

Міністерство освіти і науки України
Тернопільський національний технічний університет
імені Івана Пулюя

На правах рукопису

БАРАН
Денис Ярославович

УДК 620.178.3

**ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ТЕМПЕРАТУР НА МІЦНІСТЬ
І ЦИКЛІЧНУ ТРИЩИНІСТІЙКІСТЬ ТЕПЛОСТІЙКОЇ СТАЛІ
МЕТАЛУРГІЙНОГО ОБЛАДНАННЯ**

Спеціальність: 01.02.04 – механіка деформівного твердого тіла

Дисертація на здобуття наукового ступеня
кандидата технічних наук

Науковий керівник
Ясній Петро Володимирович,
доктор технічних наук, професор,
заслужений діяч науки і техніки України,
лауреат державної премії України в
галузі науки і техніки

Тернопіль – 2014

Зміст

ВСТУП.....	4
Розділ 1. ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ НА ВЛАСТИВОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ЗА СТАТИЧНОГО ТА ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ	10
1.1. Вплив температури на тріщиностійкість та довговічність матеріалів	10
1.2. Оцінювання деградації пластично деформованого матеріалу	14
1.3. Критерії руйнування матеріалів за нормальних та високих температур	18
1.4. Фізичні закономірності руйнування матеріалів.....	23
1.5. Взаємозв'язок механічних властивостей матеріалу з параметрами тріщиностійкості	28
Висновки	33
Розділ 2. МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ НА СТАТИЧНУ ТА ЦИКЛІЧНУ ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ МАТЕРІАЛІВ РОЛИКА МБЛЗ	34
2.1. Зразки для випробувань на статичну міцність та циклічну тріщиностійкість.....	37
2.2. Система нагріву і підтримання температури в діапазоні +20...+600°C.....	41
2.3. Система вимірювання деформації	43
2.4. Методика визначення характеристик пошкоджуваності матеріалів за статичного та циклічного навантажень	45
Висновки	55
Розділ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ ПОШКОДЖЕНОСТІ ТА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАТИЧНОГО ТА ДИНАМІЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ	56

3.1. Експлуатаційна пошкодженість та розтріскування поверхні ролика МБЛЗ.....	56
3.2. Вплив високих температур на статичну міцність та пластичність сталі 25Х1М1Ф.....	62
3.3. Вплив високих температур на ударну в'язкість сталі 25Х1М1Ф.....	69
Висновки	77
Розділ 4. ВПЛИВ ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУР ТА СТРУКТУРНОЇ НЕОДНОРІДНОСТІ МАТЕРІАЛУ НА ЦИКЛІЧНУ ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ ТЕПЛОСТІКОЇ СТАЛІ	78
4.1. Фізичне моделювання роботиролика МБЛЗ та запис температурних полів.....	78
4.2. Вплив високих температур на циклічну тріщиностійкість теплостійкої сталі 25Х1М1Ф.....	83
4.3. Вплив частоти навантажування на циклічну тріщиностійкість теплостійкої сталі.....	86
Висновки	95
Розділ 5. МОДЕЛЮВАННЯ РОСТУ ПОВЕРХНЕВОЇ ТРІЩИНИ В РОЛИКУ МАШИНИ БЕЗПЕРЕРВНОГО ЛИТТЯ ЗАГОТОВОК	96
5.1. Методика прогнозування росту втомної тріщини.....	100
5.2. Моделювання поширення тріщини із урахуванням зміни форми фронту.....	107
Висновки.....	109
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	110
ПЕРЕЛІК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	112
Додатки.....	131

ВСТУП

Актуальність Більшість тримких конструкцій металургійного обладнання, зокрема, валики вальцювальних станів, ролики машин безперервного лиття заготовок (МБЛЗ), тривалий час експлуатується з тріщинуватими дефектами. Високотемпературне циклічне деформування є однією з основних причин зародження і розвитку в матеріалі тріщин. Циклічна зміна навантажування за низькочастотного обертання погіршує фізико-механічні характеристики матеріалу, пришвидшує ріст тріщиноподібних дефектів. Вплив високих температур на закономірності експлуатаційного деформування і руйнування теплостійких сталей металургійного обладнання досліджено у працях В.М. Нісковських, Л.В. Буланова, Л.С. Лепіхова, Н.В. Мазура, Н.Н. Огаркова, П.О. Марущака, В.В. Яковлева, Р.Т. Біщака, В.А. Піксаєва, К.Н. Вдовіна, А.Н. Смірнова, В.Е. Хребто, J. Brezinová, M. Du Toit, A. Sanz та ін. Виявлено основні закономірності температурних режимів поширення втомних тріщин і розроблено діагностичні підходи до оцінювання технічного стану і підвищення достовірності прогнозування залишкового ресурсу роликів МБЛЗ. Зазначені результати одержано переважно на основі феноменологічних підходів про механічну поведінку матеріалу які лише частково враховують механізми високотемпературної циклічної тріщиностійкості.

В працях О.Є. Андрейківа, Г.М. Никифорчина, О.В. Носоченка, О.П. Осташа, В.В. Панасюка, В.Є. Паніна, В.Р. Скальського, В.Т. Трощенко, М.Г. Чаусова, П.В. Яснія досліджено основні механізми статичного та циклічного деформування матеріалів на макро і мікрорівнях. Проте, потребує подальшого дослідження вплив високих температур на закономірності росту втомних тріщин на різних масштабних рівнях. Тому актуальними є:

- дослідження міцності і довговічності сталей металургійного обладнання;

- дослідження впливу температури на швидкість росту тріщин;
- прогнозування залишкової довговічності великогабаритних конструкцій.

Таким чином, актуальною задачею є комплексне дослідження впливу температури і частот навантаження на циклічну тріщиностійкість і мікромеханізми поширення втомних тріщин в теплостійких сталях і вдосконалення методики оцінювання довговічності роликів МБЛЗ з тріщинами.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Наукові результати, які склали основу дисертації, отримані здобувачем, як виконавцем теми “Розробка методів прогнозування довговічності металургійного обладнання в умовах високотемпературної втоми”, № державної реєстрації 0107U006982 (2007-2008 рр.), які виконувались у Тернопільському державному технічному університеті імені Івана Пулюя за тематичними планами НДР Міністерства освіти і науки України. Тематика наукових досліджень відповідає пріоритетним напрямкам розвитку науки і техніки України.

Мета і завдання дослідження. Метою роботи є виявлення основних закономірностей впливу високих температур на циклічну тріщиностійкість теплостійкої сталі 25X1M1Ф і уточнення методики прогнозування залишкової довговічності ролика МБЛЗ. Для досягнення вказаної мети необхідно було вирішити наступні задачі:

- розробити методику дослідження температурних полів;
- дослідити кінетику температурних полів і обґрунтувати режими температурно-силових випробувань на циклічну тріщиностійкість;
- дослідити вплив температури і частоти навантаження на швидкість росту втомних тріщин;
- дослідити мікромеханізми статичного, циклічного руйнування сталі 25X1M1Ф за експлуатаційних температур;

- вдосконалити методику прогнозування залишкової довговічності з напівеліптичним тріщиноподібним дефектом.

Об'єкт дослідження - циклічна тріщиностійкість теплостійкої сталі 25X1M1Ф.

Предмет дослідження – залишковий ресурс ролика МБЛЗ з урахуванням впливу температури.

Методи дослідження - для експериментальних досліджень використано силові критерії механіки руйнування. Експериментальний метод випробувань, ґрунтується на методі тензометрії. Теоретичні дослідження проводили з використанням положень механіки руйнування деформівного твердого тіла.

Наукова новизна одержаних результатів:

- розроблено нову методику дослідження температурних полів (*Патент України, №65053*), спроектовано та виготовлено оригінальну фізичну модель ролика МБЛЗ, яка дозволяє вивчити вплив режимів лиття на параметри температурних полів у роликах МБЛЗ на різних відстанях від поверхні.

- досліджено механізми високотемпературної втоми матеріалів роликів МБЛЗ за експлуатаційних умов, обґрунтовано режими температурно-силових випробувань на циклічну тріщиностійкість, виявлено основні закономірності впливу температури на статичну міцність та ударну в'язкість теплостійкої сталі 25X1M1Ф. Виявлено що енергія зародження тріщини при 375 °С зростає в 1,6 рази порівнянні з 20 °С. При 600 °С енергія зародження тріщини знижується в 1,2 рази порівняно з результатами випробувань при 20 °С.

- вивчено основні закономірності поширення втомної тріщини у сталі 25X1M1Ф при температурах 20 °С, 375 °С та 600 °С зокрема в діапазоні значень $18,0 \leq K_{max} \leq 20,0 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ швидкість РВТ при 375°С в 3 рази вища, а при 600 °С в 8 раз вища чим при 20 °С.

- встановлено, що за частот навантажування 0,1 Гц та 1,0 Гц за $K_{max} < 38 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ сталь є нечутливою до частоти навантажування. Підвищення частоти

навантажування в діапазоні $K_{max} = 40...80$ МПа $\sqrt{м}$ знижує швидкість поширення тріщини у 2,0...4,0 рази.

- встановлено основні закономірності впливу частоти та форми циклу навантажування на мікрошвидкість росту втомної тріщини (крок втомних борозенок), що дозволяє співставляти макро- та мікрошвидкість росту втомної тріщини та проводити аналіз причин непрогнозованого руйнування металургійного обладнання.

- вдосконалено методику прогнозування залишкової довговічності ролика МБЛЗ, яка ґрунтується на урахуванні зміни фронту тріщини і напружено-деформованого стану конструкції і дозволяє оцінювати довговічність ролика з урахуванням частоти експлуатаційного навантажування.

Практичне значення одержаних результатів. Отримані характеристики циклічної тріщиностійкості матеріалів в умовах втоми за високих температур, різної частоти навантажування. Отримані результати дають змогу прогнозувати залишковий ресурс роликів МБЛЗ з півеліптичним тріщиноподібним дефектом.

Результати дисертаційної роботи в частині методики оцінювання впливу високих температур та ударну в'язкість та циклічну тріщиностійкість металургійного обладнання використовується у ВАТ "Булат", (Дов. № 32 від 21.03.2014).

Особистий внесок здобувача. Основні результати та положення дисертації автор отримав самостійно. У публікаціях, написаних у співавторстві, здобувачеві належать: закономірності високотемпературних пошкоджень роликів МБЛЗ [1, 4], закономірності впливу температур на міцність, ударні в'язкість та циклічну тріщиностійкість теплостійкої сталі 25X1M1Ф [2, 3, 5, 6, 11], закономірності впливу низькочастотного навантажування на циклічну тріщиностійкість теплостійкої сталі [7, 13]; мікромеханізми руйнування сталі за експлуатаційних температур [7, 8];

оцінювання залишкового ресурсу [8, 9, 10, 11, 12] та тріщиностійкості сталей роликів МБЛЗ [10, 11].

Апробація результатів дисертації. Основні результати дисертаційної роботи доповідались і обговорювались на низці міжнародних конференцій, зокрема: «Сучасні проблеми механіки», до 100-річчя М.П. Шереметьєва, (Львів, 2005), «Современные проблемы машиноведения», научные чтения, посв. П.О. Сухому (Гомель, 2006), «Проблеми динаміки і міцності в газотурбобудуванні» (Київ, 2007), «Фізика конденсованих систем та прикладне матеріалознавство» (Львів, 2007), Deformations & Fracture of Materials and Nanomaterials DFMN2007 (Moscow, 2007), «Теорія та практика раціонального проектування, виготовлення і експлуатації машинобудівних конструкцій» (Львів, 2010), Наук.-техн. конф. яка присвячена 50-ти річчю ТНТУ та 165-ти річчю з дня народження Івана Пулюя (Тернопіль, 2010), «Теоретичні і прикладні задачі обробки металів тиском та автотехнічних експертиз» (Вінниця, 2011), Int. Conf. «Mechanika'2011» (Kaunas, Lithuania, 2011), 11-ой межд. научно-техн. конференции «Инженерия поверхности и реновация изделий» (Ялта, 2011), В повному обсязі робота доповідалась і обговорювалась на розширеному тематичному семінарі Тернопільського національного технічного університету ім. Івана Пулюя «Механіка, міцність матеріалів і конструкцій» семінарі відділу корозійно-водневої деградації та захисту матеріалів Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка НАН України.

Публікації. Результати дисертаційної роботи опубліковано в 19 друкованих працях, з них 7 – статей у фахових наукових журналах і збірниках, 2 – статті у закордонних рецензованих виданнях, 2 - патенти, 5 – праць у збірниках міжнародних наукових конференцій.

Структура та обсяг дисертації. Дисертаційна робота складається із вступу, п'яти розділів, загальних висновків, списку використаних

літературних джерел та додатків. Загальний обсяг роботи становить 132 сторінок, в т. ч. 48 рисунки, 9 таблиць та список використаних літературних джерел із 161 найменувань.

РОЗДІЛ 1.

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ НА ВЛАСТИВОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ЗА СТАТИЧНОГО ТА ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

1.1. Вплив температури на тріщиностійкість та довговічність матеріалів

Напружено-деформівний стан матеріалів з тріщинами описують: силовими (K_{Ic} - критичний коефіцієнт інтенсивності напружень (в'язкість руйнування)), деформаційними (δ_c - критичне розкриття тріщини, γ_c - критичний кут розкриття тріщини, ϵ_c - критична деформація), та енергетичними (G_{Ic} - критична інтенсивність вивільнення енергії пружної деформації, критичні J та J_c інтеграли) критеріями [1-6].

Широкого поширення для оцінювання тріщиностійкості матеріалів набули параметри нелінійної механіки руйнування, зокрема T_ϵ^* інтеграл [7-14]. Схему обчислення T_ϵ^* в околі вершини втомної тріщини подано на рис. 1.1.

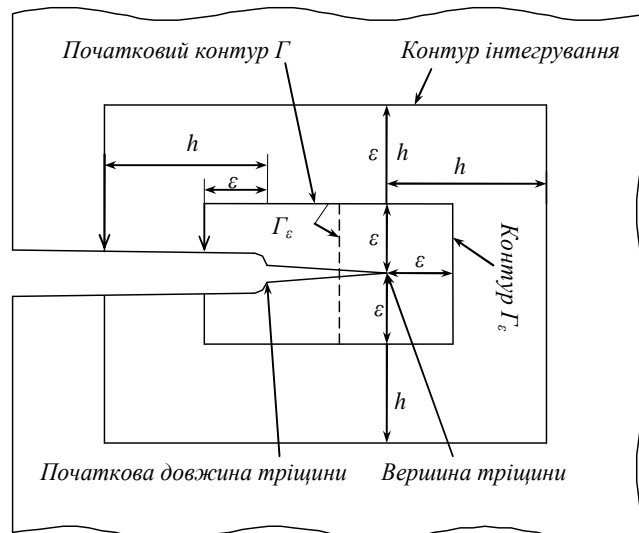


Рис. 1.1 Схema обчислення T_ϵ^* в околі вершини втомної тріщини [14].

T_ϵ^* подібний до J -інтегралу і є рівним йому в межах коректності теорії пластичного деформування [14].

$$T_{\varepsilon}^* = \sum^N \Delta T_{\varepsilon}^* \quad (1.1)$$

де

$$\Delta T = \int_{\Gamma_{\varepsilon}} \left[\Delta W n_1 - (t_i + \Delta t_i) \frac{\partial \Delta u_i}{\partial x_1} - \Delta t_i \right] d\Gamma \quad (1.2)$$

де Δu_i - розмах переміщень в околі вершини тріщини.

Окрім того T_{ε}^* залежить від попередньої кінетики навантаження. Ця властивість є необхідною умовою для пружно-пластичного розрахунку енергоємності руйнування матеріалів.

За умов коли поле механічних напружень в околі вершини тріщини не може бути точно обчислене через значний градієнт механічних напружень і деформацій, для обчислення T_{ε}^* використовують метод інтегралу еквівалентної області [14]:

$$T_{\varepsilon}^* = \int_{\Gamma_{\varepsilon}} \left(W n_1 - t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) S dA = - \int_{A-A_{\varepsilon}} \left(\frac{\partial}{\partial x_1} (WS) - \frac{\partial}{\partial x_1} \left(S t_i \frac{du_i}{dx_1} \right) \right) \times d(A - A_{\varepsilon}) \quad (1.3)$$

де $S=I$ на Γ_{ε} і $S=0$ на віддаленій замкнутій території Γ , і V_{ε} є областю між Γ і Γ_{ε} .

Існує взаємозв'язок характеристик довготривалої міцності, повзучості і відносними характеристиками пластичності. При руйнуванні матеріалу спостерігається взаємовплив фізичних процесів, які призводять до пошкодження матеріалу на різних структурних рівнях [15 23].

Дослідження Brust та ін. показали, що T^* - інтеграл в максимальному наближенні до вершини розриву досягає пологої ділянки (на графіку) на відміну від J -інтегралу, який приймає нульове значення із підростання тріщини з поширенням тріщини за циклічного пружно-пластичного деформування. Характеристикою розриву, як було визначено Stonessfer та Atluri [24-29], є:

$$T_{\varepsilon}^* = \int_{\tilde{A}_{\varepsilon}} \left(W n_1 - t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) d\tilde{A} \quad (1.4)$$

де t_i – зусилля розтягу поверхні вздовж контуру Γ_{ε} ; W – густина енергії деформування; n_1 - перша складова нормалі до кривої; Γ_{ε} - коловий контур, в околі вершини тріщини.

Останнім часом значного поширення набули численні методи які дозволяють оцінювати міцність та тріщиностійкість матеріалів за високотемпературних умов [30-40].

Довготривалу міцність за умов високих температур оцінюють залежністю Ларсона-Міллера [41-44]:

$$P(\sigma) = T(C + \lg \tau), \quad (1.5)$$

де $P(\sigma)$ - параметр напруження; T - температура, K ; τ - час, год. [44].

Метод узагальнених діаграм дозволяє отримати характеристики прогнозування цього процесу:

$$K = \frac{\lg \tau - \lg \tau_0}{\lg \sigma - \lg \sigma_0} \quad (1.6)$$

де τ_0 і σ_0 - координати полюса променя еквівалентного руйнування [44-45].

У працях К. А. Казакав'їчуса та ін. досліджено вплив високих температур на тепло зміни у суцільному циліндрі [46]. Температурне поле T за стрімкого нагріву суцільного циліндра в момент руйнування можна описати за формулою [47,48]:

$$T = T_1 + \Delta T_p x^n \quad (1.7)$$

де T_1 - температура в центрі; ΔT_p - амплітуда температур руйнування; $x=r/b$ – безрозмірний поточний радіус; r – дійсний радіус; b – зовнішній радіус зразка; n – коефіцієнт (1,4 до 2,5) [46].

Відомий критерій термостійкості матеріалів:

$$R_{\text{експ}} = \frac{\Delta T_p}{S} \quad (1.8)$$

де S – режимний фактор $S = n + 2$.

В роботі [49] запропоновано критерій R_0 який також описує термостійкість матеріалу:

$$R_0 = \frac{R_{\text{експ}}}{A} \quad (1.9)$$

де A – величина, яка залежить від об'єму зразка і функції розподілу напружень.

Відома гіпотеза лінійного підсумовування втомних пошкоджень:

$$\sum_1^i \frac{n_i}{N_i} = 1 \quad (1.10)$$

де n_i - кількість циклів механічного навантаження за даної температури; N_i - довговічність матеріалу за ізотермічних умов з урахуванням асиметрії циклу навантаження; i - кількість ступенів нагрівання [50].

Руйнування зразків що піддавались впливу циклічних тепловмінів відбувалось внаслідок накопичення втомних або квазістатичних пошкоджень. Руйнуванню зразка передують його формозміни якої оцінюють за формулою [50]:

$$\Phi = \frac{d_{\text{max}} - d_{\text{min}}}{d_{\text{nom}}} \cdot 100\% \quad (1.11)$$

де d_{max} , d_{min} , d_{nom} - максимальний мінімальний та номінальний діаметр зразка

Якщо після руйнування степінь формозміни зразка $\Phi < 5\%$ - втомне руйнування, $\Phi > 5\%$ - квазістатичне руйнування [51].

У працях В. П. Конопленка, В. А. Плеханова, В. Н. Полякова виявлено інтенсивне одностороннє накопичення деформації, у центральній частині

зразка, що спричиняє накопичення деформування стиску, а на зовнішніх поверхнях - розтягу. Із зменшенням накопиченої деформації при зниженні амплітуди циклу тріщина зміщується в зону максимальних деформацій циклу, коли градієнт діючих напружень незначний. Розглядаючи імовірність квазістатичного і мало циклового втомного руйнування в залежності від амплітуди циклу виявили наступну залежність (рис. 1.2).

З ростом амплітуди термічного циклу зростає інтенсивність накопичення деформацій, збільшується різниця між накопиченою деформацією в центрі і на периферії. Також було досліджено вплив наклепу на втомне руйнування матеріалу який піддається термоциклуванню. Було

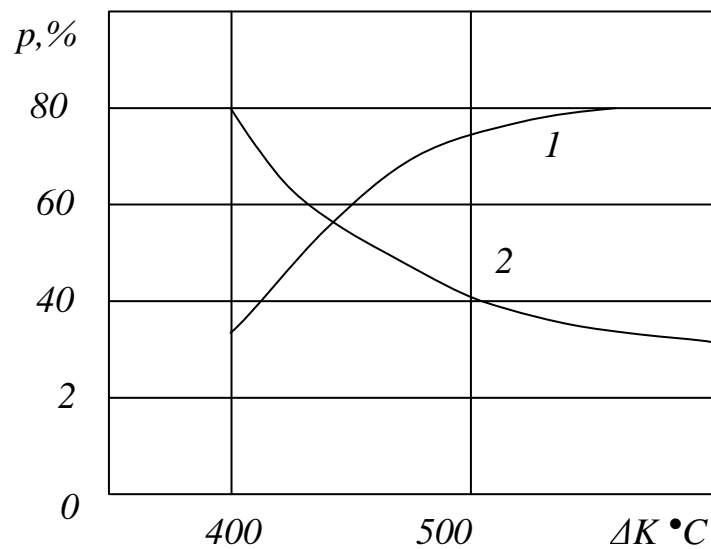


Рис. 1.2 Імовірність (p) квазістатичного (1) і втомного (2) руйнування в залежності від амплітуди термічного циклу ΔT [52].

встановлено, що при збільшенні степеня попереднього наклепу, здатність сталі до накопичення пластичної деформації зменшується [52].

1.2. Оцінювання деградації пластично деформованого матеріалу

Твердість та мікротвердість відносять до найбільш коректних показників механічних властивостей матеріалу, до того ж її визначення не потребує руйнування конструкції та виготовлення зразків для випробування. Недоліком методів динамічної і статичної твердості є мала чутливість до

багатьох видів трансформації структурних змін, тобто степені пошкодження [53-56]. А. О. Лебедев, Н. Р. Музика, та Н. Л. Волчек та інші [57-61] за результатами ряду досліджень дійшли висновку, що більш представницькими в діагностиці стану структури металу є не абсолютне значення шуканої характеристики металу, а дисперсія результатів замірів, виконаних на однакових зразках і за однакових умов.

Структурну неоднорідність матеріалу за наявності даних про розсіяння властивостей можна оцінити за допомогою методів математичної статистики за розподілом Вейбула [62]:

$$P(\sigma) = 1 - e^{-(\sigma/k)^m} \quad (1.12)$$

де m , k – параметри розподілу, де m (коефіцієнт гомогенності, який відображає степінь розсіяння характеристик) який визначають за формулою Гумбеля [63]. Якщо її застосувати для обчислення результатів випробувань на мікротвердість вона набуде вигляду[57]:

$$m = \frac{d(n)}{2,30259S(\lg H)}, \quad (1.13)$$

Величину $d(n)$ визначають в залежності від числа n замірів, при цьому n не повинне бути меншим 15 (бажано 20 – 30 замірів), а величину $S(\lg H)$ за результатами n вимірів,

$$m = 0,4343d_n \left[\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (\lg H_i - \overline{\lg H})^2 \right]^{-1/2} \quad (1.14)$$

де $\overline{\lg H} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \lg H_i$ - середнє значення логарифмів твердості за результатами n вимірів.

Великим значенням коефіцієнта m відповідає низький рівень розсіяння характеристик твердості, тобто низька степінь пошкодження і навпаки.

Також рівень розсіяння характеристик твердості можна порівнювати з іншими статистичними характеристиками, зокрема коефіцієнтом варіації,

який описує розкид досліджених величин, порівняно з середнім значенням твердості [57]:

$$v = \frac{1}{H} \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (H_i - \bar{H})^2} \quad (1.15)$$

де \bar{H} - середнє значення твердості.

Г. В. Цибаньов запропонував енергетичний критерій визначення характеристик розсіяння межі витривалості матеріалу [64-66] з використанням геометричного підходу. Вказане рівняння в енергетичній постановці набуде вигляду [66, 67]:

$$E^{-1}(\sigma_a - \sigma_{\Pi})^2 N^k = C \quad (1.16)$$

де σ_a - амплітуда подовжнього напруження; σ_{Π} - напруження пошкодження (прийняте $0,5\sigma_r$; σ_r - межа витривалості); N - кількість циклів навантаження до руйнування; k, C - константи, що характеризують властивості випробовуваного матеріалу. Величини $E, k, C, \sigma_{\Pi}(\sigma_r)$ є константами матеріалів. Коефіцієнт k входить в показник функції, яка корегує загальну пружну енергію деформування, що витрачається на втомне руйнування (D_c), до постійної величини C на всіх рівнях навантаження.

Межа текучості $\sigma_{0,2}$ та опору відриву є інформативними параметрами як визначення в'язкого так і крихкого руйнування σ_p . Відомо що вона пов'язана з розміром зерна d співвідношеннями Петча [68].

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + K_{0,2} d^{-\frac{1}{2}} \quad (1.17)$$

набуває вигляду:

$$\sigma_p = \sigma_0 + K_p d^{-\frac{1}{2}} \quad (1.18)$$

де $\sigma_0, K_{0,2}, K_p$ - відомі параметри [68-70].

У працях В. Н. Гриднева та інші [71] розглянуто кількісний зв'язок між дисперсністю гетерогенної структури перліту і величиною межі міцності σ_B . Для перлітної сталі виявлено зменшення відстані між перлітними пластинками (Δ), що збільшує міцність σ_B та може бути описане залежністю близькою до формули Петча. Збільшення густини дислокацій в фериті збільшує міцність внаслідок зростання σ_0 , але чим вища міцність, тим менше σ_0 впливатиме на σ_B . Було зроблено висновок, що в першу чергу для визначення міцності перлітних сталей слід брати до уваги розмір феритного проміжку Δ , який обмежує довжину заблокованої площі ковзання, подібно до розміру зерна в чистому металі.

Залежність міцності сталі σ_B від довжини площі ковзання фериту $\Delta_c^{-1/2}$ можна описати прямою [71]:

$$\sigma_B = \sigma_0 + K_B \Delta_c^{-1/2} \quad (1.19)$$

де σ_0 і K_B - параметри одержані за методом найменших квадратів [72].

У працях А. В.Тихонова, Е. Э. Засімчук досліджено розвиток втомних явищ в металі. У технічно чистих металах, монокристалах формуються специфічні дислокаційні структури та перерозподіляються домішки в околі границь зерен полікристалів [73]. Відома формула для обчислення симетричного термоциклічного поля а саме двох компонентів тензора напружень (σ_{xx} і σ_{zz}) має вигляд [74]:

$$\sigma_{xx} = \sigma_{zz} = \frac{\alpha E}{1-\nu} \sum_{k=1}^{\infty} \left\{ \sin \frac{k\pi y}{h} + \frac{1}{k\pi} \cos k\pi - \frac{1}{k\pi} \right\} t_k^*(\tau) \quad (1.20)$$

де ν - коефіцієнт Пуассона; α - коефіцієнт лінійного термічного розширення; $t_k^*(\tau)$ - функція розподілу температури [74]; τ - час; вісь y напрямлена перпендикулярно поверхні в середину пластини; k - коефіцієнт.

Ввівши в середину комірок дислокації з вектором відмінним від вектора Бюргерса та розглянувши впорядкований і дислокаційний розподіл у

вигляді коротких меж, відношення дисперсії компонентів σ_{xy} узагальненого поля напружень до напружень руйнування субмеж σ_{xy}^{\max} , набуде вигляду[73]:

$$\frac{\sqrt{D^2 \sigma_{xy}}}{\sigma_{xy}^{\max}} = \frac{\sqrt{NN_1}}{N_d} \beta(x, y) \quad (1.21)$$

де $D^2 \sigma_{xy}$ - дисперсія поля напруження σ_{xy} ; N - число нових хаотично розташованих дислокацій; N_1 - кількість дислокацій на новоутвореній межі; N_d - кількість дислокацій на субмежі; $\beta(x, y)$ - коефіцієнт.

Міцність кристалу залежить від кількості дислокацій в ньому. І. А. Гіндін, В. М. Мацевитий, Я. Д. Стародубов співставили значення межі текучості прокатої при $T = 20^\circ K$ міді з густиною дислокацій обчисленою за результатами вимірювань електричного опору. Виявлено, що близько 50% приросту питомого опору спричинене дефектами дислокаційного типу. Середню густину дислокацій \bar{N} , знаходили, врахувавши значення приросту питомого опору в розрахунку на одиницю довжини. Результати випробувань можуть бути описані лінійною залежністю [75]:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + K\sqrt{\bar{N}} \quad (1.22)$$

1.3 Критерії руйнування матеріалів за нормальних та високих температур

Одним з критеріїв оцінювання тріщиностійкості за умов циклічного навантаження є розмах J -інтегралу (ΔJ). У праці [76], запропоновано один з методів визначення циклічного ΔJ -інтегралу рис. 1.4. По осі абсцис відкладено чисельні значення розкриття тріщини в вершині δ , по осі ординат – чисельні значення найменшого P_{min} і найбільшого P_{max} навантажень циклу. З точок $\delta_l - \delta_i$ паралельно осі ординат проведено лінії до перетину з лініями, що являються межами діапазону нормальних циклічних навантажень P_{max} і P_{min} .

Від початку координат виходять лінії, що відповідають довжині параметра тріщини l з урахуванням її поциклового приросту Δ_i рис. 1.3.

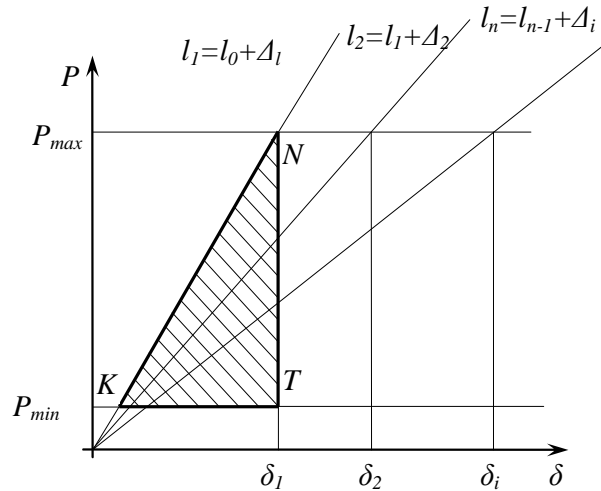


Рис. 1.3 - Графічне представлення методу визначення циклічного ΔJ -інтегралу [76]

Отриманий трикутник KNT з площею $S_{\Delta KNT}$ є геометричним відображенням роботи, яку витрачено на приріст тріщини довжиною Δ_i , рис. 1.4. Обчислення ΔJ інтегралу виконують за відношенням площі трикутника KNT до площі нетто перерізу зразка, рис. 1.4.

$$\Delta J = \frac{S_{\Delta KNT}}{(Bt - 1/2\pi Ca)}, \quad (1.23)$$

де B і t – ширина і товщина робочої частини плоского зразка; а і C – поточне значення глибини і півдовжини поверхні поверхневої півеліптичної тріщини [76].

Для оцінювання граничного стану використовують J_{Ic} - інтеграл, який описує величину деформацій і напружень в околі вершини тріщини, за лінійним та нелінійним зв'язком між граничними напруженнями та деформаціями [77].

По аналогії з відомою формулою Паріса, він може бути прийнятий як функція розмаху J - інтеграла за цикл або формулювати критерій початку

поширення тріщини як момент досягнення J - інтегралом граничної величини, що позначається як J_{Ic} .

Для пружного матеріалу формула обчислення J_{Ic} набуде вигляду:

$$J_{Ic} = G_{Ic} = \frac{1 - \nu^2}{E} K_{Ic}^2 \quad (1.24)$$

Для нелінійного пружного тіла настання критичного стану можна встановити за допомогою інваріантного J – інтегралу.

$$S(\lg H) = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (\lg H_i - \overline{\lg H})^2} \quad (1.25)$$

де U – повна потенційна енергія системи, яка складається з пружної енергії руйнування та роботи зовнішніх сил.

Оскільки через пружність матеріалу вся енергія яка виділяється іде на початкове проростання тріщини, числове значення J у точці досягнення граничного стану дорівнює характеристиці матеріалу, яка за фізичним змістом співпадає з G_{Ic} . Де J - інтеграл - це G за Ірвіном, проте записане для нелінійно пружного тіла.

Для пружно-пластичного, тіла діаграма руйнування є подібною діаграмі для нелінійно пружного, але величина J_{Ic} , є пропорційною площі роботи деформації - робота зовнішніх сил, містить ще й роботу пластичної деформації. Оскільки робота, витрачена на пластичну деформацію при навантаженні до точки досягнення критичного стану, незмінна (незалежно від розташування точки старту тріщини), то руйнування може відбуватися під дією роботи зовнішніх сил і (або) накопиченої пружної енергії. Отже,

$$G_{Ic} \leq J_{Ic} \quad (1.26)$$

Схематично співвідношення між G_{Ic} і J_{Ic} в залежності від розвитку пластичної зони в околі тріщини подано на рис. 1.4.

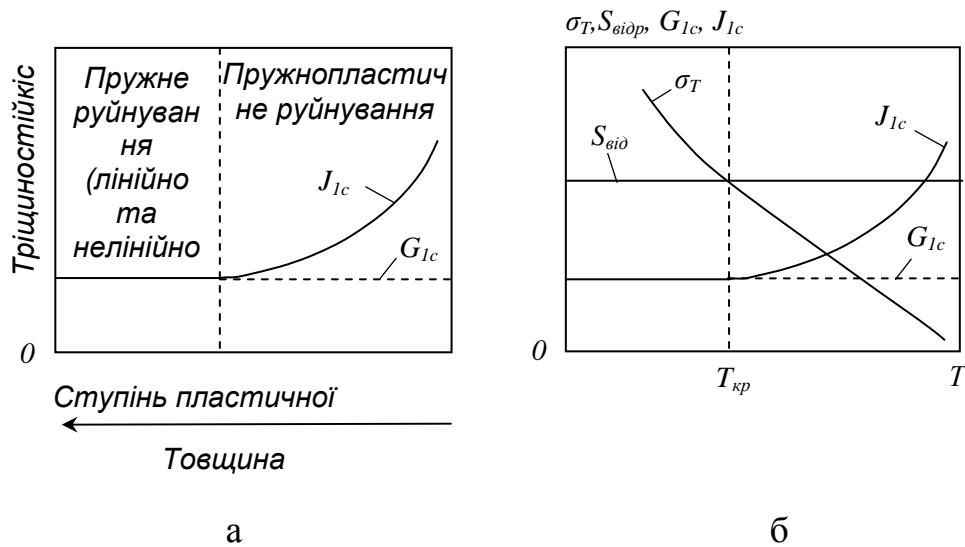


Рис. 1.4 Схеми зміни характеристик руйнування в залежності від ступеня розвитку пластичних деформацій, що залежать від товщини зразка (а) або температури (б) [78]

Степінь розвитку пластичної зони може залежати від товщини зразка t (рис. 1.4, а) і від температури T , рис. 1.4, б. Остання діаграма для наглядності поєднана з діаграмою Іоффе (σ_T - межа текучості, $S_{відр}$ - опір відриву). Характеристики крихкого (чи в'язкого) відриву постійні для даного матеріалу.

Для визначення величини K_{Ic} на зразках з нелінійною діаграмою P - Δ із всієї роботи слід виділити роботу пружної деформації A_e . Тоді співвідношення різниці A_e до приросту площі тріщини дасть усереднену величину G_{Ic} , котру можна перерахувати в K_{Ic} . Графічне зображення діаграми деформування P - Δ , руйнування P - l та залежність податливості зразка від довжини тріщини l подано на рис. 1.5. Перші дві величини отримують експериментальним шляхом, останню експериментальним та за розрахунком через K -тарування і формулу Ірвіна.

Заштрихована площа на діаграмі (рис. 1.5) характеризує пружну енергію, витрачену на поширення тріщини від l_0 до l_k . Відповідно:

$$G_{Ic} = \frac{A_e}{l(l_k - l_0)} \quad (1.27)$$

Ця площа з урахуванням зміни податливості від приросту площі

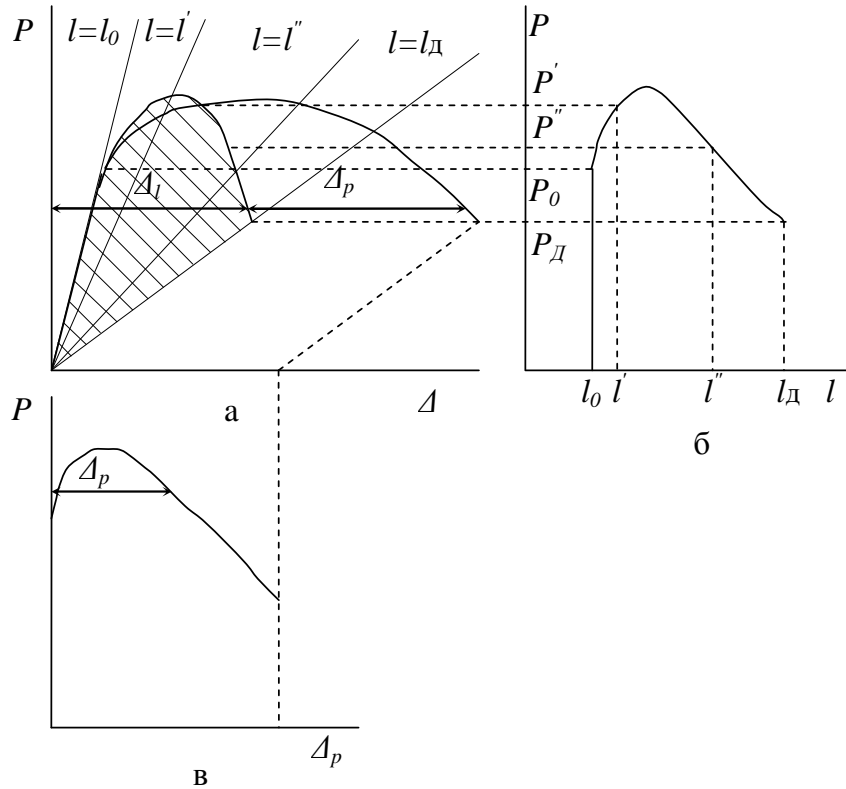


Рис. 1.5 Діаграми деформування $P - \Delta$, $P - \Delta_e$ (а), $P - \Delta_p$ (в) і діаграма руйнування $P - l$ (б) [77]

тріщини дає на фоні високих пластичних деформацій приріст пружної деформації згідно відомої податливості Ірвіна.

При згині формула придатна для визначення J_{Ic} як критерія у формулі (30) буде мати вигляд:

$$J = \frac{2A}{t(b-l_0)} \quad (1.28)$$

де t - товщина; b - ширина; l_0 - початкова довжина тріщини; A - площа діаграми та по ній не можна визначити K_{Ic} [77].

Робота деформації A складається з роботи пластичної A_p та пружної A_e деформацій. Площа діаграми рис 1.5а (заштрихована) характеризує пружну енергію, затрачену на ріст тріщини від l_0 до l_k . Отже в середньому

$$G_{Ic} = \frac{A_e}{l(l_k - l_0)} \quad (1.29)$$

Існує метод побудови $P - \Delta_e$ (рис. 1.6) [79], він полягає в тому, що випробування завершують до руйнування зразка з записом лінії розвантаження в деякій точці діаграми $P - \Delta$ розташованою за максимальною силою P_{max} .

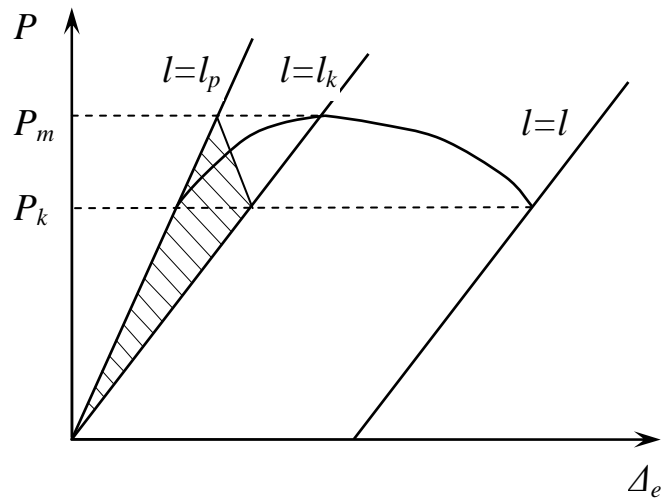


Рис. 1.6 Наближена побудова діаграми $P - \Delta_e$ [79]

1.4 Фізичні закономірності руйнування матеріалів

Теорія підвищеної пластичності [80] використовується для оцінювання стабільного поширення тріщини з використанням методу скінченних елементів [81-86] для пружно-пластичних напружень та деформацій попереду тріщини за умов зростання напружень σ_0 на сталу величину $\Delta\sigma$. Тріщина поширюється з швидкістю dW/dV у найближчий елемент в околі вершини тріщини досягнувши $(dW/dV)_c$. Стадійний ріст тріщини має місце згідно з [86]:

$$\left(\frac{dW}{dV}\right)_c = \frac{S_1}{r_1} = \frac{S_2}{r_2} = \dots = \frac{S_j}{r_j} = \dots = \frac{S_c}{r_c} \quad (1.30)$$

Нестабільне руйнування виникає за умов [86]:

$$\left(\frac{dW}{dV}\right)_c = \frac{S_c}{r_c} \quad (1.31)$$

де r_c – критичний зв'язок попереду тріщини. Критичний фактор деформаційної енергії густини S_c може бути виражено як енергія необхідна на видовження тріщини на величину r_c .

На макровідстані від фронту тріщини, функція енергетичної густини можна описати у вигляді:

$$\left(\frac{dW}{dV}\right)^t = \frac{1}{16\pi\mu}(3-4\nu-\cos\theta)(1+\cos\theta)\frac{(K^t)^2}{r} \quad (1.32)$$

де μ і ν – усереднені значення на ділянці макророзміру. Для фіксованої відстані від фронту тріщини також зручно використовувати фактор енергетичної густини.

$$S = r\left(\frac{dW}{dV}\right)^t = \frac{1}{16\pi\mu}(3-4\nu-\cos\theta)(1+\cos\theta)(K^t)^2 \quad (1.33)$$

В такому випадку S можна записати як енергію витрачену на поширення тріщини на відстань r [86]:

У працях В. А. Борисенка, В. П. Кращенко, Ю. П. Ластовця виявлено, що за термоциклічного впливу в матеріалі утворюється періодично змінне у часі поле термічних напружень [87,88]. Їх рівень залежить від багатьох чинників, а саме від температуропровідності і теплопровідності матеріалу, розміру та форми використовуваних зразків, різниці між максимальною і мінімальною температурою термічного циклу, швидкості нагрівання і охолодження та ін [87,89-91].

Оскільки термічні напруження змінюються циклічно, слід очікувати накопичення в матеріалі втомних пошкод. Вони будуть проявлятися на мікрорівні, а саме в формуванні особливих дислокаційних структур та помітного перерозподілу домішок, особливо на межах зерен. Для симетричного температурного циклу, відмінні від нуля тільки два компоненти тензора напружень (σ_{xx} і σ_{zz}), причому $\sigma_{xx} = \sigma_{zz}$ [92].

$$\sigma_{xx} = \sigma_{zz} = \frac{\alpha E}{1-\nu} \sum_{k=1}^{\infty} \left\{ \sin \frac{k\pi y}{h} + \frac{1}{k\pi} \cos k\pi - \frac{1}{k\pi} \right\} t_k^*(\tau), \quad (1.34)$$

де α - коефіцієнт лінійного термічного розширення; $t_k^*(\tau)$ - функція розподілу температури; τ - час; вісь y - спрямована перпендикулярно поверхні в глибину пластини; k - індекс сумування. Вираз для $t_k^*(\tau)$ міститься в роботі [93].

Збільшення кількості циклів супроводжуються подрібненням комірок і появою смуг, що мають вигляд розірваних субмеж, або ланцюжків [94].

Отже, в деформаційно зміцнюваному матеріалі в околі нестационарних термічних напружень, по величині меншої мікроскопічної межі текучості цього матеріалу спостерігаються структурні зміни, характерні для механічної деградації. Як відомо, за наявності стійких смуг ковзання (PSB) в цих структурних утвореннях завжди формуються втомні тріщини [95]. Проте, окремі автори вважали, що PSB має виключно дислокаційну структуру [96-98 та ін.]. Якщо в середину комірок ввести дислокації з іншим вектором Бюргерса картина суттєво зміниться і відношення для визначення хаотично розподілених дислокацій в середині комірок відношення дисперсних компонентів σ_{xy} загального поля напружень до напруження σ_{xy}^{\max} , що руйнує субмежі, матиме вигляд:

$$\frac{\sqrt{D^2 \sigma_{xy}}}{\sigma_{xy}^{\max}} = \frac{\sqrt{N}}{N_d} k(x, y) \quad (1.35)$$

де $D^2 \sigma_{xy}$ - дисперсія поля напружень σ_{xy} , N - кількість нових хаотично розташованих дислокацій, введених всередину комірок; N_d - кількість дислокацій на субмежі; $k(x, y)$ - коефіцієнт порядку.

Відомі параметри локального руйнування, а саме критичне напруження сколювання σ_c і критична деформація ε_f які описують руйнування в вершині тріщини і вплив напруженого стану на ці параметри [99-100].

Величина ε_f є спадною функцією об'ємного напруженого стану яка прямує до асимптотичного наближення і описується за допомогою експоненціального рівняння типу:

$$\varepsilon_f = c_f \exp\left(-k_f \frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right) + \varepsilon_{1f} \quad (1.36)$$

Параметри k_f , c_f , ε_{1f} - різні для різних матеріалів.

Трощенком В. Т. та співробітниками було розроблено модель "Зустрічного" руйнування матеріалу з макротріщиною, рис 1.7 [100].

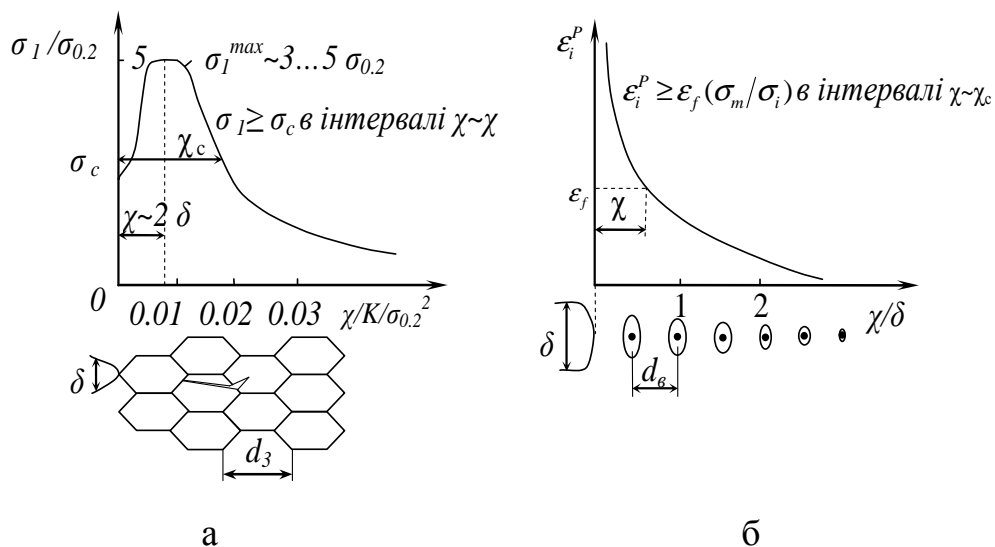


Рис. 1.7 Базові моделі крихкого (а) і в'язкого (б) руйнування матеріалу з тріщиною [100]

Параметр χ в загальному випадку для зразка даної товщини визначається співвідношенням (рис 1.8) [100]:

$$\chi = \frac{1}{t} \int_0^t \chi(z) dz \quad (1.37)$$

де t - товщина зразка; $\chi(z)$ - функція зміни χ по товщині зразка

З залежності розміру пластичної зони r_p від параметру χ

$$r_p = \frac{K_t^2 (1 - 2\nu\chi)^2}{2\pi\sigma_{0.2}^2} \quad (1.38)$$

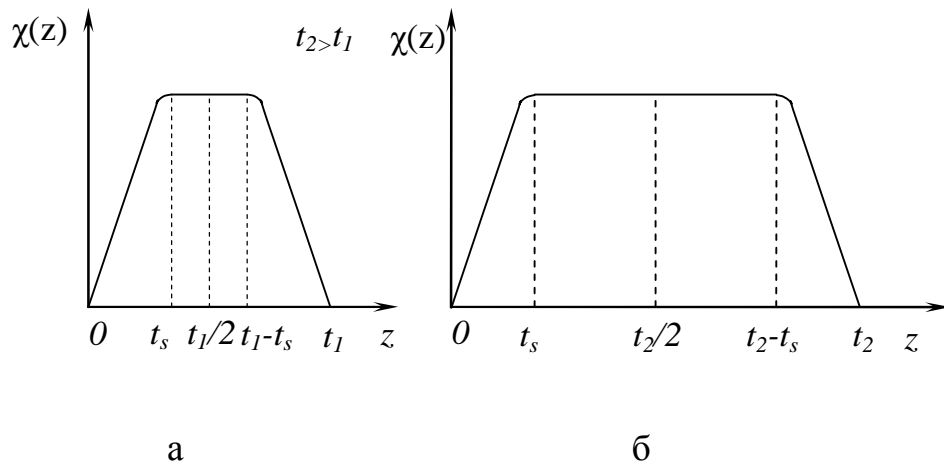


Рис. 1.8 Схема розподілу параметру χ по товщині малого (а) і великого (б) зразків [100].

впливає, що:

$$\chi = \frac{K_I - \sigma_{0.2} \sqrt{2\pi r_p}}{2\nu K_I} \quad (1.39)$$

тобто вимірявши розмір пластичної зони перед руйнуванням, можна визначити параметр χ .

Для прогнозування в'язкості руйнування великогабаритно тіла можна визначити [100]:

$$J_{1c} = (J_c)_1 \left[\frac{\varepsilon_{fj}}{C_f \exp[-k_f (\sigma_m / \sigma_i)_1] + \varepsilon_{fj}} \right]^{n+1} (1-2\nu)^{-2} \quad (1.40)$$

Особливістю даної методики є те, що вона на відміну від інших моделей дає чітке фізико-механічне обґрунтування масштабного чинника для різних матеріалів.

В роботі [101] В. Т. Трощенком, В. В. Покровським, В. Г. Каплуном запропоновано нову модель прогнозування в'язкості руйнування на

нижньому шельфі температурної залежності в'язкості руйнування з врахуванням ефекту масштабу яка базується на моделі крихкого руйнування.

Прогнозування в'язкості руйнування матеріалу здійснюється за формулою [101]:

$$K_c = \left[\sigma_{c_0} + H_d (\varepsilon_i^p)^{\lambda_d} \right] \sqrt{2\pi X_c}; \quad (1.41)$$

де ε_i^p - з співвідношення $\varepsilon_i^p = \varepsilon_i - \varepsilon_i^e$, де ε_i - згідно [100], ε_i^p - з відомого співвідношення $\varepsilon_i^e = \frac{2(1+\nu)}{3E} \sigma_i^e$, де σ_i - визначається згідно [100].

Проте подані моделі виконуються за незмінності структурного стану матеріалу, відсутності процесів релаксації притаманних високо-температурним умовам досліджень.

1.5 Взаємозв'язок механічних властивостей матеріалу з параметрами тріщиностійкості

На втому матеріалу впливають кілька чинників: умови експлуатації або випробувань (температура, характеристики циклу, частоти навантаження та властивості навколишнього середовища і т. д.) і властивості самих випробуваних матеріалів, що залежать від їх хімічного складу та структури і механічних властивостей [102-112].

Відома залежність між статичною і циклічною тріщиностійкістю [113]:

$$\frac{dl}{dt} = \frac{\beta_1 K^3}{K_c^2 - K^2} \cdot \frac{dK}{dt} + A e^{\lambda R}, \quad (1.42)$$

де K - коефіцієнт інтенсивності напружень; $\frac{dl}{dt}$ - швидкість росту вершини тріщини; A, λ, β_1 - константи; K_c - в'язкість руйнування [108,114]; t - час.

Динамічна тріщиностійкість K_{ld} описує здатність матеріалу чинити опір розвитку в ньому тріщини при разовому ударному навантаженні і може

бути використана для прогнозування поведінки тріщини в деталях у випадку динамічних навантажень [115-116]. Для визначення тріщиностійкості використовують рівняння:

$$\frac{d^2 M(t)}{dt^2} + A_1 \cdot C_M \cdot M(t) = A_2 \cdot C_M \cdot F_1(t) + A_3 C_M \cdot F_2(t), \quad (1.43)$$

де A_1, A_2, A_3 - коефіцієнти, що залежать від умов випробування; C_M - $H \cdot m / \text{рад}$ - коефіцієнт пропорційності; $F_1(t), F_2(t)$ - зусилля на бійку та опорах; $M(t)$ - момент в площині тріщини [115].

Відома залежність ψ_c від σ і T , яка аналогічна виразу для визначення δ_K згідно з ОСТ 108.901.102-78 [117]:

$$\psi_c = \exp(a_3) \sigma^{n/T} \exp\left(-\frac{b_3 - c_3 \sigma}{T}\right), \quad (1.44)$$

Важливу роль при прогнозуванні тріщиностійкості K_{Ic} і залишкового ресурсу матеріалу має вплив показника деформаційного зміцнення n , діаметр зерна d і межі текучості σ_T [118-120]:

$$K_{Ic} = [\sigma_T(0) - \sigma_0] \sqrt{\pi d} \left[\frac{\sigma_T(0) - \sigma_0}{\sigma_T} \right]^{\frac{1-n}{2n}} = A(\sigma_T)^{-(1-n)/2n}, \quad (1.45)$$

де A - значення яке визначається за результатах випробувань гладких зразків на осьовий розтяг σ_0 - атермічна (температурно-незалежна) частина σ_T ; $\sigma_T(0)$ - значення σ_T за $T = 0K$; $[\sigma_T(0) - \sigma_0]$ - ефективне значення σ_T за $T = 0K$.

Динамічна тріщиностійкість (K_{Ia}) дозволяє прогнозувати поведінку тріщини за динамічного навантаження:

$$\frac{d^2 M(t)}{dt^2} + A_1 \cdot C_M \cdot M(t) = A_2 \cdot C_M \cdot F_1(t) + A_3 C_M \cdot F_2(t), \quad (1.46)$$

де A_1, A_2, A_3 - коефіцієнти, що залежать від умов випробування; C_M - $H \cdot m / рад$ - коефіцієнт пропорційності; $F_1(t), F_2(t)$ - зусилля на бійку та опорах; $M(t)$ - момент в площині тріщини.

Найбільшим проявом деформаційної анізотропії є ефект Баушінгера. Щоб врахувати деформаційну анізотропію при розрахунку характеристик напружено-деформаційного стану, слід при постановці крайової задачі теорії пластичності використовувати рівняння, яке описує поведінку ізотропного матеріалу з анізотропним зміцненням (теорія пластичності Кадашевича-Новожилова) [121-123]:

$$\sigma_i = \Phi(\varepsilon_i); \quad (1.47)$$

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{3}{2} \frac{d\bar{\varepsilon}_i}{\sigma_i} (s_{ij} - \rho_{ij}); \quad (1.48)$$

$$\rho_{ij} = g(\varepsilon_i) \varepsilon_{ij}; \quad (1.49)$$

$$\Phi(\varepsilon_i) = \frac{1}{2} [\sigma_i^p(\varepsilon_i) - \sigma_T^{смк}(\varepsilon_i)]; \quad (1.50)$$

$$g(\varepsilon_i) = \frac{1}{3\varepsilon_i} [\sigma_i^p(\varepsilon_i) - \sigma_T^{смк}(\varepsilon_i)], \quad (1.51)$$

де σ_i і ε_i - інтенсивність напружень і деформацій; $d\varepsilon_{ij}$ - приріст компоненту пластичної деформації; $d\bar{\varepsilon}_i$ - інтенсивність приросту пластичної деформації; s_{ij} - девіатор напружень Коші; ρ_{ij} - девіатор додаткового напруження, який описує зміну координат центру поверхні пластичності при деформації; ε_{ij} - тензор пластичної деформації; $\Phi(\varepsilon_i)$ і $g(\varepsilon_i)$ - скалярні функції; $\sigma_i^p(\varepsilon_i)$ - напруження при монотонному розтягу до ε_i ; $\sigma_T^{смк}(\varepsilon_i)$ - межа текучості при стиску після попереднього розтягу до ε_i [123].

Відома залежність А. Д. Івонса, яка пов'язує міцність сталі з величиною феритного проміжку:

$$\sigma_B = a - b \log \Delta; \quad (1.52)$$

де a і b емпіричні коефіцієнти; Δ - величина феритного проміжку [124].

П. А Фомичев запропонував метод розрахунку довговічності тіл з концентратором напружень до виникнення в них втомних тріщин, який ґрунтується на енергетичному критерії руйнування [125], та враховує вплив абсолютних розмірів концентратора напружень на довговічність та запропонував залежності для розрахунків градієнту амплітуди залишкових деформацій (1.64) і градієнтів розсіяної енергії (1.65) які базуються на рівнянні Нейбера, що розглядалося в роботі [126-127]:

$$G_\sigma = \frac{2K_T^2 P_H}{P'_\sigma} G_y \quad (1.53)$$

$$G_{gr} = G_\sigma \varepsilon'_\sigma - \frac{\sigma_{an} K_T}{E} \overline{G}_y \quad (1.54)$$

де σ_a - найбільше локальне напруження в зоні концентрації; K_T - найбільше значення теоретичного коефіцієнта концентрації напружень; \overline{G}_y - значення відносного градієнта пружних напружень в точці максимальної концентрації в тілі з центральним отвором складає: $\overline{G}_y = \frac{2,3}{\rho}$, де ρ - радіус отвору); G_{gr} - градієнт амплітуди залишкової деформації; $P_H = \sigma_{an} \varepsilon_{an}$ [127].

Градієнт розсіяної енергії при неоднорідному напруженому стані обчислювали наступним рівнянням:

$$G_{wr} = \frac{W'_r - W'_{rd}}{\Delta z} \quad (1.55)$$

де W'_r - енергія, яка розсіяна за один цикл навантаження в точці найбільшої концентрації напружень; W'_{rd} - значення енергії при $\Delta z = d$ [127].

Для розрахунку довговічності тіла при дії на нього постійного симетричного навантаження використовувалась формула:

$$N_f = \frac{1}{RW_{rd}^{*a}} \quad (1.56)$$

де N_f - кількість циклів навантаження до появи макротріщини довжиною d ;
 W_{rd}^* - середнє значення розсіяної за цикл енергії на відстані d від вершини надрізу [127].

Для визначення кількості циклів до виникнення мікротріщини на поверхні надрізу використовували наступну формулу:

$$N = \frac{1}{PW_r^{*a}} \quad (1.57)$$

Гradient довговічності в вершині надрізу представив як:

$$G_N = \frac{N - N_f}{\Delta z} \quad (1.58)$$

Формули для розрахунку gradientів локальних напружень, залишкової деформації і розсіяння енергії будуть справедливими лише у випадку коли розмір d буде набагато меншим розміру надрізу [127].

Відомий метод МБД (базових діаграм) дозволяє визначити довготривалу міцність [128-130]:

$$\lg \sigma'_t = \lg \sigma_1 - \frac{3,6 - \lg \sigma_1}{12} (\lg t + 0,1 \lg^2 t), \quad (1.59)$$

де σ'_t - напруження по базовій діаграмі, МПа; σ_1 - напруження, що викликає руйнування на протязі однієї години, МПа; t - довговічність, год [130].

Висновки

1. Не зважаючи на значну кількість досліджень присвячених проблемі оцінювання впливу високих температур на процеси деформування та руйнування матеріалів, відсутні узагальнені підходи які дозволяють побудувати ієрархічну фізичну модель поведінки матеріалу.

2. Вплив високих температур ударну в'язкість матеріалів вивчено недостатньо, в наявних працях показано, що зростання температури випробувань може знижувати, або підвищувати ударну в'язкість матеріалу.

3. Майже відсутні праці у яких досліджено вплив структурних пошкоджень на статичну та циклічну тріщиностійкість та ударну в'язкість, термостійких сталей.

4. Механізми впливу високих температур на циклічну тріщиностійкість теплостійких сталей вивчено недостатньо.

5. Відсутнє узагальнення фізико-механічної поведінки сталей за наявності локалізованих тріщино подібних дефектів

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ НА СТАТИЧНУ ТА ЦИКЛІЧНУ ТРИЩИНІСТІЙКІСТЬ МАТЕРІАЛІВ РОЛИКА МБЛЗ

Дана робота виконувалась шляхом проведення великого обсягу експериментальних досліджень, метою яких було отримання значної кількості даних щодо силових та деформаційних характеристик досліджуваних матеріалів та параметрів навантаження у реальному часі. Це вимагало використання методик дослідження які б забезпечували автоматизацію експерименту і реєстрацію вимірювальних величин на персональний комп'ютер (ПК) з подальшою їх обробкою.

Щоб виконувались усі ці вимоги потрібно використовувати такі випробувальні комплекси які б працювали під управлінням ПК. Сервогідравлічна випробувальна машина СТМ-100 розроблена в авіаційному науково-технічному комплексі (АНТК) імені О. К. Антонова (м. Київ) є одним із таких комплексів.

Керування сервогідравлічною машиною здійснюється за допомогою ПК типу AMD Athlon(tm) II X2 250 який з'єднується з машиною через контролер моделі В1-07-005 виробництва TESTRESOURCES ASIA BiSS. Даний комплекс дозволяє виконувати такі режими випробувань:

- циклічне навантаження в межах ± 80 кН;
- статичний розтяг - стиск в межах 0...100 кН.

Діапазон робочої частоти сервогідравлічної машини СТМ-100 в межах 0,005...100 Гц. Величина частоти може задаватися вручну від зовнішнього генератора, який під'єднується безпосередньо до машини і від комп'ютера.

Керування, в залежності від виду випробувань може здійснюватися за зусиллям (F), переміщенням штока (S) і деформацією (ϵ). Установка дає змогу виконувати жорстке і м'яке навантаження та вибирати одну з трьох

форм циклу навантаження синусоїдну, лінійну або прямокутну. Також забезпечується потрібна асиметрія циклу навантажування в межах від $R=-1\dots+1$.

Комплекс передбачає можливість масштабування керуючого параметру в діапазонах: 1:1; 2:1; 5:1, при цьому похибка величини підтримування задаючого каналу та похибка контрольованих величин не перевищує 1,0 % від максимального значення встановленого масштабного діапазону.

При реалізації статичного та циклічного режимів навантаження керування машиною здійснювалось в ручному і в автоматичному режимі шляхом задання керуючої програми з ПК.

Установку СТМ-100 підключали до ПК через базовий модуль MTL32 Base Module (Рис. 2.1) в якому задано усі робочі параметри: аварійні межі каналів, апаратні і програмні коефіцієнти регулювання, параметри ЦАПу, лічильники, обмеження на певних величинах, задання «0». MTL32 Base Module дозволяє виводити поточне значення контрольованої величини у графічному та цифровому вигляді.



Рис. 2. 1 Інтерфейс програми MTL32 Base Module

Випробування проводяться в модулі TestBuilder (рис. 2.2), який дозволяє задавати сервогідравлічній машині СТМ-100 наступні режими відпрацювання: **Function Generator** (циклічні навантаження), **Fatigue Test** (багатоциклову втому), **Static Test** (статичні навантаження) та **Multi Step Programming** (програмування складних послідовностей навантаження).

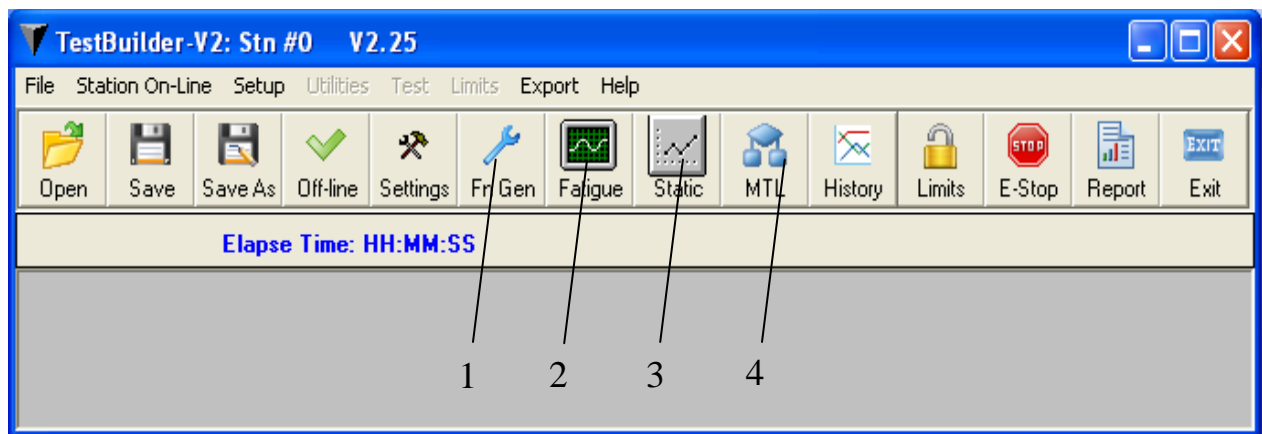


Рис. 2.2 Інтерфейс програми TestBuilder

1 - Function Generator; 2 - Fatigue Test; 3 - Static Test; 4 - Multi Step Programming

Здійснювали керування по одному з трьох каналів: переміщення, зусилля і деформація, Задаючи обмеження по керуючому каналу а і по інших двох, зокрема задавши переміщення можливо обмежити зусилля та/або деформацію.

Задається тип прикладеного навантаження керуючого каналу, його час, величина та швидкість виходу на неї вродовж яких реалізується програма.

Програмний комплекс дозволяє виводити отримані дані в форматі Microsoft Excel.xls

Конфігурація випробування включає наступні наступні етапи:

- 1 – Запуск та конфігурація даних в MTL32 Base Module;
- 2 - Запуск TestBuilder, вибір необхідного режиму випробування;
- 3- підготовку файлу в який будуть реєструватись результати випробувань;
- 4 - вибір каналу керування та його параметрів;
- 5 – запуск відпрацювання

Під час проведення випробування програма виводить поточні результати на дисплей ПК дозволяє призупиняти виконання програми та продовжувати виконання з точки зупинки, можна також при необхідності вносити інші зміни. Після завершення випробування, програма, по

результатах записаних даних експериментів дозволяє виводити на екран графіки та масштабувати їх.

2.1 Зразки для випробування на статичну та циклічну тріщиностійкість

Об'єктом досліджень була маловуглецева низьколегована конструкційна теплостійка сталь основи ролика ролика МБЛЗ 25Х1М1Ф. Додатково розглядали сталь 15Х13МФ. Хімічний склад і механічні властивості сталей наведено в табл. 2.1. та 2.2.

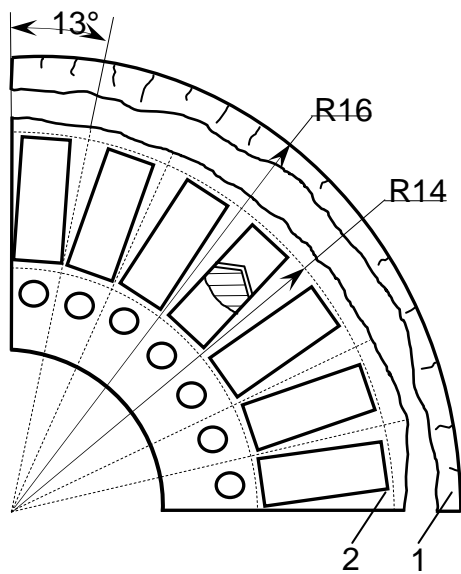
Таблиця 2.1. Хімічний склад досліджених сталей 15Х13МФ та 25Х1М1Ф, %

Сталь	C	Mn	Si	V	Mo	Ni	Cr	S
15Х13МФ	0,15	0,6	0,65	-	-	-	12,2	0,019
25Х1М1Ф	0,23- 0,29	0,40- 0,70	0,17- 0,37	0,15- 0,30	0,60- 0,80	0,30	1,50- 1,80	≤0,025

Таблиця 2.2. Механічні властивості сталей 15Х13МФ та 25Х1М1Ф

Сталь	t, °C	E, МПа	σ_{02} , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %
15Х13МФ	20	$1,18 \times 10^5$	338	556	6	4,8
25Х1М1Ф	20	$2,06 \times 10^5$	509	718	21,7	47,6

Зразки для випробування на статичну та циклічну тріщиностійкість (рис. 2.3) вирізали з ролика що експлуатувався на горизонтальній ділянці МБЛЗ на ММК ім. Ілліча протягом 4500 плавок без переточування.



1-поверхневий шар;
2-внутрішній непошкоджений шар

Рис.2.3 - Схема вирізання призматичних та циліндричних зразків з темплетта ролика МБЛЗ

Характеристики механічних властивостей досліджуваних сталей визначали методом одновісного розтягу гладких циліндричних зразків рис. 2.4 з наступними параметрами:

- довжина робочої ділянки 25 мм
- діаметр робочої ділянки 5 мм.

Технологію виготовлення вибирали таким чином, щоб уникнути впливу технологічних факторів на механічні властивості матеріалу в зоні обробки. Заготовки зразків вирізались за допомогою дискової фрези з додатковим, постійним охолодженням зони різання водою.

Виготовлення зразків здійснювали у поводковому патроні, виріб базувався по центрових отворах на торцях. Гвинтова поверхня різьби та зовнішній контур робочої ділянки формувалась різцем за один прохід. Також здійснювалось шліфування поверхні робочої ділянки при базуванні по центрових отворах. Додатково проводилось полірування робочої ділянки та галтелей із використанням алмазної пасти грубої, середньої та дрібної дисперсності. Завершальна стадія полірування включала пасту ГОИ яка наносилась на повстятий круг.

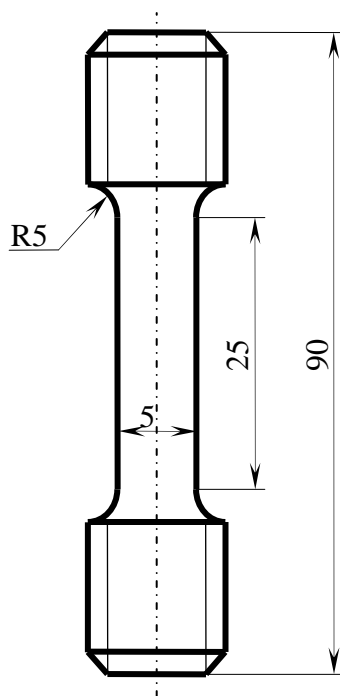


Рис. 2.4 Схема зразка для випробування на статичний розтяг

Точність виготовлення та чистота поверхні зразків забезпечувались згідно вимог [2]. Для всієї партії зразків відхилення діаметра робочої ділянки зразка не перевищувало $\pm 0,015$ мм.

Так як в процесі експлуатації втомні тріщини що зародилися на поверхні просуваються в глибину ролика в радіальному напрямку, вирізання компактних і призматичних зразків проводили виходячи з умов моделювання поширення тріщини в ролик МБЛЗ під час експлуатації.

З метою запобігання зміни структури металу при виготовленні призматичних зразків із суцільно кованого ролика усі операції різання виконувались з постійним водяним охолодженням.

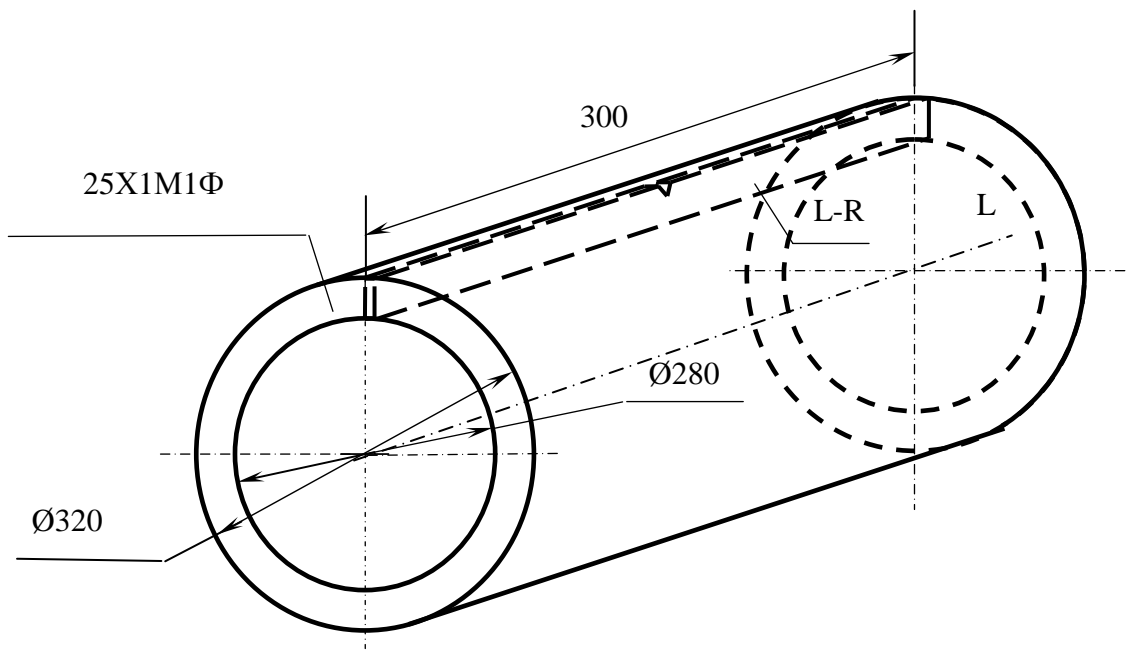
Точність виготовлення призматичних зразків та чистота поверхні дотримувались відповідно до вимог [132]. Призматичні зразки вирізали вздовж осі L ролика зі сталі 25X1M1Ф, рис. 2.5 а.

$$K = \sigma_{app} \sqrt{W} \cdot F_1\left(\frac{a}{W}\right), \quad 2.1$$

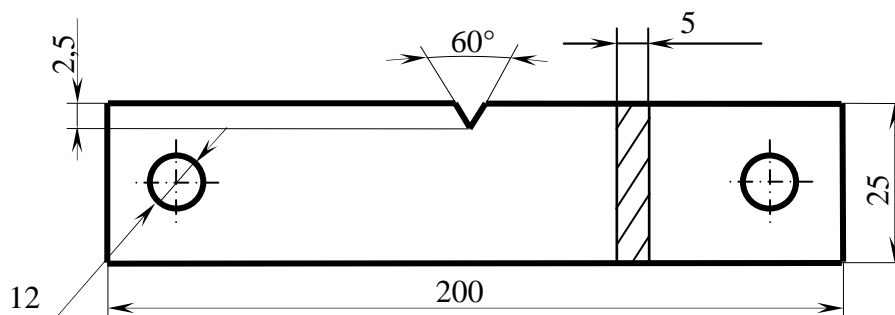
для $L/W = 4$:

$$F_1\left(\frac{a}{W}\right) = 0,288 + 3,779(a/W) - 1,985(a/W)^2 + 3,662(a/W)^3 \quad 2.2$$

де σ_{app} - напруження у брутто перерізі зразка; L - відстань між захоплювачами зразка.



а



б

Рис. 2.5. Зразки для визначення в'язкості руйнування матеріалу ролика МБЛЗ: а) схема вирізання призматичного зразка; б) Призматичний зразок з бічною тріщиною

Ударну в'язкість визначали на зразках Шарпі розмірами $10 \times 10 \times 55$ мм з V – подібним надрізом радіусом $0,25 \pm 0,025$ мм. Рис. 2.6.

Випробування проводили на копрі РКР-300 з максимальною

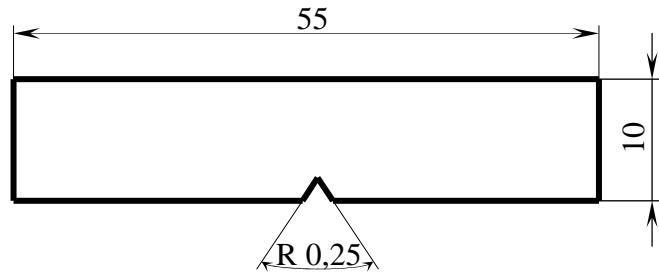


Рис. 2.6. Зразок для визначення ударної вязкості

енергією удару 300 Дж і реєстрацією діаграми вантаження в координатах „навантаження - час” і „навантаження - згин зразка”. Схему вирізання зразків Шарпі вибирали з умов моделювання поширення експлуатаційної тріщини в ролику МБЛЗ. В процесі роботи ролика, втомні тріщини зароджуються на його поверхні та поширюються в радіальному напрямку.

2.2 Система нагріву і підтримання температури в діапазоні +20...+600°С

Система нагріву і підтримання температури, являє собою роз’ємну електронагрівальну термокамеру (рис. 2.7), яка кріпиться до колон випробувальної машини СТМ-100 і високоточний регулятор температури типу ВРТ-2.

Нагрівним елементом термокамери служить ніхромова стрічка 3 перерізом 1×8 мм, що кріпиться до стінки термокамери 1 і керамічної оболонки 2. З метою запобігання пробією струму з ніхромової стрічки на сталевий корпус з’єднання (стрічка-сталевий корпус) ретельно ізолювались.

За допомогою високоточного регулятора температури типу ВРТ-2 10 і хромель-алюмелевої терморпарі 9 задавався і підтримувався необхідний температурний режим випробувань. Температура у термокамері утримується

за допомогою керамічної оболонки 2. Прикріплену до зразка хромель-алюмелеву термопару з'єднували з ВРТ-2 і цифровим вольтметром, який

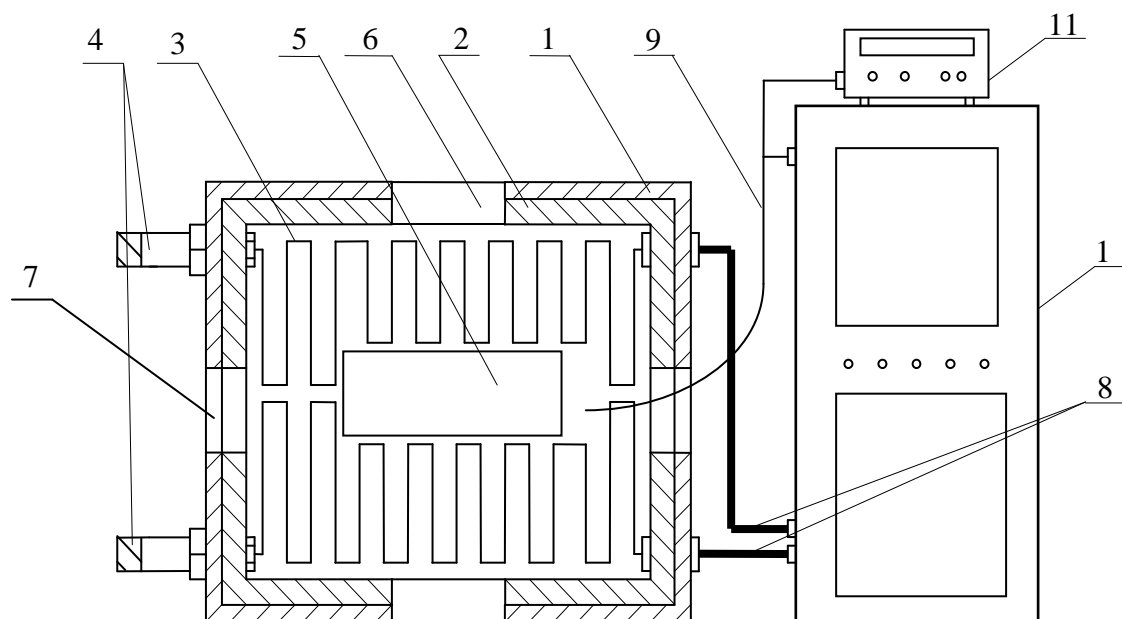


Рис. 2.7 Схема системи нагріву і підтримання температури: 1 – сталевий корпус термопечі; 2 – керамічна оболонка; 3 – нагрівна стрічка; 4 – латунні перемички; 5 – оглядове віконце з кварцового скла; 6 – отвір для встановлення випробувальних зразків; 7 – отвори для встановлення подовжувачів і тензометра; 8 – струмопідвідні дроти; 9 – хромель-алюмелева термопара; 10 – високоточний регулятор температури ВРТ-2; 11 – цифровий вольтметр.

дав нам змогу наочно спостерігати за величиною температури на зразку та задавати необхідний температурний режим. Похибка регулювання температури не перевищувала $\pm 1\text{K}$. Отвори 6 служать для встановлення в середині термокамери дослідних зразків. Конструкція термокамери виключає потрапляння захоплювачів в зону нагрівання, тим самим унеможливується вплив високих температур на динамометр випробувальної машини. Оглядове вікно 5 з розмірами 7×20 мм, на передній стінці термокамери служить для спостереження за ростом тріщини в процесі проведення експерименту та

вимірювання її проростання. Отвори 8 призначені для встановлення подовжувачів тензодатчика.

2.3 Система вимірювання деформації

Значну роль при проведенні високотемпературних досліджень циліндричних компактних та призматичних зразків відіграла система вимірювання деформації. Максимальна температура в печі сягала 600°C тому з метою запобігти перегріванню тензметра він, в усіх випадках був винесений за межі зони нагріву. Схему вимірювання деформацій циліндричного зразка показано на рис. 2.8.

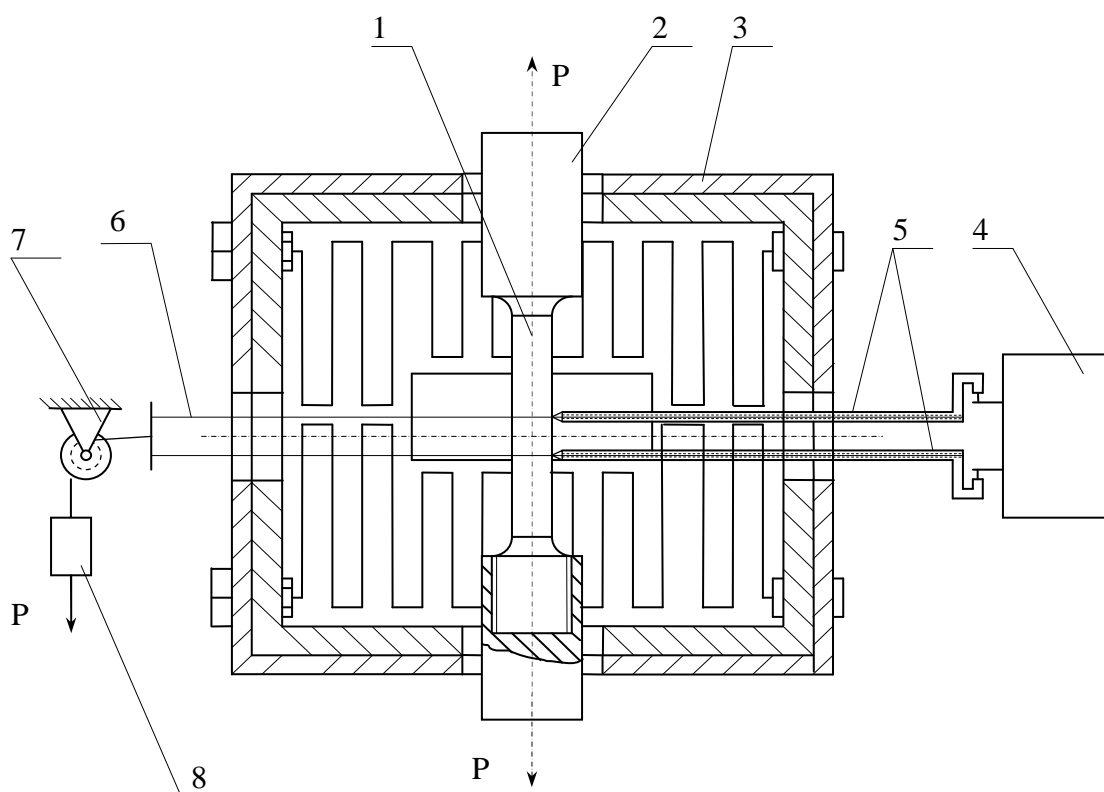


Рис. 2.8 Схема вимірювання деформацій циліндричного зразка та її розташування відносно термопечі: 1 – зразок; 2 – подовжувачі захоплювача; 3 – термопіч; 4 – тензометр; 5 – подовжувачі; 6 – металеві жаростійкі троси; 7 – блок; 8 – вантаж

Циліндричний зразок 1 закручували в шток 2 водоохолоджуючого захоплювача. За допомогою подовжувача з жаростійкої сталі 5, винесли тензометр 4 за межі печі 3. Кріплення подовжувачів до зразка забезпечувалось з'єднанням жаростійкого тросу 6 з вантажем 8 та блоком 7. За допомогою тензометричного давача, робочі елементи якого увімкнено за мостовою схемою вимірювалась поздовжня деформація. При використанні тензодатчиків похибка вимірювання не перевищувала $4 \cdot 10^{-5}$ мм/мм. Для реєстрації сигналу тензометр він був з'єднаний з ПК.

Схему вимірювання деформацій призматичного зразка показано на рис. 2.9.

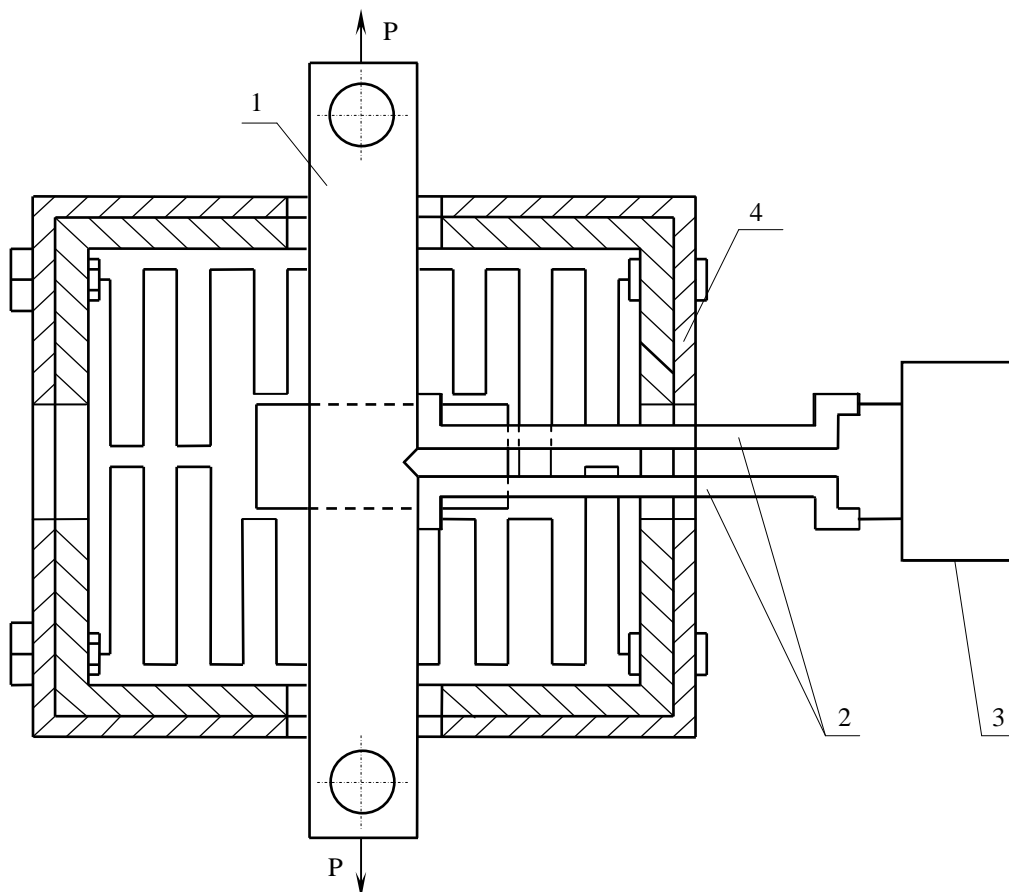


Рис. 2.9 Схема вимірювання деформацій призматичного зразка та її розташування відносно термопечі: 1 – призматичний зразок; 2 – подовжувачі; 3 – тензометр

До призматичного зразка 1 кріпили подовжувачі 2 які виводили тензометр 3 з зони високих температур. Тензометр з'єднували з ПК. Кінці випробувального зразка кріпили в захоплювачі, які були встановлені на сервогідравлічній машині СТМ-100. Коли конструкція була закріплена на машині її закривали у термопечі.

2.4 Методика визначення характеристик пошкоджуваності матеріалів за статичного та циклічного навантажень.

Для визначення характеристик пошкоджуваності матеріалів роликів МБЛЗ за високих температур істатичного та циклічного навантажень був проведений статистичний аналіз мікротвердості та твердості і фрактографічні та мікроструктурні дослідження.

Твердість та мікротвердість є одним з параметрів що характеризують механічні властивості конструкційного матеріалу. Визначення цього параметру не потребує руйнування конструкції для виготовлення зразків. На основі статистичного аналізу твердості та мікротвердості можна пояснити й основні закономірності накопичення пошкоджень після різних видів деформування та оцінити ступінь їхнього розсіяння.

Поверхню досліджуваних зразків на ділянці нанесення відбитків очищали від забруднень. Шорсткість дослідної поверхні досліджуваного зразка не перевищувала $R_a = 0,32$ мкм, згідно ГОСТ 9450-76*.

При підготовці поверхні зразка були прийняті усі міри, щоб запобігти зміні твердості досліджуваної поверхні внаслідок нагріву або наклепу при механічному обробленні.

Поверхню досліджуваного зразка встановлювали перпендикулярно до осі алмазного наконечника.

За стандартною методикою на твердомірі Вікерса та мікротвердомірі ПТМ-3 з алмазною пірамідкою з кутом при вершині 136° при навантаженні

на індентор 0,3 Н, часі витримки під навантаженням 15 сек., визначали твердість та мікротвердість досліджуваних матеріалів.

Результатами даних вимірювань були усереднені значення контрольованих параметрів і характеристики розкиду твердості і мікротвердості матеріалу ролика МБЛЗ. За статистичним розкидом результатів багаточисельних замірів твердості і мікротвердості (L-M метод) визначали ступінь пошкодженості матеріалу. Фізичне обґрунтування L-M методу полягає в тому, що розкид по крайній мірі механічних характеристик присутній для всіх металів але ступінь їх розсіяння залежить від структурного стану матеріалу. Ця методика дає більше інформації про пошкодження матеріалу, чим усереднене значення твердості.

За допомогою розподілу Вейбула [62] описували статистичний розкид твердості і мікротвердості:

$$P(\sigma) = 1 - e^{-(\sigma/k)^m} \quad (2.3)$$

де m , k – параметри розподілу, причому m - коефіцієнт гомогенності, який відображає ступінь розсіяння характеристик досліджуваної величини визначали за формулою Гумбеля [63]. Якщо формулу Гумбеля застосувати для обчислення результатів випробувань на твердість то вона прийме вигляд [58,61]:

$$m = \frac{d(n)}{2,30259S(\lg H)}, \quad (2.4)$$

$$m = 0,4343d_n \left[\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (\lg H_i - \overline{\lg H})^2 \right]^{-1/2} \quad (2.5)$$

де $d(n)$ - емпіричне значення функції розподілу, визначали в залежності від числа n вимірювань (20-30 вимірювань), $S(\lg H)$ середньоквадратичне відхилення випадкової величини, яке визначають за формулою [61]:

$$S(\lg H) = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (\lg H_i - \overline{\lg H})^2}, \quad (2.6)$$

$\overline{\lg H} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \lg H_i$ - середнє значення логарифмів твердості за результатами n вимірювань (20-30 вимірювань), H_i – значення твердості для i -го заміру.

Мікроструктурні дослідження сталей 15X13MФ та 25X1M1Ф у початковому стані та після деформування розтягом проводились на електронному просвічувальному мікроскопі типу ПЕМ-125К (ВАТ “СЕЛМІ” місто Суми) методом тонких фольг. Мікроскоп призначений для дослідження фазового складу та мікроструктури дослідних об’єктів. Мікроскоп дозволяє візуально спостерігати та робити фотографії дослідних об’єктів, отримувати дифракційні картини а також проводити дослідження зразків з їх поворотом і нахилом.

Керування мікроскопом здійснюється за допомогою ПК та пульта керування. Мікроскоп може працювати у світлому і темному полі на просвічування і в режимі мало кутової дифракції і мікро дифракції. Зображення дослідного об’єкта можна спостерігати в тубусі або на екрані мікроскопа. Фотокамера мікроскопа дозволяє зафіксувати зображення на фотопластині. Основні технічні характеристики електронного просвічувального мікроскопа типу ПЕМ-125К представлені в табл. 2.3.

Об’єкти для мікроструктурних досліджень вирізались у повздожньому напрямку зразків із ділянок шийки на різній відстані від поверхні руйнування. Потім, тонкою дисковою пилою вирізались пластинки з товщиною 0,6...1,0 мм, рис. 2.10. Отримані таким способом пластинки шліфували до товщини 0,3-0,4 мм на круглошліфувальному верстаті.

Табл. 2.3 Основні технічні характеристики електронного просвічувального мікроскопа типу ПЕМ-125К

Діапазон електронно-оптичних збільшень, <i>крат</i>	50...1000000
Роздільна здатність з полюсним наконечником максимального кута нахилу об'єкта, <i>нм</i> , не більше:	
по кристалічній решітці	0,34
по крапкам	0,37
Ефективна довжина дифракційної камери, <i>мм</i>	100...5000
Напруга прискорення електронів, <i>кВ</i>	± 60

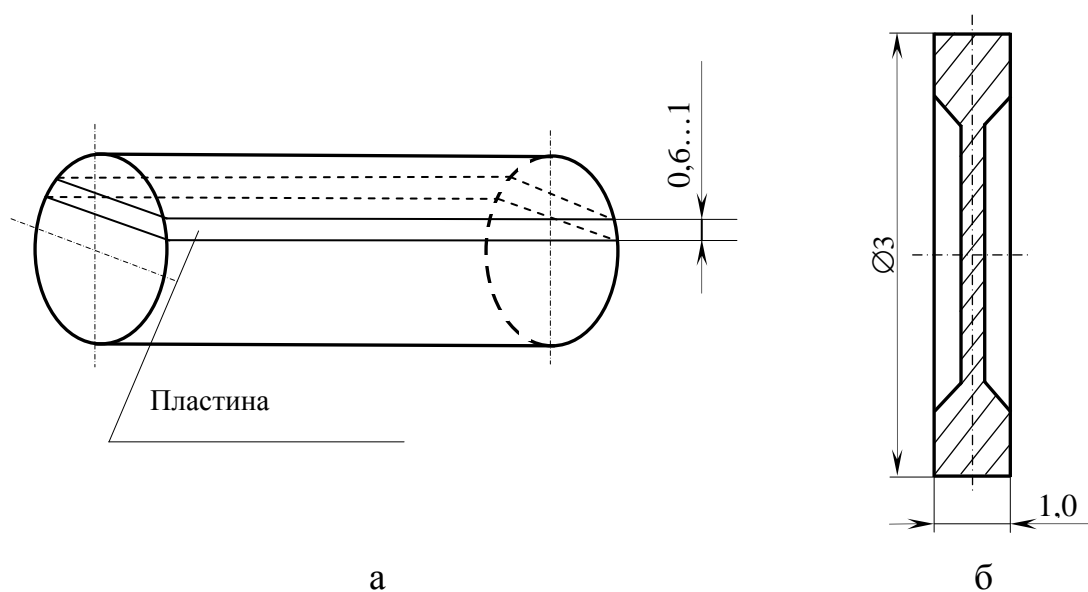


Рис. 2.10. Схема виготовлення зразків для мікроструктурних досліджень: а - вирізання пластин; б – диск для електронно-мікроскопічних досліджень

З зшліфованих до потрібної товщини пластин вирізали диски з діаметром 3 мм для зручності кріплення в тримачі електронного мікроскопа.

З метою мінімізувати внесення механічних пошкоджень для забезпечення ідентичності мікроструктури об'єкта і масивного зразка, на всіх етапах механічної обробки застосовували водяне охолодження.

Максимальна товщина просвічувальної фольги за напруження прискорення електронів 100 кВ для заліза складає 0,5 мкм [133], тому для остаточного стоншення об'єкта досліджень застосували метод струминного електролітичного полірування.

Стоншували не всю площу диска а лише його центральну частину, залишаючи товстішим периферійне захисне кільце, яке захищає від механічних ушкоджень тонку частину. Даний метод відповідає вимогам виготовлення зразків для мікроструктурних досліджень, тому що за рахунок безперервного омивання свіжим електролітом об'єкт не перегрівається а струмінь електроліту змиває з поверхні продукти окислення. Саме тому метод струминного електролітичного полірування має ряд переваг в порівнянні з стаціонарним методом [134].

Дійсне поперечне звуження $\tilde{\psi}$ для об'єктів, вирізаних із ділянок шийки, зруйнованих розтягом зразків визначали по формулі [135]:

$$\tilde{\psi} = \ln(F_0 / F_k) \quad (2.7)$$

де F_0 і F_k початкова і поточна площа поперечного перерізу.

В зв'язку з тим, що більшість дислокацій зосереджена в субграницях дислокаційної структури розраховували густину дислокацій в малокутових границях досліджених сталей за аналізом мікродифракційних картин. Для кожної точки було проаналізовано не менше 25...30 мікродифракційних картин. За середнім розміром між субграницями d і кутом їх розорієнтації θ обчислювали густину дислокацій з вектором Бюргерса b у субграницях дислокаційної структури [136].

$$\rho_{sp} = \frac{K\theta}{bd} \quad (2.8)$$

де K – коефіцієнт, який залежить від форми субзерен.

За мікродифракційними картинами розраховували кут розорієнтації малокутової границі θ .

$$\theta = \frac{\Delta r}{R_{hkl}}, \quad (2.9)$$

де Δr – довжина тяжі, або відстань між рефlekсами (hkl); R_{hkl} – відстань рефlekсу (hkl) від центрального рефlekсу.

На растровому електронному мікроскопі РЕМ-106И, виготовленому у ВАТ “СЕЛМІ” м. Суми досліджували мікрогеометрію зламів зразків. Мікроскоп РЕМ-106И призначений для вимірювання лінійних розмірів елементів топології і параметрів мікрорельєфу поверхні різних об’єктів у твердій фазі та вимірювання масової частки елементів у складі об’єктів методом рентгенівського мікроаналізу для дослідження поверхні непровідних об’єктів без спеціальної підготовки в режимі низького вакууму.

Основні технічні характеристики растрового електронного мікроскопа РЕМ-106И:

- діапазон зміни збільшення, крат 15 – 300000
- діапазон регулювання прискорюючої напруги, кВ 0,5 – 30
- регулювання прискорюючої напруги:
 - в діапазоні від 0,5 кВ до 5 кВ дискретно через 0,1 кВ
 - в діапазоні від 5 кВ до 30 кВ дискретно через 1 кВ
- діапазон вимірювання лінійних розмірів, мкм 0,2 – 5000
- границі допустимої основної похибки лінійних розмірів, не більше:
 - в діапазоні від 0,2 мкм до 0,8 мкм, нм 40
 - в діапазоні від 0,8 мкм до 5000 мкм, % ± 4
- граничний залишковий тиск в колоні мікроскопа, Па $\leq 6,7 \times 10^{-6}$

- час відкачування колони мікроскопа від атмосферного тиску до тиску $6,7 \times 10^{-6}$, хв..... ≤ 30
- час зміни об'єкту, хв..... ≤ 10
- діапазон регулювання тиску в низько вакуумному режимі, Па . 1 – 270
- універсальний механізм переміщення об'єктів забезпечує:
 - встановлення зразка з максимальним діаметром 50 мм;
 - переміщення зразка по координатам X, Y на ± 25 мм з кроком 0,5 мкм;
 - точність позиціювання по координатам X, Y - 1 мкм;
 - переміщення по координаті Z на 60 мм;
 - обертання зразка на 360°;
 - нахил платформи від 0° до -20° та від 0° до 60°.
- діапазон регулювання струму зонда, А..... $10^{-12} - 10^{-6}$
- потужність, що споживається мікроскопом, кВ·А..... $\leq 2,5$

Об'єктом дослідження були зображення, отримані у вторинних електронах в автоматичному режимі. Інтерфейс програми керування подно на рис. 2.11.

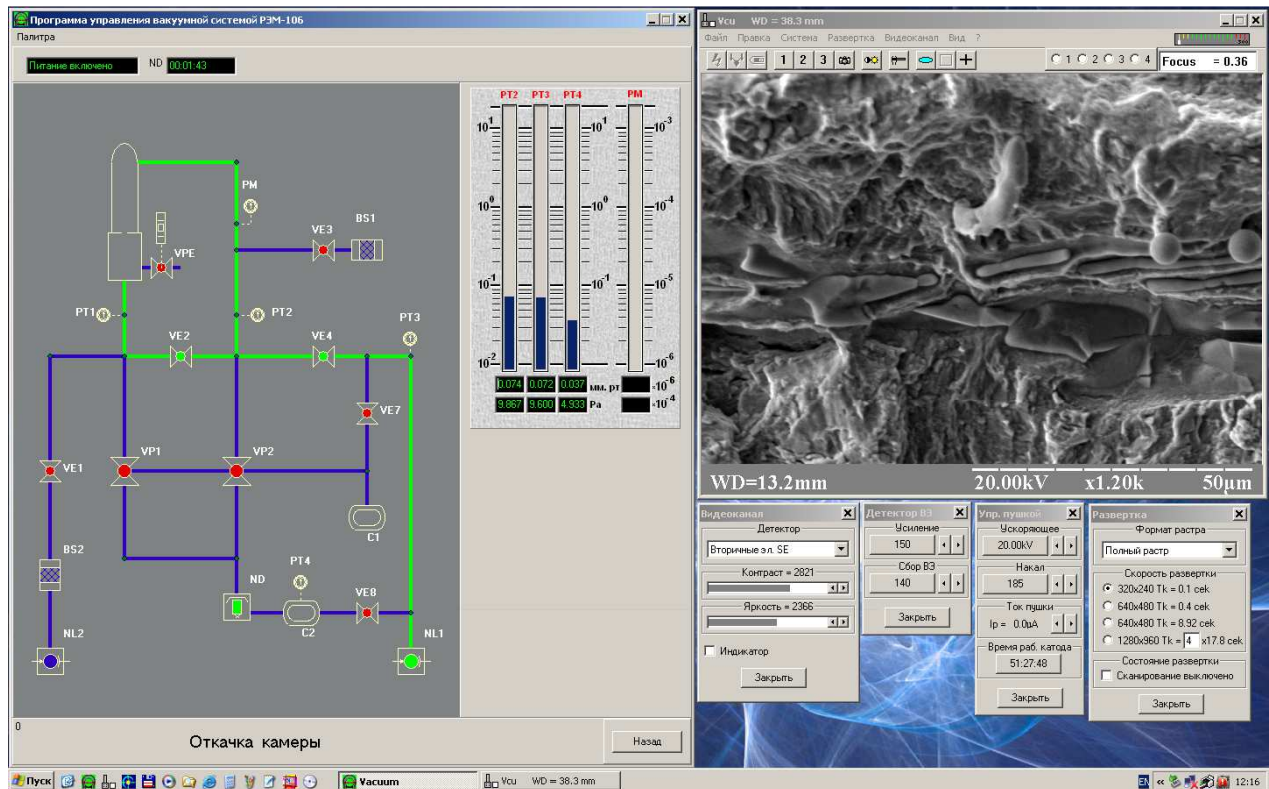
Мікроскопом складається з двох вікон: вікна керування вакуумною системою електронного мікроскопа (а), та вікна виведення зображення об'єкта досліджень(б).

В меню виведення зображення об'єкта досліджень можна фотографувати зображення, проводити контролювання сигналу і коректувати отримане при цьому зображення.

Ударну в'язкість визначали за формулою [137]:

$$KCV=A/F, \quad (2.10)$$

де А -значення роботи руйнування зразка; F - площа поперечного перетину зразка в місці надрізу.



а

б

Рис. 2.11 Інтерфейс програми керування растрового електронного мікроскопа РЕМ-106И: а – вікно керування вакуумною системою; б - вікно виведення зображення

Використання програми управління і запису інформації ударних випробувань «VUNI-CHARPY» дозволило визначити складові енергії руйнування зразка шляхом трансформації залежності сила-час ($P-t$) в залежність сила - переміщення ($P-s$).

Загальну роботу ударного руйнування матеріалу A розглядали як суму робіт зародження A_i і поширення тріщини A_p [138]:

$$A = A_i + A_p \quad (2.11)$$

Визначення складових ударної в'язкості a_s і a_p , що характеризують затрати енергії на зародження і поширення тріщини проводять на

стандартних зразках для випробувань на ударну в'язкість, з тензометруванням процесу ударного навантаження. Для цього в копрі стандартний ніж замінюють спеціальним, на який наклеюють тензометричні давачі. Сигнал від тензодавачів, пропорційний діючому зусиллю, проходить через підсилювач і поступає на осцилограф. В результаті записується осцилограма в координатах зусилля-час. Отримана на осцилограмі (рис. 2.12) см пряма, що проходить через максимальне значення ординати і є перпендикулярною до осі абсцис, розділяється на дві частини (I і II). Перша частина пов'язана з процесом пружної і пластичної деформації зразка до момента появи тріщини, друга характеризує зміну зусилля в процесі поширення цієї тріщини. Затрати енергії, пов'язані з I і II частинами осцилограми і віднесені до площі нетто поперечного перерізу зразка є складовими ударної в'язкості a_3 і a_p .

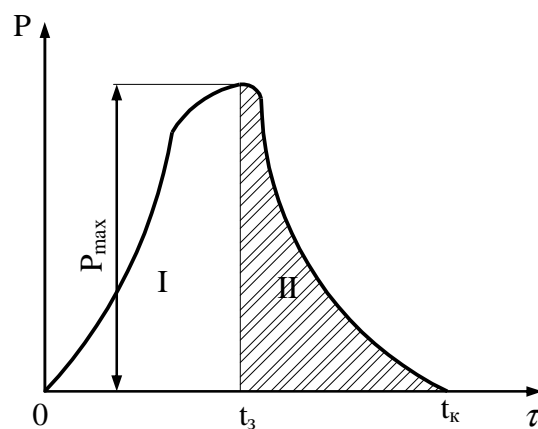


Рис. 2.12. Діаграма ударного навантажування

Затрати енергії на деформацію зразка до зародження тріщини A_3 можна визначити за формулою:

$$A_3 = \left[v_0 - \frac{1}{2m} \int_0^{t_3} P(t) dt \right] \int_0^{t_3} P(t) dt \quad (2.12)$$

де v_0 - початкова (лінійна) швидкість удару; m – маса маятника; t_3 - тривалість удару до моменту зародження тріщини.

Затрати енергії на поширення тріщини A_p відповідно рівні

$$A_p = \left[v_3 - \frac{1}{2m} \int_{t_3}^{t_k} P(t) dt \right] \int_{t_3}^{t_k} P(t) dt \quad (2.13)$$

де v_3 - швидкість маятника з моменту зародження тріщини; t_k - тривалість удару до моменту руйнування зразка.

ВИСНОВКИ

1. Доопрацьовано та вдосконалено методику дослідження високотемпературної циклічної тріщиностійкості сталі 25X1M1Ф. Створено відповідне алгоритмічне забезпечення та апаратну частину.
2. Запропоновано ряд алгоритмів обробки експериментальних даних з метою оцінювання кінетики росту втомної тріщини у теплостійкій сталі за високих температур та низькочастотного циклічного навантаження.
3. Вдосконалено методику оцінювання морфології поверхні зламів ролика МБЛЗ, що ґрунтується на обробці цифрового зображення. Для автоматизації аналізу поверхні ролика використано програмне забезпечення, яке дозволяє оцінювати геометричні параметри зламу.
4. Вдосконалено методику підтримання високих температур у робочій зоні зразків
5. Доопрацьовано методику дослідження ударної в'язкості за нормальних підвищених та високих температур

РОЗДІЛ 3

ДОСЛІДЖЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ ПОШКОДЖЕНОСТІ ТА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАТИЧНОГО ТА ДИНАМІЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ

3.1. Експлуатаційна пошкодженість та розтріскування поверхні ролика МБЛЗ

Ролики є одним з тримких елементів машин безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) [139-142]. Вони експлуатуються за умов термомеханічного навантажування, яке спричиняє поступове вичерпання пластичності матеріалу, зміну міцнісних властивостей. При незапланованих зупинках ролики можуть перегріватись і отримувати залишковий прогин, що зменшує їх ресурс, а також погіршує якість слябів. Отже, прогнозування залишкового ресурсу роликів МБЛЗ вимагає урахування зміни їх міцнісних властивостей, а також параметрів тріщиностійкості [140,141].

Відомі результати досліджень впливу температури на структурну деградацію і розтріскування поверхневих шарів роликів МБЛЗ [143-148]. Проте, вплив високих температур на механізми деформування і руйнування матеріалів роликів МБЛЗ вивчено недостатньо.

Проведено оцінку впливу температури випробувань на мікро-, мезо- та макромеханізми деформування і руйнування зразків теплостійкої сталі 25Х1М1Ф, яка використовується для виготовлення роликів. Побудовано феноменологічну модель статичного впливу температури, з урахуванням взаємозв'язку процесів деформування і руйнування на різних масштабних рівнях.

Відомо, що поверхня ролика (рис. 3.1) експлуатується за циклічної зміни температури. Досліджували вплив високих температур ($t = 600^{\circ}\text{C}$) на тримкість матеріалу. Циліндричні зразки діаметром 5,0 мм вирізали на

відстані 20 ... 30 мм від охолоджувального отвору ролика, контролювали стан матеріалу за твердістю і структурою.

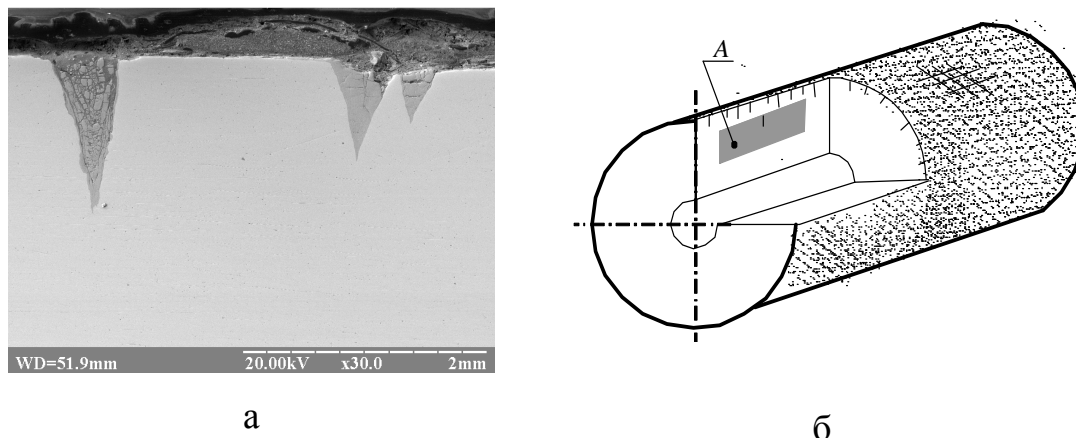


Рис. 3.1. Фотозображення поверхні ролика МБЛЗ з експлуатаційною сіткою розпалу - а і схема вирізки зразків - б, А - зразок.

Аналізували геометрію тріщин в осьовому і радіальному напрямках, на контрольній довжині 400 мм, рис. 1а. Глибина радіальних тріщин складала 8 ... 12 мм, при цьому вони в 1,5 ... 1,8 разів глибші осьових. Сітка розпалу в обох досліджуваних напрямках приблизно однакова, її глибина становить от 1 до 5 мм.

На основі статистичного аналізу ідентифікованих тріщин встановлено, що всі наявні дефекти можна умовно розділити на дві групи: тріщини глибиною до 2,5 мм - «сітка розпалу» що містить до 60% усіх дефектів і сітка "глибоких тріщин" глибиною > 2,5 мм [139,149]. Питомий розподіл тріщин в радіальному і осьовому напрямках приведено на рис. 3.2.

"Глибокі" тріщини довжиною більше 10 мм, складають приблизно 10% загальної кількості виявлених тріщин. При цьому, довгі тріщини відіграють двояку роль: з однієї сторони вони створюють «зону тіні» що призводить до зупинок в розвитку довколишніх дефектів, а з другого боку їх розвиток може привести до непрогнозованого руйнування ролика.

Поверхня ролика покрита шаром окалини, яка утворилася в результаті дії високих температур і контакту з слябовою заготовкою, рис. 3.3. Відомо,

що за тисячу годин експлуатації при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ на сталі в повітряній атмосфері утворюється шар окалини не більше $0,09\text{ мм}$ [137].

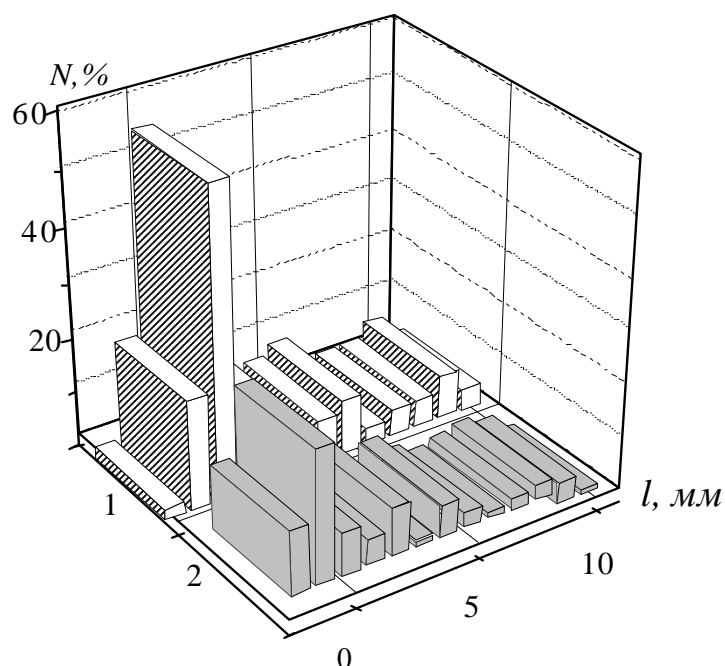


Рис. 3.2. Розподіл довжин глибин втомних тріщин в осьовій (1) і радіальній (2) площинах

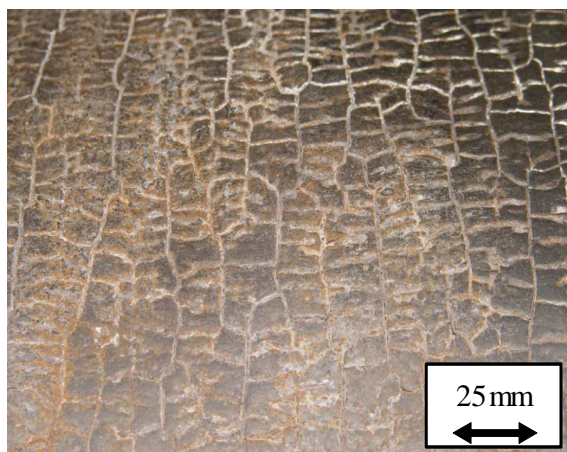


Рис. 3.3. Поверхня ролика МБЛЗ з експлуатаційною сіткою розпалу

Сталь $25\text{X}1\text{M}1\text{Ф}$ належить до ферито-перлітного класу. Електронно-мікроскопічні дослідження недеформованого матеріалу виявили наявність структурно-вільного фериту (рис. 3.4а), перлітних колоній, які розташовані в різних частинах феритних зерен і карбідних включень (цементиту), різної

форми (витягнутої і глобулярної форми), рис. 3.4б, в. Наявність цементиту ідентифікували за аналізом мікродифракційних картин (на рис.3.4 г видно рефлекси з малим кроком, це рефлекси цементиту).

В недеформованому розтягом стані матеріал має сіткову і частково коміркову дислокаційну структуру, рис. 3.4 а, б, в.

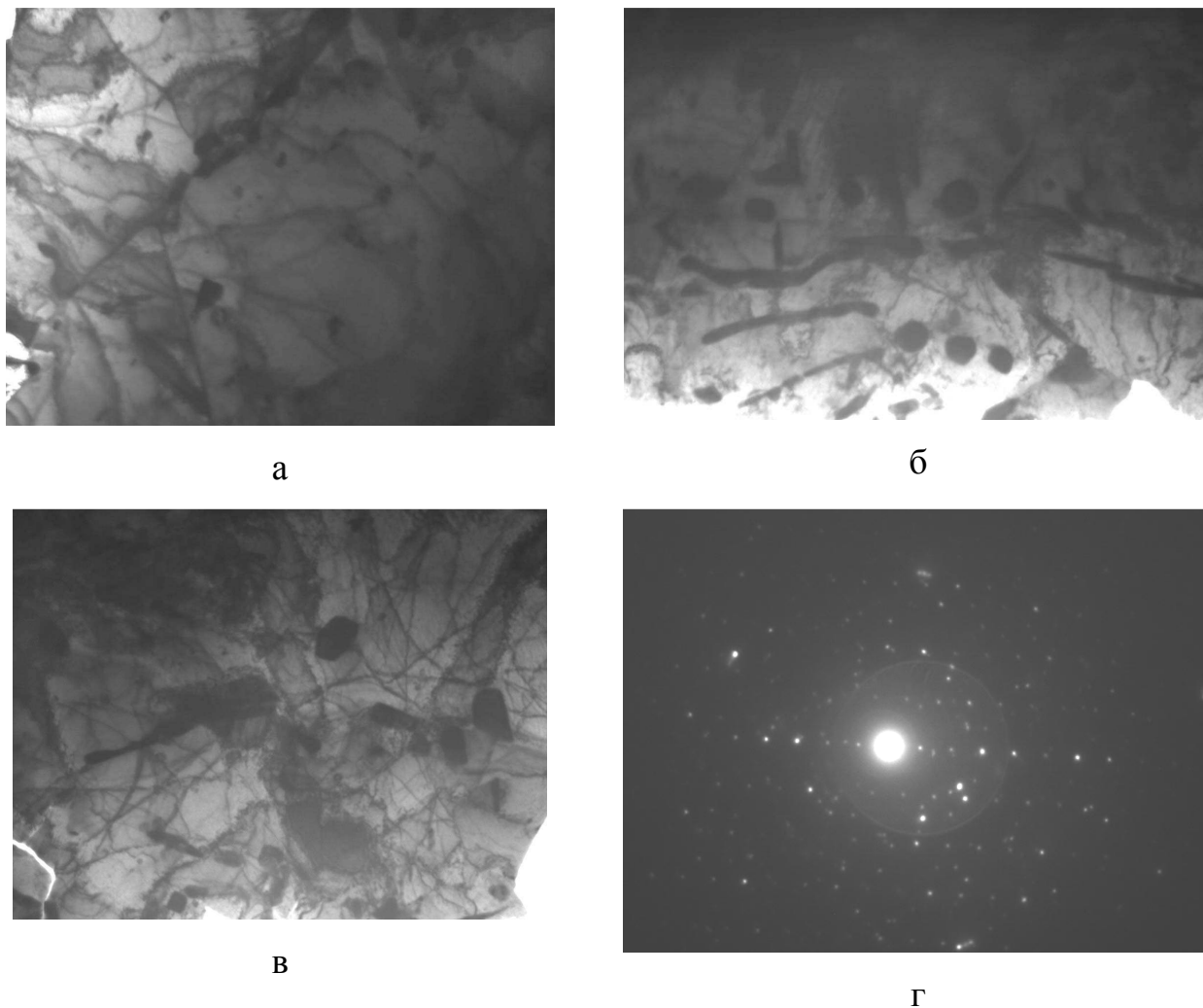
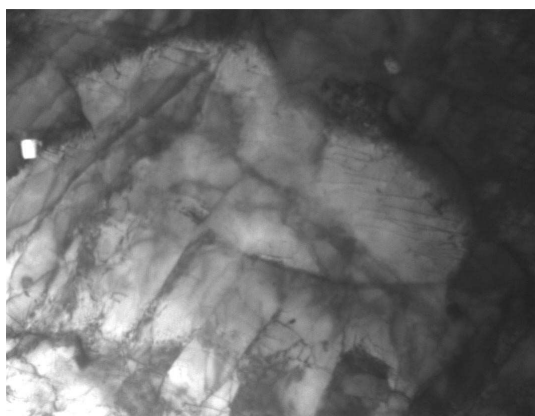
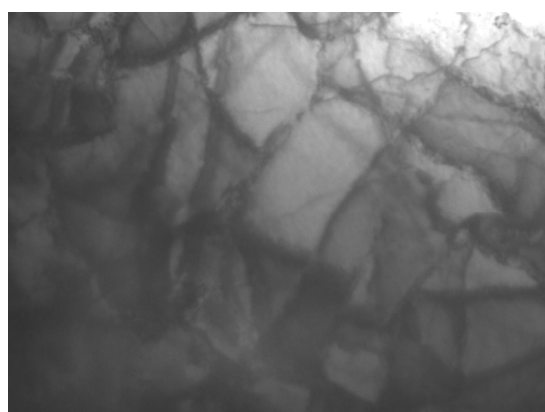


Рис. 3.4. Мікροструктура сталі 25X1M1Ф: а – ферит; б, в – виділення карбідів (цементиту); г – мікродифракція з ділянки (б). (а,б,в - $\times 30000$).

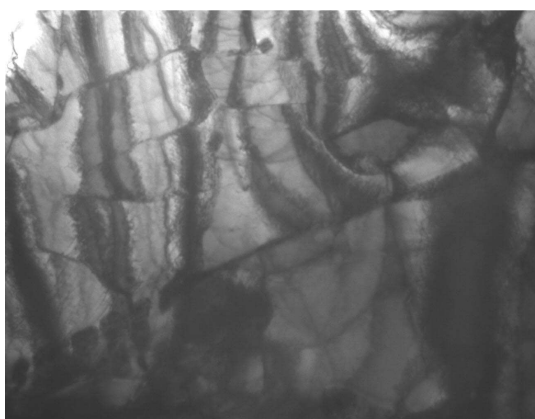
Після пластичного деформування ферито-перлітної сталі 25X1M1Ф виявлено зміни дислокаційної структури. За пластичної деформації $\tilde{\psi}=0,35$ спостерігали клубкову та коміркову не розорієнтовану субструктуру, рис. 3.5 а, б. Для значень дійсного поперечного звуження $\tilde{\psi}=0,50$ була характерна коміркова розорієнтована та частково фрагментована



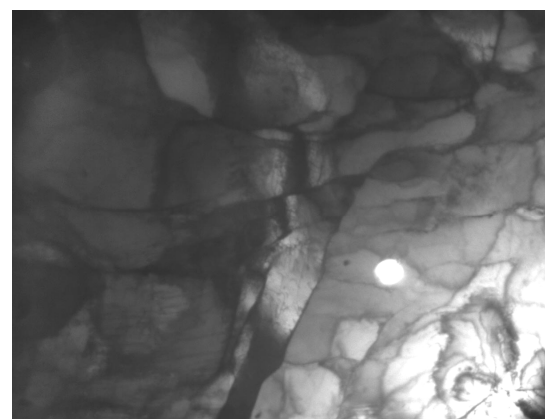
а



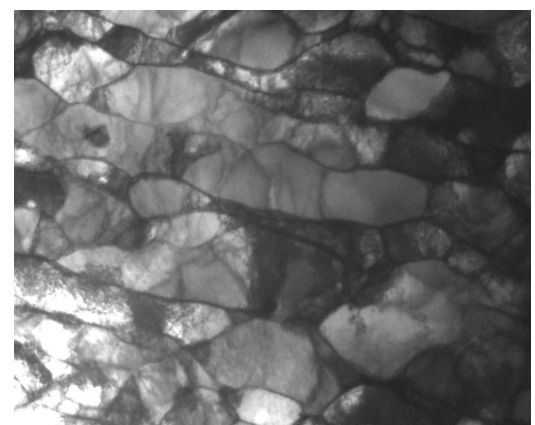
б



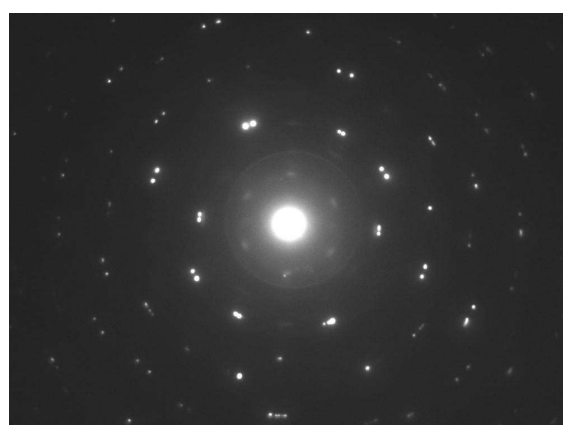
в



г



д



е

Рис. 3.5. Мікроструктура деформованої сталі 25X1M1Ф: а – клубкова дислокаційна структура; б - коміркова не розорієнтована дислокаційна структура; в – коміркова розорієнтована дислокаційна структура; г – частково фрагментована дислокаційна структура; д - фрагментована дислокаційна структура; е - мікродифракція з ділянки (в). (а,б,в,г,д - $\times 30000$).

дислокаційна структура, рис. 3.5 в, г.

Велика пластична деформація $\tilde{\psi}=0,90$, приводить до утворення локальних ділянок повністю фрагментованої дислокаційної структури, рис. 3.5 д. Утворюються стійкі конфігурації у вигляді малокутових границь значної розорієнтації.

Деформування перлітної сталі 25Х1М1Ф, що представляє собою структурно-вільний ферит, ферит з карбідними виділеннями різної форми та перлітні колонії, супроводжується еволюцією дислокаційної структури – сіткова і частково коміркова дислокаційна структура перетворюються в клубкову, коміркову, коміркову розорієнтовану та фрагментовану дислокаційні структури. Збільшення величини пластичної деформації супроводжується фрагментацією субзерен, зменшенням розміру та збільшенням розорієнтації структурних блоків.

Розраховували густину дислокацій в малокутових границях дислокаційної структури за результатами аналізу азимутальної розорієнтації рефлексів мікродифракційних картин, рис. 3.5 е. Проаналізовано 25-30 мікродифракційних картин для кожної точки.

Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 25Х1М1Ф

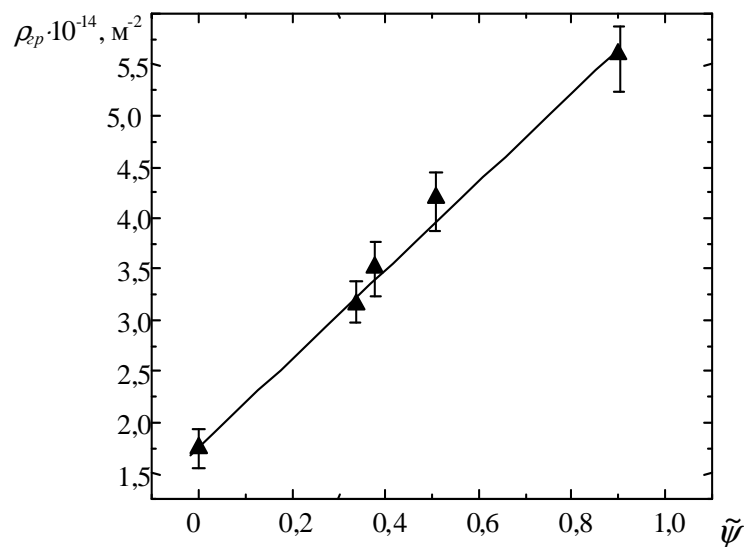


Рис. 3.6. Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 25Х1М1Ф від дійсного поперечного звуження зразків.

від дійсного поперечного звуження $\tilde{\nu}$ зразків подано на рис. 3.6.

В умовах пластичного деформування розтягом ферито-перлітної сталі 25X1M1Ф при температурі 600 °С сіткова і частково коміркова дислокаційна структура із збільшенням деформації перетворюється в клубкову та коміркову не розорієнтовану, коміркову розорієнтовану та частково фрагментовану, утворюються ділянки повністю фрагментованої дислокаційної структури.

3.2. Вплив високих температур на статичну міцність та пластичність сталі 25X1M1Ф

На рис. 3.7 подано діаграми деформування досліджених зразків які можна умовно поділити на дві основні ділянки: із зростаючим напружень течіння (ділянка-I) та їх спадом, що відповідає формуванню шийки (ділянка-II). Формування шийки відбувається ще до досягнення граничного стану.

Отже стадія пластичного деформування-I (СПД-I) має місце до досягнення межі міцності: за цих умов форма зразка змінюється за механізмами мікро- або мезомасштабного рівня. При випробуванні зразків у вихідному стані характерне вкрай низьке деформаційне зміцнення. Згідно з даними раніше проведених металографічних досліджень [151-153] дисперсні, перш за все, карбідні включення у вихідному стані розташовуються, переважно, на межах феритних зерен (що забезпечує виконання основної функції даного матеріалу - теплостійкості).

Довжина СПД-I становить близько $\epsilon_I = 9\%$. Стадія пластичного деформування-II (СПД-II) довжиною $\epsilon_{II} = 16\%$ (рис. 3.7, крива 1) описує розвиток пластичного деформування на стадії макролокалізації (або шийкоутворення). У цьому випадку локалізація деформацій у шийці супроводжується формуванням мікропор (пов'язаних з дією ротаційних мод деформування), еволюція яких спричиняє заключну стадію-III процесу - руйнування (СР-III). Фізичні механізми пороутворення підтверджуються

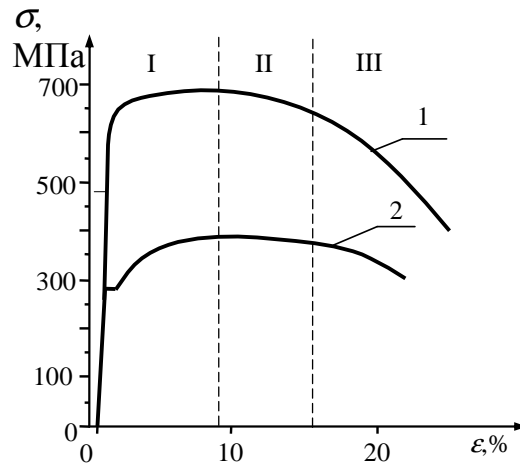


Рис. 3.7 Діаграми розтягування сталі 25X1M1Φ за 20°C (1) і 600°C (2) і після термоциклічного напруження

раніше проведеними дослідженнями, а також літературними даними [153].

Стадія-II відповідає формуванню суміжних макросмуг локалізованого деформування. Сформована в шийці дефектна структура мезо- та макроскопічного масштабу зумовлювала зародження магістральної тріщини і поділ зразка на дві частини в результаті статичного руйнування. Отримані дані по механічним властивостям досліджених зразків зведені у таблиці 3.1.

Таблиця 3.1 Механічні властивості сталей 15X13MΦ та 25X1M1Φ за температури 600°C

Сталь	t, °C	E, МПа	σ_{02} , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %
15X13MΦ	600	$1,31 \times 10^5$	242	334	24,2	56,6
25X1M1Φ	600	$1,42 \times 10^5$	321	369	21	64,5

Твердість матеріалу в шийках зразків у вихідному стані, випробуваних за кімнатної температури, при $\psi = 0,35$ зроста порівняно з недеформованим матеріалом з HRB 68 до HRB 95 одиниць. При $\psi = 0,6$ твердість є більшою за 100 HRB, що свідчить про значне деформаційне

зміцненні матеріалу (див. Табл. 3.2). Для зразків випробовуваних за 600°C, за $\psi = 1,2$ твердість матеріалу сягає HRB 100.

Отже за однакової величини звуження в шийці, зокрема, при $\psi=0,4$ твердість матеріалу випробуваного при 600°C, значно менша, ніж при 20°C (див. Табл. 3.2), що пов'язано з інтенсифікацією дифузійних процесів за високої температури випробувань.

Таблиця 3.2. Зміна твердості і мікротвердості зразків сталі 25X1M1Ф деформованих за температур 20°C і 600°C

Hц/HRB	До випробувань		Після випробувань	
	Поверхня	Внутрішні шари	Поверхня	Внутрішні шари
Вихідний стан, $t=20^\circ\text{C}$				
Hц	1800		2600	2600
HRB	68		95 (при $\psi=0,4$)/105(при $\psi=0,6$)	
Вихідний стан, $t=600^\circ\text{C}$				
Hц	1800*		2500	2600
HRB	68*		76 (при $\psi=0,4$) /95(при $\psi=1,2$)	

У початковому стані зразки сталі 25X1M1Ф мали ферито-перлітну структуру з середнім розміром зерна 30...50 мкм (рис. 3.8а), що зумовлює їх високу міцність і пластичність [154]. Структура недеформованого матеріалу являє собою ферит, перлітні колонії, розташовані в різних частинах феритних зерен, а також карбідні включення витягнутої і глобулярної форми, розмірами ≤ 1 мкм. У початковому стані дислокаційна мікроструктура сталі 25X1M1Ф має сітково-коміркову низькорозорієнтовану дислокаційну субструктуру [152].

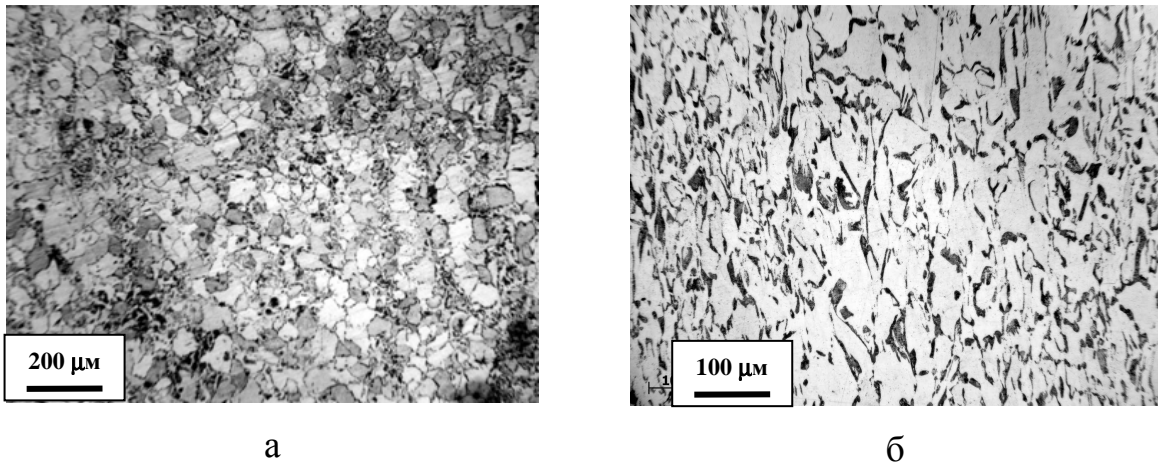


Рис. 3.8 Структури матеріалу а) у вихідному стані, б) деформованого при 600°C

Пластичне деформування ферито-перлітної сталі 25Х1М1Ф до $\psi = 0,35$ спричиняє перехід клубкової і коміркової не розорієнтованої субструктури; при $\psi = 0,50$ у коміркову розорієнтовану і частково фрагментовану субструктуру. При $\psi = 0,90$ утворюються окремі ділянки повністю фрагментованої дислокаційної структури. Кожній субструктурі матеріалу відповідає певний діапазон густини дислокацій [152].

Проведені випробування за підвищеної температури (рис. 3.8 б), виявили, що за високотемпературного деформування зберігається характерна округла, форма структурних елементів.

Аналіз фрактографічних зображень показав, що злам зразка дослідженого за кімнатної температури, є типовим для квазів'язкого руйнування, рис. 3.9, а. За підвищеної температури поверхня руйнування містить ямки сформовані в околі твердих включень (одне з включень подано на рис. 3.9, б показано стрілкою). Характер руйнування в межах окремих ямок є квазікрихким. Фрактографічний аналіз поверхні руйнування (а) і деформаційного рельєфу на бічній грані (б) зразка досліджуваного за 600°C (див. рис. 3.9), показав, що неоднорідність поверхні руйнування за 600°C є більшою, ніж при 20°C (див. рис. 3.9, б, в).

На зразках, досліджених при 600°C, для поверхневого шару (рис.3.9 в) характерно крихке руйнування - шар відзначений стрілкою. Мікротвердість матеріалу поверхневого шару $H_{\mu}=2500$ МПа є нижчою, ніж у внутрішніх шарах $H_{\mu}=2600$ МПа. При 600°C зразки сталі 25X1M1Ф деформуються при нижчому в 2 рази напруженні порівняно з випробуваннями за кімнатної температури.

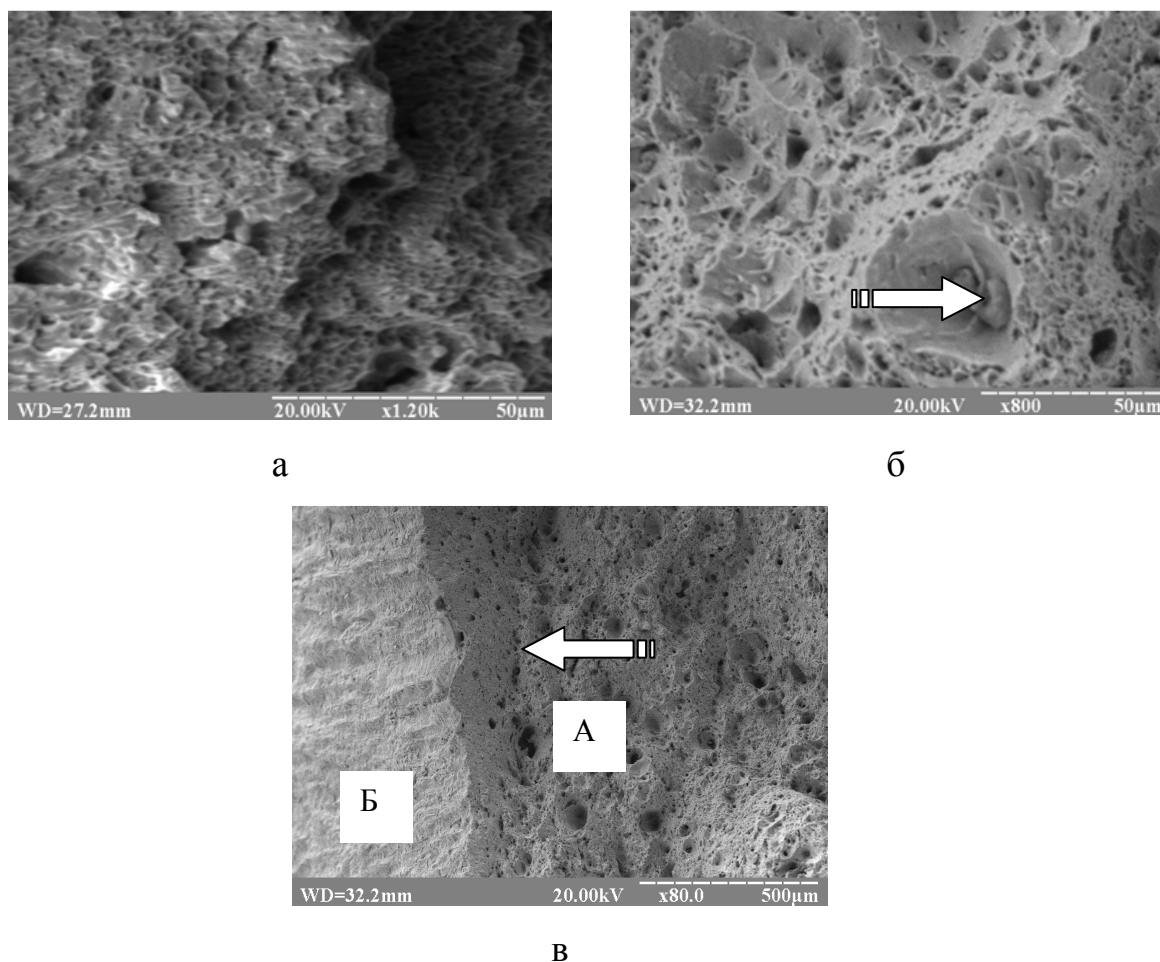


Рис. 3.9 Зображення деформованої бічної поверхні («Б») і поверхні руйнування («А») зразків сталі 25X1M1Ф у вихідному стані (а-в) випробуваних при 20°C (а), 600°C (б,в). Зразок нахилено на 10...15°

Неоднорідність деформування на мезомасштабному рівні, на нашу думку, зобумовлена: а) формуванням знеміцненого поверхневого шару, з квазікрихким характером руйнування, б) зміною механізму розвитку деформування в серцевині при високій температурі випробувань, що

пов'язано зі специфікою розвитку деформації в околі включень (що відбивається у формуванні ямок - рис. 3.9 б, в; в) сукупністю дифузійно-контрольованих, зернограничних та інших механізмів мікро рівня, що розвиваються в досліджених зразках за високої температури випробувань ($t=600^{\circ}\text{C}$).

Виявлено особливості впливу температури на механізми руйнування. Після випробувань при високій температурі на поверхні руйнування виявлено дрібні ямки та частинки у них, рис. 3.9 б.

Вторинне ямкоутворення, значна кількість мікропор і мікродфектів свідчать про активаційний вплив температури на процеси накопичення і розвитку розсіяної пошкоджуваності. При 600°C кількість ямок помітно зросла, що підтверджує інтенсифікацію процесів локалізації пластичної деформації в зразках сталі 25X1M1Ф і обумовлене цим зниженням пластичності.

Таблиця 3.3. Механізми деформування та руйнування зразків сталі 25X1M1Ф за статичного розтягу при температурах 20°C та 600°C

	Структурні рівні	$T=20^{\circ}\text{C}$	$T=600^{\circ}\text{C}$
Стадія Пластичної деформації СПД-I	МІКРО-деформація (рівень дислокацій і їх ансамблів)	Формування не розорієнтованої і частково розорієнтованої дислокаційної субструктур	Подібно
	МЕЗО-деформація (рівень зерен, карбідних включень та ін.)	Неоднорідність деформації в околі включень. Мале деформаційне зміцнення $\Delta\sigma_{\text{деформ.}}=20 \text{ МПа}$ при $\epsilon_f=9\%$	Часткова деградація початкової структури (деякий ріст зерен) та високотемпературна деформація. Помітне деформаційне зміцнення $\Delta\sigma_{\text{деформ.}}=100 \text{ МПа}$ при $\epsilon_f=9\%$
	МАКРО-деформація	Поличка текучості відсутня	Поличка текучості $\Delta\epsilon_{nm}\sim 2\%$

	(рівень зразка в цілому)		
Стадія Пластичної Деформації СПД-II	МІКРО-деформація (при цьому основні деформаційні процеси поступово передютя МЕЗО-рівню)	Формування частково розорієнтованої і фрагментованої дислокаційної субструктур	Подібно
	Мезо-деформація (локалізація у смугах локалізованого зсуву; неоднорідність деформування у приповерхневому шарі та серцевині)	Інтенсивна внутрішньозеренна деформація як аккомодацийний механізм локалізованої деформації в шийці	Інтенсифікація деформування в околі твердих включень. Розвиток процесів накопичення розпорошеної пошкоджуваності
	МАКРО-деформація (формування шийки по схемі «хреста»)	Звуження в шийці $\psi=0,6$ Максимальне зниження напруження текучості $\Delta\sigma_{\text{разр}}=290$ МПа при макс. тривалості стадії $\epsilon_{II}=16\%$	Мінімальне зниження напруження текучості $\Delta\sigma_{\text{разр}}=80$ МПа при тривалості стадії $\epsilon_{II}=13\%$ Звуження в шийці $\psi=1,2$ формування окрихченого при поверхневого шару
	МІКРО-руйнування (формування мікропор і пор)	В'язке руйнування	Переважаюче в'язке і квазікрихке (ямки) в околі твердих включень
Стадія Руїнування СР-III	МЕЗО-руйнування (формування магістральної тріщини шляхом коалесценції мікропор)	В'язке руйнування за ямковим механізмом	Зсувний механізм руйнування у приповерхневому шарі і ямковий у внутрішніх шарах
	МАКРО-руйнування (ріст магістральної тріщини і долам)	В'язке статичне руйнування	Квазів'язкий долом

3.3. Вплив високих температур на ударну в'язкість сталі 25X1M1Ф

Попередньо проведені електронно-мікроскопічні дослідження показали, що в зернах фериту міститься незначна кількість хаотично розподілених дислокацій. У тілі феритних зерен і на їх межах виявлено частинки карбідів округлої і еліпсоїдної форми з характерним розміром 0,02 ... 1,6 мкм.

Виявлено, що енергія зародження тріщини (A_z) при 375°C зростає в 1,6 рази, що пов'язано з збільшенням в'язкості матеріалу і значними енергетичними затратами на руйнування. При 600°C енергія зародження тріщини знижується в 1,2 рази в порівнянні з результатами випробувань при 20°C. Зниження інтенсивності збільшення енергії зародження тріщини при підвищенні температури випробувань до 600°C обумовлено зменшенням матеріалу, розвитком тріщин розшарування і множинними пошкодженнями матеріалу зразка.

Усереднені за п'ятьма зразкам дані впливу температури на енергоємність зародження та поширення тріщини при ударному руйнуванні, табл. 3.4.

Губи зсуву є характерною ознакою впливу механізмів макрорівня на процес деформування та руйнування матеріалу. При дослідженні зламів зразків Шарпі виявлено зміну форми губ зсуву утворених на їх бічних поверхнях. При 20 °C губи зсуву мають слабо розвинутий профіль, рис. 2а.

Таблиця 3.4. Енергоємність руйнування і ударна в'язкість сталі 25X1M1Ф

Температура випробувань, °C	$A_z, Дж$	$A_p, Дж$	$A, Дж$	$KCV, МДж/м^2$
20	33,55	65,75	99,3	1,24
375	54,65	124,6	180,0	2,33
600	39,95	71,35	111,3	1,39

Формування губ зсуву для матеріалу при 20 °С, супроводжувалось розшаруванням матеріалу в зонах зсувного та стабільного підростання тріщини з ділянками сколювання, в околі їх берегів. Зростання температури спричиняє збільшення кута повороту губ зсуву відносно повздовжньої осі зразка. Форми губ зсуву при 375 °С та при 600 °С є подібними, проте із зростанням температури збільшується їх висота, з'являються локальні надриви матеріалу, рис. 3.10 б,в.

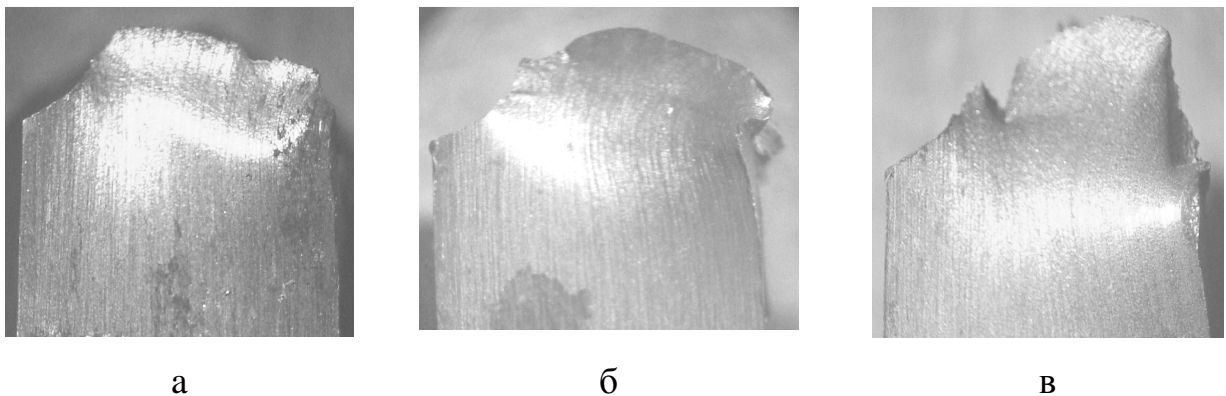
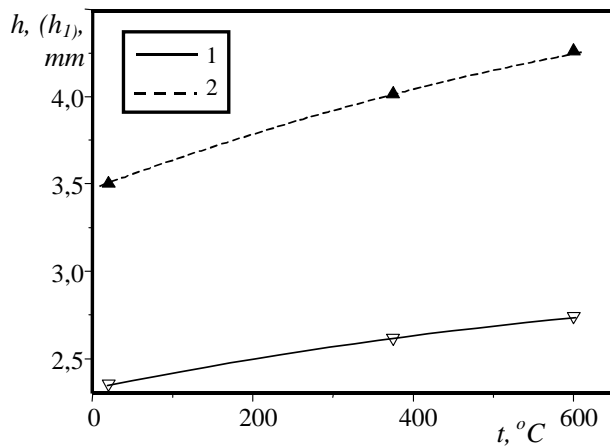
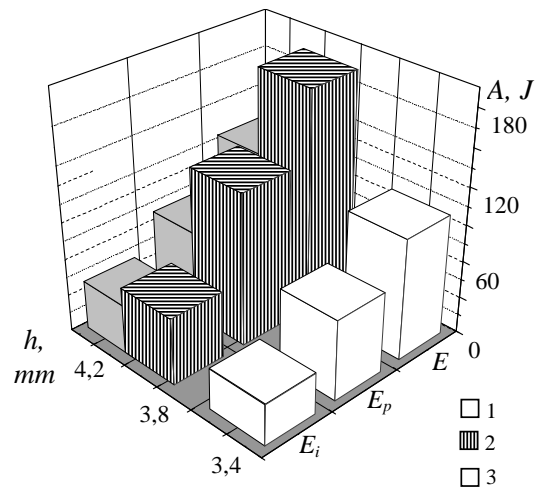


Рис. 3.10. Фотозображення губ зрізу зразків Шарпі випробуваних за температури 20 °С (а), 375 °С (б) та 600 °С (в)

Максимальна висота губ зсуву становила 3,5 мм при 20 °С, зростала до 4,0 мм при 375°С та досягала значення 4,3 мм при 600°С. Отже, слід зазначити, що висота губ зсуву зростає із збільшенням температури випробувань, що свідчить про зростання пластичності матеріалу зразка на макрорівні. Проте, якщо для кімнатних та підвищених температур це зростання губ зсуву корелює з енергоємністю руйнування, то при 600 °С зростання губ зсуву (пластичності) супроводжується зниженням енергії руйнування сталі 25Х1М1Ф, табл. 3.4. Очевидно, при цій температурі відбулась зміна механізму руйнування матеріалу на нижчих структурних рівнях, насамперед на мікрорівні.



а



б

Рис. 3.11. Залежність висоти губ зрізу від температури випробувань – а та від енергоємності руйнування за температур 20 °С (1), 375 °С (2), 600 °С (3) - б

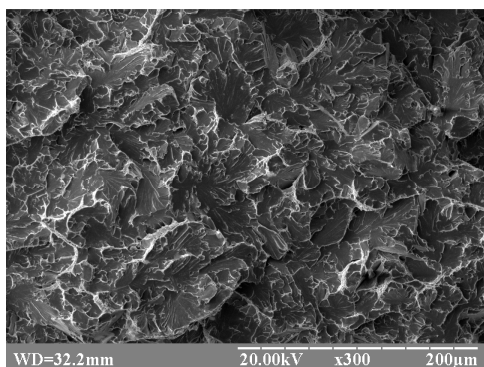
Слід зазначити що зростання енергоємності руйнування відбувається із пропорційним збільшення енергії зародження, поширення тріщини. Це в свою чергу спричиняє збільшення загальної енергоємності руйнування зразків. Разом із зміною висоти губ зсуву відбувається зміна форми зламу зразків, табл. 3.5.

Динамічне руйнування зразків Шарпі має стадійний характер. Процес пластичної деформації носить негомогенний характер, як за розподілом деформацій так і в часі. Із зростанням зовнішнього навантаження на бічній поверхні зразка зароджуються смуги локалізований деформації і поширюються вглиб зразка. При цьому на одній поверхні присутні локальні області, що знаходяться на різних стадіях розвитку деформаційного процесу. Рух смуг носить імпульсний характер, обумовлений, з одного боку процесом генерації дефектів у вершині надрізу, а з іншого неоднорідним напружено - деформівним станом, який виникає в результаті градієнта деформацій пружно - пластично деформованих областей. Окремі прояви цих процесів помітні на макрозламах зразка.

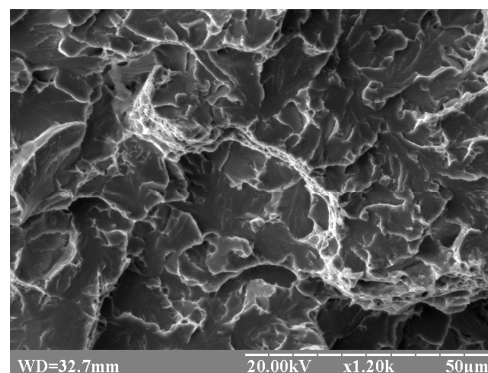
Вимірювання зміщень і кількісна оцінка пластичної деформації і енергоємності руйнування, а також характер деформаційного рельєфу дозволяє визначити стадійність процесу. Пластична деформація на мезорівні пов'язана з ротаційною динамікою фрагментів матеріалу, а дисипація енергії відбувається в результаті роботи тертя на їх межах. Отже, мезодеформуванню відводиться особлива роль в дисипативних процесах, активність яких зростає з підвищенням ступеня гетерогенності матеріалу. Таким чином, об'єднуючим фактором мезомеханізмів руйнування є розвиненість внутрішніх меж розділу зерен, і підвищена щільність дефектів кристалітної будови при 20°C, а при високих температурах зменшення (відпуску) цих дефектів.

Висока енергія зародження тріщини при 20°C обумовлена зростанням напружень в локальних обсягах матеріалу, не залучених до пластичного перебігу. У свою чергу, зростання локальних напружень призводить до збільшення градієнтів напружень у фронті смуг локалізованої пластичної деформації, нестабільного підростання тріщини та її затуплення внаслідок релаксації напружень

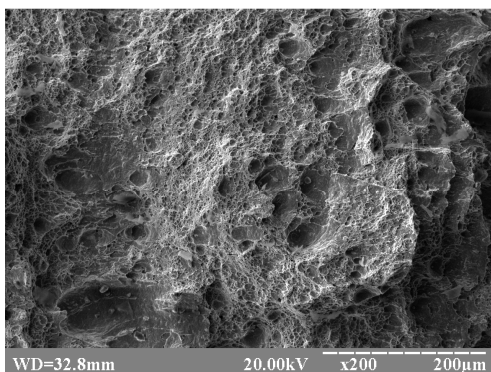
Слід зазначити, що при 20 °C руйнування сталі 25X1M1Ф відбувається шляхом квазісколу, рис. 3.12 а, б. У макрозламі зразка можна виділити дві характерні зони руйнування: невелика волокниста зона, яка формується вздовж надрізу, відповідає стадії зародження тріщини. А також, більш шорстка зона руйнування, відповідає розвитку тріщини. При цьому, розглядають не поширення прямолінійного фронту одиночної тріщини, а поширення фронту руйнування по крихко-пластичному механізму що формує зубчатий рельєф поверхні руйнування внаслідок множинного «мікросколювання».



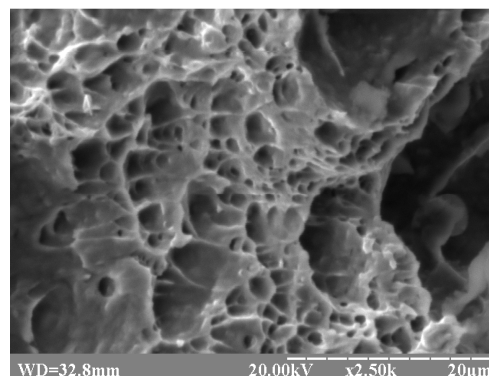
а



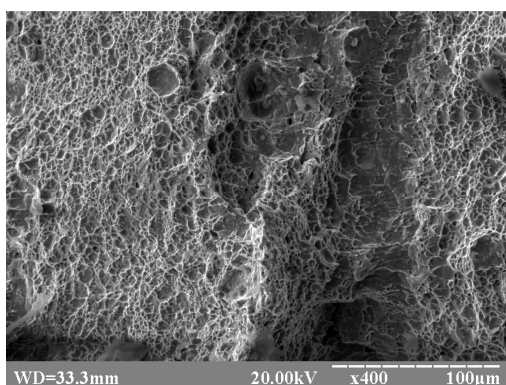
б



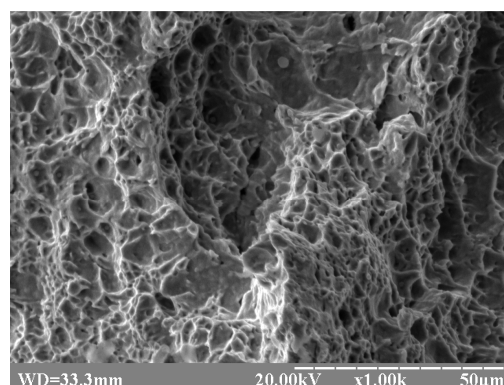
в



г



д



е

Рис. 3.12. Поверхні руйнування сталі 25X1M1Ф при 20°C (а,б) 375°C (в,г) 600 С (д,е)

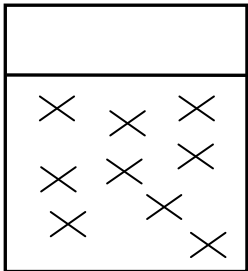
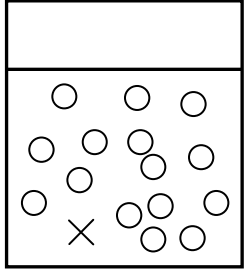
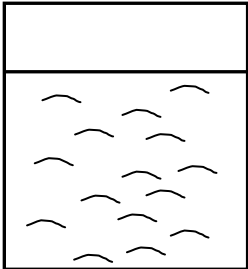
Для високих температур збільшується інтенсивність пластичних зсувів на поверхнях зразка. Пластична деформація локалізується в окремих зонах матеріалу, внаслідок збільшення пластичності матеріалу та інтенсифікації дифузійних процесів при високій температурі. Розглядаючи деформацію як процес послідовної генерації зсувів на границях розподілу структурних

елементів і подальшого розповсюдження фронту тріщини, слід зазначити, що при 600 °С цей процес протікає більш інтенсивно внаслідок зменшення несучої здатності, ослаблення меж розділу і «гомогенізації» матеріалу. При поширенні тріщини в умовах підвищених і високих температур (375 °С і 600 °С) матеріал продовжує інтенсивно чинити опір руйнуванню, при цьому на відміну від досить крихкого розвитку тріщини при 20 °С, процес в більшості випадків має контрольований пластичний характер, коли в окремих мікронах зразка мають місце призупинення тріщин і релаксація напружень. Інтегрально це відображено в спадаючих ділянках на діаграмах і підтверджується фрактографічними дослідженнями, рис. 3.12 в-е.

Для в'язкого руйнування (375 °С, 600 °С) характерні значні величини загальної та місцевої пластичної деформації, що проявляється різноманіттям форм і кількістю ямок, виявлених в зламі матеріалу. При 375 °С ямки мають переважно округлу форму, характерне чергування великих ямок з дрібними при цьому формуються зони з поздовжніми гребенями сформованими при злитті сусідніх в'язких мікротріщин, рис. 3.12 в, г. Це свідчить про підвищення пластичності матеріалу і, відповідно, підвищення енерговитрат на руйнування, табл. 3.5. Поперечні вторинні тріщини і виривання на поверхні зламу практично зникають.

При 600 °С спостерігається різка зміна траєкторії руйнування, а також формування високих гребенів, рис. 3.12 д, е. Ямки мають вигляд парабол і глибоких конусоподібних включень, вершина яких розгорнута в напрямку протилежному ударному навантаженню. Мікропластична деформація при ударі розвивається в основному в області фронту поширення магістральної тріщини. Для цієї температури випробувань характерні значні величини загальної та місцевої пластичної деформації, що проявляється різноманіттям форм і кількості ямок відриву, рис. 3.12 в, е. Це відображає збільшення

Таблиця 3.5 Механізми деформації і руйнування зразків сталі 25Х1М1Ф при ударному навантаженні при нормальних, підвищених і високих температурах

Температура випробувань, °С	Механізми пластичної деформації	Механізми руйнування	Форма зламу зразка
20	Мікропластичні деформації в окремих зернах	Квазікрихке сколювання	
375	Мезопластичні деформації у вершині дефекту, залучення в деформацію значної кількості елементів внутрішньої структури	Вязкий відрив (ямковий рельєф, маленькі ямки округлої форми, розміром 5...15 мкм)	
600	Макропластичні деформації в нетто перерізі зразка	В'язкий відрив (ямковий рельєф, великі ямки параболоїдної форми, розміром 10.. 40 мкм)	

пластичної деформації в околі вершини тріщини, що виявляється на макро-, мезо-та мікрорівнях. Механізми деформації і руйнування для дослідженого діапазону температур узагальнені в табл. 3.5.

ВИСНОВКИ

1. Обґрунтовано характеристики механічних властивостей, найбільш чутливих до експлуатаційної деградації матеріалу в умовах термовтоми, що супроводжується інтенсивною пошкодженістю. Виявлену різницю у чутливості до деградації металу показників твердості і мікротвердості слід віднести до впливу множинної пошкодженості, а зміну здатності металу до деформування внаслідок тривалої експлуатації слід оцінювати за зміною мікротвердості.

2. Встановлено залежність між енергетичними параметрами динамічного деформування та руйнування та дослідженого діапазону температур випробувань 20...600 °С. Проаналізовано діаграми навантажування зразка Шарпі. Досліджено процеси зародження та поширення тріщини за досліджених умов, виявлено зв'язок між ударною в'язкістю та динамічною тріщиностійкістю сталі 25Х1М1Ф.

3. Виявлено структурну деградацію сталі 25Х1М1Ф, межі зерен фериту та перліту втрачають чіткість, накопичуються локальні мікропластичні деформації. Після деформування розтягом ферито-перлітної сталі 25Х1М1Ф за температури 600 °С сіткова і частково коміркова дислокаційна структура із перетворюється в клубкову та коміркову не розорієнтовану, коміркову розорієнтовану та частково фрагментовану дислокаційну структуру.

4. Виявлено що енергія зародження тріщини (A_z) при 375 °С зростає в 1,6 разів порівнянні з 20 °С, що пов'язано зі збільшенням в'язкості матеріалу і великими енергетичними затратами на руйнування. При 600 °С енергія зародження тріщини знижується в 1,2 рази в порівнянні з результатами випробувань при 20 °С. Зниження інтенсивності енергії зародження тріщини при підвищенні температури випробувань до 600 °С обумовлено знеміцненням матеріалу, розвитком тріщин, розшаруванням і множинною пошкодженістю матеріалу зразка.

РОЗДІЛ 4

ВПЛИВ ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУР ТА СТРУКТУРНОЇ НЕОДНОРІДНОСТІ МАТЕРІАЛУ НА ЦИКЛІЧНУ ТРИЩИНОСТІЙКІСТЬ ТЕПЛОСТІЙКОЇ СТАЛІ

4.1. Фізичне моделювання роботироліка МБЛЗ та запис температурних полів

З метою моделювання експлуатаційного термоцикування поверхневих шарів ролика МБЛЗ, (рис. 4.1), модель ролика виконано у вигляді

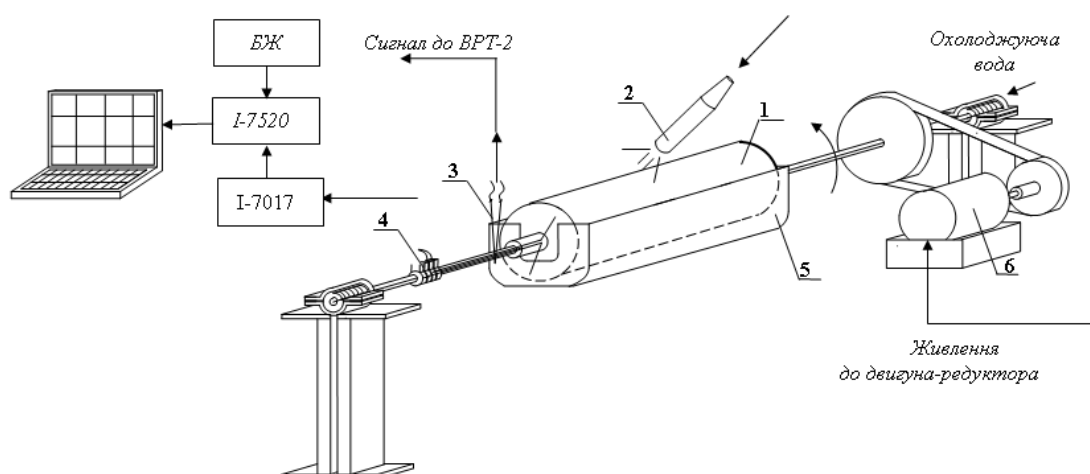


Рис. 4.1. Схема установки для випробувань моделей роликів у нестационарному температурному полі: 1 - ролик; 2 - газовий пальник; 3 – хромель-алюмелеві термопари; 4 - порожнистий вал, 5 - охолоджуюча ємність; 6 – двигун - редуктор

порожнистого товстостінного циліндра зі сталі 25X1M1Ф, довжиною 200 мм, діаметром 60 мм. Охолоджувальний отвір діаметром 12 мм виконано вздовж осі ролика.

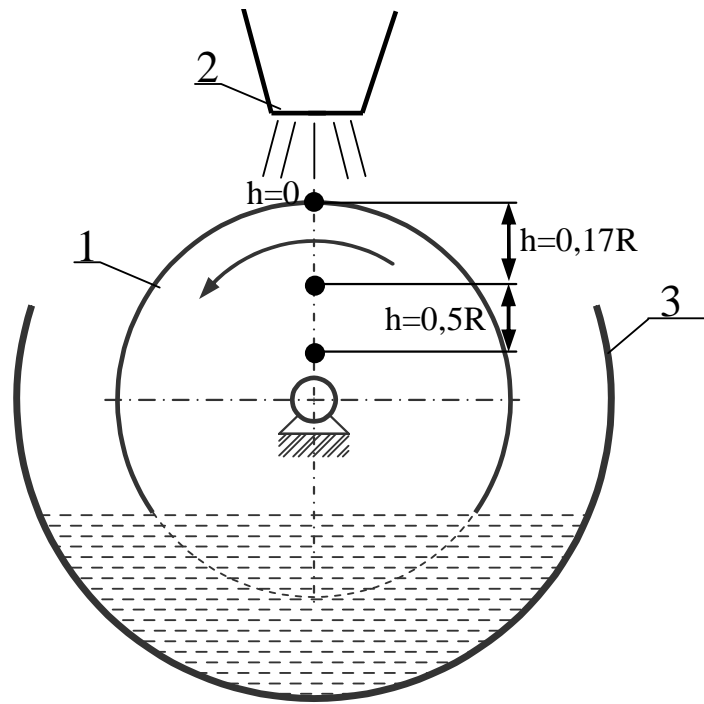
Модельний ролик закріплювали на валу із повздовжнім отвором, встановленому в опорах ковзання, через який прокачували проточну воду. Низькошвидкісне обертання ролика від синхронного двигуна з редуктором типу ЦД-54 здійснювали через понижуючу клинопасову передачу. Частота обертання ролика становила 0,01 Гц, що наближено відповідає експлуатаційним умовам [155,156].

Система нагрівання і охолодження ролика. Робочу температуру поверхні ролика задавали нагріванням газовим пальником. Записували покази хромель - алюмелевих термопар, встановлених на відстані ($h = 0; 5,0, 15,0$ мм) від поверхні ролика. Температуру контролювали візуально, за показниками цифрового вольтметра. Охолодження ролика здійснювалося зануренням нижньої частини ролика в ємність з проточною холодною водою, рис. 4.1.

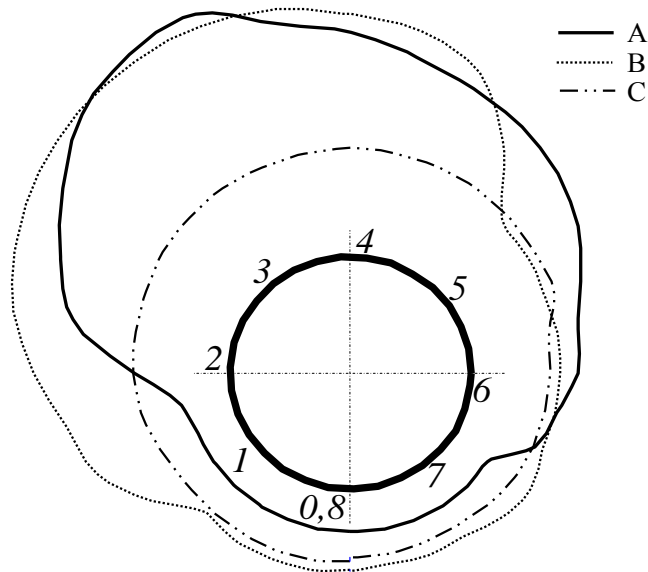
Термопари для вимірювання температурних полів закріплювали в тілі ролика. Сигнал з термопар через модулі І-7016, передавався на модуль І-7017F, який є 8-ми канальним модулем АЦП (до 10 вим./сек). Інтерфейсний модуль І-7520 з'єднував систему запису даних з ПК. Окремий блок забезпечував живлення модулів системи ($U = 24$ В, $I = 1,5$ А).

Оскільки довжина моделі ролика в 3,3 рази більша за його діаметр, вимірювання температурних полів проводили в його центральній частині. При цьому, не враховували зміну температури вздовж осі ролика, розглядаючи плоску задачу в окремо взятому поперечному перерізі [157].

Моделювали зупинку процесу розливання за 1,0 хвилину. Виявлено, що після запуску розігрітого до квазістаціонарного стану ролика відбувається незначне зниження температури циклу з її подальшою стабілізацією, протягом 4-5 обертів. У цілому, дані експерименту ($t_{max} = 600$ °С, $t_{min} = 90$ °С) близькі до експлуатаційних ($t_{max} = 580$ °С, $t_{min} = 130$ °С). Побудовані графіки залежності осесиметричної складової температурного поля ролика від часу обертання, рис. 4.2.



а



б

Рис. 4.2. Точки вимірювання -1, газовий пальник -2, водоохолоджуюча ємність - 3 та температурні поля в бочці ролика: на відстанях $h=0$; 5,0; 15,0 мм (А, В,С) відповідно від робочої поверхні, після зупинки протягом 5,0 хвилин

Найбільше значення температури ($600\text{ }^{\circ}\text{C}$) на зовнішній поверхні ролика досягається в максимальній точці циклу, при контакті з джерелом нагріву,

мінімальне при охолодженні в ємності (90 °С). Внаслідок інтенсивного тепловідведення з внутрішніх шарів, температура в нижній точці циклу залишається стабільною протягом 35 сек. Аналіз результатів досліджень (рис. 3а, б) показує, що при збільшенні кута контакту ролика з джерелом нагріву, час переходу ролика на сталий режим зменшується. Це пов'язано з більш рівномірним і швидким прогріванням моделі ролика. Слід зазначити, що зупинка ролика спричиняє підвищення температури у при поверхневих шарах, при цьому розмах термоциклу наближається до значень одержаних на поверхні, рис. 4.2.

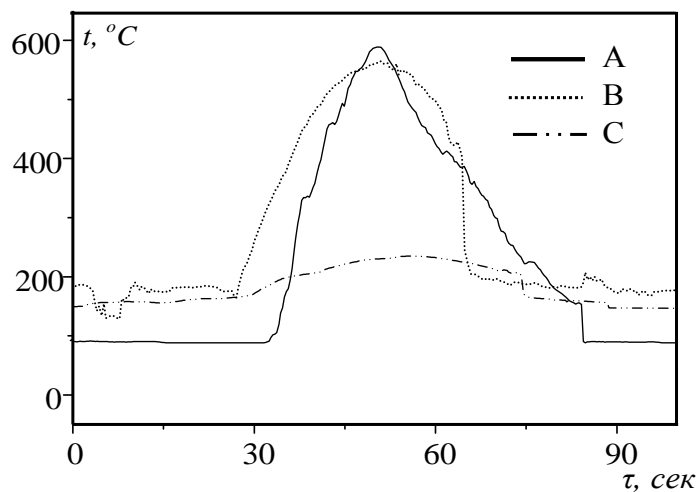
Обертання ролика спричиняє виникнення періодичної та неперіодичної складової температурного поля, рис. 4.2. Неперіодична складова поля температур виникає лише за перехідних режимів. Періодична складова притаманна технологічному процесу, і локалізується у поверхневому шарі. За дослідженого квазістаціонарного режиму існує активна зона з періодичною

Таблиця 4.1. Параметри температурного поля у модельному ролику МБЛЗ

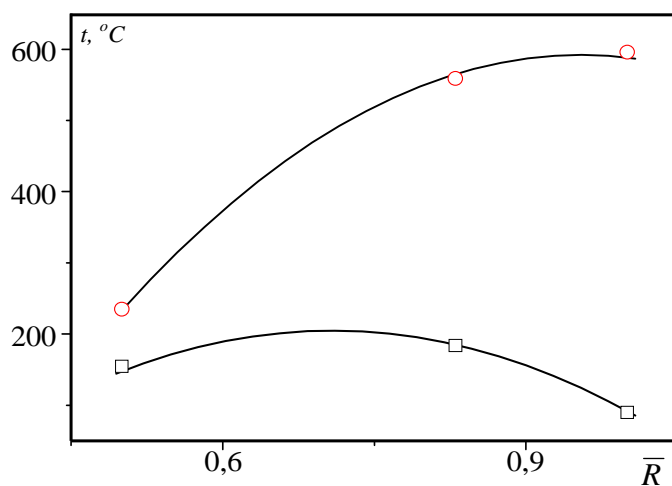
Точка вимірювання	Розподіл температур (t) по радіусу ролика, °С		
	R	$0,17R$	$0,5R$
0-1	92	174	156
1-2	92	176	164
2-3	198	407	200
3-4	538	547	224
4-5	485	523	234
5-6	357	200	219
6-7	221	186	163
7-8	94	190	151

зміною температури та осесиметричне ядро, що є практично незмінним протягом одного оберт [156,157].

Візуалізація термоциклу (рис. 4.3а) дозволяє оцінити зміну його форми. Для поверхні характерний «гострий» термоцикл трикутної форми, із збільшенням відстані від поверхні він набуває «згладженої» форми. Максимальний розмах термоциклу спостерігали на поверхні моделі. Із зменшенням значення R розмах термоциклу зменшується, (рис. 4.3б),



а



б

Рис. 4.3 Термоцикли у бочці модельного ролика на різних відстанях від поверхні – а та максимальні і мінімальні температури термоциклу – б, позн. див на рис. 4.2.

зменшення розмаху термоциклу у внутрішніх шарах ролика МБЛЗ спричинене зниженням інтенсивності тепловідводу та переходом до квазістаціонарного температурного поля.

Одержані результати задовільно узгоджуються з експлуатаційними даними одержаними на промислових слябових МБЛЗ [140].

Знаючи коефіцієнт лінійного розширення α = сталі 25X1M1Ф, можна визначити розмах деформації ($\Delta\varepsilon$) у точках нагрівання:

$$\Delta\varepsilon = \alpha\Delta T \quad 4.1$$

Одержимо $\Delta\varepsilon = 0,51\%$ та $\Delta\varepsilon = 0,70\%$ відповідно.

4.2. Вплив високих температур на циклічну тріщиностійкість теплостійкої сталі 25X1M1Ф

Відомо, що значна частина металургійного обладнання працює за умов низькочастотного циклічного навантаження. Проте, підвищення продуктивності вимагає збільшення технологічних швидкостей, що спричиняє збільшення частот навантажування тримкихелементів конструкцій. Це зумовлює актуальність дослідження впливу частоти навантажування на швидкість росту втомних тріщин (РВТ) у теплостійких сталях. Врахування впливу частоти навантажування і мікромеханізмів руйнування на швидкість РВТ дозволяє уточнити залишковий ресурс конструкції і сформувати фізичне підґрунтя діагностування технічного стану конструкції. Є обмежена кількість праць присвячених впливу частоти навантажування на швидкість РВТ теплостійких сталях, тому це питання потребує подальшого дослідження.

Необхідно відмітити, що при всіх випробуваних температурах, закономірності втомного руйнування сталі 25X1M1Ф мають «класичний вигляд». При цьому, нахил діаграми описує інтенсивність накопичення пошкоджень. Результати дослідження швидкості росту втомної тріщини РВТ

в координатах da/dN - K_{max} , при кімнатній (20 °С), підвищеній (375 °С) та високій (600 °С) температурах представлені на рис. 4.5 а, стрілками позначені моменти проведення фрактографічного мікроаналізу.

Виявлено, що в діапазоні значень $18,0 \leq K_{max} \leq 20,0 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ швидкість РВТ при 375°С в 3 рази вища, а при 600 °С в 8 раз вища чим при 20 °С. Із збільшенням довжини тріщини і значення максимального КІН відмінність в швидкостях РВТ при нормальних і підвищених температурах знижується. При $K_{max} \geq 80 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ швидкість РВТ для всіх досліджуваних температур однакова і складає $8,0 \cdot 10^{-3} \text{ мм / цикл}$.

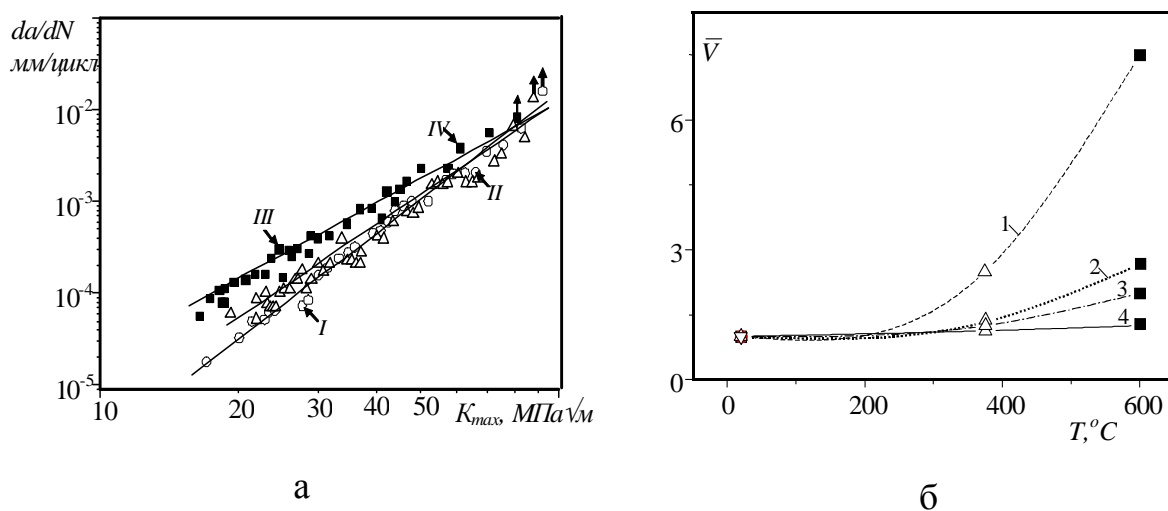


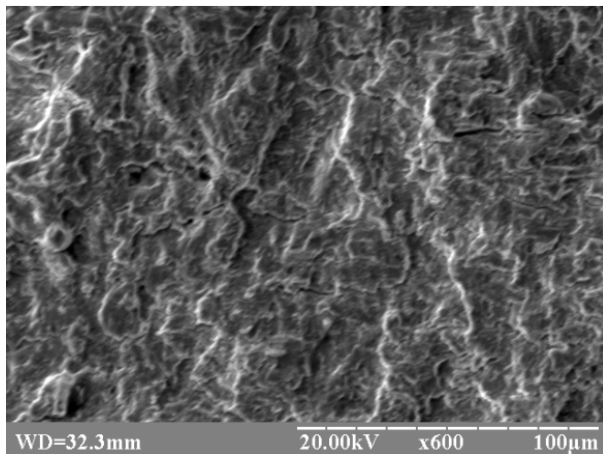
Рис. 4.4. Залежність швидкості росту втомної тріщини від температури в абсолютних координатах; I, II, III, IV-точки фрактографічного аналізу; 1, 2, 3, 4 – швидкість РВТ при $K_{max} = 20, 40, 50, 80 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ відповідно.

Чутливість швидкості РВТ до впливу температури оцінювали коефіцієнтом:

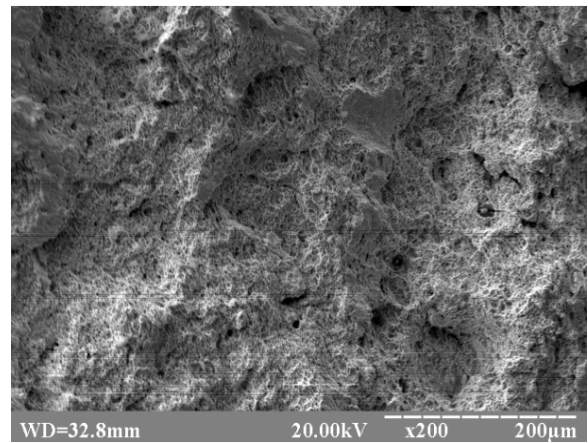
$$\bar{V} = V_t / V_{20}, \quad 4.2$$

де V_t - швидкість РВТ для підвищеної (375 °С) і високої (600 °С) температур. Всі представлені результати відповідають середній ділянці кінетичної діаграми втомного руйнування. На нашу думку, необхідно відмітити декілька

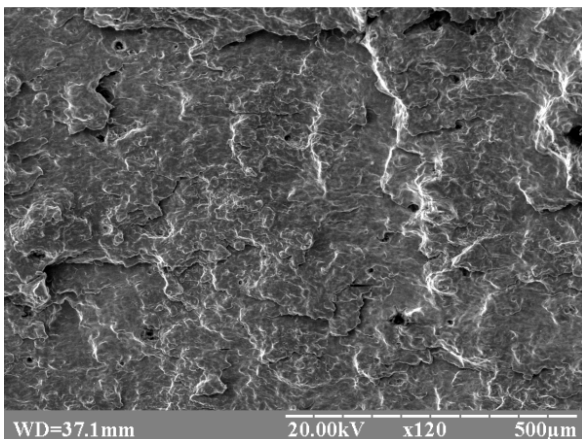
причин зниження тріщиностійкості сталі 25X1M1Ф із зростанням температури: зниження міцності матеріалу внаслідок активації дислокаційних процесів, збільшення масштабного рівня деформації, що призводить до зростання інтенсивності накопичення пошкоджень у порівнянні з випробуваннями при 20°C, збільшення кінетики накопичення пошкоджень.



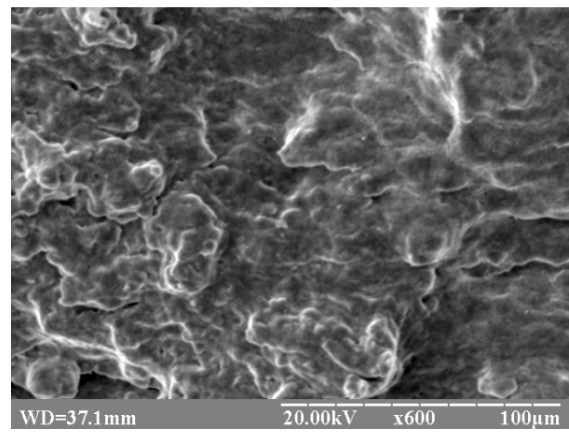
а



б



в



г

Рис. 4.5. Мікромеханізми поширення втомної тріщини в сталі 25X1M1Ф при 20°C (а, б) і при 600 °C (в, г) в точках I, II, III, IV, див. рис. 4.4.

При 20°C (в точці I) виявлено формування втоних борозенок розташованих на фасетках втомного зламу, рис. 4.5 а, б. Для середньої ділянки діаграми характерна наявність площин ковзання, що перетинають вторинні

тріщини. Ширина втомних борозенок дещо відрізняється в різних точках фронту тріщини. Це обумовлено нерівномірністю підростання тріщини по фронту.

З ростом K_{max} (т. II) зростає вплив включень і дисперсних частинок на механізми поширення втомної тріщини. На поверхні руйнування помітні великі ямки відриву, утворені внаслідок відшарування включень від матриці, а також окремі включення, що розтріскалися. Значні деформації по тілу і межі зерен сприяють розвитку пластичної зони при вершині тріщини, інтенсифікуючи процеси руйнування і викликаючи утворення окремих мікротріщин, які потім об'єднуються з магістральною тріщиною. Сліди такого злиття створюють рубці на поверхні зламу.

4.3. Вплив частоти навантажування на циклічну тріщиностійкість теплостійкої сталі

На рис. 4.6 подано залежність довжини втомної тріщини від кількості циклів навантаження. В цілому, графік має «класичний» вигляд для подібних кривих циклічної довговічності. Виявлено, що циклічна довговічність сталі 25X1M1Ф за частоти навантажування 0,1Гц становить $28 \cdot 10^3$ циклів, а за частоти 0,1Гц - $3 \cdot 10^4$ циклів навантаження. Таким чином, підвищення частоти навантажування збільшує залишкову довговічність матеріалу приблизно на 10%, що очевидно зумовлено зменшенням часу активного навантажування зразка.

За мікромеханізмами поширення втомної тріщини, характерними картинами деформаційного рельєфу, що формується у вершині й біля берегів втомної тріщини можна виділити ряд ділянок на кривій залишкової довговічності рис. 4.6 б.

Першу ділянку визначають за $N \leq 14 \cdot 10^3$ циклів та довжини тріщини $l \leq 4$ мм, рис. 4.6 б. За даними мікроскопічного спостереження за бічною

поверхнею зразка під час навантажування квазікрихке поширення тріщини супроводжується переважно мікро - і, частково, мезомасштабною

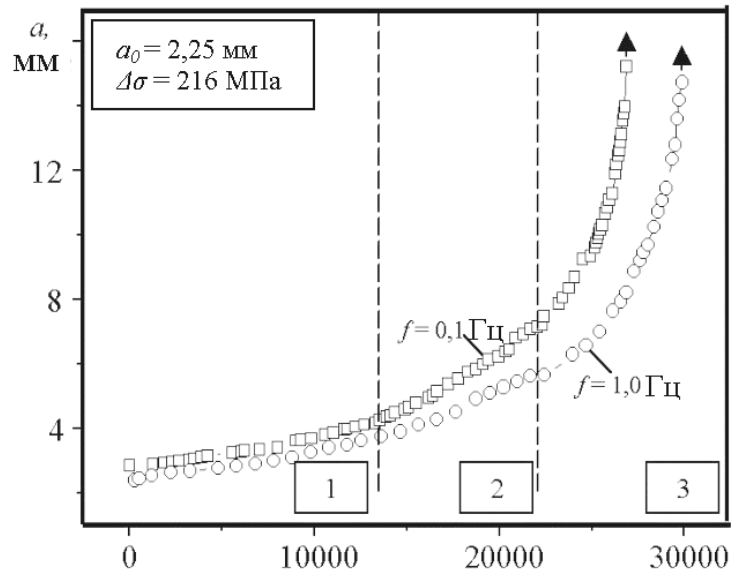
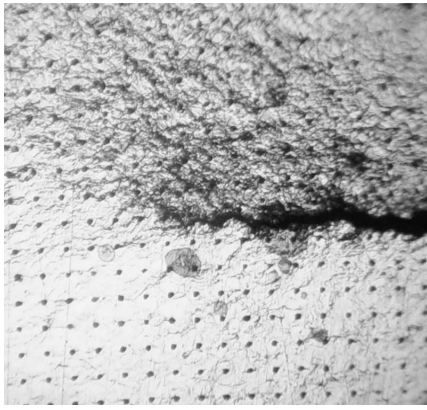


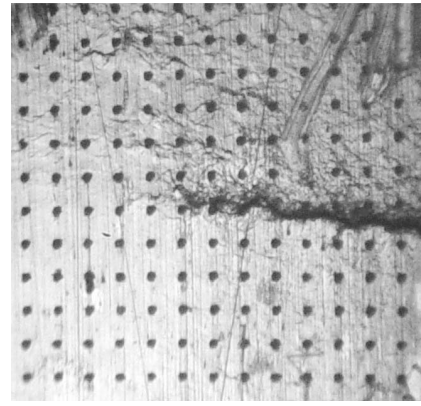
Рис. 4.6. Криві залишкової циклічної довговічності сталі 25X1M1Ф за різних частот навантажування

пластичною деформацію для досліджених частот навантаження. На бічній поверхні, поблизу вершини тріщини спостерігали формування деформаційного рельєфу, див рис. 4.7а.

Друга ділянка визначається мезомасштабним рівнем деформування матеріалу, для неї характерне поступове зростання швидкості підростання тріщини у діапазоні довжин $4 \leq l \leq 8$ мм. Для частот випробувань 0,1 Гц 1,0 Гц залишкова довговічність матеріалу на цій ділянці $N_1 \approx 14 \div 23 \cdot 10^3$ циклів та $N_2 \approx 14 \div 27 \cdot 10^3$ циклів відповідно. За результатами мікроаналізу поверхні зразків виявлено «переривчатий» характер поширення тріщини, який відображається у локальних змінах напрямку її поширення, супроводжується гілкуванням та утворенням мікротріщин, рис. 4.7б. Слід зазначити що більш активно ці механізми проявляються при частоті 0,1 Гц. Інтенсифікація



а



б

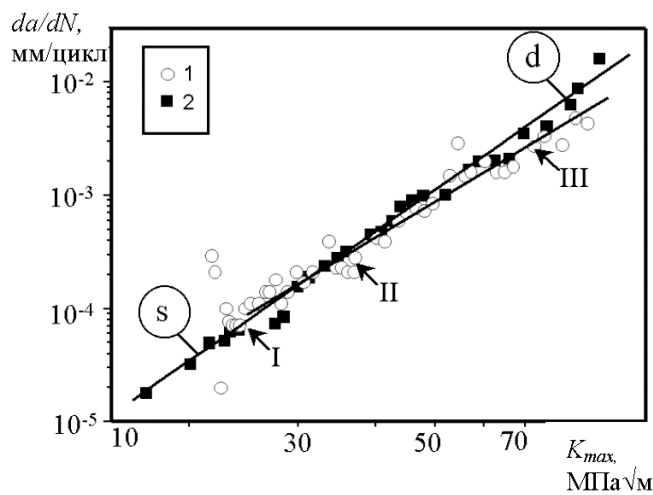
Рис. 4.7. Формування деформаційного рельєфу при поширенні втомної тріщини в сталі 25X1M1Ф, для довжин тріщини $l = 12,0$ мм за частот 0,1 Гц та 1,0 Гц відповідно ($\times 70$)

пластичного деформування у вершині тріщини спричиняє активізацію механізмів накопичення пошкоджень і руйнування.

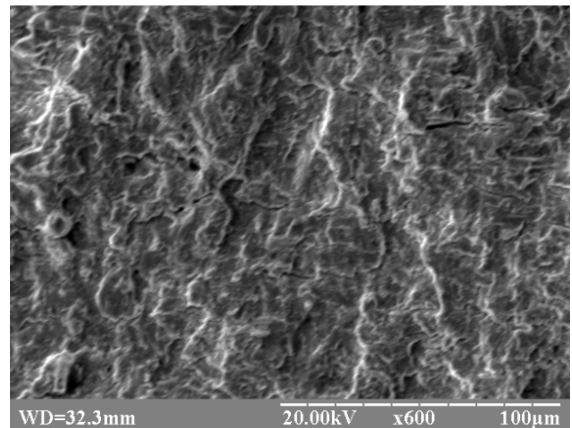
Третя ділянка РВТ визначає перехід механізмів деформування на макромасштабний рівень визначає підвищення швидкості РВТ. Механізми підростання тріщини набувають в'язкого характеру, що зумовлює зростання локалізації деформування та підвищення впливу ротаційної пластичності, рис.4.8б. Збільшення рівня пластичного деформування сприяє локалізації пластичних деформацій в околі елементів мікроструктури: включень, меж субзерен, мікроруйнуванню і розриву когерентних зв'язків включень і матриці, що пояснює утворення локальних зон ямкового відриву. Для «довгої» тріщини, на кінцях вторинних мікротріщин спостерігаються місцеві «надриви» матеріалу зразка, формування яких супроводжується зсувними деформаціями. Поширення тріщин супроводжується активізацію вторинного розтріскування і гілкування магістральної тріщини. На поверхні зразка формуються смуги локалізованого пластичного деформування розташовані під кутом $50...60$ °С до осі навантаження. Виявлено, що за частот навантаження 0,1 Гц та 1,0 Гц, механізми поширення тріщин є подібними, основні відмінності спостерігаються за умов розвинутої пластичності, яка є

вищою за частоти 0,1 Гц, що визначається більшим часом активного навантаження матеріалу.

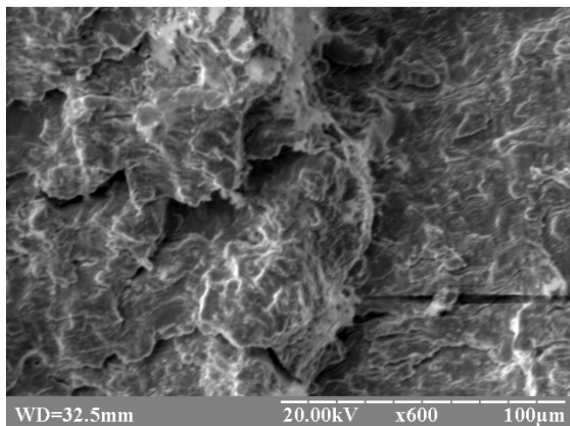
Вплив частоти на циклічну тріщиностійкість. Вплив частоти навантаження на циклічну тріщиностійкість зумовлений не лише зміною швидкості навантаження зразка, що спричиняє зниження часу розкриття



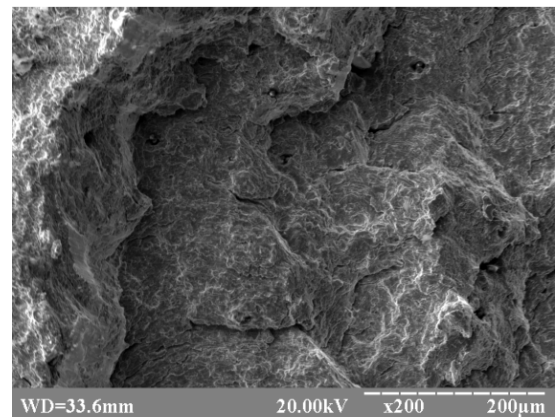
а



б



в



г

Рис. 4.8. Циклічна тріщиностійкість сталі 25X1M1Ф за частоти навантаження 0,1 Гц та 1,0 Гц та механізми руйнування матеріалу (див. т. I, II, III, які відповідають б, в, г).

тріщини й у її околі діють високі напруження. Важливим є взаємозв'язок між опором деформуванню та опором руйнуванню матеріалу, який пов'язаний із

впливом кінетики накопичення пошкоджень та деформацій на макро- і мікрорівнях, рис. 4.8.

Виявлено, що збільшення швидкості навантажування від 0,1 Гц до 1,0 Гц практично не впливає на швидкість РВТ на ділянці до $K_{max} < 38 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. У подальшому із зростанням K_{max} від 40 до 80 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$ швидкість РВТ за $f = 1,0$ Гц знижується у 2,0...4,0 рази, що особливо помітно поблизу ділянки нестабільного поширення тріщини.

Мікрорельєф зламу свідчить про міцність та пластичність матеріалу. Поверхню руйнування утворено «гребінчастим» рельєфом, орієнтованим під кутом 90° до напрямку поширення тріщини. Фронт тріщини поширювався неоднорідно, що свідчить про локалізацію деформацій на певних ділянках матеріалу.

Для обох частот, на зламах зразків спостерігали вторинні мікротріщини орієнтовані поперек напрямку поширення магістральної втомної тріщини, проте фронт тріщини сформованих за частоти 0,1 Гц містить більшу кількість ділянок із мікропластичною складовою руйнування, дещо менша частка мікросколювання матеріалу.

Локальні зниження РВТ при її призупиненні відображаються на бічній поверхні зразків, «переточування» тріщини є більш виразними є для частоти 0,1 Гц, що пов'язано із більшими дисторсіями поблизу вершини втомної тріщини [54].

Тріщиностійкість сталі 25Х1М1Ф у складі біметалу. Цікавим з наукової точки зору є поширення тріщини в негомогенній системі, коли макромасштабний рівень змінює механізми деформування та руйнування матеріалу на мікрорівні. В даному випадку наявність крихкої складової (сталі 15Х13МФ) послаблює тріщиностійкість біметалу, знижуючи його тріщиностійкість у 8,0...10,0 разів порівняно із монометалевим зразком. Під «крихкою» складовою біметалу розуміли один з двох його компонентів, який має нижчі характеристики пружності та пластичності. Сталь 15Х13МФ має умовну межу текучості $\sigma_{0,2} = 338 \text{ МПа}$, умовну межу міцності $\sigma_B = 456 \text{ МПа}$.

Це зумовлено зміною напружено-деформованого стану, особливо це проявляється при наближенні втомної тріщини до межі розділу складових біметалу. При поширенні тріщини у сталі 25Х1М1Ф на відстані 1...2 мм до поверхні розділу циклічна пластична зона розвивається й у матеріалі із меншою границею текучості – сталі 15Х13МФ. Поблизу вершини тріщини формуються смуги локалізованого пластичного деформування. Спочатку вони орієнтовані під кутом $40...50^{\circ}$ до осі навантажування і мають форму близьку до прямолінійної. Із наближенням до поверхні розділу на відстань до 1,0 мм вони набувають криволінійної форми. При цьому зростає локальна швидкість РВТ і відбувається проростання швидкості поширення тріщини через поверхню розділу біметалу, рис. 4.8.

Отримані у даній роботі результати підтверджуються висновками про можливість поширення втомної тріщини у ролику МБЛЗ з тримкого шару у покриття [158]. Вплив впливу поверхні розділу на механізми деформування та швидкість РВТ, визначається локальною зміною напружено-деформованого стану. Існуюча неоднорідність напружено-деформованого стану у зоні розділу спричиняє ефект екранування, локалізацію пластичності і інтенсифікацію пошкоджуваності, збільшуючи рушійну силу тріщини, що й зумовлює її проростання через поверхню розділу.

Виявлені макрозакономірності підтверджуються даними фактографічного аналізу. Тріщина поширюється за втомним механізмом із формуванням втомних борозенок, рис. 4.9 б.

Втомні борозенки орієнтовані паралельно плоским граням зразка зберігаючи таку орієнтацію практично по всій зоні поширення магістральної тріщини. Спостерігали також мікротріщини, що свідчить про активне гілкування магістральної тріщини. Мікротріщини орієнтовані паралельно втомним борозенкам. Наявність ділянок сколювання в зоні поширення магістральної тріщини підтверджує те, що розвиток відбувається за в'язко-крихким механізмом [54]. При K_{max} від 15 до 30 МПа $\sqrt{м}$ тріщина поширювалась за борозенковим механізмом руйнування.

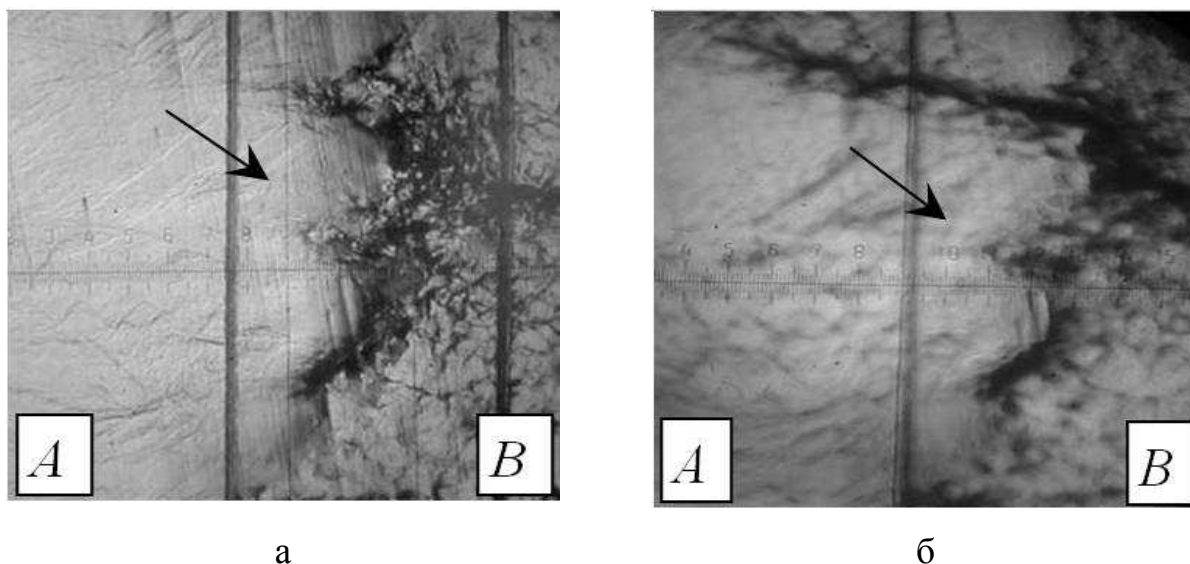
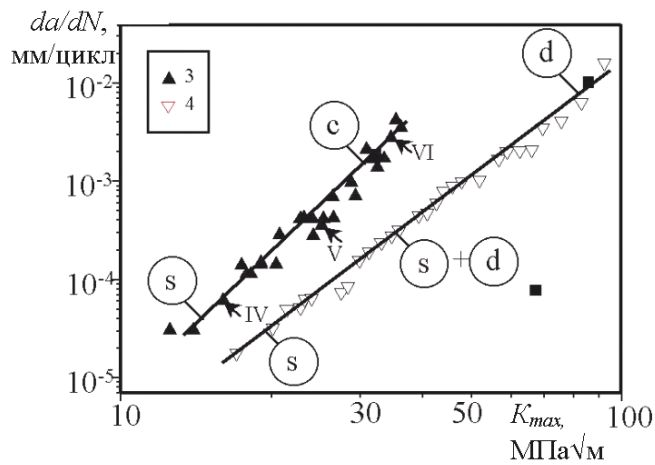


Рис. 4.9. Фотозображення ділянки з тріщиною у сталі 25X1M1Ф в околі поверхні розділу біматеріалу а - тріщина на відстані 0,5 мм від поверхні розділу; б - тріщина подолала поверхню розділу ($\times 70$), вказано стрілкою

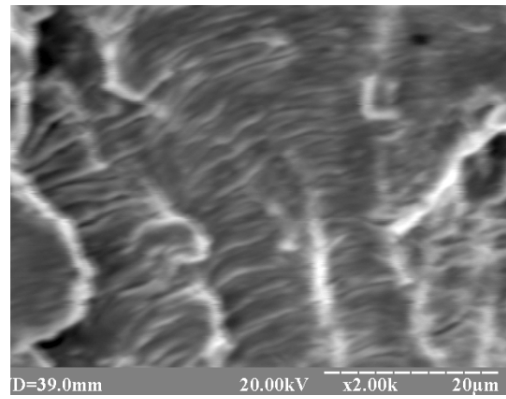
Поверхня розділу біметалу чітко ідентифікується на фрактограмі, за зміною механізмів поширення тріщини, рис. 4.10 в, г. У її околі виявлено ділянки квазісколювання, які є не типовими для високих значень K_{max} . Із наближенням до поверхні розділу біметалу втомні борозенки зникають, проте формуються квазікрихкі зсувні ділянки. Для неї характерна наявність мікропор, які декорують декорують зсувний, стрічковий мікрорельєф зламу. Очевидно вони є окремою квазістатичною складовою втомного зламу, яка спричиняє прискорення РВТ.

Співставляючимікромеханізми деформування бічної поверхні зразка при РВТ та аналізуючи поверхню руйнування виявлено, що тріщина поширювалась крихко-пластично. Можна стверджувати, що формування втомних борозенок на поверхні зламу і смуг локалізованого деформування бічної поверхні зразка є дві сторони єдиного процесу.

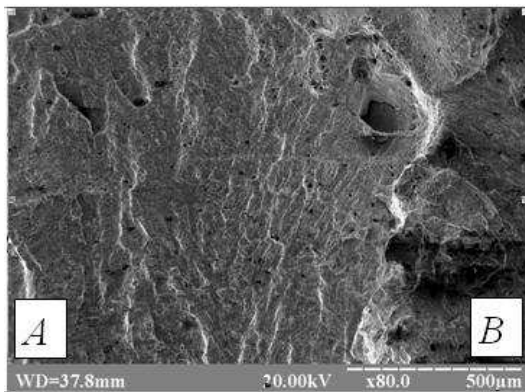
Збільшення швидкості РВТ сприяє формуванню переважаючого ямково-зсувного мікрорельєфу, а при досягненні $K_{max} = 50 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ – рельєфу ямкового відриву. Для біметалевих зразків чітко проявляються



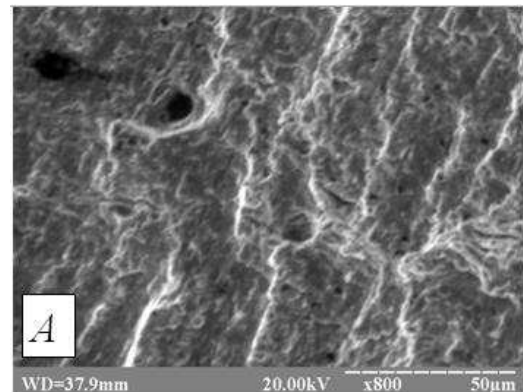
а



б



в



г

Рис. 4.10. Циклічна тріщиностійкість сталі 25X1M1Ф у моно- та біметалевому зразках та механізми їх руйнування див. т. IV, V, VI, які відповідають б, в, г).

мікрофрактографічні ознаки прискорення РВТ – поблизу поверхні розділу біметалу - ділянки інтеркристалічного сколювання. Ріст тріщини поступово набуває крихко-пластичного характеру.

Взаємозв'язок між макро- та мікрошвидкістю РВТ. Швидкість РВТ у монометалевих та біметалевих зразках співставляли із мікрошвидкістю, яку визначали за кроком втомних борозенок, виявлених за певного K_{max} . Розміри елементів мікрорельєфу (кроку втомних борозенок та діаметру ямок) вимірювали безпосередньо на зображенні, на екрані РЕМ із використанням спеціальних мікрометричних ноніусів. На рис. 4.10 подано усереднені результати визначення мікрошвидкості за результатами 3...5 вимірів, які

дозволили оцінити механізмами деформування та руйнування матеріалу на різних структурних рівнях.

Слід зазначити що мікрошвидкість для обох типів досліджених зразків у 2,0...3,0 рази менше макрошвидкості. У дослідженому діапазоні швидкостей, макрошвидкість у біметалі у 4...7 разів більша ніж у монометалевому зразку, а мікрошвидкість більша у 2,0...3,0 рази.

ВИСНОВКИ

1. Було розроблено нову фізичну модель ролика МБЛЗ, яка дозволяє досліджувати вплив зупинок лиття на зміни температурних полів ролика на різних відстанях від поверхні. Порівняння модельного і експлуатаційного температурного циклу в ролику МБЛЗ показало задовільне узгодження. Отримані дані представляють теоретичний інтерес при аналізі теплофізичних властивостей матеріалів роликів, при оцінці термонапружень бочки ролика МБЛЗ.

2. Досліджено кінетику поширення тріщини у сталі 25Х1М1Ф при 20 °С, за частот навантажування 0,1 Гц та 1,0 Гц. Виявлено що за $K_{max} < 38$ МПа√м сталь є нечутливою до частоти навантажування. Підвищення частоти навантажування в діапазоні $K_{max} = 40 \dots 80$ МПа√м знижує швидкість поширення тріщини у 2,0...4,0 рази

3. Виявлено що біметалевому зразку циклічна тріщиностійкість сталі 25Х1М1Ф є нижчою у 8,0... 10,0 разів ніж у моно матеріалі. Проаналізовано мікромеханізми руйнування матеріалу на різних ділянках кінетичної діаграми.

4. Досліджено вплив експлуатаційних температур на тріщиностійкість сталі 25Х1М1Ф побудовано рівняння опису закономірностей росту тріщин. За результатами аналізу фрактограм зламів показано взаємозв'язок мікро- і макромеханізмів росту втомної тріщини. Слід зазначити що мікрошвидкість для обох типів досліджених зразків у 2,0...3,0 рази менше макрошвидкості. У дослідженому діапазоні швидкостей, макрошвидкість у біметалі у 4...7 разів більша ніж у монометалевому зразку, а мікрошвидкість більша у 2,0...3,0 рази.

5. Одержані результати є основою прогнозування впливу високих та підвищених температур на залишкову довговічність ролика МБЛЗ після визначення параметрів тріщиноподібних дефектів методами неруйнівного контролю.

РОЗДІЛ 5

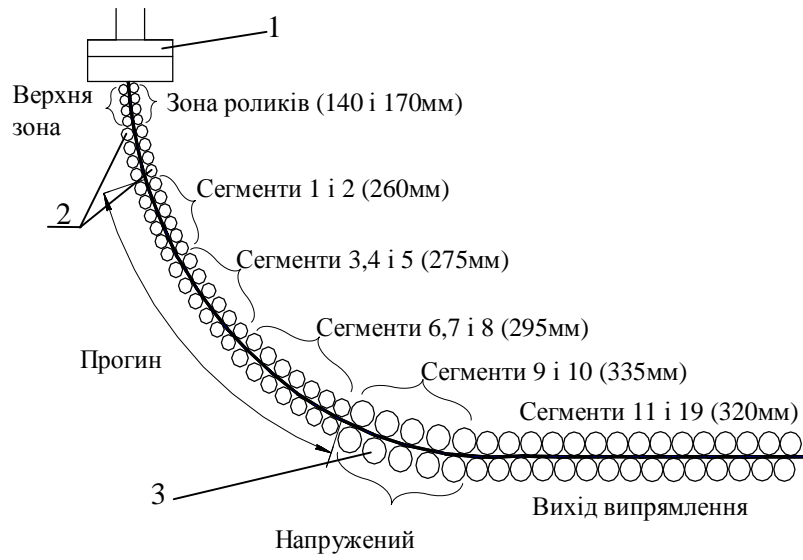
МОДЕЛЮВАННЯ РОСТУ ПОВЕРХНЕВОЇ ТРИЩИНИ В РОЛИКУ МАШИНИ БЕЗПЕРЕРВНОГО ЛИТТЯ ЗАГОТОВОК

За відносно короткий період з початку 60-х років технологія безперервного лиття пройшла шлях від перших невеликих напівпромислових агрегатів до сучасних високопродуктивних МБЛЗ. Створення МБЛЗ різних типів (вертикальні, горизонтальні, з нахилом, роторні та ін.) дозволило отримувати безперервним литтям труби, профілі різного сортаменту, тонкий лист і т.п.

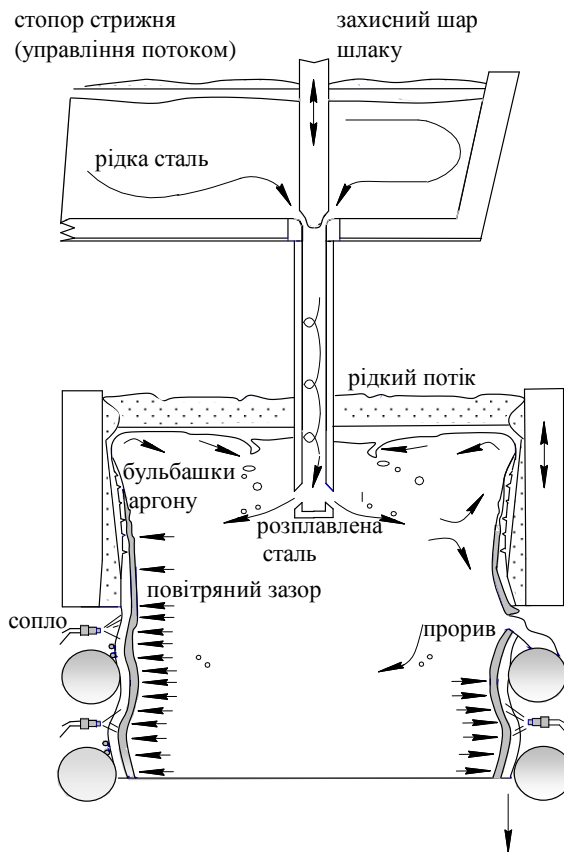
Згідно з технічними прогнозами подальше зростання продуктивності слябових МБЛЗ відбуватиметься за рахунок збільшення коефіцієнту використання машин, рис. 5.1. На високопродуктивні слябові МБЛЗ, які забезпечують широкополосні стани заготовками, припадає близько 2/3 обсягу безперервного лиття заготовок. Унаслідок відносно великої ширини слябу та його товщини, ролики розливного струмка слябової МБЛЗ експлуатуються у жорсткіших умовах, ніж ролики інших МБЛЗ. В зв'язку з цим, в якості досліджуваного об'єкта вибрано ролики вказаних вище машин [140,141]. Для аналізу навантажування роликів використовували дані отримані для різних слябових машин криволінійного типу, оскільки навантажуваність роликів у межах одного типу МБЛЗ приблизно однакова. Будову машини МБЛЗ наведено на принциповій схемі рис. 5.1.

Характеристики слябової МБЛЗ: річна продуктивність 1,7 млн. т. заготовок; товщина сляба 231 мм, ширина сляба 1170-2286 мм; швидкість розливання до 1,7 м/хв.; загальна довжина підтримуючої системи від кристалізатора до горизонтального виходу з установки 35 м; система містить 16 роликових секцій з 92 роликами [140].

Поверхнєве розтріскування – поширене явище для матеріалів, які експлуатуються за циклічної зміни температур, зокрема, в металургії. Робочі



а



б

Рис. 5.1. Принципова схема розливного струмка слябової МБЛЗ:

1 – розливальний ковш; 2 – сегменти роликів; 3 – ролики слябової загото

поверхні основних металургійних конструкцій – валків прокатних станів, роликів машин безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) – пошкоджуються “сіткою розгару” [142-144].

Залишкова довговічність роликів машини безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) визначається часом росту поверхневих втомних тріщин. Серед причин виникнення тріщин відзначимо технологічні особливості експлуатації роликів. Ресурс цих важливих конструкційних елементів залежить від швидкості розливки, циклічної зміни температури, а також прогину ролика на криволінійній ділянці зони вторинного охолодження [145].

Вплив експлуатаційних навантажень та швидкості розливки на тріщиностійкість і термовтому матеріалів роликів МБЛЗ досліджено у працях, у яких запропоновано критерії оцінювання граничного стану конструкційних елементів, проаналізовано вплив швидкості безперервного лиття на напружено-деформований стан конструкції [140].

Проте накопичений емпіричний та теоретичний матеріал одержано переважно на лабораторних зразках та розглянуто у вигляді детермінованих закономірностей. Актуальною проблемою є задача оцінювання залишкового ресурсу роликів МБЛЗ з огляду на статистичний розкид характеристик механічних властивостей матеріалу. Наявні методики розрахунку залишкової довговічності роликів у окремих випадках спричиняють похибки оцінювання ресурсу до 5 разів [159].

Прикладом типової конструкції роликової проводки зони вторинного охолодження МБЛЗ криволінійного типу, є слябові МБЛЗ ВАТ МК ім. Ілліча загальною продуктивністю 5 млн. тонн стали в рік, що дозволяють робити виливок слябів перетином 250x750...2350 мм зі швидкістю 0,2...1,5 м/хв.

Конструктивно, ЗВО МБЛЗ МК ім. Ілліча " розділено на 12 секцій. Базовий радіус, по якому описана вісь радіальної ділянки технологічного каналу машини, $R=8$ м [137]. У роликовій проводці ЗВО кожного струмка встановлено по 98 пар роликів у верхньому та нижньому рядах. Всі ролики

верхнього ряду виконані не привідними. В нижньому ряді розташовуються як привідні, так і не привідні ролики.

Зусилля витягування злитка при розливанні слябів шириною 1100-2350 мм формується 70 приводними роликами. Розподіл кількості роликів за зовнішнім діаметром, які переміщують злиток вздовж технологічного каналу ЗВО приведено нижче:

Технічні дані роликової проводки по ділянках ЗВО. Радіальна ділянка:

Роликова проводка конструктивно розділена на секції, у кожній з яких відстань між сусідніми роликами і їх діаметр залишаються постійними. Це робиться для зручності їх виготовлення і настроювання [157].

діаметр роликів 1.. .5, мм... 140

діаметр роликів 6...10, мм... 220

діаметр роликів 11.. .20, мм... 240

діаметр роликів 21.. .28, мм... 270

передаточне число редукторів роликів діаметром:

240, мм... 562,5

270, мм... 637,5

кількість приводів... 16.

Криволінійна ділянка:

діаметр роликів 29...48, мм... 330

передаточне число редукторів... 685,0

кількість приводів... 20.

Горизонтальна ділянка:

діаметр роликів 49...98, мм... 330

передаточне число редукторів... 685,0

кількість приводів... 34.

5.1 Методика прогнозування росту втомної тріщини.

Моделювали ріст поверхневої півеліптичної втомної тріщини у ролику МБЛЗ зі сталі 25Х1М1Ф, рис. 5.2.

МЕТОДИКА РОЗРАХУНКУ ГРУНТУЄТЬСЯ НА ПРИПУЩЕННЯХ:

1. Напружений стан ролика з тріщиною описували на основі підходів лінійної механіки руйнування.
2. Впливом вторинних тріщин термомеханічної втоми нехтували.
3. Довговічність ролика визначали для робочої температури 375°C , перегрівом поверхні ролика нехтували
4. Тріщина поширюється лише на розтягуючій ділянці циклу навантажування ролика.

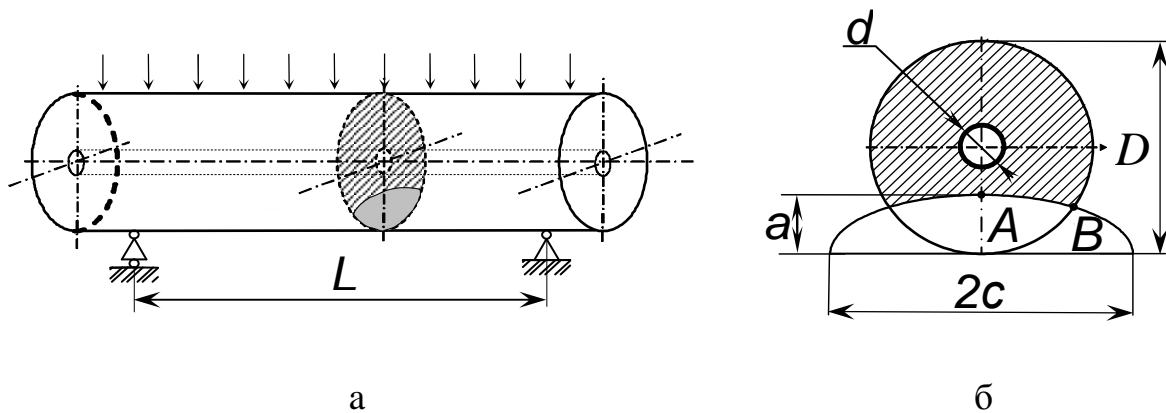


Рис. 5.2. Схема навантажування ролика МБЛЗ – а та геометричні параметри перерізу з півеліптичною тріщиною – б

Ролик розглядали як товстостінний порожнистий циліндр діаметром $D = 320$ мм із охолоджувальним отвором діаметром $d = 80$ мм. Відстань між опорами становить $L = 2000$ мм. Поверхнева півеліптична тріщина розташована у центральному перерізі ролика, перпендикулярно до його

повздожньої осі. Залишкову довговічність ролика МБЛЗ оцінювали за наступних припущень:

- розглядали поширення лише однієї поверхневої півеліптичної тріщини початковою глибиною $a_0 = 15$ мм;

- впливом термічної складової на напружено-деформований стан у вершині півеліптичної тріщини нехтували, оскільки при глибині тріщини 15 мм і більше коливання температури протягом одного оберту ролика незначне;

- температура в серединному перерізі зразка стала і рівна 375°C ;

- матеріал ролика є ізотропним;

- геометричні параметри ролика упродовж експлуатації є сталими;

- параметр C рівняння Паріса має статистичний розкид, який описується відповідним законом розподілу.

Зовнішнє навантаження на ролик зумовлене феростатичним тиском стовпа рідкого металу на оболонку слябу, який підтримується роликами, а також зусиллями від випрямлення злитка та іншими факторами [149]. Моделювали ріст поверхневої втомної тріщини у ролику (рис 5.1, а) за коефіцієнту асиметрії циклу навантаження $R = K_{min}/K_{max} = 0$ (тут K_{min} , K_{max} – найменший та найбільший коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН), відповідно) і розмаху напружень $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} = 257$ МПа (тут σ_{max} , σ_{min} – найбільше та найменше напруження, відповідно).

КІН для товстостінного циліндра з поверхневою півеліптичною тріщиною визначали за формулою [160]:

$$K = \sigma_{bg} \sqrt{\pi a} \cdot Y \quad (5.1)$$

Поправкова функція для найглибшої точки А, рис.5.1,б.

$$Y = 0,5 + 4,78 \frac{a}{D} - 30,6 \left(\frac{a}{D} \right)^2 + 68 \left(\frac{a}{D} \right)^3 \quad (5.2)$$

де a – глибина тріщини; σ_{bg} - нормальні напруження в розрахунковому перерізі ролика; $\sigma_{bg} = M_{bg} / W_b$, де M_{bg} - згинальний момент; W_b - момент опору перерізу ролика; $W_b = \frac{\pi}{32D}(D^4 - d^4)$.

Поправкову функцію для точки С не обчислювали, вважаючи що форма фронту тріщини є постійною, рис. 5.1 б.

КІН півеліптичної тріщини в порожнинному ролику при моделюванні її поширення із врахуванням зміни форми фронту визначали за чисельними даними Карпінтері.

$$K_{A(C)} = \sigma_{bg} \sqrt{\pi a} Y_{A(C)} \quad (5.3)$$

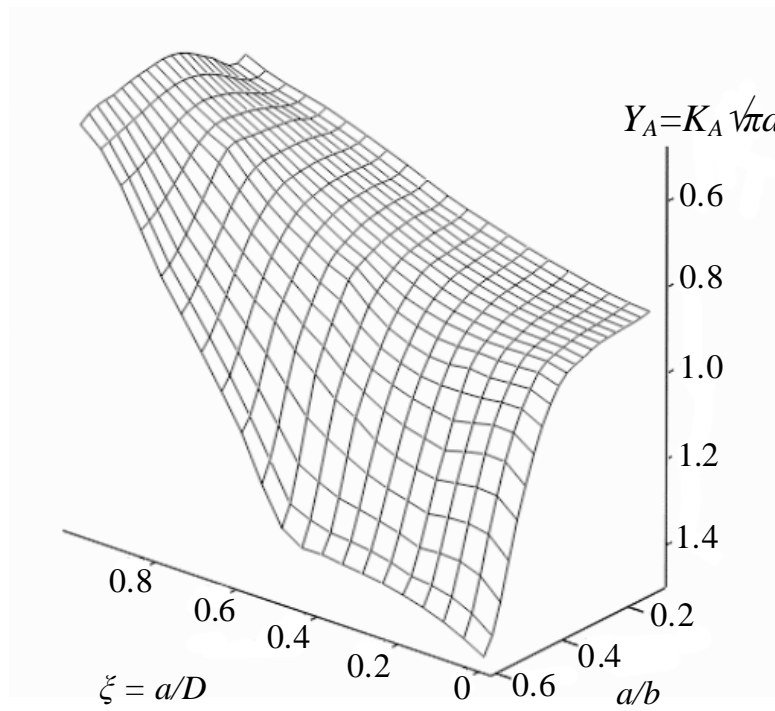
Для зручності моделювання проведено апроксимацію чисельних даних праці і побудовано поверхні безрозмірних КІН $Y_{A(C)} = K_{A(C)} / \sigma_{bg} \sqrt{\pi a}$ залежно від нормалізованої глибини тріщини a/D і форми її фронту a/c рис. 5.3).

Швидкість росту втомних тріщин da/dN в сталі 25Х1М1Ф визначали при 375 °С, за одновісного розтягу прямокутних зразків товщиною 5 мм і шириною 25 мм із бічною тріщиною при $R = 0$ на електрогідравлічній випробувальній машині СТМ 100. Частота навантаження 0,1 Нз, форма циклу трикутна. Характеристики механічних властивостей сталі при 375 °С : границя текучості $\sigma_y = 670$ МПа і границя міцності $\sigma_u = 690$ МПа, хімічний склад наведено в праці [139].

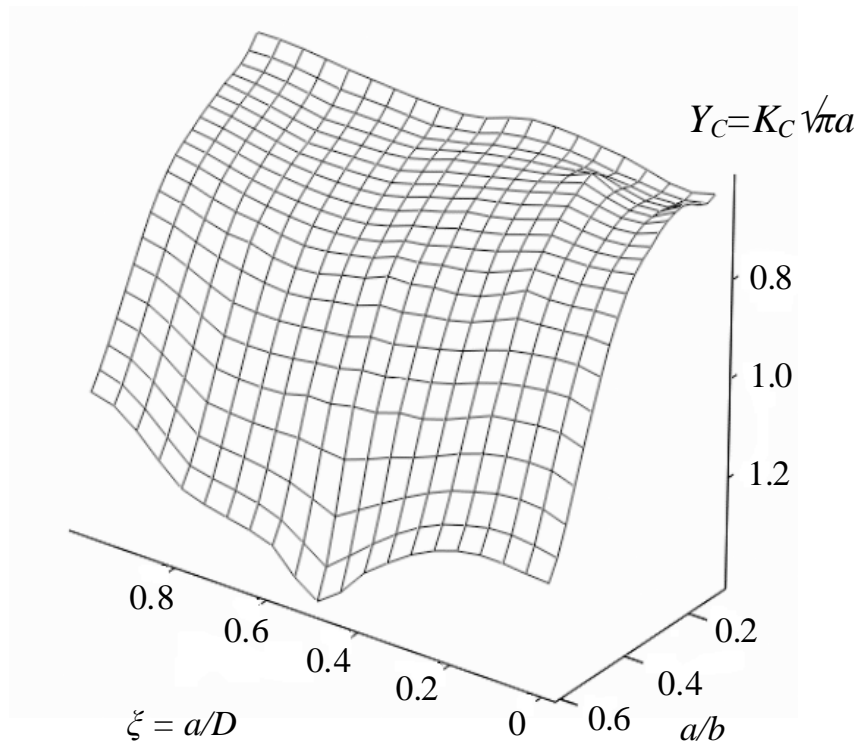
Отримані експериментальні залежності da/dN - ΔK (рис. 5.3,а) апроксимували рівнянням Паріса

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (5.4)$$

де m , C – параметри, які визначали з експерименту. Для сталі 25Х1М1Ф при 375 °С: $C = 9,26 \cdot 10^{-11}$ мм/цикл/(МПа 0,5), $m = 4,09$.



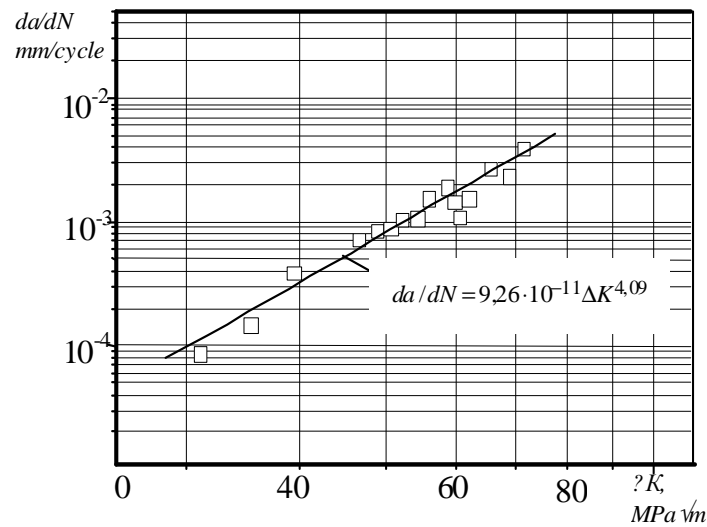
а



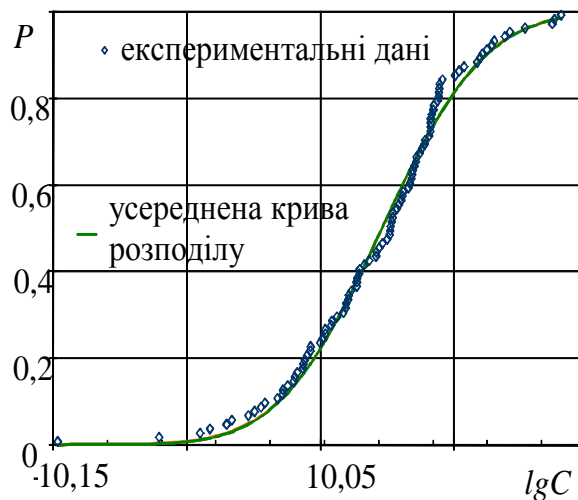
б

Рис. 5.3. Поверхня зміни КІН у найглибшій точці А фронту півеліптичної тріщини– а та точці С на поверхні – б обчислені за даними Карпінтері

Параметр $\lg C$ для сталі 25Х1М1Ф (рис. 5.4 б) розглядали як нормально та логарифмічно-нормально розподілену випадкову змінну.



а



б

Рис. 5.4. Залежність швидкості РВТ в сталі 25Х1М1Ф від розмаху КІН – а та розподіл коефіцієнта $\lg C$ – б при температурі 375 °С, $R=0$ і $f = 0,1$ Гц

Експериментальні дані апроксимували за методом найменших квадратів та визначали параметри розподілу $\lg C$. Припущення щодо функції

розподілу оцінювали за критерієм Андерсон Дарлінга (A-D) згідно методики [161].

Оскільки параметри тріщиностійкості C і m є взаємозалежними, то розкид даних описували за фіксованого m 4,09 і змінного C . Формуючи вибірки, що містять не менше п'яти точок із середньоамплітудної ділянки діаграми втомного руйнування, побудували функції розподілу для $\lg C$. Логарифмічно-нормальний та нормальний розподіли $\lg C$ (із середнім $S = -10,027$ і стандартним відхиленням $\sigma = 0,0302$) є прийнятними (суцільні криві на рис. 5.4 б).

Зокрема, статистичне та критичне значення A-D критерію у припущенні нормального закону розподілу із визначеними параметрами становили 0,515 та 0,754 відповідно, для рівня значущості $\sigma_3 = 0,05$. Цим рівнем значущості користувалися і надалі.

Ріст поверхневої втомної тріщини в ролику МБЛЗ в радіальному (т. А) і коловому (т. В) напрямках визначали із системи рівнянь типу Паріса:

$$\begin{cases} \frac{da}{dN} = C(\Delta K_A)^m, \\ \frac{dc}{dN} = C(\Delta K_B)^m; \end{cases} \quad (5.5)$$

де K_A , K_B – КІН нормального відриву відповідно в т. А і т. В фронту тріщини.

Для моделювання РВТ використовували нормальний розподіл параметра $\lg C$. Геометричні параметри тріщини відповідали експлуатаційним [6]. Розглядали наступні початкові та граничні умови: початкова глибина тріщини $a_0 = 15$ мм, коефіцієнт форми фронту початкової тріщини $a_0/c_0 = 0,25$; гранична кількість циклів навантаження $N_f = 20000$ циклів; гранична глибина тріщини $a_f = 45$ мм.

Спрощена модель. Вважали, що втомна тріщина поширюється за сталого коефіцієнту форми фронту тріщини $a/c = 0,25$. Систему

диференціальних рівнянь (5.6) розв'язували чисельно методом Рунге-Кутта п'ятого порядку [161]. РВТ моделювали двома методами, для кожного з яких проведено 100 проб. У пробі вибирали псевдовипадкові значення C згідно функції, оберненої до функції розподілу $\lg C$. При першому способі задавали значення кінцевої довговічності ($N = 20000$ циклів), і в результаті проб отримували розподіл кінцевої глибини тріщини. У другому випадку приймали, що дефект є критичним за глибини 45 мм, і одержували розкид довговічності.

Результати моделювання аналітично описували трипараметричною функцією розподілу Вейбулла та функцією нормального розподілу для вибірок глибини a та довговічності N , рис. 5.5 а, б.

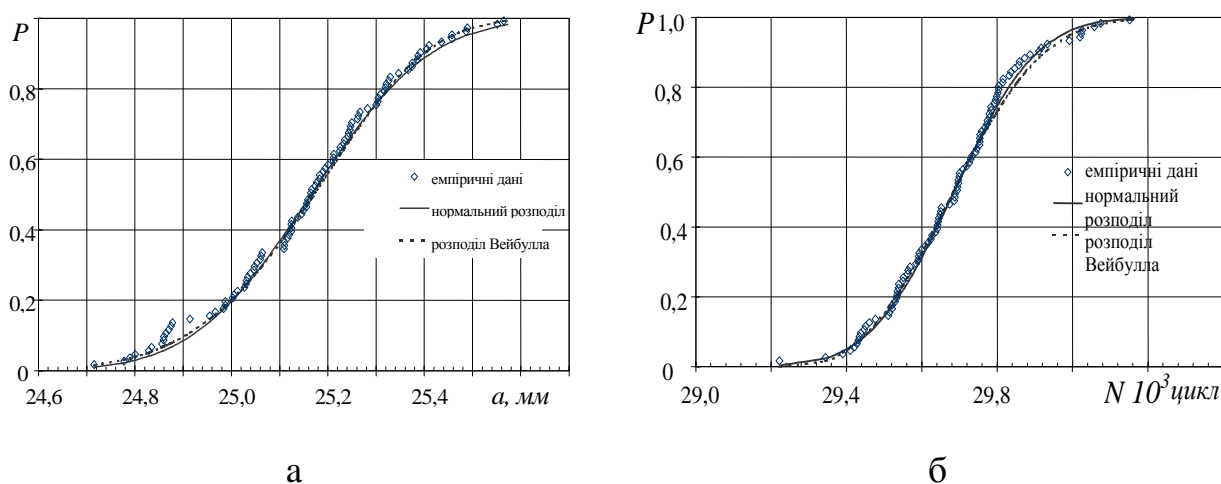


Рис. 5.5. Розподіл глибини тріщини для $N_f = 20000$ циклів – а) і довговічності для $a_f = 45$ мм – б)

Густина трипараметричної функції розподілу Вейбулла має вигляд:

$$f(x) = \frac{\beta}{\eta} \left(\frac{x - x_0}{\eta} \right)^{\beta-1} \exp \left[- \left(\frac{x - x_0}{\eta} \right)^\beta \right] \quad (5.6)$$

Параметри статистичного розподілів глибини тріщини та довговічності у припущенні функції розподілу Вейбулла, а також результати перевірки статистичних гіпотез за A-D критерієм.

Для $N_f = 20000$ циклів медіана випадкової змінної глибини тріщини $a_f = 25,15$ мм. Ймовірність того, що глибина тріщини досягне значення не більшого за 25,4 мм становить 90%. Середнє значення випадкової змінної довговічності для кінцевої глибини тріщини $a_f = 45$ мм наближено дорівнює 29700 циклів. Із ймовірністю 90% довговічність моделі ролика не перевищить 29900 циклів.

5.2 Моделювання поширення тріщини із урахуванням зміни форми фронту.

На основі запропонованої методики змодельовано підростання поверхневої втомної тріщини в ролику МБЛЗ з урахуванням зміни співвідношення півосей еліпса та розкиду параметрів циклічної тріщиностійкості. КІН обчислювали за чисельними даними Карпінтері.

Отримано функції розподілу кінцевих глибин поверхневої втомної тріщини ролика для наперед заданої кількості циклів $N_f = 20000$ циклів (рис. 5.5 а) навантажування або заданого розміру граничного дефекту $a_f = 45$ мм, рис. 5.5 б.

Порівнюючи результати, одержані за спрощеною методикою та із урахуванням зміни фронту тріщини, слід зазначити що залишкова довговічність ролика за глибини тріщини до $a = 22$ мм є майже однаковою, рис. 5.6. При подальшому підростанні втомної тріщини змінюється форма її фронту, спричиняючи відмінність у обчисленій залишковій довговічності. Зокрема, для глибини $a = 45$ мм, розрахунок за спрощеною процедурою на 25% занижує кількість циклів навантаження (залишкову довговічність ролика) порівняно із розрахунком, в якому КІН обчислювали з урахуванням зміни форми фронту тріщини.

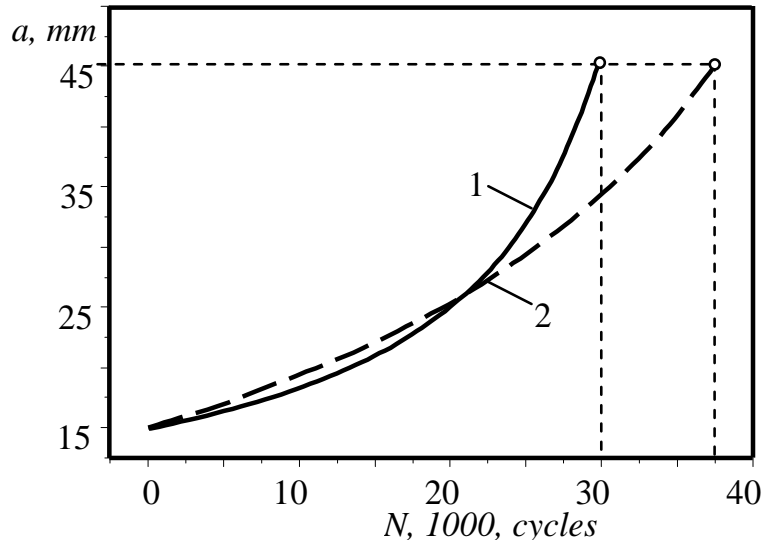


Рис. 5.6. Залежність глибини тріщини від кількості циклів навантаження за спрощеною методикою (П.О. Маруцак, 2009) – (1) та з урахуванням зміни фронту тріщини при обчисленні КІН (2)

Розроблено методику визначення залишкової довговічності роликів МБЛЗ на основі аналізу НДС товстостінного циліндра з півеліптичною тріщиною із урахуванням зміни форми фронту тріщини і статистичного розкиду характеристик циклічної тріщиностійкості. Методика дає можливість визначити параметри розподілу допустимої довжини тріщини для заданої кількості циклів навантаження і функцію розподілу довговічності для заданої допустимої глибини тріщини.

Змодельовано ріст півеліптичної втомної тріщини в моделі ролика МБЛЗ. Параметр lgC рівняння Періса розглядали як нормально розподілену випадкову змінну. За результатами моделювання отримано розподіли кінцевої глибини тріщини a_f для $N_f=20000$ циклів та втомної довговічності N_f для $a_f = 45$ мм.

Висновки

1. Результати оцінювання залишкової довговічності суцільнокованого ролика МБЛЗ отримані на основі розробленої вище методики складають теоретичну основу для прогнозування імовірності руйнуванню роликів під час експлуатації, підвищенню надійності їх роботи. Крім того вона дозволяє вирішити наступні практичні задачі на етапі проектування:

- оцінити ресурс гарантовано безпечної експлуатації роликів із урахуванням очікуваних дефектів та умов навантажування;
- встановити допустимий рівень пошкодженості за максимально можливого рівня робочих навантажень, та температур;
- забезпечити вибір матеріалу із заданим комплексом характеристик циклічної тріщиностійкості за умов високотемпературної втоми;
- оцінити степінь їх небезпеки та розробити оптимальні режими експлуатації роликів за даними методів неруйнівного контролю визначати параметри існуючих дефектів на етапі експлуатації;
- обґрунтовувати черговість та обсяг оглядів та контролю і своєчасного виявлення дефектів;
- обґрунтовувати можливість подальшої експлуатації ролика із виявленими тріщинами;

2. Практичне застосування запропонованої методики сприяє підвищенню експлуатації та надійності МБЛЗ. Обґрунтований вибір норм допустимих дефектів при виготовленні та експлуатації суцільнокованих роликів МБЛЗ, дозволяє виявляти пошкодження та запобігати виникненню аварійних ситуацій, та більш повно використовувати ресурс цих важко навантажених деталей за рахенок оптимізації режимів їх експлуатації за усталеного росту втомних тріщин.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

У дисертації наведено теоретичне узагальнення і нове вирішення наукової задачі, що полягає у виявленні основних закономірностей впливу експлуатаційних температур на циклічну тріщиностійкість сталі 25X1M1Ф і розробці методики оцінювання залишкового ресурсу ролика МБЛЗ.

1. Розроблений комплекс методик автоматизованого дослідження високотемпературної тріщиностійкості теплостійкої сталі в умовах високотемпературної втоми за низькочастотного навантажування, який підвищує достовірність експериментальних результатів за рахунок вдосконалення системи керування випробувальною машиною.

2. Виявлено основні закономірності впливу температури, навантажування на кінетику поширення тріщин в сталі 25X1M1Ф в умовах втоми.

3. Встановлено, що для обох сталі 25X1M1Ф за усіх режимів випробувань переважаючим був внутрішньозеренний мікромеханізм руйнування з наявністю втомних борозенок. За більших значень КІН ($\Delta K_{bi} \geq 40,0 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) реалізується механізм ямкового відриву. Підвищення температури з 20°C до $+600^{\circ}\text{C}$ призводить міжзеренне руйнування сталі 25X1M1Ф при $\Delta K_b = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, що є наслідком зменшення зернограничної міцності.

4. Фізично обґрунтовано вплив частоти та форми циклу навантажування на кінетику поширення втомних тріщин. На основі кількісних фрактографічних досліджень виявлено, що вплив частоти та форми циклу навантажування на мікрошвидкість росту втомної тріщини (крок борозенок) аналогічний впливу на макрошвидкість, із збільшенням витримки крок борозенок зменшується, що пов'язано із релаксацією напружень, обумовленою накопиченням пластичності та повзучістю у вершині тріщини.

5. Виявлено зростання частки міжзеренного руйнування, а також сліди пластичного деформування борозенок у зламі зразка із збільшенням часу

перебування при максимальному навантаженні, що свідчить про накопичення пластичної деформації у вершині тріщини під час її поширення. Запропоновані схеми поширення тріщини втоми та втоми-повзучості за короткотривалих та довготривалих витримок на основі дослідження мікро- та макрошвидкості росту тріщини, а також аналізу мікромеханізмів руйнування.

б. Запропонована методика інженерного оцінювання залишкової довговічності суцільнокованого ролика МБЛЗ, яка ґрунтується на аналізі напружено-деформованого стану циліндра, підходах лінійної механіки руйнування і уточнює довговічність ролика з початковими дефектами з урахуванням впливу частоти експлуатаційного навантаження.

ПЕРЕЛІК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

- 1 **Партон В. З.** Упругопластичная механика разрушения/ В. З. Партон, Е. М. Морозов, – М.: Мир.- 1978. – 416 с.
- 2 **Броек Д.** Основы механики разрушения / Д. Броек // М.: Высш. шк.- 1980.-367 с.
- 3 **Панасюк В. В.** Прочность и механика разрушения материалов (Развитие исследований в СССР, начиная с 50-х годов XX века) / В. В. Панасюк // ФМИ им. Г. В. Карпенко АН УССР. - Препр. - Львов.- 1987.-61 с.
- 4 **Махутов Н. А.** Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность / Н.А. Махутов // М.: Машиностроение.- 1981. - 272 с.
- 5 **Нотт Дж. Ф.** Основы механики разрушения/ Дж. Ф. Нотт // М.: Металлургия.- 1978. – 256 с.
- 6 **Панасюк В. В.** Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов / В.В. Панасюк, А.Е. Андрейкив, С.Е. Ковчик // Киев: Наук. Думка.- 1977. – 278 с.
- 7 **Evaluation of SCC crack behavior in zirconium and zircaloy-2 using nonlinear fracture mechanics parameters/ Nagai M., Shimada S., Nishimura S., Ueda H., Yagawa G. // Nuclear Engineering and Design.- 1985.-Vol. 88.- P. 319-326.**
- 8 **Skallerud B.** Two-parameter fracture assessment of surface cracked cylindrical shells during collapse / B. Skallerud, E. Berg, K. R. Jayadevan // Engineering Fracture Mechanics.- 2006.- Vol. 73.- P. 264-282.
- 9 **Curbishley I.** Macroscopic creep crack growth in type 316 stainless steel.: III. Application of linear and nonlinear elastic fracture mechanics/ I. Curbishley, R. Pilkington, G.J. Lloyd // Engineering Fracture Mechanics.- 1986.- Vol 23.- P. 401-422.

- 10 **Saxena A.** Role of nonlinear fracture mechanics in assessing fracture and crack growth in / A. Saxena // Engineering Fracture Mechanics.- 2007.- Vol. 74.- P. 821-838.
- 11 **Nagai M.** Evaluation of SCC crack behavior in zirconium and zircaloy-2 using nonlinear fracture mechanics parameters / M. Nagai, S. Shimada, S. Nishimura, H. Ueda, G. Yagawa // Nuclear Engineering and Design.- 1985.- Vol. 88.- P. 319-326.
- 12 Two field multibody method for periodic homogenization in fracture mechanics of nonlinear heterogeneous materials / F. Perales F., S. Bourgeois, A. Chrysochoos, Y. Monerie // Engineering Fracture Mechanics.- 2008.- Vol. 75. - P. 3378-3398.
- 13 **Jian-ping Zuo** A nonlinear strength criterion for rock-like materials based on fracture mechanics / Jian-ping Zuo, Hong-tao Li, He-ping Xie, Yang Ju, Su-ping Peng //International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences.- 2008.- Vol. 45.- P. 594-599.
- 14 **Yoshika O.** T_{ϵ}^* integral as a crack growth criterion / O. Yoshika O., S.K. Albert, O. Hiroshi, N. Satya, W.T. Paul // Mechanics of materials.- 1998. Vol.- 28.- P. 147-154.
- 15 **Ковпак В. И.** Оценка достоверности прогнозирования длительной прочности металлических материалов на большие строки службы / В. И. Ковпак // Проблемы прочности.-1990.-№2.-С34-39.
- 16 **Гольденблат И. И.** Длительная прочность в машиностроении / И. И. Гольденблат, В.Л. Бажанов, В.А. Копнов, М.: Изд-во Машиностроение, 1977. - 248 с.
- 17 **Ромашов Р. В.** Определение характеристик длительной прочности материалов по результатам испытаний ограниченной длительности / Р.В. Ромашов // Мат. конф. «Успехи современного естествознания».- 2006.- № 11.- С. 69-71.
- 18 **Шестериков С. А.** Метод темпе-ратурно-силового

- прогнозирования длительной прочности металлов / С.А.Шестериков, А.Л. Аршакуни, Л.В. Чередеева // Проблемы прочности. - 1989. - № 9. - С. 6-9.
- 19 **Аршакуни А. Л.** Учет зависимости энергии активации от температуры в определяющем соотношении длительной прочности металлов / А.Л. Аршакуни, Л.В. Чередеева // Проблемы прочности. - 1989. - № 12. - С. 11-18.
- 20 **Аршакуни А. Л.** К выбору определяющих соотношений длительной прочности металлов / А.Л. Аршакуни, Л.В. Чередеева // Проблемы прочности. - 1990. - № 5. - С. 26-20.
- 21 **Аршакуни А. Л.** Расчеты и испытания на прочность. Методы расчетно-экспериментального определения характеристик ползучести и длительной прочности / А.Л. Аршакуни, С.А. Шестериков, Г.П. Мельников, Л.В. Чередеева и др., М.: ВШИШАШ. -1990. - 51 с.
- 22 **Кривенюк В. В.** Прогнозирование длительной прочности тугоплавких металлов и сплавов / В.В. Кривенюк // К.: Наукова Думка.- 1990.- 247 с.
- 23 **Петров В.А.** Способ определения длительной прочности материала / В.А. Петров, Г.В. Петров // Патент России № 2167404: Б.И.- 2001- № 14.
- 24 **Brocks W.** Numerical investigations on the significance of J for large stable crack growth / W. Brocks, H. Yuan // Eng. Fracture Mechanics.- 1989. – P. 459-468.
- 25 **Atluri S.N.** An equivalent domain integral method for computing crack-tip integral parameters in non-elastic, thermo-mechanical fracture / S.N. Atluri, C.P. Nikishkov // Eng. Fracture Mechanics.- 1987. – Vol. 26. – P. 851-867.
- 26 **Pyo C. R.** An elastic-plastic finite element alternating method for analyzing wide spread fatigue damage in aircraft structures / C. R. Pyo,

- H. Okada, S. N. Atluri // *Comput. Mechanics.*- 1995.-. Vol. 16.- P. 62 - 68.
- 27 **Brust F.W.** A combined numerical/experimental study of ductile crack growth after a large unloading, using T^* , J and CTOA criteria // F.W. Brust, J.J. McUowan, S.N. Atluri // *Eng. Fracture Mechanics.*- 1986. Vol. 3. – P. 537-550.
- 28 **Further studies on elastic-plastic stable fracture** utilizing the T^* integral / F.W. Brust, T. Nishioka, S.N. Atluri, M. Nakagaki // *Fracture Mechanics.* - 1985. – Vol. 22. - P. 1079-1103.
- 29 **Slonesifer R. C.** On a study of (the ΔT) and C^* integrals for fracture analysis under non-steady creep / R. C. Slonesifer, S.N. Atluri // *Eng. Fracture Mechanics.*- 1982. - Vol. 16.- P. 769-782.
- 30 **Numerical investigations** of the stepped double torsion fracture toughness specimen / M.S. Attia, A.S. Mahmoud, M.M. Megahed, A.A. Radwan // *Engineering Fracture Mechanics.*- 2010.- Vol. 77.-P. 3359-3367.
- 31 **Tanaka Kenichi** Tanaka Kenichi Evaluation on high temperature fracture toughness of CrMoV cast steel by small punch testing / Tanaka Kenichi, Amita Toshio, Satou Takashi, Koba Kimihiro, Kusumoto Junichi, Kanaya Akihiro // *International Journal of Pressure Vessels and Piping.*- 2009.- Vol. 86.- P. 643-648.
- 32 **Wan D.T.** Effect of grain size, notch width, and testing temperature on the fracture toughness of Ti₃Si (Al) C₂ and Ti₃AlC₂ using the chevron-notched beam (CNB) method / D.T. Wan, F.L. Meng, Y.C. Zhou, Y.W. Bao, J.X. Chen // *Journal of the European Ceramic Society.*- 2008.- Vol. 28.- P. 663-669.
- 33 **Moskovic R.** Modelling of fracture toughness data in the ductile to brittle transition temperature region by statistical analysis / R. Moskovic // *Engineering Fracture Mechanics.*- 2002.- Vol. 69.- P. 511-

530.

- 34 **Xinping Zhang** How to obtain a complete dependence curve of impact toughness or fracture toughness vs temperature on nuclear pressure vessel steels by using only one Charpy-size specimen / Xinping Zhang, Yaowu Shi // International Journal of Pressure Vessels and Piping.- 1996.- Vol. 65.- P. 187-192.
- 35 **Murayama Yonosuke** High temperature strength, fracture toughness and oxidation resistance of Nb–Si–Al–Ti multiphase alloys / Murayama Yonosuke, Hanada Shuji // Science and Technology of Advanced Materials.- 2002.- Vol. 3.- P. 145-156.
- 36 **Li Cun-Jian** Effects of temperature and loading rate on fracture toughness of structural steels / Cun-Jian Li // Materials & Design.- 1999.- Vol. 21.- P. 27-30.
- 37 **Shi Yaowu** Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800 MPa grade high strength low alloy steel / Shi Yaowu, Han Zhunxiang // Journal of Materials Processing Technology.- 2008.- Vol. 207.- P. 30-39.
- 38 **Margolin B.Z.** The effect of ductile crack growth on the temperature dependence of cleavage fracture toughness for a RPV steel with various degrees of embrittlement / B.Z. Margolin, V.I. Kostylev, A.I. Minkin // International Journal of Pressure Vessels and Piping.- 2003.- Vol. 80.- P. 285-296.
- 39 **Blumenthal W.R.** Hhigh temperature fracture toughness of single crystal yttrium-aluminium garnet / W.R. Blumenthal, S.T. Taylor // Acta Materialia.- 1997.- Vol. 45.- P. 3071-3078.
- 40 **Effect of preheating** temperature and filler metal type on the microstructure, fracture toughness and fatigue crack growth of stainless steel welded joints / V.M. Sánchez-Cabrera, C. Rubio-González, J.I. Ruíz-Vela, C. Ramírez-Baltazar // Materials Science and

- Engineering.- 2007.- Vol. 452–453.- P. 235-243.
- 41 **Samuel K.G.** Larson–Miller correlation for the effect of thermal ageing on the yield strength of a cold worked 15Cr–15Ni–Ti modified austenitic stainless steel / Samuel K.G., Ray S.K. // International Journal of Pressure Vessels and Piping.- 2006.- Vol. 83.-P. 405-408.
- 42 **Furillo F. T.** Comments on: “Understanding the Larson-Miller parameter”/ Furillo F. T., Purushothaman S., Tien J. K. // Scripta Metallurgica.- 1978.-Vol. 12.- P.327-329.
- 43 **Chiu Yung-Tang** Effects of Nb and W additions on high-temperature creep properties of ferritic stainless steels for solid oxide fuel cell interconnect / Chiu Yung-Tang, Lin Chih-Kuang // Journal of Power Sources.- 2012.- Vol. 198.- P. 149-157.
- 44 **Ковпак В. И.** Феноменологические основы методов прогнозирования длительной прочности и ползучести металлических материалов на большие строки службы / В. И. Ковпак // Проблемы прочности.- 1993.-№1.- С57-69.
- 45 **Ковпак В. И.** Прогнозирование жаропрочности металлических материалов/ В. И. Ковпак // Киев: Наукова думка. - 1981.- 240с.
- 46 **Казакиявичус К.А.** Некоторые вопросы термостойкости сплошного цилиндра / К.А. Казакиявичус, Г.А. Пранцявичус // Проблемы прочности.- 1972.- №6.- С 61-64.
- 47 **Блохін Е. П.** Бюлетень ВНИИМТ/ Блохін Е. П., Будрин Д. В // ВНИИМТ.- 1960.-, №3. 215с.
- 48 **Кавадеров А. В** Научные труды / А. В. Кавадеров, Е. П. Блохін и др. // ВНИИМТ.- 1960.- №6. 163с.
- 49 **Трощено В.Т.** Сопротивление усталости жаропрочных сплавов в условиях изменения температуры. Сообщение 1. Методика и результаты исследования. / В.Т. Трощено, В. А. Грязнов, Ю. Б. Ямшанов // Проблемы прочности. -1994.-№3.-С. 13-20.
- 50 **Гопкало А. П.** Прочность и долговечность констрекционной

- стали 15X11МФБл в условиях теплосмен. / А. П. Гопкало // Проблемы прочности.- 2001.- №3.- С. 57-70.
- 51 **Троценко В. Т.** К вопросу о критериях разрушения металлов в условиях неизотермического нагружения. Сообщ. 2. / В. Т. Троценко, Д. П. Синявский, А. П. Гопкало // Проблемы прочности.- 1981.-№12.- С. 9-14.
- 52 **Конопленко В. П.** О накоплении деформации и изменении характера разрушения стали X18H12T при термоциклическом нагружении / В. П. Конопленко, В. А. Плеханов, В. Н. Поляков // Проблемы прочности.- 1974.- №2.- С. 38-40.
- 53 Применение метода микротвердости к исследованию изменений свойств конструкционных материалов при циклических нагружениях / А. А. Гольденберг, Б. И. Олькин, А. Ф. Селихов, Н. Е. Гарбузова // Заводская лаборатория. -1989.- №7.- С. 846-849.
- 54 **Иванова В. С.** Усталостное разрушение металлов/ В. С. Иванова // М.: Металлургиздат.- 1963. - 272 с.
- 55 **Афанасьев Н.Н.** Статистическая теория усталостной прочности металлов / Н.Н. Афанасьев // Изд-во Киев АН УССР.- 1953.- 127с.
- 56 **Попов Г. Г.** Сборник “Вопросы прочности металлов и конструкций”/ Г. Г. Попов // Изд-во АН СССР.- 1959.- с. 14.
- 57 **Лебедев А. А.** Определение поврежденности конструкционных материалов по параметрам рассеяния характеристик твердости / А. А. Лебедев, Н. Р. Музыка, Н. Л. Волчек // Проблемы прочности. - 2002 - №4.- С. 5-11.
- 58 **Лебедев А. А.** Контроль текущего состояния металла труб действующих газопроводов. Метод исследования и результаты. / Лебедев А. А., Музыка Н. Р., Волчек Н. Л., Недосека С. А. // Проблемы прочности.- 2003 - №2.- С. 29-36.
- 59 **Лебедев А. А.** Оценка поврежденности материала по рассеянию характеристик упругости и статической прочности. / Лебедев А.

- А., Маковецкий И. В., Музыка Н. Р., Волчек Н. Л., Швец В. П. // Проблемы прочности. -2006. - №2. - С. 5-13.
- 60 **Лебедев А. А.** Метод оценки вязкости разрушения материала по рассеянию характеристик твердости. / Лебедев А. А., Музыка Н. Р., Швец В. П. // Проблемы прочности. -2007. - №6. - С. 5-12.
- 61 **Лебедев А. А.** Оценка поврежденности конструкционных сталей по параметрам рассеяния характеристик твердости материалов в нагруженном и разгруженном состояниях. / Лебедев А. А., Швец В. П. // Проблемы прочности. -2008. - №3. - С. 29-37.
- 62 **Weibull W. A.** A Statistical description function of wide applicability / W. A. Weibull // J. Appl. Mech.- 1951.- №3.- P.293 – 297.
- 63 **Gumbel E. J.** Statistical Theory of Extreme Values and Some Practical Applications / E. J. Gumbel, Washington: National Bureau of Standarts.- 1954.– 472p.
- 64 **Цыбанев Г. В.** Применение энергетических моделей усталости материалов для оценки их характеристик сопротивления усталости при регулярном и блочном циклическом нагружении / Г. В. Цыбанев // Тез. докл. Всесоюз. науч.-тех. конф. “Совершенствование технической эксплуатации корпусов судов”.- Л.: Судостроение. -1989. – С. 194-195.
- 65 **Цыбанев Г. В.** Феноменологическая модель усталости металлов, учитывающая изменения предела выносливости в процессе нагружения / Г. В. Цыбанев // Тез. докл. науч.-тех. конф. “Динамика и прочность машин”. – Кутаиси: Кутаис. политехн. ин-т. -1990.- С. 53-54.
- 66 **Цыбанев Г. В.** Энергетическая трактовка результатов усталостных испытаний и ее использование для определения стадии зарождения трещины / Цыбанев Г. В. // Пробл. прочности. – 1994.- №2. – С. 21-30.
- 67 **Цыбанев Г. В.** Определение характеристик рассеяния пределов

- выносливости материала на основе энергетического похода / Цыбанев Г. В. // Проблемы прочности. – 1998. - №4. -С. 28-33.
- 68 **Petch N. I.** The Cleavage Strength of Polycrystals / Petch N. I. // J. Iron and Steel Inst.- 1953.- Vol. 174.- P.25
- 69 **Stroch A. N.** Advances in Physics / A. N. Stroch //.- 1957. vol. 6.- P. 418-465.
- 70 **Драчинский А. С.** Вопросы физики металлов и металловедения / А. С. Драчинский, В. И. Трефилов // №18 К., Изд-во АН УССР.- 1964.- С. 22-25.
- 71 **Гриднев В. Н.** Зависимость предела прочности от структуры перлитной стали / В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, Г. А. Пахаренко, Ю. Н. Петров // Проблемы прочности.- 1972. - №1.- С. 66-69.
- 72 **Лоусон Ч.** Численное решение задач методом наименьших квадратов / Ч. Лоусон, Р. Хенсон // М.: Наука.- 1986.- 151с.
- 73 **Тихонов А. В.** Механизм развития усталости в металлах и сплавах при термоциклировании / Тихонов А. В., Засимчук Е. Э. // Проблемы прочности. - 1983. - №4. -С. 79-83.
- 74 **Тихонов Л. В.** Кристаллоструктурные изменения происходящие при термоциклической обработке кристаллических материалов кубической симметрии / Л. В. Тихонов // Автореферат. дис. д-ра физ.-мат. наук. Киев. -1974. - 24с.
- 75 **Гиндин И. А.** О прочности предельно дефектной кристаллической структуры / И. А. Гиндин, В. М. Мацевитый, Я. Д. Стародуб // Проблемы прочности. - 1974. - №2. С. 115-116.
- 76 **Стрижало В.А.** Применение критериев нелинейной механики разрушения при исследовании роста поверхностных усталостных трещин / В.А. Стрижало, А.А. Березовский // Киев. Проблемы прочности.- 1993.- №6. С. 3-12.
- 77 **Маркочев В. М.** Энергетические соотношения при деформировании образцов с трещинами / В. М. Маркочев, Е. М.

- Морозов // Проблемы прочности.- 1980.- №5.- С. 66-70.
- 78 **Панасюк В. В.** Механика квазихрупкого разрушения материалов / В. В. Панасюк // К.: Наукова думка. -1991.- 416 с.
- 79 **Маркочев В. М.** Работа разрушения и работа упруго-пластической деформации в испытаниях на вязкость разрушения / В. М. Маркочев, Е. М. Морозов // Физ.-хим. механика материалов. - 1978.- №6. – С. 71-74.
- 80 **Sih G.C.** Plastic deformation and crack growth behavior. Plasticity and Failure Behavior of Solids / G.C. Sih, D.Y. Tzou, A.T. Ishlinsky, S.T. Mileiko, eds., // Martinus, Nijhoff Publishers (Now Kluwer Academic Publishers, Boston).- 1990.- P. 91-114.
- 81 **Hilton P. D.** Application of the finite element method to the calculation of stress intensity factors / Hilton P. D., Sih G. C. // Method of Analysis and Solutions of Crack Problems. Noordhoff International Publishing, Leyden.-1973.- P. 426-515.
- 82 **Okumura D.** A homogenization theory of strain gradient single crystal plasticity and its finite element discretization / D. Okumura, Y. Higashi, K. Sumida, N. Ohno // International Journal of Plasticity.- 2007.- Vol. 23.- P. 1148-1166.
- 83 **Düster A.** The p-version of the finite element method compared to an adaptive h-version for the deformation theory of plasticity / A. Düster, E. Rank // Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering.- 2001. - Vol. 190.- P. 1925-1935.
- 84 **Wang Peng** Simulation of bulk metal forming processes using one-step finite element approach based on deformation theory of plasticity / Wang Peng, Dong Xiang-huai, Fu Li-jun // Transactions of Nonferrous Metals Society of China.- 2010.- Vol. 20.- P. 276-282
- 85 **Anand Krishna Kanjarla** Assessment of plastic heterogeneity in grain interaction models using crystal plasticity finite element method/ Anand Krishna Kanjarla, Paul Van Houtte, Laurent Delannay //

- International Journal of Plasticity.- 2010.- Vol. 26.- P. 1220-1233
- 86 **Engelen R.A.B.** An evaluation of higher-order plasticity theories for predicting size effects and localisation / Engelen R.A.B., Fleck N.A., Peerlings R.H.J., Geers.G.D. // Journal of Solids and Structures. – 2006.- Vol. 43.- P. 1857-1877.
- 87 Корреляционные зависимости между характеристиками прочности и твердости ниобиевых сплавов при различных температурах / В. А. Борисенко, П. В. Кращенко, Ю. П. Ластовец, О. Б. Оксаметная, Н. П. Рудницкий // Проблемы прочности. – 1991. - №10.- С. 35-38.
- 88 **Li Chang-sheng** Numerical Simulation of Temperature Field and Thermal Stress Field of Work Roll During Hot Strip Rolling / Li Chang-sheng, Yu Hai-liang, Deng Guan-yu, Liu Xiang-hua, Wang Guo-dong // Journal of Iron and Steel Research, International.- 2007.- Vol. 14.- P. 18-21.
- 89 **Бористко В. А.** Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах / В. А. Бористко // Киев : Наук. Думка.- 1984.- 212 с.
- 90 **Алексюк М. М.** Механические испытания при высоких температурах / М. М. Алексюк, В. А. Борисенко, В. П. Кращенко // Киев: Наук. думка. 1980.- 208 с.
- 91 **Борисенко В. А.** Общие закономерности изменения механических свойств тугоплавких материалов в зависимости от температуры. Сообщ. 1 / В. А. Борисенко // Проблемы прочности.-1975.-№ 8.- С, 58-63.
- 92 **Тихонов Л.В.** Механизм развития усталости в металлах и сплавах при термоциклировании / Л.В. Тихонов, Е. Э. Засимчук // Киев: Проблемы прочности.- 1983- №4- С30-40.
- 93 **Лебедев А.А.** Новые методы оценки деградации механических свойств металла конструкций в процессе наработки / А.А. Лебедев, Н.Г. Чаусов. – Киев: Изд-во ИПП НАН Украины, 2004. – 133с.

- 94 **Бернер Р.** Пластическая деформация монокристаллов/ Р. Бернер, Г. Кронмюллер // М.: Мир.- 1969.- 272 с.
- 95 Усталостное разрушение металлов / С. Коцаньда // М.: Металлургия.-1976.- 466 с.
- 96 **Пилипенко А.П.** Кінетика руйнування матеріалів з урахуванням впливу раптових змін в режимі навантаження. Автореф. дис. канд. техн. наук. - Тернопіль, 2008. - 20 с.
- 97 **Особенности трансформации** структуры пластичных материалов в процессе резких смен в режиме нагружения / Е.Э. Засимчук, Л.И. Маркашова, Т.В. Турчак, Н.Г. Чаусов и др. // Физическая мезомеханика. – 2009 – 12. № 2. – С.77 – 82.
- 98 **Чаусов Н.Г.** Полная диаграмма деформирования как источник информации о кинетике накопления повреждений и трещиностойкости материалов / Н. Г. Чаусов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004 – 70. № 7. – С.42 – 49.
- 99 **Трощенко В. Т.** Прогнозирование трещиностойкость теплоустойчивых сталей с учетом влияния размеров образцов. Сообщение 1. Результаты экспериментальных исследований // Трощенко В. Т., Покровский В. В, Каплуненко В. Г. / Проблемы прочности.- 1997.- №1.- С. 5-25.
- 100 **Трощенко В. Т.** Прогнозирование трещиностойкости теплоустойчивых сталей с учетом размеров образцов. Сообщ. 2 Вязкое разрушение / В. Т. Трощенко, В. В. Покровский, В. Г. Каплуненко // Проблемы прочности. – 1997.- №2.- С.5-19.
- 101 **Трощенко В. Т.** Прогнозирование трещиностойкости теплоустойчивых сталей с учетом размеров образцов. Сообщ. 3 Хрупкое разрушение / В. Т. Трощенко, В. В. Покровский, В. Г. Каплуненко // Проблемы прочности. – 1997.- №2.- С.21-31.
- 102 **Gustafsson D.** Influence of high temperature hold times on the fatigue

- crack propagation in Inconel 718 / Gustafsson D., Moverare J.J., Johansson S., Simonsson K., Hörnqvist M., Månsson T., Sjöström S. // International Journal of Fatigue.- 2011.- Vol. 33.- P. 1461-1469.
- 103 **Hardt S.** High-temperature fatigue damage mechanisms in near- α titanium alloy IMI 834 / S. Hardt, H.J. Maier, H. J. Christ // International Journal of Fatigue. - 1999.- Vol. 21.- P. 779-789.
- 104 **Levkovitch Vladislav** Simulation of deformation and lifetime behavior of a fcc single crystal superalloy at high temperature under low-cycle fatigue loading/ Levkovitch Vladislav, Sievert Rainer, Svendsen Bob // International Journal of Fatigue.- 2006.- Vol. 28.- P. 1791-1802.
- 105 **Hénaff G.** Influence of temperature on fatigue crack propagation micromechanisms in TiAl alloys / Hénaff G., Mabru C., Tonneau A., Petit J. //European Structural Integrity Society.- 2002.- Vol. 29.- P. 277-286.
- 106 **Shi Hui-Ji** High temperature isothermal and thermomechanical fatigue on a molybdenum-based alloy / Shi Hui-Ji, Korn Christophe, Pluinage Guy // Materials Science and Engineering.- 1998.- Vol. 247.- P. 180-186.
- 107 **Wang Tao** Uniaxial ratcheting and fatigue behaviors of low-temperature sintered nano-scale silver paste at room and high temperatures / Wang Tao, Chen Gang, Wang Yanping, Chen Xu, Lu Guo-quan // Materials Science and Engineering.- 2010.- Vol. 527.- P. 6714-6722.
- 108 **Черепанов Г.П.** Влияние частоты нагружения и неактивных внешних сред на рост усталостных трещин / Г.П. Черепанов, В.Д. Кулиев // Проблемы прочности.- 1972 .- №1.- С. 31-36.
- 109 **Wei R. P.** Fatigue-crack propagation in a high-strength aluminum alloy / R. P. Wei // International Journal of Fracture.- 1968.- Vol. 4.- P. 159-168.
- 110 **Li Che-Yu** The effect of environments on fatigue-crack propagation in

- an ultra-high-strength steel / Che-Yu Li, P. M. Taida, R. P. Wei // International Journal of Fracture.- 1967.- Vol. 3.- P. 29-36.
- 111 **Hartmann A.** The effects of environment and load frequency on the crack propagation law for macro fatigue crack growth in aluminium alloys / A. Hartmann, J. Schijve // Engng Fract. Mech.- 1970.- Vol. 1.- P. 48-93.
- 112 **Wei R. P.** Some aspects of environment-enhanced fatigue-crack growth / R. P. Wei // Engng Fract. Mech.- 1970.- Vol. 1.- P. 633–651.
- 113 Черепанов Г.П. О развитии трещин в вязких телах / Г.П. Черепанов // – МТТ.- 1969.- № 1.- С. 65-72.
- 114 **Irwin G. R.** Fracture / G. R. Irwin // In: Handbuch der Physik, Berlin, Springer- Verlag.- 1958.- P. 551-590.
- 115 **Калайда В.В** Определение трещиностойкости материалов при ударном нагружении / В.В. Калайда // Проблемы прочности.- 1993.- №3.- С.15-23.
- 116 **Xu L. Roy** Dynamic crack deflection and penetration at interfaces in homogeneous materials: experimental studies and model predictions / L. Xu Roy, Yonggang Y. Huang, Ares J. Rosakis // Journal of the Mechanics and Physics of Solids.- 2003.- Vol. 51.- P. 461-486.
- 117 **Гладштейн В. И** Прогноз долговечности при ползучести литых теплоустойчивых сталей по условиям конечной стадии разрушения образцов с надрезом / В. И. Гладштейн // Проблемы прочности.-1993.- №11.- С. 3-11.
- 118 **Саидов Г.И.** Прогнозирование трещиностойкости сталей низкой и средней прочности / Г.И. Саидов, И.В. Сергеев // Проблемы прочности.- 1996.- №2.- С. - 63-67.
- 119 **Красовский А. Я.** Хрупкость металлов при низких температурах / А. Я. Красовский // Киев: Наук. Думка. - 1980. - 340с.
- 120 **Саидов Г.И.** Трещиностойкость сталей низкой и средней прочности / Г. И. Саидов // Ташкент: Фан.-1989. - 97с.

- 121 **Писаренко Г. С.** Уравнения и краевые задачи теории пластичности и ползучести/ Г. С. Писаренко, Я. С. Можаровский // Справ, пособие. - Киев: Наук. думка, 1981. - 496 с.
- 122 **Трощенко В.Т., Стрижало В.А., Бородий М.В.** Оценка долговечности металлических материалов в рамках деформационного критерия малоциклового усталости // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. - 2008. - №4. - С.14-25.
- 123 **Прогнозирование разрушения** металлов в процессах холодной пластической деформации. Сообщение 2. Учет анизотропного упрочнения и экспериментальная проверка модели пластической деформации и разрушения / В. М. Грешнов, А. В. Боткин, Ю. А. Лавриненко, А. В. Напалков // Проблемы прочности.- 1999.- №2.- С.-74-79.
- 124 **Лазько В.Г.** О некоторых структурных аспектах вязкости разрушения конструкционной стали / В. Г.Лазько, В. Е. Лазько, Б. М. Овсянников // Проблемы прочности.- 1981.- №4.- С. – 113-116.
- 125 **Трощено В. Т.** Энергетический критерий усталостного разрушения / В. Т. Трощено, П. А. Фомичев // Проблемы прочности. - 1993. - №1. – С. 3-10.
- 126 **Фомичев П. А.** Расчет градиентов напряжений и деформаций в зоне концентрации напряжений при упругопластическом деформировании. Сообщ. 1 / П. А. Фомичев // Проблемы прочности. – 1989 - №9. – С. 98-100.
- 127 **Фомичев П. А.** Прогнозирование долговечности тел с надрезами по локальному напряженно-деформированному состоянию. Сообщение 3. Учет градиентов напряжений и деформаций / П. А. Фомичев // Проблемы прочности.- 2000. - С. 13-21.
- 128 **Писаренко Г. С.** Новый подход к прогнозированию длительной прочности металлов / Г. С. Писаренко, В. В. Кривенюк // Доклад

- АН. СССР. Механика. – 1990. – 312, №3. – С. 558-562.
- 129 **Кривенюк В. В.** Прогнозирование длительной прочности тугоплавких металлов и сплавов/ В. В. Кривенюк // Киев: Наукова думка.- 1990. – 248 с.
- 130 **Кривенюк В. В.** Прогнозирование длительной прочности металлических материалов различных классов / В. В. Кривенюк, Авраменко Д. С., Скляревский Д. Р.// Проблемы прочности. – 2000. – №6. – С. 61-72.
- 131 **ГОСТ 1497-84** Методы испытания на растяжение.-1984.-М.-36 с.
- 132 **РД 50-345-82.** Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении.-М.: Из-во стандартов, 1983.-95 с.
- 133 **Коттрелл А.К.** Дислокации и пластическое течение в кристаллах / Коттрелл А.К. – М.: Металлургия, 1958. - 267 с.
- 134 **Гладь В.Б.** Мікромеханізми деформування і напруження сколювання теплостійкої сталі / В.Б. Гладь, В.Б. Гуцайлук, І.Б. Окіпний // Механічна втома металів. Праці 13-го міжнародного колоквиуму (МВМ-2006). – Тернопіль.-2006.-С. 171-178.
- 135 **Утевский Л.М.** Дифракционная электронная микроскопия в металловедении / Утевский Л.М. М.: Металлургия, 1973. – 583 с.
- 136 **Новиков И. И.** Дефекты кристаллического строения металлов.- М.: Металлургия, 1983.-232с.
- 137 **Коротков В. А.** Наплавка роликов БНЛЗ / Коротков В. А., Михайлов И. Д., Веселов А. С., Тагильцева В. Р./ Сталь.-№8.-2003.- С. 60-63.
- 138 **ISO 14556.** Steel Charpy V-Notch Pendulum Impact Test – Instrumented Test Method.- 05.01.2005.
- 139 **Ясній П. В.** Деградація поверхні ролика МБЛЗ під час

- експлуатації / Ясній П. В., Марущак П. О., Баран Д. Я., Шишкін В. В. // Вісник Тернопільського державного технічного університету.- 2006.- Том 11.- №3.- С.10-16.
- 140 **Буланов Л. В.** Машины непрерывного литья заготовок. Теория и расчет / Буланов Л. В., Корзун Л. В., Парфенов Е. П. и др. // Издательство: Уральский центр ПР и рекламы «Марат».- 2004.- 349с.
- 141 **Калініченко В.** Вплив експлуатаційних факторів на напружено-деформований та граничний стан роликів машин безперервного лиття заготовок / Калініченко В., Гопкало Н. // Вісник Тернопільського державного технічного університету.- 2010.- Том 15.- №1.- С.41-51.
- 142 **Шапран Л. А.** Оценка конструкционной прочности роликов зоны вторичного охлаждения МНЛЗ / Шапран Л. А., Иванова Л. Х., Хитько А. Ю. Копылов А. Д. // Системные технологии. – 2009.- №4(63).- С.76-82.
- 143 **Yasniy P** Thermal fatigue material degradation of caster rolls surface layers / Yasniy P., Maruschak P., Lapusta Y. et al. // Mech. of Adv. Mater. and Struct. – 2008. – 15. – Issue 6 & 7. – P. 499–507.
- 144 **Maillot V.** Thermal fatigue cracks networks parameters and stability: an experimental study / Maillot V., Fissol A. O, Degallaix G., Degallaix S. // Int. J. of Solid and Struct. – 2005. – 42. – P. 759–769.
- 145 **Ясній П. В.** Тріщиностійкість суцільнокованого ролика машини безперервного лиття заготовок / Ясній П. В., Марущак П. О., Баран Д. Я. // Тези доп. всеукр. конф. “Сучасні проблеми механіки” (5–8 грудня). – Львів: ЛНУ ім. І. Франка, 2005. – С. 40–41.
- 146 **Fedelich B. A** Stochastic theory for the problem of multiple surface crack coalescence / Fedelich B. A // Int. J. of Fracture. –1998. – 91. – P. 23–45.

- 147 **Glinicki M. A.** Crack system evaluation in concrete elements at mesoscale / Glinicki M. A., Litorowicz A. // Bull. of the Polish Acad. of Scien. (Tech. scien.). – 2006. – 54, № 4. – P. 371–379.
- 148 **Abas F.** Craquelure analysis for content-based retrieval/ Abas F., Martinez K. // Proc. 14 th Int. conf. on digital signal processing. – 2002. – 1. – P. 111–114.
- 149 **Yasniy P.** Evaluation of in-service surface cracking of rolls of continuous casting machines / Yasniy P., Maruschak P., Lapusta Yu., Baran D. // Mechanical Fatigue of Metals. (Ternopil, Ukraine, September, 25-28 2006). Ternopil.- 2006 – p.303-308.
- 150 **Ясний П.В** Микроструктура матеріалів ролика слябової МБЛЗ з наплавленим захисним шаром/ Ясний П.В., Марущак П.О., Гладь В.Б., Баран Д.Я. // Матеріали 7-го Міжнародного науково-технічного семінару: “Сучасні проблеми підготовки виробництва, заготовительного виробництва, обробки, збирання і ремонту в промисловості і на транспорті” (20-22 лютого 2007г., г. Свалява, Карпати).-К.-2007.-С. 240-242.
- 151 **Ясний П.В.** Вплив пластичного деформування на структурну деградацію теплостійких сталей / Ясний П.В., Марущак П.О., Гладь В.Б., Баран Д.Я.// Машинознавство. - 2007. - №4. - С.7-12.
- 152 **Ясний П.** Вплив температури на мікромеханізми статичного деформування та руйнування теплостійких сталей/ Ясний П., Марущак П., Гладь В., Баран Д. // Вісник Тернопільського державного технічного університету, 2007.-Том 12.- №3.-С.7-16.
- 153 **Марущак П.О.** Вплив термоциклічного напруження на деградацію властивостей теплотривкої сталі / П.О. Марущак, В.Б. Гладь, Р.Т. Біщак, А.П. Пилипенко // Фізико - хімічна механіка матеріалів. – 2010. – № 1. – С. 90-95.
- 154 **Новиков И. И.** Дефекты коисталлического строения металлов / Новиков И. И. // М.: Металергия.- 1983.- 232с.

- 155 **Ji Wei** Mathematical modeling of temperature field in continuous casting rolls for design optimization of internal cooling system /Ji Wei, Li Jin, Li Fu-Shuai // Num. Heat Transfer, Part A: Applications:An Int. Journ. of Comp. and Method.- 2009.- Vol. 56.- P. 269-285.
- 156 **Телин Н. В.** Динамика осесимметрического температурного поля ролика МНЛЗ / Телин Н. В., Шетаков И. И.// Мат-лы IV межд. Научно-техн. конф., посв. 120-летию И. П. Бардина.- Череповец, 2003.- С. 146-148.
- 157 **Тимошпольский В. И.** Теоретически основы теплофизики и термомеханики в металлургии / Тимошпольский В. И., Постольник Ю. С., Адрианов Д. Н.//Мн.: «Бел. навука».- 2005.- 560с.
- 158 **Ясній П. В.** Поширення тріщини в біметалевому зразку в умовах втоми-повзучості / Ясній П. В., Марущак П. О. // Тези доповідей II Міжнародної науково-технічної конференції "Проблеми динаміки і міцності у газотурбобудуванні".-К: Інститут проблем міцності ім. Г. С. Писаренка.-2004.-С. 207-208.
- 159 **Домбровский Ф. С.** Работоспособность наплавленных роликов машин непрерывного литья заготовок / Домбровский Ф. С., Лецинский Л. К. //АН УССР. Ин-т электросварки им. Е.О. Патона. - К. : 1995. - 197 с
- 160 **Carpititeri A.** Structural damage diagnosis and life-time assessment by acoustic emission monitoring/ Carpititeri A., Lacidogna G., Pugno N. // Eng. Fract. Mech. - 2007. - V. 74. - P. 273-289.
- 161 **Yasniy O.** Probabilistic modeling of surface crack growth in a roll of continuous casting machine / Yasniy O., Maruschak P., Lapusta Y. // International Journal of Fracture, 2011, Volume 172, Number 1, Pages 113-120.

ДОДАТКИ

ПУБЛІЧНЕ
АКЦІОНЕРНЕ ТОВАРИСТВО
"БУЛАТ"



PUBLIC
JOINT STOCK COMPANY
"BULAT"

Юридична адреса:
48120, Україна, Тернопільська обл., смт Микулинці,
вул.Тернопільська,35
Тел. +380-355-151-145,
Тел/факс +380-355-151-300
<http://www.bulat.te.ua>

Address:
48120, 35 Ternopiiska St., Mykulynsy, Ternopil,
Ukraine
Tel. +380 355 151-145
Fax. +380-355-151-300
<http://www.bulat.te.ua>

Вих.№ 32 від 21.03.11

ДОВІДКА

Видана про те, що згідно акту впровадження № 15 від 21.03.11 результати дисертаційної роботи «Вплив експлуатаційних температур на міцність і циклічну тріщиностійкість теплостійкої сталі металургійного обладнання», співробітника Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя, **Барана Дениса Ярославовича** в частині методів оцінювання впливу високих температур на міцність та тріщиностійкість теплостійких сталей використовуються у ПАТ «Булат» при оцінюванні залишкового ресурсу металургійного обладнання.

Генеральний директор
ПАТ «Булат»



О.В.Ковальчук