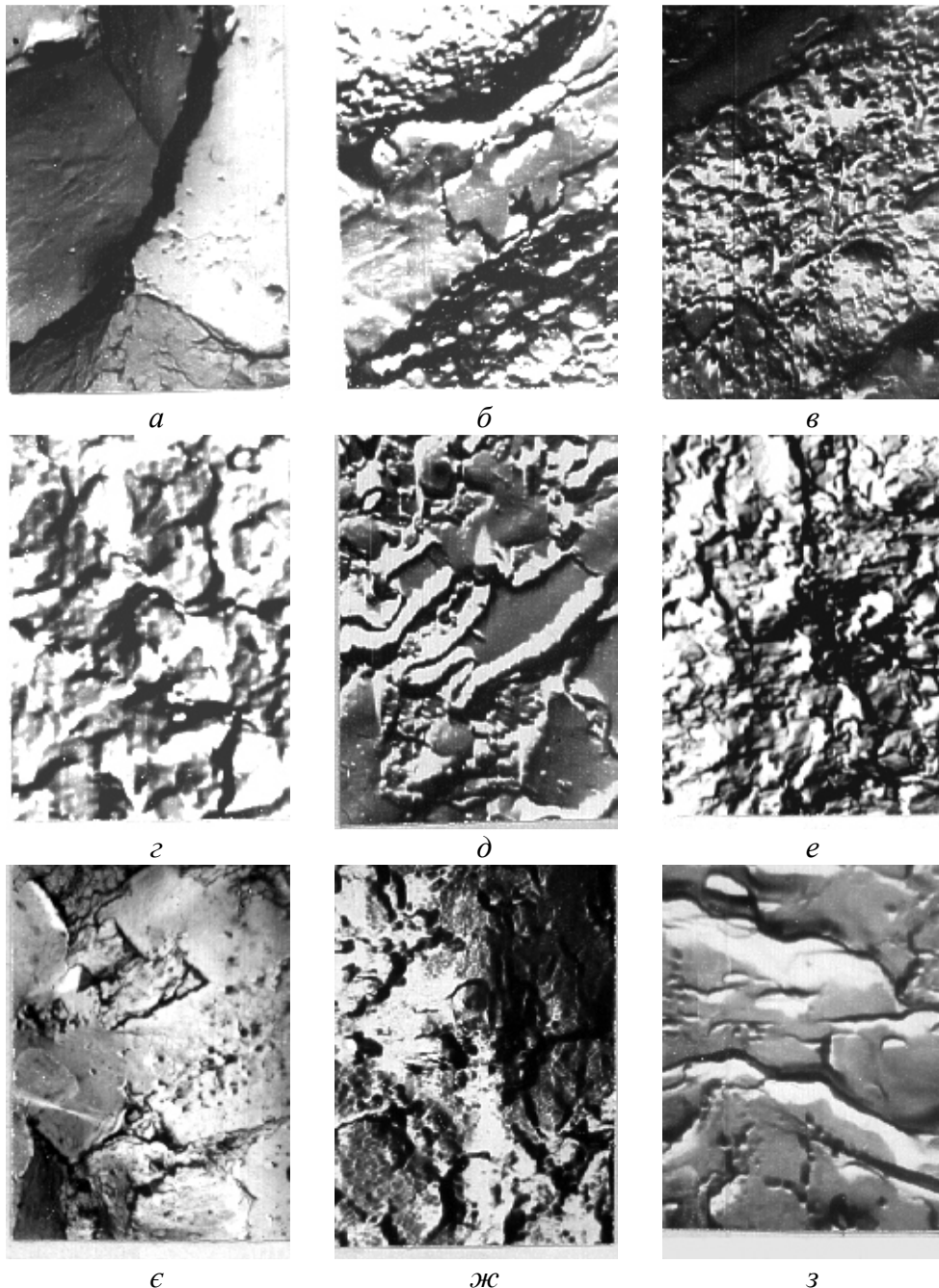


Рис. 4. Фрактографія зломів зразків після малоциклової втоми на повітрі (а-е) і у 3 %-ному розчині  $NaCl$  з катодною поляризацією (є-з): а - інтеркристалітне руйнування в зоні долому; б, в - білий шар, зони витяжки в зоні початкового розвитку тріщини; г - чашкові утворення біля ділянок витягування у білому шарі; д - субструктурні фігури на ділянках витягування у білому шарі; е - зона початкового росту тріщини у вихідному зразку; є - трансінтеркристалітне руйнування вихідних зразків у початковий період; ж - зразки з білим шаром; з - безструктурні ділянки білого шару. (а-е -  $\times 3000$ , є -  $\times 5000$ ; ж, з -  $\times 13400$ )

Перехід від в'язкого транскристалітного руйнування в зоні зародження тріщини до крихкого інтеркристалітного в зоні долому здійснюється різко, без проміжних стадій, після досягнення тріщиною критичного розміру. Збільшення зони зародження і початку розвитку тріщини у зміцненому металі у порівнянні з її розмірами у вихідному, обумовлено виникненням ділянок витяжки. Виходячи з субструктурної будови витяжок, вони можуть грати роль бар'єрних ділянок, які забезпечують підвищений рівень в'язкості руйнування [1]. Збільшення чашок, які прилягають до витяжок, також вказує на ріст в'язкості руйнування ( $K_{Ic}$ ). Неоднорідність цієї зони у відомій мірі свідчить про зміну механізму зародження і розвитку втомної тріщини у білому шарі, про дискретність її розповсюдження. Усе це є основною причиною підвищення довговічності зразків з білим шаром при низьких амплітудах деформацій ( $\varepsilon = 0,5 \%$ ) і жорсткому навантаженні.

У вихідних зразках, які досліджували у 3 %-ному розчині  $NaCl$  з катодною поляризацією при тих же деформаціях, відсутня зона в'язкого розповсюдження тріщини. У початковий період тріщина розповсюджується за змішаним мікромеханізмом (транскристалітному), а далі, як і в повітрі, інтеркристалітно (рис. 4e). У зразках, зміцнених фрикційною обробкою, зберігаються ділянки в'язкого руйнування (рис. 4ж). На гладких ділянках білого шару спостерігаються фрагменти сітчастої структури (рис. 4з), властиві поверхні руйнування високо- і середньоміцних сталей у корозійних середовищах. При дослідженнях у 3 %-ному розчині  $NaCl$  суттєвих відмінностей у мікромеханізмі руйнуванні зразків з білим шаром і без нього при  $\varepsilon = 0,5\%$  виявити не вдалося.

Отже, з наведених досліджень можна зробити висновок, що фрикційна обробка суттєво підвищує довговічність при малоциклового руйнуванні як на повітрі, так і в корозійних середовищах. На опір малоциклової втомі впливає технологічне середовище, яке використовується при фрикційному зміцненні. Так, при використанні мінерального мастила при фрикційному зміцненні довговічність зміцнених зразків більша лише при деформаціях  $\varepsilon = 0,7 \%$  і нижче. При використанні як технологічне середовище ВРМС фрикційне зміцнення підвищує довговічність як і при низьких так і високих деформаціях. Підвищення довговічності більше при дослідженнях у корозійному середовищі, ніж на повітрі і становить 2,5 та 1,4 разів відповідно.

### **Література**

1. Романів О.Н., Никифорчин Г.Н. Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. – М.: Машиностроение, 1986. – 294 с.
2. Бабей Ю.И. Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна. – Киев: Наук. думка, 1988. – 240 с.
3. Гриднев В.А., Трефилов В.И. Фазовые и структурные превращения и метастабильное состояние в металлах. – Киев: Наук. думка, 1988. – 264 с.
4. Пашечко М.І., Гурей І.В. Вплив хімічного складу сталей на параметри поверхневого шару при фрикційному зміцненні // Металознавство та обробка металів. – 1999. - № 4. – С. 19-23.
5. Малоцикловая усталость стали в рабочих средах /Г.В.Карпенко, К.Б.Кацов, И.В.Кокотайло и др. – Киев: Наук. думка, 1977. – 111 с.
6. Ткачев В.И., Холодный В.И., Левина И.Н. Работоспособность сталей и сплавов в среде водорода. – Львов : Вертикаль, 1999. – 255 с.