

підстави рекомендувати випроби на ударну в'язкість за таких умов для оцінювання міри деградації корпусних сталей за зміною  $KCU$  металу зразків-свідків порівняно з показником у вихідному стані.

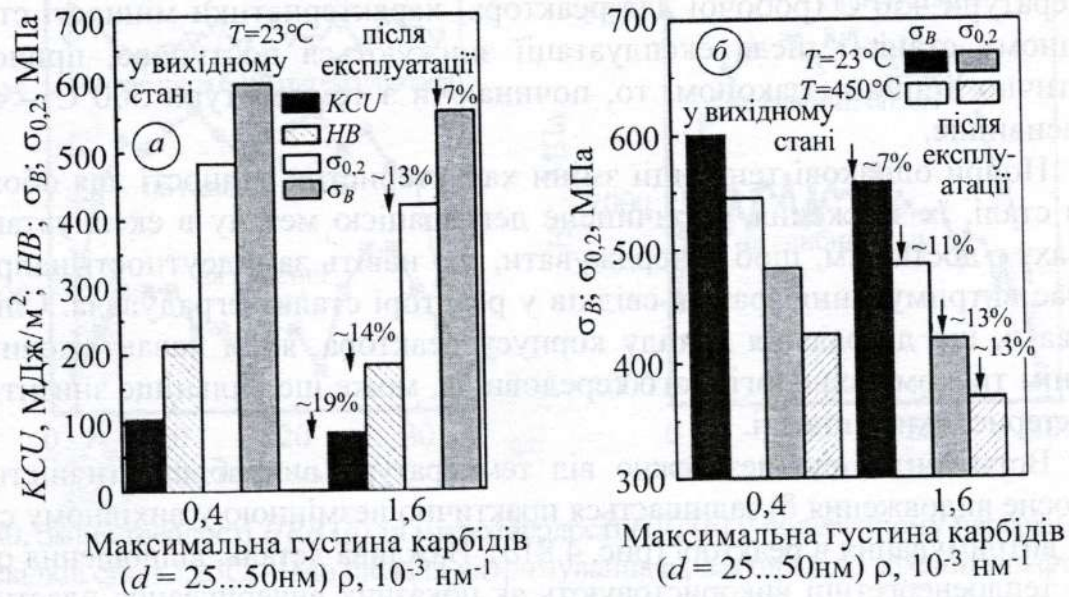


Рис. 4.82. Зв'язок між механічними ( $KCU$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ) та субструктурною (максимальна густина  $\rho$  карбідів завбільшки 25...50 нм) характеристиками сталі 2,25Cr-1Mo за температури випроб 23°C (а та чорні і сірі стовпчики на б) та 450°C (б, білі та заштриховані стовпчики), які домінували у вихідному стані та після експлуатації в реакторі. Цифри над стовпчикам вказують відсоток, на який знизилися відповідні механічні характеристики внаслідок деградації сталі в реакторі гідрокрекінгу нафти.

Зв'язок між описаними раніше субструктурними показниками деградації сталі (див. рис. 4.79) та поданими механічними властивостями ілюструє рис. 4.82. Чітко видно, що зафіксоване погіршення механічних властивостей (ударної в'язкості, твердості, характеристик міцності за кімнатної та робочої температур) можуть спричинити зміни, виявлені на субструктурному рівні.

**Характеристики повзучості.** Криві повзучості сталі у вихідному стані, отримані за однакового початкового навантаження у водні і повітрі, перетинаються (рис. 4.83а) [197]. Цей ефект пов'язаний з різною швидкістю усталеної повзучості (ШУП)  $v_{II}$  (швидкість повзучості на другій ділянці кривої повзучості) в цих середовищах. У водні вона вища, ніж у повітрі, незалежно від напружень  $\sigma_0$  (рис. 4.83б). За випроб у водні поверхня зразків практично не окиснюється, а у повітрі вкрита щільною окисною плівкою, яка перешкоджає виходу дислокацій на поверхню, гальмуючи деформування. Цим можна пояснити уповільнення повзучості у повітрі порівняно зі спостереженням у водні.

Аналізували густину та морфологію смуг ковзання на ширших бічних поверхнях зразків на різній віддалі від зламу (рис. 4.83) [199]. Виявили, що далі від зламу, то менша густина неорідних слідів ковзання, які за довжиною не перевищували розмір зерна, що свідчить про їх утворення на стадії рівномірної повзучості, яка охоплює лише поодинокі зерна, сприятливо орієнтовані до на-



вантаження. З наближенням до поверхні зламу густина і рельєфність слідів ковзання зростає і у повітрі, і в водні.

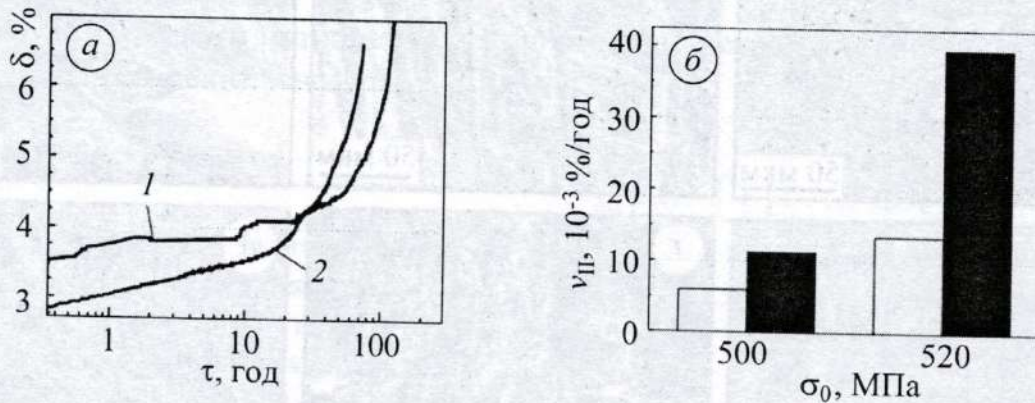


Рис. 4.83. Криві повзучості у повітрі (1) та у водні (2) за напружень  $\sigma_0 = 520$  МПа (а) і гістограми ШУП  $v_{II}$  для двох рівнів  $\sigma_0$  у повітрі (білі стовпчики) і у водні (чорні) (б), отримані за температури  $450^\circ\text{C}$  для сталі 2,25Cr–1Mo у вихідному стані.

Злами зразків у повітрі сформовані внаслідок макрозсуву. Поверхні зсуву виходять на обидві ширші бічні поверхні, пересікаючи їх під кутом  $\sim 55^\circ$ , і перетинаються в центральній частині перерізу зразків. На ширших бічних поверхнях зразків поблизу зламів у місцях розриву окисної плівки виявили чітко окреслену густу сітку, сформовану перетином взаємно перпендикулярних слідів множинного ковзання, макроорієнтованих уздовж і впоперек дії навантаження (рис. 4.84а). І хоча розриви плівки орієнтовані, в основному, нормально до напружень, але очевидно, що утворилися внаслідок мікрозсувів у локальних об'ємах.

У водні через відсутність окиснення візерунок слідів ковзання на бічних поверхнях чіткіший і вони інформативніші [199]. Змінилася макроорієнтованість, густина і рельєфність смуг ковзання (рис. 4.84б). Зокрема, неоднорідні сліди ковзання, що не виходили за межі окремих зерен, спостерігали практично вздовж всієї робочої частини зразків, а не лише подалі від зламу, як за випроб у повітрі. Отже, у водні практично вся робоча частина зразка деформувалася за законами рівномірної повзучості в поодиноких зернах, сприятливо орієнтованих до навантаження. З наближенням до поверхні зламу градієнт густини і рельєфності слідів ковзання у водні значно більший, ніж у повітрі, що свідчить про інтенсивнішу локалізацію деформації. Крім того, попри сліди ковзання з орієнтацією, властивою випробам у повітрі, у водні в зоні локалізації деформації з'явилися сліди, макроорієнтовані під кутом до осі зразка в напрямі дії дотичних напружень (рис. 4.84в). Це засвідчує активізацію у водні додаткових систем ковзання, що сприяє розблокуванню локальних зсувів за перетину смуг ковзання. На це вказує більша, ніж у повітрі, густина слідів ковзання, більша їх рельєфність, поява поблизу зламу серії практично паралельних мікротріщин уздовж смуг ковзання. Отже, за повзучості у водні зростає кількість дієвих систем ковзання і деформація локалізується швидше, ніж у повітрі. Це спричиняє вищу ШУП, зменшує тривалість другої стадії повзучості і залишкову деформацію зразків у водні.



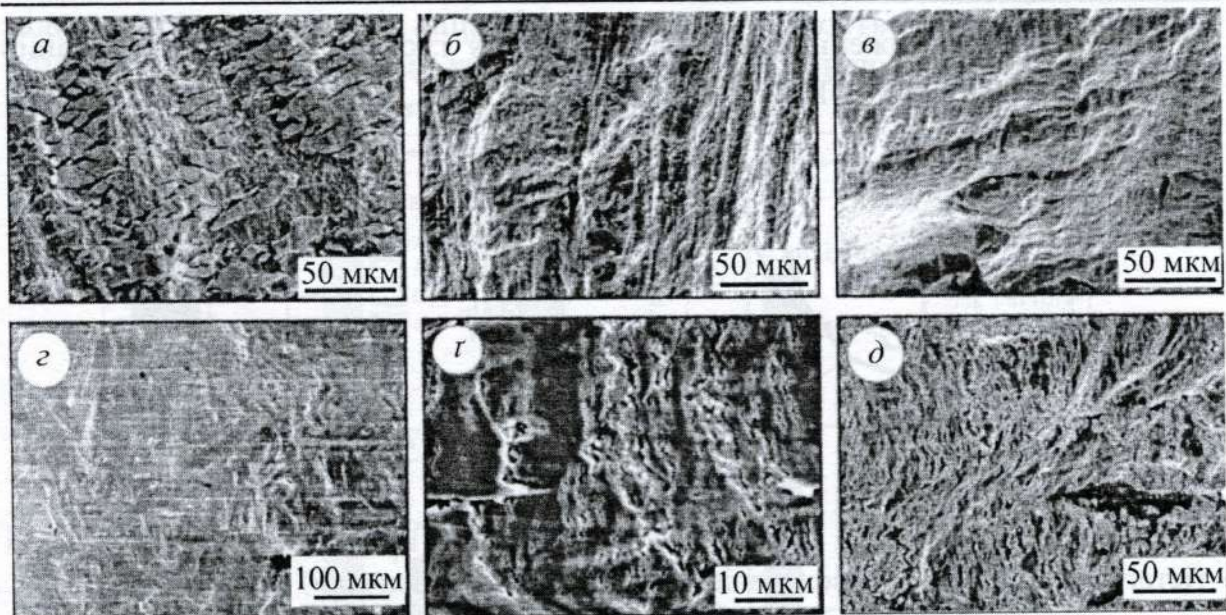


Рис. 4.84. Сліди ковзання на бічних поверхнях зразків зі сталі 2,25Cr-1Mo перед (а-в) та після витримування в реакторі (з-д), випробуваних на повзучість за температури 450°C та  $\sigma_0 = 520$  МПа у повітрі (а) і водні (б-д).

На бічних поверхнях експлуатованої сталі навіть на етапі рівномірної деформації у водні виявили велику кількість дефектів типу порожнин завбільшки до 5 мкм (рис. 4.84з). Оскільки в неексплуатованій сталі їх не було, найімовірніше, вони існували в експлуатованому матеріалі ще до випроб на повзучість і є наслідком його деградації в експлуатаційних умовах. Менші з них (0,05...0,5 мкм) виявили лише на ділянках інтенсивнішої деформації. Вони розташовані вздовж смуг ковзання і перетинки між ними руйнуються з утворенням серії дрібних практично паралельних тріщин (рис. 4.84г, д). Специфічні однокі ореоли навколо них свідчать, що їх поверхні нахилені до бічної поверхні зразків, а розкрилися ці мікротріщини внаслідок виходу смуг ковзання на поверхню. Отже, вплив водню на експлуатований метал за повзучості сприяє розтріскуванню, стимулюючи з'єднання мікродефектів у експлуатованому металі, що полегшує його руйнування. За випроб у повітрі подібних дефектів не виявили (можливо, через істотне окиснення бічних поверхонь зразків, яке завуалювало істинну картину слідів ковзання).

**Результати випроб на повзучість** виявили (рис. 4.85), що незалежно від стану металу (вихідний чи після витримування в реакторі) швидкість  $v_{II}$  при 450°C у водні вища, ніж у повітрі [197]. Цей результат підтверджено за різних початкових рівнів навантаження  $\sigma_0$  зразків під час випроб на повзучість.

Порівняння сталі у вихідному та експлуатованому станах за схильністю до повзучості у водні за однакових напружень ( $\sigma_0 = 330$  МПа) виявило, що ШУП у водні експлуатованого металу більш ніж у 110 разів перевищує її для сталі у вихідному стані. З іншого боку, приблизно однакову ШУП, зокрема  $v_{II} = 3,5 \cdot 10^{-3}$  і  $3,27 \cdot 10^{-3} \% / \text{год}$ , забезпечують напруження  $\sigma_0 = 280$  і 430 МПа за випроб експлуатованої сталі і у вихідному стані відповідно. Отже, за порів-



няльних швидкостей повзучості різниця за рівнями напружень, які їх визначають, становить 150 МПа. Цей важливий аспект прояву деградації металу в експлуатаційних умовах за його здатністю чинити опір повзучості особливо важливо враховувати, оцінюючи поточний стан металу і залишковий ресурс реакторів гідрокрекінгу нафти.

Рис. 4.85. ШУП  $v_{II}$  за різних рівнів початкового напруження  $\sigma_0$  для сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані (I) та після  $6 \cdot 10^4$  год витримування в реакторі гідрокрекінгу нафти (II), отримані за температури  $450^\circ\text{C}$  у повітрі (чорні стовпчики) і водні (білі).

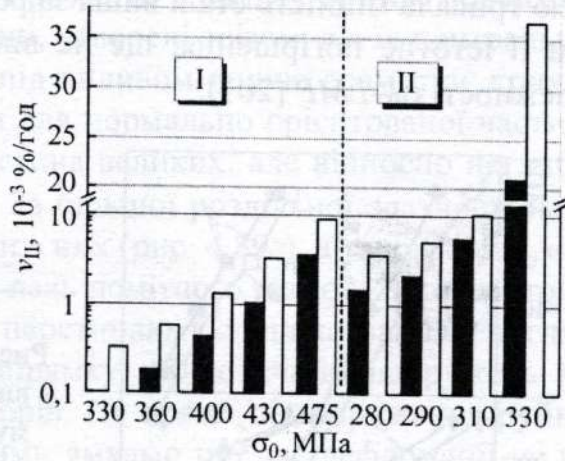
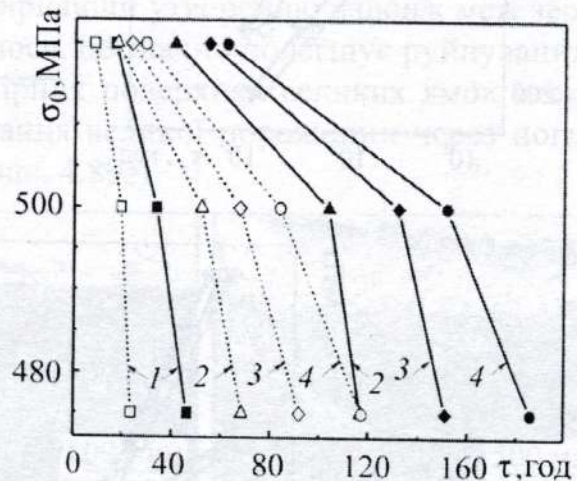


Рис. 4.86. Ділянки кривих тривалої міцності для сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані у повітрі (чорні значки) і у водні (білі) за певної деформації (1 – 0,2%; 2 – 0,6; 3 – 0,8; 4 – 1,0%) внаслідок повзучості при  $450^\circ\text{C}$ .



Найчастіше ресурс визначають, користуючись характеристиками тривалої міцності, отриманими у повітрі, або будують серіальні криві в координатах “напруження  $\sigma_0$  – час  $\tau$  для досягнення певної деформації”, апріорі задаючи її критичне значення. Щоб виокремити вплив водню, побудували такі залежності і у повітрі, і у водні для сталі у вихідному стані. Інтенсифікувальний вплив водню на повзучість очевидний, і зі зниженням напружень  $\sigma_0$  посилюється (рис. 4.86).

Щоб виокремити вплив водню і деградації властивостей сталі 2,25Cr-1Mo, побудували криві тривалої міцності  $\sigma_0$ – $\tau_f$  у повітрі та водні для сталі у вихідному стані та після експлуатації (рис. 4.87). Виявили, що деградація, спричинена експлуатацією, діє набагато сильніше, ніж водень як випробувальне середовище. Щоб усунути вплив температури випроб на криві тривалої міцності, їх подають зазвичай не у координатах  $\sigma_0$ – $\tau_f$ , а в  $\sigma_0$ – $LMP$  (Larson–Miller Parameter – температурно-часовий параметр Ларсона–Міллера, який визначають як  $LMP = T \cdot (20 + \lg \tau_f)$ , де  $T$  – температура випроб, К;  $\tau_f$  – час до



руйнування зразків, год) (рис. 4.88). Зірочками на цьому рисунку навели також літературні дані, отримані за вищої температури випроб на тривалу міцність (500...600°C) [65]. Зона, обмежена штриховими лініями, відповідає діапазону безпечної експлуатації дослідженої сталі (за нормативним документом ASTM A542 [200]). Із аналізу діаграм випливає, що перед експлуатацією тривала міцність сталі вища за рекомендовану, а після експлуатації – попри її істотне погіршення, ще не вийшла за межі безпечного діапазону на залежності  $\sigma_0$ - $LMP$  [201].

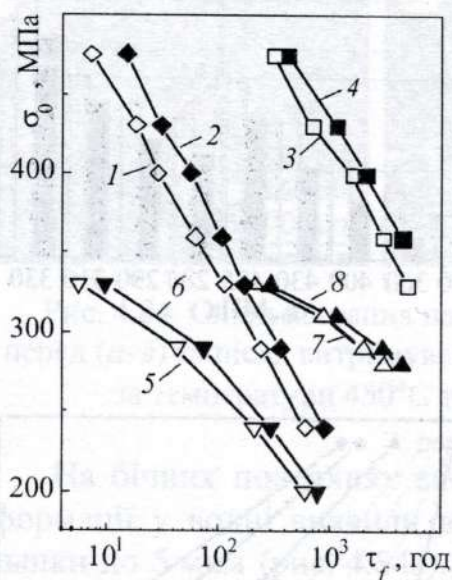


Рис. 4.87. Залежності  $\sigma_0$ - $\tau_f$  для сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані (1-4) та після  $\sim 6 \cdot 10^4$  год витримування в реакторі гідрокрекінгу нафти (5-8), отримані у водні (1, 3, 5, 7) і повітрі (2, 4, 6, 8) за температури випроб 500 (1, 2, 5, 6) і 450°C (3, 4, 7, 8).

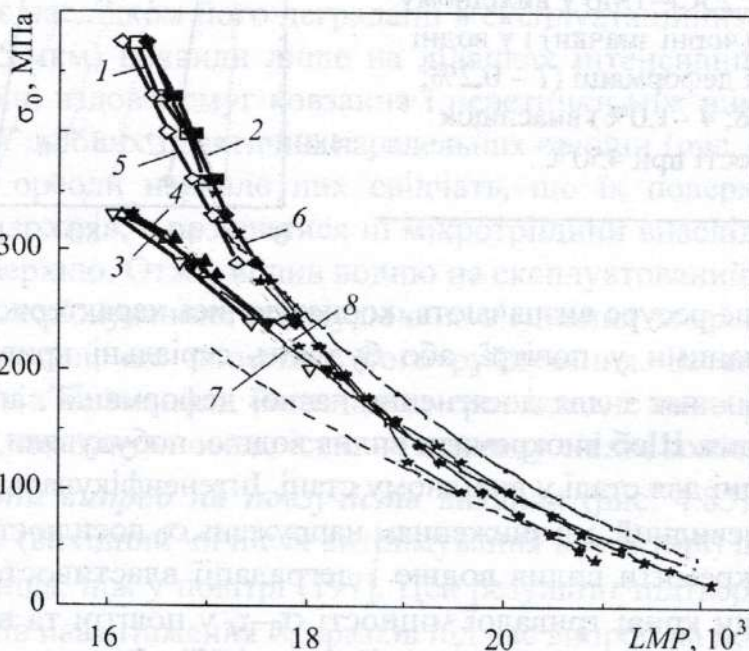


Рис. 4.88. Вплив деградації сталі 2,25Cr-1Mo в експлуатаційних умовах на розташування кривих тривалої міцності  $\sigma_0$ - $LMP$  (з використанням параметра Ларсона-Міллера  $LMP$ ), отримані за температур 450 (1-4) та 500°C (5-8) у водні (1, 3, 5, 7) і повітрі (2, 4, 6, 8) у вихідному стані (1, 2, 5, 6) та після  $\sim 6 \cdot 10^4$  год її витримування в реакторі гідрокрекінгу нафти (3, 4, 7, 8). Зірочками нанесені літературні дані, отримані при 500; 550 і 600°C.



**Фрактографічні особливості зламів після випроб на повзучість.**

Обстеження зламів зразків сталі у вихідному стані (рис. 4.89а, б, г), випробуваних на повзучість у повітрі і водні, виявили класичне ямкове руйнування шляхом зародження, росту і злиття мікропорожнин [202]. Водночас у центральній частині зламів, випробуваних у повітрі, де реалізується макрозріз (рис. 4.89а), ямки витягнені, неглибокі і розмиті. Поблизу бічних поверхонь макрозлами зразків, випробуваних у водні, утворені зрізом, а в їх центральній частині – відривом (рис. 4.89б). Отже, під впливом водню злам стає крихкішим навіть на макрорівні. Характерним для нормально орієнтованої частини зламу, отриманого у водні, є висока густина великих, але відносно неглибоких округлих ямок діаметром  $\sim 50$  мкм. За більшої роздільної здатності на їх дні видно окремі дрібні ямки і ланцюжки з них (рис. 4.89г), а також сліди ковзання на їх твірних поверхнях у вигляді ледь помітного рельєфу з концентричних еліпсоподібних перервних кілець. Їх перетинають сліди ковзання у вигляді вусів, які характерно орієнтовані в напрямку дії дотичних напружень від дрібних ямок на дні, як від концентраторів. Це пряме підтвердження руйнування перетинок між суміжними дрібними ямками під час деформації не від навантаження, а від накопиченого в порожнинах водню. Адже водень полегшує декогезію включень з матрицею, сприяючи утворенню вздовж меж зерен ланцюжків з мікропорожнин і, як виявилось, це значно полегшує руйнування у водні. Отже, концентричні сліди на твірних поверхнях великих ямок можна вважати слідами послідовного підростання великої порожнини через поглинання дрібніших, заповнених воднем (рис. 4.89г).

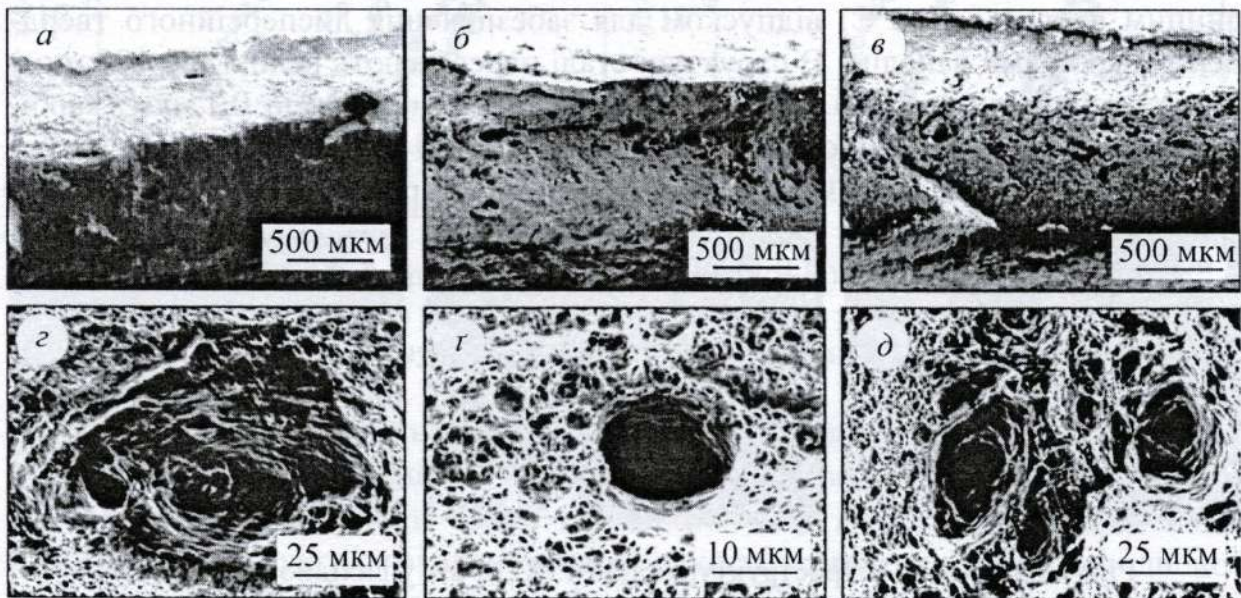


Рис. 4.89. Фрактограми для сталі 2,25Cr-1Mo перед (а, б, г) та після витримання в реакторі (в, г, д), у повітрі (а) та водні (б-д) за температури 450°C.

Експлуатований у водні метал теж руйнується за в'язким механізмом. Однак вже на макрозламі (на нормально орієнтованій його частині) густина великих ямок істотно вища, ніж на зламах металу у вихідному стані (рис. 4.89в). За вищої роздільної здатності вони майже рівновісні (рис. 4.89г),



менші за діаметром ( $\sim 25$  мкм), але суттєво глибші, ніж у неексплуатованому металі. Їх твірні поверхні практично нормально орієнтовані до поверхні зламу з хвилястими перервними лініями множинного ковзання (рис. 4.89d), котрі практично не відрізняються від слідів ковзання на бічних поверхнях зразків. Це може бути доказом існування цих порожнин в експлуатованому металі ще до випроб на повзучість. Адже подібних ямок не виявили на зламах неексплуатованої сталі у водні. Внаслідок повзучості у водні, який інтенсифікує деформацію в мікрооб'ємах, ці порожнини витягувалися аж до виходу на макроповерхню зламу, а чіткі сліди ковзання на їх твірних поверхнях зафіксували послідовність деформування. Таким чином, можна стверджувати, що попри загалом в'язкий характер руйнування сталі незалежно від її стану та середовища, все ж існують специфіка дії водню як середовища під час випроб на повзучість і особливі прояви його впливу на експлуатовану сталь.

#### 4.3.2. Деградація корпусної сталі 15X2МФА в лабораторних умовах

Експлуатаційну деградацію сталі моделювали, використовуючи лабораторну експрес-методику [90]. Зразки термоцикували у газоподібному водні під тиском 0,3 МПа від  $450^{\circ}\text{C}$  до кімнатної температури зі швидкістю нагрівання і охолодження  $\sim 2^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Тривалість витримування за робочої та кімнатної температури 0,5 год.

**Структура сталі** у вихідному стані сформована внаслідок типового термічного оброблення груболистового прокату корпусних сталей з дводинним високим ( $740^{\circ}\text{C}$ ) відпуском для забезпечення дисперсійного тверднення карбідами ванадію. В структурі сталі переважають великі (до 100 мкм) зерна високовідпущеного бейніту з дрібними (діаметром до 0,1 мкм) карбідами, які у вигляді ланцюжків розташовані вздовж меж пластин бейніту, та дещо більшими (0,3...0,4 мкм) – уздовж меж зерен (рис. 4.90a).

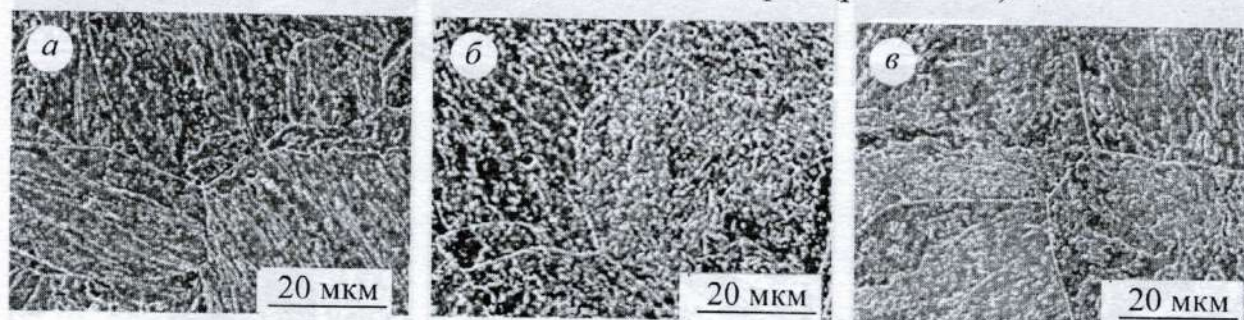


Рис.4.90. Типова мікроструктура сталі 15X2МФА у вихідному стані (a) та після 400 (б) та 600 (в) термоциклів у водні.

Внаслідок термоцикування сталі у водні спостерігали міграцію меж субструктурних елементів та їх розсіпання. Це спричинило втрату характерного для структури сталі у вихідному стані стрічкового розташування карбідів уздовж меж елементів субструктури і супроводжувалося одночасним зростанням і кількості, і розмірів карбідів уздовж меж зерен (рис. 4.90б, в). Цей процес наростав зі збільшенням кількості термоциклів. Зазначимо, що



існує якісна відповідність структурних змін у теплотривкій сталі 2,25Cr–1Mo, експлуатованій в реакторі (зразки-свідки) [198] та деградованій у лабораторних умовах.

Мікротвердість зерен  $H_\mu$  після 600 термоциклів у водні знизилася до 2800 МПа, що пов'язали і зі збідненням твердого розчину елементами легування, і з розпорощеною пошкодженістю деградованого металу.

**Характеристики циклічної тріщиностійкості** підтвердили високу чутливість до оцінювання деградації сталі (рис. 4.91) [58, 203, 204]. По-перше, ефективні КДВР значно чутливіші до деградації металу внаслідок термоциклування у водні проти номінальних, а по-друге, вплив деградації максимально проявляється на припороговій ділянці.

Чутливість до деградації збереглася досить високою і на другій ділянці ефективних КДВР, під час побудови яких враховували ЗТ. Останнє зберіглося достатньо високим навіть за швидкості РВТ  $10^{-7} \dots 10^{-8}$  м/цикл. Тому надалі, оцінюючи деградацію сталі, доречно аналізувати саме порогові показники ЦТ  $\Delta K_{th}$  та  $\Delta K_{th\,eff}$  (рис. 4.92).

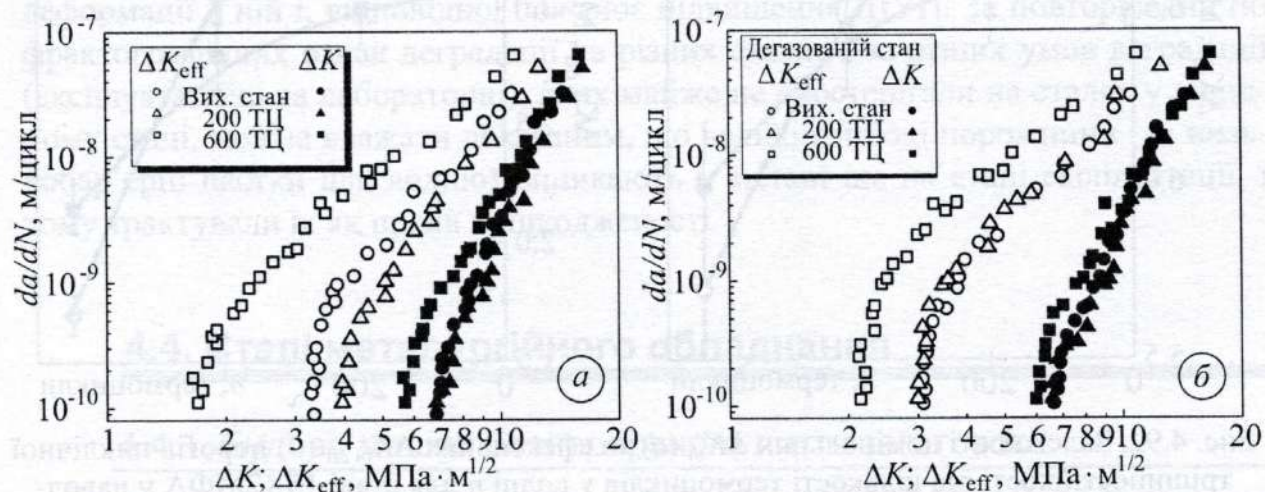


Рис. 4.91. Номінальні (чорні значки) та ефективні (білі) КДВР сталі 15Х2МФА у вихідному стані та після різної кількості термоциклів у водні (а) та додаткової (після термоциклування у водні) дегазації зразків у вакуумі (б).

Стан деградованої в лабораторних умовах сталі 15Х2МФА оцінили за пороговими характеристиками ЦТ при кімнатній температурі. Отримали якісно подібні закономірності зміни параметрів  $\Delta K_{th}$  і  $\Delta K_{th\,eff}$  (рис. 4.92): вони однозначно знижуються зі зростанням кількості термоциклів  $n$  і в наводненому, і в дегазованому станах. Випроби сталі після різної кількості термоциклів у водні та після подальшої дегазації у вакуумі при  $450^\circ\text{C}$  підтвердили відомий для сталей парогонів ТЕС неоднозначний характер зміни ефективного порогового розмаху КІН  $\Delta K_{th\,eff}$  від кількості термоциклів у водні  $n$ , спричинений впливом розчиненого в металі водню [69]. Зокрема, після 200 термоциклів абсорбований металом водень на  $\sim 30\%$  підвищує  $\Delta K_{th\,eff}$ , а після 600 – на  $\sim 20\%$  знижує його порівняно з дегазованим металом. Таким чином, можна визначити рівень  $\Delta K_{th\,eff}$ , який відповідає сталі 15Х2МФА, що досягла



критичної деградації. Такий стан досягається за  $\Delta K_{th\,eff} = 2,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ , коли позитивний вплив водню на характеристику  $\Delta K_{th\,eff}$  змінюється на негативний. За досягнення металом цього стану та наявності тріщиноподібних дефектів у конструкційному елементі виникає загроза його непрогнозованого крихкого руйнування. Це дає підстави стверджувати, що феномен інверсії впливу водню на ефективний поріг ЦТ загалом властивий оццаднолегованим теплотривким сталям. Тому, згідно з відомим підходом [90] оцінювання технічного стану сталей парогонів ТЕС, випроби на ЦТ рекомендовано використовувати, щоб обґрунтувати граничний рівень деградації металу, експлуатованого в реакторі гідрокрекінгу нафти.

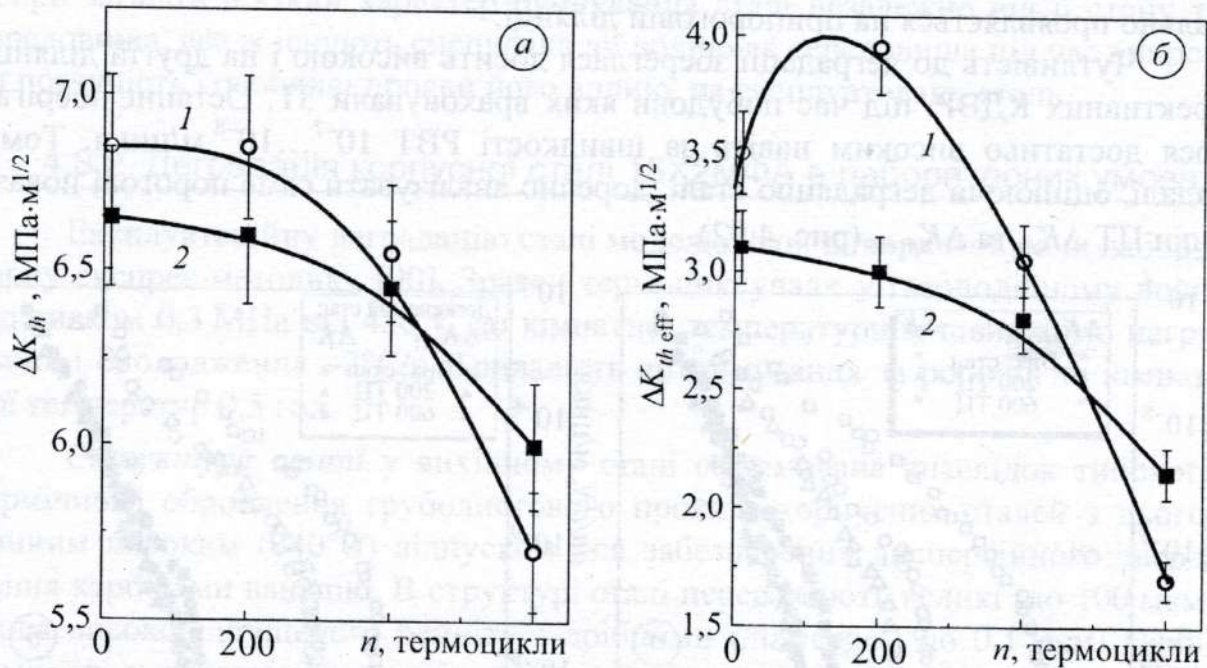


Рис. 4.92. Залежності номінальних  $\Delta K_{th}$  (а) та ефективних  $\Delta K_{th,eff}$  (б) порогів циклічної тріщиностійкості від кількості термоциклів у водні  $n$  для сталі 15Х2МФА у наводненому (1) та дегазованому у вакуумі після термоциклування у водні (2) станах.

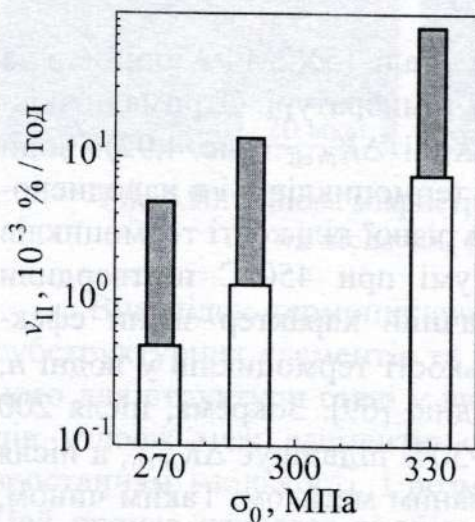


Рис. 4.93. Значення ШУП  $v_{II}$ , отримані у водні при  $450^\circ\text{C}$  за різного початкового напруження  $\sigma_0$  для сталі 15Х2МФА у вихідному стані (білі стовпчики) та після 200 термоциклів у водні (чорні).

Деградацію сталі 15Х2МФА після її термоциклування у водні оцінювали також за її опором повзучості у водні [205]. ШУП  $v_{II}$  у водні цієї сталі у вихідному стані і після деградації знижується зі зменшенням напружень під час випроб на повзучість (рис. 4.93). Разом з тим ШУП (за відповідних



напружень) деградованої сталі майже на порядок вища, ніж у вихідному стані. Така тенденція зберігається незалежно від рівня навантаження.

Отриманий тут ШУП внаслідок термоцикування зразків у водні важливий для моделювання впливу зупинок технологічного процесу на деградацію корпусних сталей, які відносять до суттєвих чинників втрати їх робото-здатності.

Фрактографічні ознаки деградації сталі 15X2МФА після термоцикування у водні подібні до зафіксованих для сталі 2,25Cr-1Mo, деградованої в експлуатаційних умовах. Відмінності між ними зумовлені лише різною кількістю та розмірами великих ямок: плитких (типу дископодібних тріщин), спричинених злиттям заповнених воднем дрібних порожнин, та глибоких через розшарування вздовж меж поділу матриці з неметалевими включеннями (зокрема, великих сульфідів марганцю, розміри і кількість яких більші в сталі 15X2МФА). За сумірних рівнів напружень  $\sigma_0$  під час випроб на повзучість ямки обидвох типів займають більшу площу поперечного перерізу зразків зі сталі 15X2МФА (порівняно зі сталлю 2,25Cr-1Mo), що полегшує локалізацію деформації в ній і, відповідно, пояснює підвищення ШУП. За повторюваністю фрактографічних ознак деградації на різних сталях і за різних умов деградації (експлуатаційні та лабораторні), яких майже не спостерігали на сталях у вихідному стані, можна вважати доказаним, що великі глибокі порожнини (як низькобар'єрні пастки для водню) виникають у металі ще на етапі експлуатації, і тому трактували їх як прояв пошкодженості.

## **4.4. Сталі металургійного обладнання**

### **4.4.1. Будова машин безперервного лиття заготовок**

За відносно короткий період з початку 60-х років минулого століття технологія безперервного лиття пройшла шлях від перших невеликих напівпромислових агрегатів до сучасних високопродуктивних машин безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) [206, 207] (вертикальних, горизонтальних, з нахилом, роторних тощо), з допомогою яких можна отримувати безперервним литтям труби, профілі різного сортаменту, тонкий лист тощо.

Згідно з технічними прогнозами подальше зростання продуктивності слябових МБЛЗ відбуватиметься внаслідок збільшення коефіцієнта їх використання. На високопродуктивні слябові МБЛЗ, які забезпечують широко-смугові стани заготовками, припадає близько 2/3 обсягу безперервного лиття.

Прикладом типової конструкції системи роликів для транспортування сляба до зони вторинного охолодження МБЛЗ криволінійного типу, є слябові МБЛЗ ВАТ Маріупольський металургійний комбінат ім. Ілліча. Характеристики МБЛЗ: річна продуктивність 1,7 млн. т. заготовок. Товщина сляба 231 мм, ширина 1170...2286 мм; швидкість розливання до 1,7 м/хв; загальна довжина підтримувальної системи від кристалізатора до горизонтального виходу з установки 35 м; система містить 16 секцій з 92 роликками [206, 207]. Конструктивно



зону вторинного охолодження (ЗВО) МБЛЗ ВАТ Маріупольський металургійний комбінат ім. Ілліча розділено на 12 секцій. Базовий радіус, за яким описана вісь радіальної ділянки технологічного каналу машини,  $R = 8$  м [206]. У системі для транспортування сляба в ЗВО встановлено по 98 пар роликів у верхньому та нижньому рядах. Всі ролики верхнього ряду непривідні. В нижньому розташовують і привідні, і непривідні (рис. 4.94). Зусилля витягування злитка під час розливання слябів формується приводними роликами.

Внаслідок відносно великої ширини сляба та його товщини ролики розливного струмка слябової МБЛЗ експлуатуються у жорсткіших умовах, ніж інших МБЛЗ, тому розглядатимемо ролики вказаних вище машин [208, 209].

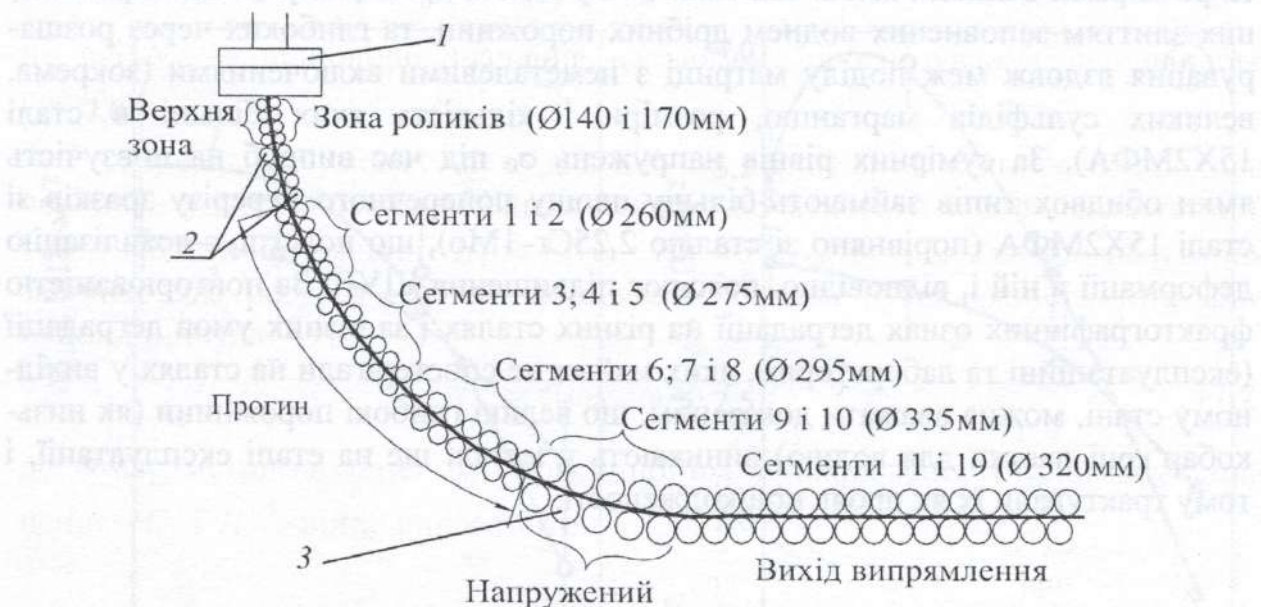


Рис. 4.94. Принципова схема розливного струмка слябової МБЛЗ [208,209]:  
1 – розливальний ківш; 2 – сегменти роликів; 3 – ролики.

Ролики МБЛЗ в сталеливарній промисловості повинні витримувати високі механічні навантаження та теплові напруження, які призводять до термічної втоми, а також вплив середовища. Вони в основному піддаються впливу термічної втоми через високі температури термоцикування; згинальних напружень, зумовлених вагою сляба; корозійному окисненню і зношуванню через потік абразивних твердих частинок і окалини на поверхні сляба.

Конструкція роликів є наслідком компромісу між збільшенням їх діаметра для забезпечення жорсткості і мінімізації кроку, щоб зменшити прогини сляба. Параметри механічного навантаження та термоцикування залежать від розташування (позиції) в ливарній лінії і вимог до лиття (жорсткого або м'якого охолодження) [210, 211]. Корозійне окиснення пов'язане з високими температурами ролика і агресивними компонентами у воді вторинного охолодження, а також впливом вологості приміщення. Механічні напруження спричинені феростатичним тиском розплавленого металу всередині сляба і високими згинальними напруженнями від його ваги. Значні температурні напруження викликані циклічним нагрівом і охолодженням під час обертання ролика та немінучими під час лиття зупинками [212–214].



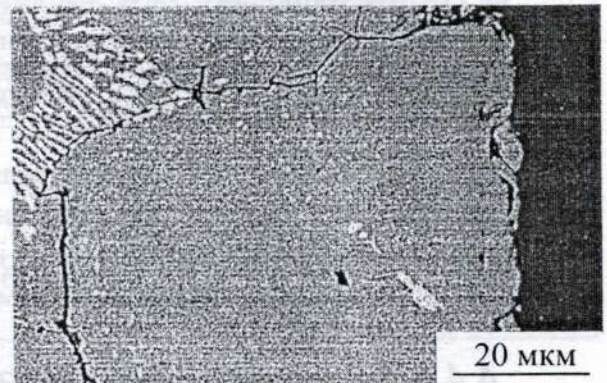
## 4.4.2. Експлуатаційна деградація валків вальцювальних станів

Термічна і механічна втоми, а також абразивне зношування, спричинене жорсткими оксидами заліза, є найважливішими чинниками, що впливають на швидкість зносу поверхні робочих валків вальцювальних станів [215].

Металографічні дослідження зразків з ділянок робочих валків, близьких до поверхні, вказують на існування тріщин, спричинених термічною або механічною втомою на дуже ранній стадії (9 км прокатаних стрічок або 2% від розрахункового ресурсу) [215, 216]. Ці тріщини зароджуються на поверхні і ростуть усередину валка поруч з первинною мережею евтектичних карбідів (рис. 4.95. ). Припускають, що оксидна плівка на поверхні робочих валків є наслідком адгезії металу вальцьованої стрічки [217].

Поверхня робочого валка окиснюється внаслідок дифузії кисню крізь тріщини у робочій поверхні валка, що підтверджує висока концентрація оксидів на берегах тріщин [212]. Зафіксовано також високу концентрацію кисню в приповерхневих шарах валка. Оксид спроможний у деяких випадках ізолювати непошкоджені ділянки валка, які руйнуватимуться і пришвидшено зношуватимуться [212, 216, 217].

Рис. 4.95. Мікроструктура поверхневого шару експлуатованого робочого валка діаметром 768,3 мм зі сталі (2,77C; 0,93Mn; 1,31Ni; 0,61Si; 16,03Cr; 1,15 Mo) після напрацювання 9 км із тріщиною в околі карбиду (світлі ділянки) [215].



Оксиди свідчать про пришвидшене зношування, відоме як лушення, якому піддаються деякі валки. У цьому випадку робочі валки не зношуватимуться абразивом, але непошкоджений матеріал виноситиметься назовні через руйнування оксидних шарів навколо них.

Комплексні дослідження мікроструктури і руйнування шести сталей, отриманих методом відцентрового лиття для швидкісних валків, під час статичного навантаження в мікроскопі свідчать про суттєвий вплив на мікроефекти руйнування таких мікроструктурних чинників, як вид, розмір, об'єм фракції, розподіл карбідів, розміщених у міжкоміркових ділянках, і характеристики відпущеної мартенситної матриці [216]. Виявлено, що мікротріщини утворюються біля твердих карбідів (рис. 4.96), розміщених уздовж меж зерен, і поширюються вздовж цих карбідів [217]. У сплавах, де багато карбідів пов'язані або розташовані поруч одні з одними, руйнування відбувається за механізмом відколювання за низьких значень КІН. Навпаки, в зразках зі сталі, де невелика кількість карбідів розподілена у відносно пластичній матриці рейкового відпущеного мартенситу, руйнування супроводжується значною пластичною деформацією, і тріщина притуплюється, коли проходить через матрицю, збільшуючи пластичний складник руйнування на поверхні зламу, що призводить до високої в'язкості руйнування [217].



Термовтомне пошкодження характеризується мережею тріщин на поверхні матеріалу, поширення однієї з яких може спричинити відмову елемента конструкції. Деградація поверхні за термічної втоми залежить від [212] параметрів процесу, зокрема максимальної температури, амплітуди теплових циклів, коефіцієнта асиметрії циклу навантаження і частоти теплових циклів; фізичних властивостей матеріалу (дилатація, провідність, коефіцієнт дифузії), а також мікроструктурної еволюції матеріалу у вказаному діапазоні температур (знеміцнення, старіння, окиснення, випадання карбідів, фазові перетворення тощо); теплових і механічних властивостей кожного матеріалу в багатшарових конструкціях.

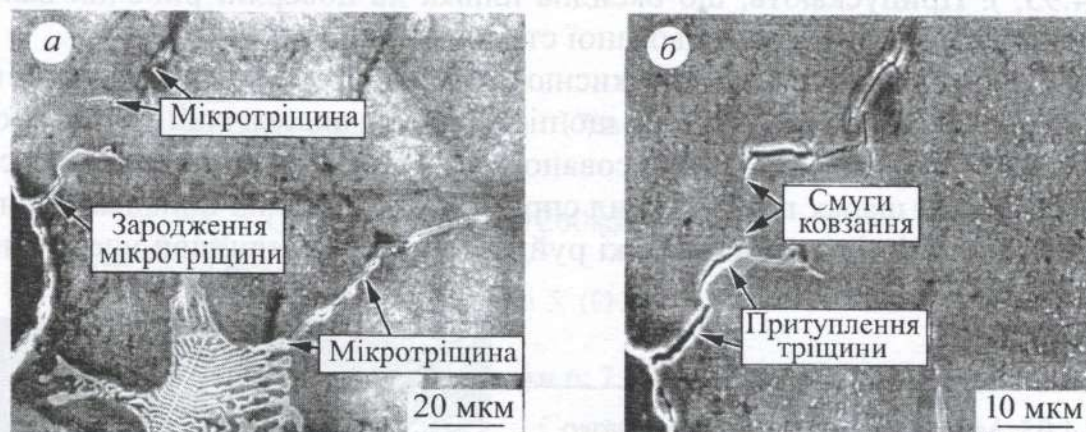


Рис. 4.96. Ділянка поверхні зразка біля вершини надрізу: зародження мікротріщин біля евтектичних карбідів розташованих уздовж меж за коефіцієнта інтенсивності напружень  $K_I = 38,8 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  (а) і ріст тріщини з притупленням вершини і формуванням смуги зсуву в матриці ( $K_I = 39,4 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ ) (б) [217].

#### 4.4.3. Експлуатаційна деградація роликів МБЛЗ

Поверхнєве розтріскування – поширене явище для матеріалів, які експлуатуються за циклічної зміни температур, зокрема, в металургії. Робочі поверхні основних металургійних конструкцій – валків прокатних станів, роликів МБЛЗ – пошкоджуються “сіткою розгару” [218–220]. Залишкова довговічність роликів МБЛЗ визначається часом росту поверхневих утомних тріщин до критичних розмірів і залежить від швидкості розливання, циклічної зміни температури, а також прогину ролика на криволінійній ділянці зони вторинного охолодження [221–225]. Ролики – найнавантаженіший вузол МБЛЗ. Під час розливання сталі поверхневі його шари зазнають впливу низки чинників, зокрема високотемпературного зношування, термомеханічної втоми внаслідок контакту із поверхнею сляба, нагрітого до температури 1280...850°C (рис. 4.94). Щоб забезпечити розрахунковий ресурс, ролики виготовляють з теплотривких сталей (табл. 4.14).

Досліджено вплив експлуатаційних навантажень та швидкості розливання на напружено-деформований стан, тріщиностійкість і термовтому матеріалів роликів МБЛЗ та запропоновано критерії оцінювання граничного стану [226, 227].



Під час експлуатації внаслідок впливу високих температур [228, 229] та контактних навантажень робочі поверхні роликів зношуються та розтріскуються. Комплексність проблеми полягає у тому, що внаслідок контакту сляба з роликом останній абразивно зношується, в ньому виникають ділянки локальних пластичних деформацій та накопичуються тріщини термовтоми [206, 230].

Таблиця 4.14

## Хімічний склад сталей роликів МБЛЗ [206, 207]

№ за/п	Країна	Вміст елементів, мас.%							Марка
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	
1	США	0,18 – 0,23	0,15 – 0,35	0,70 – 0,90	–	0,40 – 0,60	0,08 – 0,15	–	AISI 4118
2	Австрія	0,15 – 0,30	0,20 – 0,50	0,40 – 0,70	1,50	0,60 – 1,00	0,40 – 1,00	0,50	Böhler Uddeholm AG
3	ФРН	0,19	0,20 – 0,50	1,40 – 1,70	0,15	–	0,20 – 0,50	0,20	17MnMoV64
4	Швеція	0,10 – 0,20	Немає даних	0,4–0,8	0,30	0,7–1,2	0,4 – 0,5	–	SS 2216
5	Японія	0,19	0,28	0,70	0,50	0,60	0,25	–	SNCN 2
6	Україна	0,22 – 0,29	0,17 – 0,37	0,4 – 0,7	до 0,3	1,5 – 1,8	0,6 – 0,8	0,15 – 0,3	25X1M1Ф
7	ЄС	0,13 – 0,16	0,15 – 0,35	0,50 – 0,80	–	0,9–1,2	0,4–0,5	–	16CrMo44
8	ЄС	0,17 – 0,25	0,30 – 0,60	0,30 – 0,50	до 0,6	1,20 – 1,50	1,0– 1,2	0,25 – 0,35	21CrMoM511

Розглянемо вплив основних експлуатаційних чинників.

**Зношування.** Відбувається внаслідок впливу абразивних частинок (залишків окалини, порошоків тощо) (рис. 4.97а). Під час лиття до сталі додають порошки на основі сполук CaO, CaF<sub>2</sub>, SiO<sub>2</sub>, MgO і Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, які позитивно впливають на якість слябів [207]. Залежно від марки сталі, яку розливають, використовують ливарні порошки типу Accutherm ST-C 39, Syntharm S тощо.

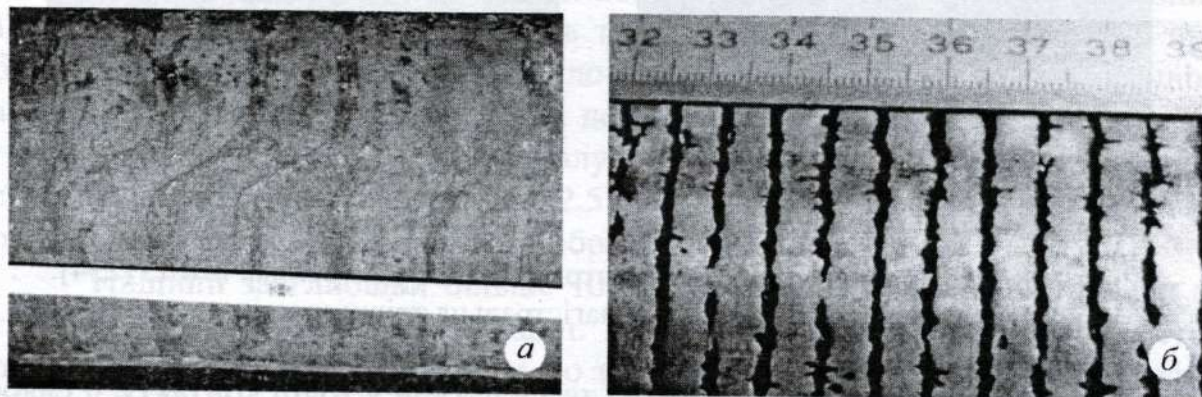


Рис. 4.97. Пошкодження поверхні ролика МБЛЗ [231]:

а – зношування; б – пітингова корозія.



**Корозія.** Ролики МБЛЗ працюють у вкрай агресивному середовищі внаслідок реакції вільних іонів водню зі шлаком з високим вмістом  $\text{CaF}_2$ . На поверхні ролика накопичуються дефекти, які спричиняють зародження втомних тріщин, зумовлюючи т. зв. корозійну втому. Взаємодія хлору з охолоджувальною водою викликає множинне корозійне розтріскування поверхні ролика [207, 208]. Рівень напружень визначають градієнт температури і коефіцієнт теплового розширення матеріалу поверхневих його шарів. Поєднання цих чинників є причиною інтенсивного пошкодження поверхні нових роликів, зокрема, пітингової корозії [231] (рис. 4.97б).

Охолоджувальна вода, яку подають через осьовий канал ролика, негативно впливає на фізико-хімічні властивості його матеріалу. У циліндричному просторі ролика на стінках формується корозійний шар, що погіршує його охолодження, створюючи додатковий бар'єр для передачі тепла (тепловідведення).

Формуванню агресивних речовин у системі охолодження роликів сприяють бікарбонат ( $\text{HCO}_3$ ) і карбонат ( $\text{CO}_3$ ). Іони хлору  $\text{Cl}^-$  взаємодіють з  $\text{O}_2$ , підвищуючи чутливість металу до корозії та розтріскування під дією механічних напружень. Додатковий негативний вплив спричиняють іони  $\text{Ca}^+$  і  $\text{Mg}^+$ ,  $\text{Mn}^+$ , кремнію ( $\text{SiO}_2$ ), які збільшують твердість і швидкість відкладання накипу.

Ролики МБЛЗ зазнають знакозмінного температурно-силового навантаження в корозивному середовищі, через що змінюється структура металу та погіршуються експлуатаційні характеристики [206]. Корозивне середовище суттєво знижує опір матеріалу втомному руйнуванню та втомну довговічність. Агресивне корозивне середовище у 2–2,5 рази зменшує зносотривкість матеріалу роликів [206, 207, 231]. Кінетика зношування робочих їх поверхонь залежить від того, новим чи відновленим був ролик. Негативно впливає на довговічність роликів структурна неоднорідність матеріалу (накопичені втомні мікропошкодження) вздовж осі. Ресурс нових роликів менше залежить від структурно-механічних чинників, оскільки вони мають типову мікроструктуру.

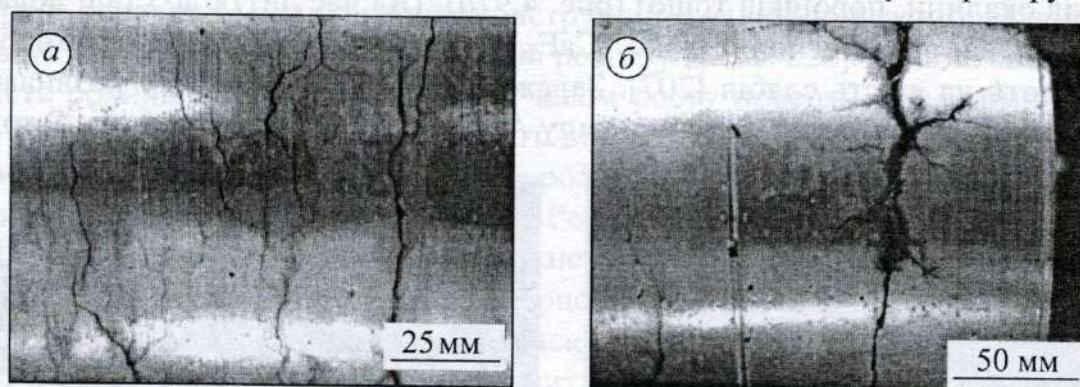


Рис. 4.98. Дефекти термомеханічної втоми на поверхні ролика МБЛЗ [234]:  
а – множинні радіальні тріщини; б – магістральна тріщина з відгалуженнями.

**Термомеханічна втома.** Високі температури у точці контакту зі слябовою заготовкою спричиняють термомеханічну втому роликів. Цикл «нагрівання–охолодження» після кожного повороту ролика та механічні наванта-



ження від ваги сляба зумовлюють циклічне деформування матеріалу його поверхні. При цьому напруження у поверхневих шарах залежать від градієнта температурного поля і теплового розширення матеріалу. Це створює множинні радіальні дефекти вздовж осі ролика (рис. 4.98). Глибина тріщин поступово зростає, виникає та поширюється сітка тріщин розпалу [220, 232, 233]. Одночасно з розтріскуванням метал стирається та відшаровується. Підростання тріщини в осьовому напрямку циліндра може призвести до непрогнозованого руйнування ролика. Опір термічній втомі можна підвищувати, регулюючи режими охолодження ролика та підбираючи фізико-механічні властивості його матеріалів [206, 207].

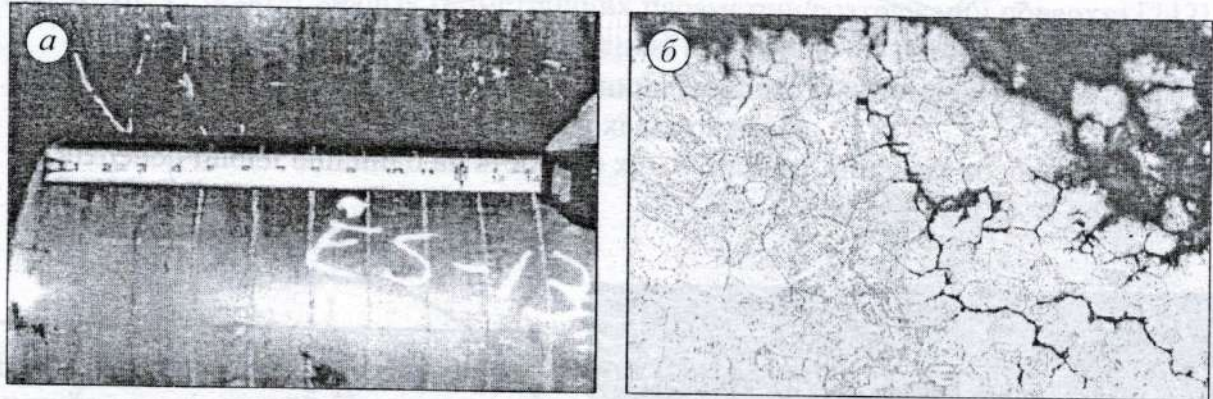


Рис. 4.99. Типи пошкоджень поверхні роликів МБЛЗ [234, 235–237]:  
а – корозійне; б – міжзеренне корозійне розтріскування матеріалу.

Крім термічних напружень, ролики піддаються значним механічним навантаженням, що спричиняють їх циклічні прогини, а також сприяють поширенню тріщин термомеханічної втоми (рис. 4.98).

Відомі випадки й інших пошкоджень роликів МБЛЗ, серед яких корозійне розтріскування (рис. 4.99). Проте накопичений експериментальний та теоретичний матеріал одержано переважно на лабораторних зразках та розглянуто детерміновані закономірності.

**Розтріскування поверхні ролика МБЛЗ.** На основі детальних досліджень виявили основні закономірності тріщиноутворення на поверхні ролика [206–209, 238–240]. Глибина радіальних тріщин 8...12 мм, при цьому вони в 1,5–1,8 рази глибші за осьові. Сітка тріщин розпалу в обох напрямках приблизно однакова, її глибина від 1 до 5 мм. За результатами статистичного аналізу ідентифікованих тріщин всі дефекти умовно розділили на дві групи: глибиною до 2,5 мм – “сітка розпалу”, що містить до 60% усіх дефектів, і сітка “глибоких тріщин” – більше 2,5 мм [220]. Питомий розподіл тріщин у радіальному і осьовому напрямках зображено на рис. 4.100.

Тріщини завглибшки більше 10 мм складають приблизно 10% від загальної кількості виявлених тріщин. При цьому вони, з одного боку, створюють “зону тіні”, що призводить до зупинок у розвитку довколишніх дефектів, а з іншого – розвиваючись, можуть призвести до непрогнозованого руйнування ролика.



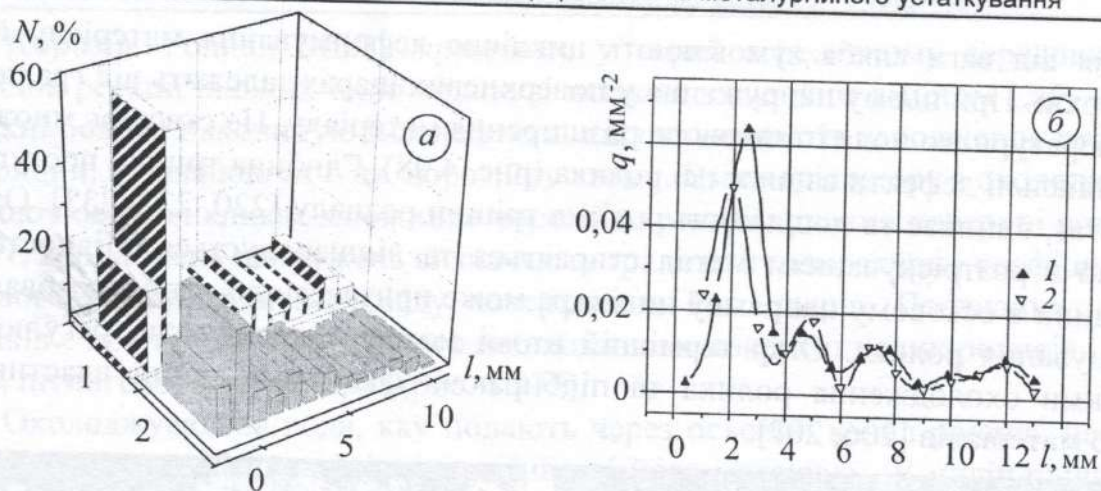


Рис. 4.100. Параметри втомних тріщин в осьовій (1) і радіальній (2) площинах залежно від їх глибини [220]:  
 $a$  – відносна кількість тріщин;  $b$  – їх кількість на одиницю площі поверхні.

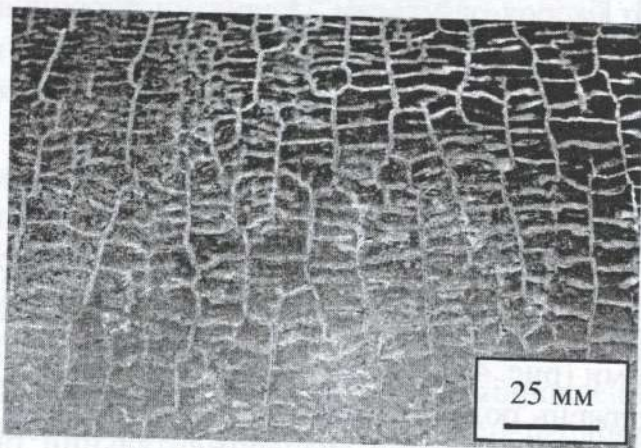


Рис. 4.101. Поверхня ролика МБЛЗ з експлуатаційною сіткою тріщин розпалу [216].

Поверхня ролика вкрита шаром окалини, яка утворилася в результаті дії високих температур і контакту зі слябовою заготовкою (рис. 4.101). За тисячу годин експлуатації при  $600^{\circ}\text{C}$  у повітрі товщина шару окалини на сталі не перевищує  $0,09$  мм [206, 207].

Для підвищення достовірності визначення зони максимальної пошкодженості та найімовірнішого напрямку поширення магістральних тріщин використовують автоматизований алгоритм аналізу їх площі на цифровому зображенні залежно від орієнтації [218, 241]. Визначали інтегральну орієнтацію тріщин та будували циклограму розподілу кутів та довжин тріщин.

На рис. 4.102 зображено фрагмент сітки тріщин на поверхні темплету, вирізаного з поверхневого шару ролика. Площа тріщин становить 24% загальної площі темплету. Переважна більшість поверхневих тріщини орієнтовані у взаємоперпендикулярних напрямках під кутами  $90^{\circ}$  та  $180^{\circ}$ .

На рис. 4.103а зображено переріз ролика МБЛЗ. Поверхневі його шари (зона I) експлуатуються за циклічної зміни температури, а внутрішні (зона II) працюють за ізотермічного високотемпературного навантаження (рис. 4.103а), і поблизу охолоджувального отвору (зона III) температура не перевищує  $60^{\circ}\text{C}$  [206, 207].



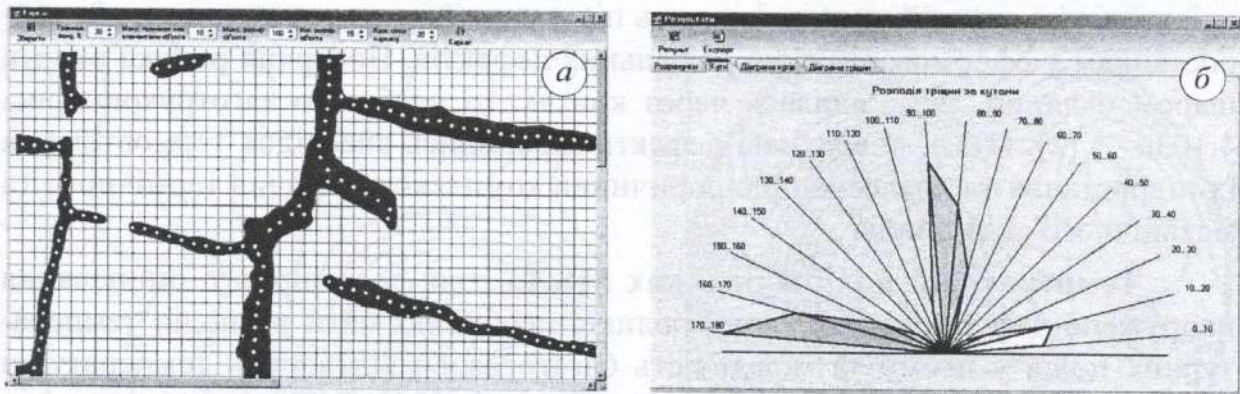


Рис. 4.102. Результат аналізу геометричних параметрів розтрісканої поверхні [242]:  
 а – оцифроване зображення з накладеною каркасною сіткою; б – результат визначення інтегральної орієнтації тріщин.

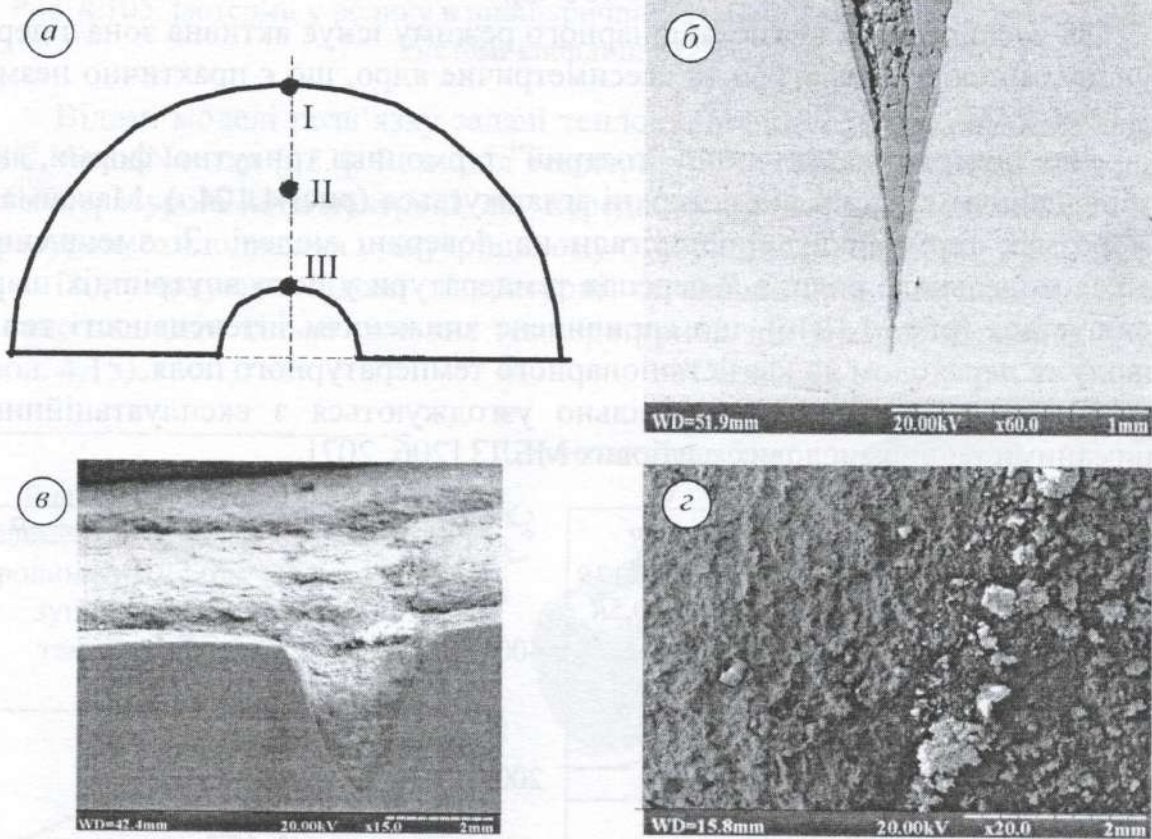


Рис. 4.103. Схема перерізу ролика МБЛЗ (а – температурно-силові зони в часі експлуатації: I – термоциклічна ( $t_I = 375...600^{\circ}\text{C}$ ) та II – ізотермічна ( $t_{II} = 200...375^{\circ}\text{C}$ ); III – охолодження ( $t_{III} = 40...60^{\circ}\text{C}$ )); приповерхнева тріщина (б); вершина тріщини термовтоми (в) та її поверхня (z) [206, 207].

Макроаналіз поверхні роликів, знятих після 4500 плавки з експлуатації на Маріупольському металургійному комбінаті ім. Ілліча та МК «Азовсталь», виявив сітку розпалу, що утворилась внаслідок багаторазово повторюваних циклів інтенсивного нагріву і охолодження поверхневих шарів. Тріщини,



орієнтовані в осьовій площині, мають півкруглу форму, що зумовлено їх підростанням у сформованій сітці радіальних дефектів. Поверхня ролика вкрита шаром окалини, що з'явилась через контакт зі слябовою заготовкою (рис. 4.103б-г) [2]. Отже, поверхневі дефекти зародились внаслідок термовтоми, а їх підростання та коалесценцію спричинив комплексний вплив термічного та механічного складників.

**Температурні поля в роликах МБЛЗ.** Для достовірного оцінювання напружено-деформованого стану роликів необхідно мати розподіл температурних полів у ньому та можливість багаторазово відтворити температурні умови роботи конструкції в лабораторних умовах [243–249].

Моделювали зупинку процесу розливання за 1,0 хв (рис. 4.104). Виявили, що після запуску розігрітого до квазістаціонарного стану ролика відбувається незначне зниження температури циклу з подальшою стабілізацією за 4–5 обертів. Загалом дані експерименту ( $t_{\max} = 600^\circ\text{C}$ ,  $t_{\min} = 90^\circ\text{C}$ ) близькі до експлуатаційних ( $t_{\max} = 580^\circ\text{C}$ ,  $t_{\min} = 130^\circ\text{C}$ ).

За дослідженого квазістаціонарного режиму існує активна зона з періодичною зміною температури та осесиметричне ядро, що є практично незмінним [244–248].

Для поверхні характерний “гострий” термоцикл трикутної форми, який зі збільшенням відстані від поверхні згладжується (рис. 4.104а). Максимальний розмах термоциклу спостерігали на поверхні моделі. Зі зменшенням радіуса модельного ролика  $R$  перепад температури у його внутрішніх шарах зменшується (рис. 4.104б), що спричинене зниженням інтенсивності тепловідводу та переходом до квазістаціонарного температурного поля.

Одержані результати задовільно узгоджуються з експлуатаційними, отриманими на промислових слябових МБЛЗ [206, 207].

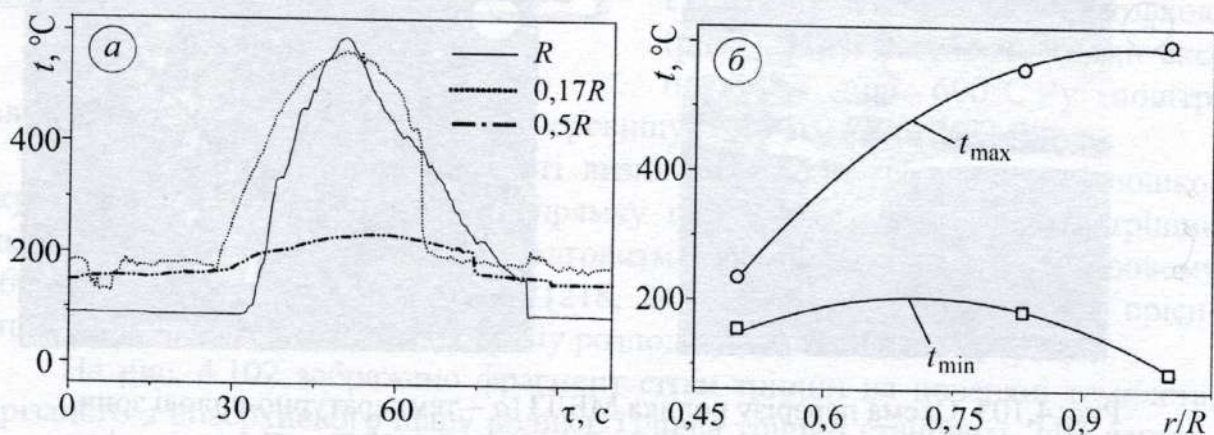


Рис. 4.104. Термоцикли у бочці модельного ролика на різних віддальх від поверхні (а) та максимальні і мінімальні температури циклу (б) (позначення див. у табл. 4.15) [250–252].

Математичне оброблення експериментальних даних дало можливість одержати функцію розподілу температури у ролик МБЛЗ (карту ізотерм подано на рис. 4.105).



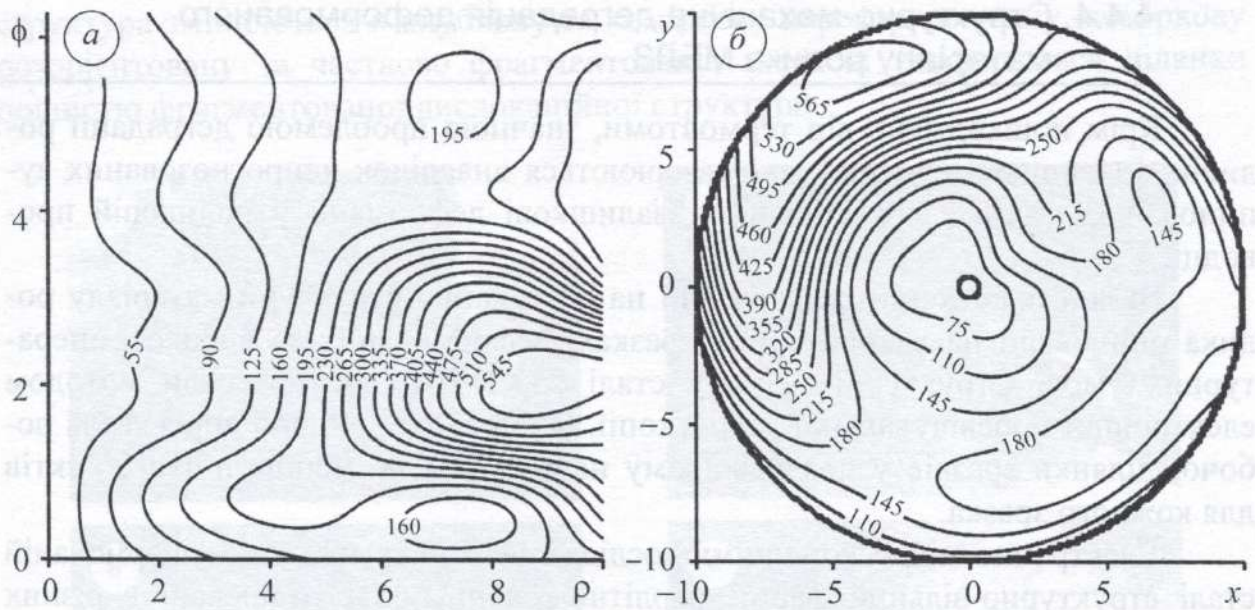


Рис. 4.105. Ізотерми у ролику в циліндричній (а) та прямокутній (б) декартовій системі координат [250].

Відомі моделі розв'язку задачі теплопровідності у програмному пакеті MSC VisualNastran [223]. Розподіл температури по об'єму ролика обчислено за температурою його поверхні, яку передає йому нагріте тіло (сляб), та температурою охолодження у внутрішньому отворі (рис. 4.106).

Підсумовуючи відомі літературні та лабораторні результати, можна умовно виділити кілька типових температурних зон у перерізі ролика МБЛЗ (табл. 4.15).



Рис. 4.106. Скінченно-елементна модель перерізу ролика МБЛЗ під час його зупинки (а) та шкала температур (б) [223]

Таблиця 4.15

Температурні умови експлуатації ролика МБЛЗ за умов стабільного процесу розливання ( $v = 1,0$  м/хв)

Зона ролика	Температурні умови	Зміна температури в циклі $\Delta t$ , °C	Відносна глибина від поверхні $r/R$
1	Термоцикування	600↔375	0...0,03
2	Накладання квазістаціонарного та циклічного складників	375↔150	0,03...0,19
3	Квазістаціонарне температурне поле	60...150	0,19...0,38



#### 4.4.4. Структурно-механічна деградація деформованого матеріалу ролика МБЛЗ

Крім пошкоджень від термовтоми, значною проблемою деградації роликів є залишкові прогини, які утворюються внаслідок непрогнозованих зупинок, коли вага сляба спричиняє залишкові деформації у роликовій проводці.

Вплив пластичних деформацій на деградацію структури матеріалу ролика оцінювали на лабораторних зразках, деформованих за високотемпературних умов. Структурні зміни у сталі 25X1M1Ф досліджували методом електронної просвічувальної мікроскопії. Об'єкти для випроб вирізували із робочої ділянки зразків у поздовжньому напрямку – не менше п'яти об'єктів для кожного зразка.

Електронно-мікроскопічними дослідженнями виявили у недеформованій сталі структурно-вільний ферит, перлітні колонії, які розташовані в різних частинах феритних зерен (рис. 4.107а), і карбідні включення витягнутої і глобулярної форми (рис. 4.107б). Цементит ідентифікували за аналізом мікродифракційних картин (на рис. 4.107в ідентифіковано його рефлекси). У початковому стані сталь має сіткову і частково коміркову дислокаційну структуру.

Після пластичного деформування її дислокаційна структура змінилася. За пластичної деформації  $\psi = 0,35$  спостерігали клубкову та коміркову нерозорієнтовану дислокаційну субструктуру (рис. 4.107г). Для дійсного поперечного звуження  $\psi = 0,50$  характерна коміркова розорієнтована та частково фрагментована дислокаційна структура (рис. 4.107г, е), помітне збільшення ширини дифракційних рефлексів.

Зростання пластичної деформації супроводжується фрагментацією субзерен, зменшенням розміру та збільшенням розорієнтації структурних блоків. Великі деформації  $\psi = 0,9$  призводять до утворення локальних ділянок повністю фрагментованої структури (рис. 4.107е), стійких конфігурацій у вигляді малокутових меж значної розорієнтації, про що свідчить багато рефлексів і їх розмірність на мікродифракційних картинах.

Якщо  $\psi > 0,9$ , цементитні виділення руйнуються внаслідок їх перерізання дислокаціями, причому мікротріщини і мікропори при цьому не утворюються (рис. 4.107є). Очевидно, руйнування пластинок цементиту відбулось через накопичення граничної кількості дислокацій протилежних знаків по різні боки перешкоди та їх анігіляцію внаслідок руйнування (перерізання) перешкоди [220].

Розраховували густину дислокацій у малокутових межах дислокаційної структури за результатами аналізу азимутальної розорієнтації рефлексів мікродифракційних картин (рис. 4.107д). Залежність густини дислокацій у малокутових межах сталі від дійсного поперечного звуження  $\psi$  зразків подано на рис. 4.108.

Зі збільшенням пластичної деформації ферито-перлітної сталі 25X1M1Ф за температури 600°C сіткова і частково коміркова дислокаційна



структура змінюються в клубкову та коміркову нерозорієнтовану, коміркову розорієнтовану та частково фрагментовану, а також утворюються ділянки повністю фрагментованої дислокаційної структури.

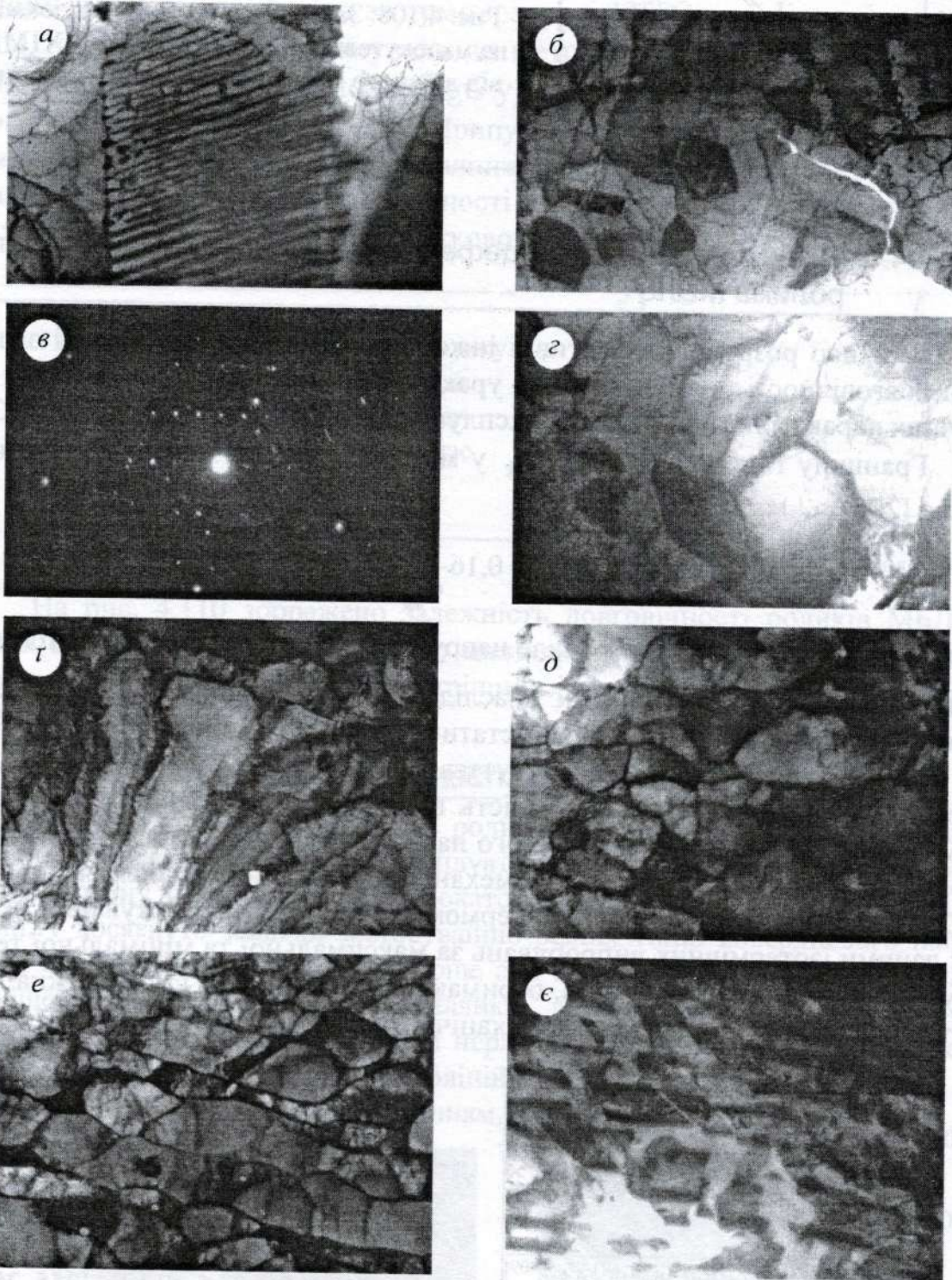


Рис. 4.107. Мікроструктура сталі 25X1M1Φ [15]: *a* – перлітна колонія,  $\times 20000$ ; *b* – виділення карбідів у фериті,  $\times 30000$ ; *в* – мікродифракція (рефлекси цементиту); *г* – сіткова і частково коміркова дислокаційна структура,  $\times 30000$ ; *д* – частково фрагментована дислокаційна,  $\times 30000$ ; *е* – фрагментована дислокаційна,  $\times 30000$ ; *є* – перерізання виділень дислокаціями,  $\times 40000$ .



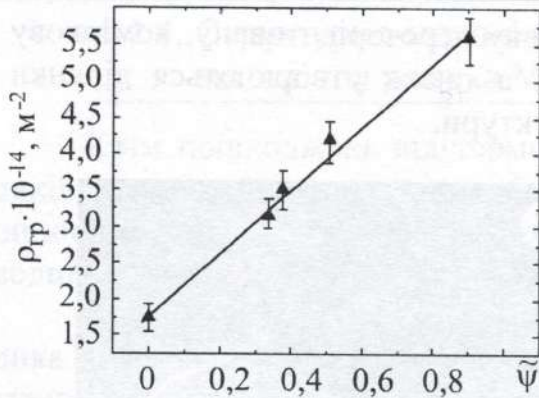


Рис. 4.108. Залежність густини дислокацій на малокутових межах ( $\rho_{dp}$ ) сталі 25X1M1Ф від дійсного поперечного звуження зразків [220].

#### 4.4.5. Оцінювання межових дефектів і залишкової довговічності роликів МБЛЗ

Важливо розробити ефективні інженерні методики визначення залишкової довговічності роликів МБЛЗ з урахуванням статистичного розкиду механічних характеристик і розмірів експлуатаційних дефектів [238–240, 253].

Граничну глибину тріщини  $a_k$  у матеріалі ролика визначають за формулою [206]

$$a_k = 0,16 \frac{K_{Ic}^2}{\sigma_{кр}}$$

де  $\sigma_{кр}$  – найбільше короткотривале напруження на поверхні ролика від механічних навантажень, що виникає внаслідок відхилень від технологічного режиму;  $K_{Ic}$  – в'язкість руйнування за статичного навантаження.

Залишковий ресурс роликів суттєво залежить від опору матеріалу поширенню втомних тріщин. Залежність швидкості росту тріщин у сталі від розмаху  $\Delta K$  під час термомеханічного навантажування за синфазного та протифазного накладання термічного і механічного складників досліджено в праці [254]. Виявили, що криві РВТ термомеханічного навантажування лежать між даними ізотермічних випробувань за максимальної та мінімальної температур циклу. Таким чином, дані, отримані за ізотермічних умов, можна використати для прогнозування термомеханічного росту тріщин.

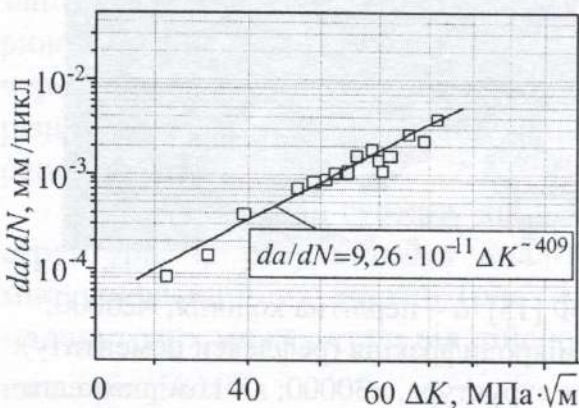
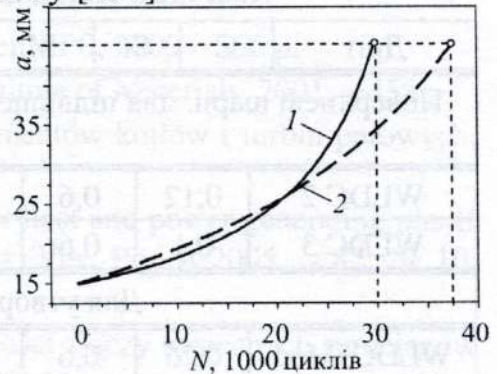


Рис. 4.109. Залежність швидкості РВТ в сталі 25X1M1Ф від розмаху КІН при 375°C,  $R = 0$  і  $f = 0,1$  Гц [255, 256].



Досліджували тріщиностійкість сталі 25Х1М1Ф за частоти навантаження 0,1 Гц (рис. 4.109) [255, 256]. Для оцінювання залишкової довговічності експериментальні дані про швидкість росту втомних тріщин у матеріалі ролика за температури 375°C, що відповідає зоні 2 (див. табл. 4.15), апроксимували за методом найменших квадратів та визначали параметри розподілу  $\lg C$  у рівнянні Паріса  $da/dN = C\Delta K^n$ , де  $C, n$  – параметри ЦТ матеріалу. Припущення щодо функції розподілу перевіряли за критерієм Андерсона–Дарлінга (А-D). Запропонованою методикою можна отримати розподіл довговічності та імовірності руйнування ролика з урахуванням глибини і форми початкового дефекту [257].

Рис. 4.110. Зміна довжини тріщини у ролику від кількості циклів навантаження за спрощеною методикою (1) та з урахуванням зміни фронту тріщини під час обчислення КІН (2) [257].



На рис. 4.110 зображено залежність довговічності роликів МБЛЗ на основі аналізу НДС товстостінного циліндра з півеліптичною тріщиною із урахуванням зміни форми фронту тріщини і статистичного розкиду характеристик ЦТ.

#### 4.4.6. Підвищення довговічності роликів МБЛЗ

Щоб підвищити довговічність роликів їх наплавляють під час виготовлення, або після переточування експлуатованих [225–228] (рис. 4.111). Збільшення терміну служби валків з прокатом 1 млн. т у 1987 р. до більш ніж 2 млн. т досягнуто завдяки застосуванню різних типів поверхневого наплавлення. З 1978 р. компанія Voest-Alpine and Bethlehem Steel напрямні ролики, розміщені нижче криволінійної ділянки, виготовляла зі сталі AISI 4140 (42CrMo4) з наплавленням поверхні нержавною сталлю 430 аргонно-дуговим зварюванням. Нижні і ролики криволінійної ділянки виготовлені зі сталі AISI 1040 (St 55) з таким самим наплавленням, як і напрямні [206, 207].

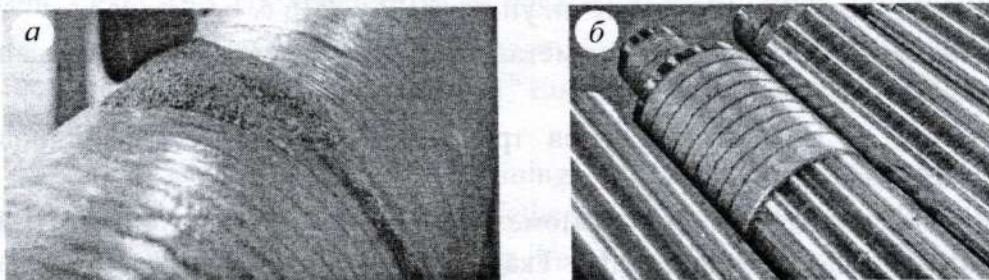


Рис. 4.111. Наплавлена поверхня роликів МБЛЗ [258]: а – наплавлені валики; б – поверхня роликів після наплавлення та механічного оброблення.



Таблиця 4.16

## Хімічний склад сталей основи роликів МБЛЗ, мас. % [238, 259–261]

Сталь	C	Cr	Si	Mn	Ni	Mo
X20Cr13*	0,16...0,25	12,00–14,00	не > 1,00	не > 1,50	–	–
4130**	0,28...0,33	0,80–1,10	0,20–0,35	0,40–0,60	–	0,15–0,20
8620**	0,18...0,23	0,40–0,60	0,20–0,35	0,70–0,90	0,40–0,70	0,15–0,25

Виробництво: \*Словаччина; \*\*США.

Таблиця 4.17

## Хімічний склад наплавлювальних дротів, мас. % [230]

Дріт	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Nb
Поверхневі шари: для підвищення корозійної тривкості, термовтоми та зниження зношування									
WLDC 2	0,12	0,6	1,0	0,01	0,01	2,92	12,0	–	–
WLDC 3	0,1	0,6	1,0	–	–	2,5	12,2	0,8	0,15
Для утворення багат шарових наплавок									
WLDC5Mod	0,25	0,6	1,0	–	–	0,25	9,0	2,0	–

Хімічний склад основи роликів під наплавлення подано в табл. 4.16. Наплавлювали дротами фірми COREWIRE, Ltd [234, 258–261] (табл. 4.17).

Механічні властивості сталі X20Cr13 [238]: умовна границі міцності  $\sigma_B = 700\text{--}850$  МПа, умовна границя плинності  $\sigma_{0,2} > 500$  МПа.

Оскільки в структурі відремонтованих роликів присутні експлуатаційні мікродефекти, які не можна повністю усунути під час переточування, це пришвидшує їх деградацію порівняно із новими роликами МБЛЗ [206].

## Література до розділу 4

1. Масштабные уровни деформации и разрушения теплостойких сталей / П.О. Марущак, С.В. Панин, А.З. Студент, Б.Б. Овечкин. Отв. ред. В.Ф. Пичугин – Томск: Изд-во нац. иссл. Томск. политехн. ун-та, 2013. – 236 с.
2. Крутасова Е.И. Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 240 с.
3. Нахалов В.А. Надежность гибов труб теплоэнергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 184 с.
4. Результат довготривалого термомеханічного впливу на тріщиностійкість сталі 12X1MФ / О.М. Романів, О.Н. Ткач, І.Р. Дзіоба та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1989. – 25, № 2. – С. 87–92. (О.М. Romaniv, A.N. Tkach, I.R. Dzioba et al. Effect of long-term thermo-mechanical treatment on the crack resistance of the 12Kh1MF steel // Materials Science. – 1989. – 25, № 2. – P. 202–208).



5. Березина Т.Г., Бугай Н.В., Трунин И.Н. Диагностирование и прогнозирование долговечности металла теплоэнергетических установок. – К.: Техніка, 1991. – 120 с.
6. Thomson R.C., Bhadeshia H.K.D.H. Changes in chemical composition of carbides in 2.25Cr–1.0Mo power plant steel. Part 1. Bainitic microstructure // Mater. Sci. Technol. – 1994. – 10, № 3. – P. 193–203.
7. Вплив експлуатаційної пошкоджуваності паропровідної сталі 12Х1МФ на характеристики її тріщиностійкості / О.М. Романів, Г.М. Никифорчин, І.Р. Дзьоба та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – 34, № 1. – С. 101–104. (Effect of damage in service of 12Kh1MF steam-pipe steel on its crack resistance characteristics / O.M. Romaniv, H.M. Nykyforchyn, I.R. Dzioba et al. // Materials Science. – 1998. – 34, № 1. – P. 110–114)
8. Hernas A. Żarowytrzymałość stali i stopów.– Gliwice: WPS, 2000 – 356 p.
9. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels. – London: Institute of Materials, 2001. – 458 p.
10. Hernas A., Dobrzański J. Trwałość i niszczenie elementów kotłów i turbin parowych. – Gliwice: WPS, 2003. – 246 p.
11. Dzioba I. Failure assessment analysis of pipelines for heat and power generating plants according to the SINTAP procedures // Int. J. Press. Ves. Pip. – 2005. – 82, № 10. – P. 787–796.
12. Dzioba I. Wpływ długotrwałej eksploatacji na własności złączy spawanych rurociągów energetycznych // Energetyka. – 2008. – XVIII. – S. 39–42.
13. Дзьоба І.Р. Властивості сталі 13ХМФ після експлуатації та деградації в лабораторних умовах // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – 46, № 3. – С. 65–72.
14. Kumar A.N. Life assessment for high temperature component—techniques and models // Advances in Fracture Research, ICF-9, Sidney, 1997. – 1. – P. 77–89.
15. Dobrzanski J., Hernas A. Correlation between phase composition and life time of 1Cr–0.5Mo steel during long-term service at elevated temperature // J. Mat. Proc. Tech. – 1995. – 53. – P. 101–108.
16. Goto T. Microstructure and mechanical properties of aging materials // Proc. Int. Conf. materials week 92, Chicago, 2–5 Nov 1992. – Warrendale, US: Minerals, Metals and Materials Society / American Society for Metals (TMS/ASM), 1992. – P. 75–82.
17. Nonaka I., Kitagawa M. Recent techniques for residual life assessment of materials serving fossil fuel firing aged power plants // Adv. in Fract. Res., ICF-9, Sidney, 1997. – 1. – P. 15–26.
18. Shammass M.S. Metallographic methods for predicting the remanent life of ferritic coarse-grained weld heat affected zones subject to creep cavitation // Int. Conf.: Life Assessment. - Palo Alto, US: Electric Power Research Institute, 1988. – P. 238–244.
19. Stamm H., Estorff U. The use of creep damage measurements in combination material models for residual life-time assessment // 8<sup>th</sup> Europ. Conf. on Fracture, ECF-8, Torino, 1990. – P. 1202–1207.
20. Strang A., Beech S.M., Gooch D.J. Remaining life evaluation of 1Cr–Mo–V steam turbine rotors // Mat. for Adv. Power Eng., Netherlands, 1994. – Part 1. – P. 549–560.
21. Tipton A.A. Method for estimating remaining life of steam turbine casings from a creep rupture standpoint // Mat. for Adv. Power Eng., Netherlands, 1994. – Part 1. – P. 529–537.
22. Viswanathan R., Gehl S.M. Life assessment technology for power-plant components // JOM. - 1992. - 44, № 2. – P. 34–42.



23. *Viswanathan R., Wells C.H.* Life prediction of turbine generator rotors // *Technology for the 90s — A decade of progress* / Ed. M. K. Au Yang, 1993. - New York: ASME, 1993. - P. 139–179.
24. *Wilson M.* The assessment of remaining creep life of carbon and low-alloy steels power plant components // *Mat. Forum.* - 1986. - № 9. - P. 53–66.
25. *Структурна мікропошкоджуваність сталей парогонів ТЕС* / О.П. Остап, А.І. Кондир, О.В. Вольдемаров та ін // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* - 2009. - **45**, № 3. - С. 13–23.
26. *Вайнман А.Б.* О механизме хрупких разрушений экранных труб барабанных котлов с давлением 15,5 МПа // *Теплоэнергетика.* - 1985. - № 6. - С. 9–14.
27. *Effect of ageing of steam pipeline steel on its fatigue crack growth resistance* / Н.М. Nykyforchyn, O.Z. Student, B.P. Loniuk, I.R. Dzioba // *Proc. Eighth Int. Conf. Mechanical Behaviour of Materials – ICM-8: Progress in Mechanical Behaviour of Materials, Victoria, Canada, 1999* / Eds. F. Ellyin and J.W. Provan. - Victoria: Fleming Printing Ltd., 1999. - Vol. 1: Fatigue and Fracture. - P. 398–403.
28. *Пособие по оценке причин повреждений металла труб, котлов, паропроводов и их сварных соединений. Основные виды изломов поврежденных деталей тепломеханического оборудования* / Ю.М. Гофман, Л.И. Ивлева, Н.С. Казанцева и др. - Верхняя Пышма: Свердловскэнергоремонт, 1990. - 84 с.
29. *Векслер Е.Я., Чайковский В.М.* Современные методы контроля структуры и свойств металла энергоустановок. - Киев: Техніка, 1982. - 62 с.
30. *Neubauer B., Wedel U.* Restlife Estimation of Creeping Components by Means of Replicas // *ASME Int. Conference on Advances in Life Prediction Methods* / Eds. D.A. Woodford, J.R. Whitehead. - New York: ASME, 1983. - P. 307–313.
31. *Куманин В.И., Ковалева Л.А., Алейникова И.Л.* Залечивание повреждений в перлитной стали методом ТЦО // *Термоциклическая обработка металлических изделий: материалы конференции.* - Л.: Наука, 1982. - С. 78–81.
32. *Инструкция по контролю металла и продлению срока эксплуатации основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций концерна «Белэнерго»:* СТП 09110.17.400–03 (РД РБ 09110.17.400–03) / Утв. Концерном «Белэнерго» 19.02.2003; введ. 01.02.03; разработ. БЭРН. - Минск, 2003. - 52 с. - Изменение № 1 к РД РБ 09110.17.400–03. - Минск, 2005. - 52 с.
33. *Арчаков Ю.И.* Водородная коррозия сталей. - М.: Metallurgy, 1985. - 162 с.
34. *Арчаков Ю.И.* Водородоустойчивость стали. - М.: Metallurgy, 1979. - 152 с.
35. *Колачев Б.А.* Водородная хрупкость металлов. - М.: Metallurgy, 1985. - 218 с.
36. *Chen L.C., Shewmon P.G.* Stress-assisted hydrogen attack cracking in 2,25Cr–1Mo steels at elevated temperatures // *Met. and Mat. Trans.* - 1995. - **26A**. - P. 2317–2327.
37. *Burg M.W.D., Van der Giessen E., Van der Brouwer R.S.* Investigation fracture during power-law creep // *Acta Met.* - 1996. - **44**, № 2. - P. 505–518.
38. *Panasyuk V.V., Andreykiv O.Y., Gembara O.V.* Hydrogen degradation of materials under long – term operation of technological equipment // *Int. J. Hydrogen Energy.* - 2000. - **25/1** - P. 67–74.
39. *Parthasarathy T.A., Shewmon P.G.* Effect of tempering on the carbon activity and hydrogen attack of 2,25Cr–1Mo steel // *Met. Trans.* - 1984. - **15A**. - P. 2021–2027.



40. *Nelson G.A.* Steels for hydrogen service at elevated temperatures and pressures in petroleum refineries and petrochemical plants. – Washington DC: API, Publ. 941, 1990. – 58 p.
41. *Towler G, Sinnott R.* Chemical Engineering Design: Principles, Practice and Economics of Plant and Process Design. - Butterworth-Heinemann: Elsevier; 2013. – 1320 p.
42. *Шановалов В.И.* Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 152 с.
43. *Moody N.R., Robinson S.L., Garrison W.M.* Hydrogen effects on the properties and fracture modes of iron-based alloys // Res. Mech. – 1990. – **30**, № 2. – P. 143–206.
44. *Shiding W., Lian C., Minzhi L.* Распределение концентрации водорода вблизи вершины надреза при нагружении по I типу // Acta Met. Sin. – 1990. – **26**, № 2. – С. A86 – A91.
45. *Chen X., Gerberich W.W.* The kinetics and micromechanisms of hydrogen-assisted cracking in Fe–3 % Si single crystals // Met. Trans. – 1991. – **22 A**, № 1. – P. 59–70.
46. *Toribio J.* Evaluation and modelling of hydrogen induced fracture in structural steel // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1996. – **32**, № 3. – С. 113–126.
47. *Андрейків О.Є., Гембара О.В.* Механіка руйнування і довговічність матеріалів у водневмісних середовищах. – Київ: Наук. думка, 2008. – 346 с.
48. *Ускорение процессов самодиффузии в металлах под влиянием растворенного водорода / В.М. Сидоренко, В.В. Федоров, Я.В. Барабаш, В.И. Похмурский // Физ.-хим. механика материалов. – 1977. – 13, № 6. – С. 27–30.*
49. *Водородопроницаемость стали 12Х18Н10Т из азотоводородных смесей / В.В. Федоров, Л.И. Волошин, В.М. Налесник и др. // Взаимодействие водорода с металлами. – Свердловск: Изд-во УрО АН СССР, 1989. – С. 149–150.*
50. *Механизм влияния водорода на самодиффузию никеля / Ю.И. Арчаков, А.М. Добротворский, В.И. Похмурский, В.В. Федоров // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1995. – 31, № 4. – С. 68–75.*
51. *Похмурський В.І., Федоров В.В.* Вплив водню на дифузійні процеси в металах. – Львів: Еней, 1998. – 208 с.
52. *Похмурский В.И., Швед М.М., Яремченко Н.Я.* Влияние водорода на процессы деформирования и разрушения железа и стали. – К.: Наук. думка, 1977. – 60 с.
53. *Влияние водорода на структуру железа при ползучести / А.И. Никонорова, Н.С. Борисова, Б.Ф. Кочмар и др. // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1976. – № 2. – С. 66 – 69.*
54. *Добротворский А.М., Арчаков Ю.И.* Влияние водорода на образование междоузельных атомов в железе // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1992. – **28**, № 5. – С. 20–23.
55. *Добротворский А.М., Арчаков Ю.И.* Теоретическое исследование влияния водорода на самодиффузию в железе // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1990. – **26**, № 6. – С. 42–46.
56. *Векслер Е.Я.* К вопросу о стабильности стали 12Х1МФ в процессе длительной эксплуатации // Теплоэнергетика. – 1971. – № 6. – С. 62–64.
57. *Property changes of 12Cr1MoV with 10CrMo910 main steam piping after long-term high-temperature service / Hong Xu, Xue-kun Huang, Zhen Yang and Ji-ti Pan // Eng. Failure Analysis. – 2003. – 10, № 2. – P. 245–250.*



58. *Визначення чутливості механічних властивостей теплостійких сталей до високо-температурної водневої деградації* / Л.О. Бабій, А.Д. Марков, Г. В. Кречковська та ін. // *Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій* / Під ред. В.В. Панасюка. – Львів: ФМІ НАН України, 2004. – С. 813–817.
59. *Pinej I.V., Onищак Я.Д.* Оцінка роботоздатності парогонів зі сталі 12Х1МФ під час тривалої експлуатації // *Вісник інж. академії України*. – 2008. – № 3–4. – С.192–195.
60. *Ćwiek J., Łabanowski J., Topolska S.* The effect of long-term service at elevated temperatures on structure and mechanical properties of Cr-Mo-V steel // *Achievements of Mech. and Mater. Eng.* – 2011. – **49**, № 1. – P. 33–39.
61. *Dobrzański J., Krztoń H., Zieliński A.* Development of the precipitation processes in low-alloy Cr-Mo type steel for evolution of the material state after exceeding the assessed lifetime // *J. of Achievements in Mat. and Manufacturing Eng.* – 2007. – **23**, № 2. – P. 19–22.
62. *Pinej I.V., Onищак Я.Д., Цюпка П.М.* Застосування короткочасних випробувань за підвищених температур до оцінки стану металу паропроводів ТЕС // *Енергетика та електрифікація*. – 2008. – № 3. – С. 9–12.
63. *Cheruvu N.S.* Degradation of mechanical properties of Cr-Mo-V and 2.25Cr-1Mo steel components after long-term service at elevated temperature // *Met. Trans.* – 1989. – **20A**. – P. 87–97.
64. *Creep rupture analysis and remaining life assessment of 2.25Cr-1Mo steel tubes from a thermal power plant* / A.K. Ray, Y.N. Tiwari, P.K. Roy et al. // *Mat. Sci. and Eng.* – 2007. – **A 454–455**. – P. 679–684.
65. *Long term creep-rupture behaviour of 813K exposed 2.25-1Mo steel between 773 and 873K* / A.K. Ray, K. Diwakar, B.N. Prasad et al. // *Mat. Sci. and Eng.* – 2007. – **A 454–455**. – P. 124–131.
66. *Оцінювання деградації сталей парогонів за їх структурними, механічними та електрохімічними характеристиками* / О. П. Остащ, О. В. Вольдемаров, П. В. Гладиш, А. Д. Ивасишин // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2010. – **46**, № 4. – С. 5–12.
67. *Дзіоба І.Р.* Вплив складників мікроструктури на статичну тріщиностійкість сталі 13ХМФ // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2011. – **47**, № 5. – С. 82–89.
68. *Структурна деградація теплостійких сталей та її вплив на показники тріщиностійкості* / Т. Стахів, І. Дзіоба, Б. Лонюк та ін. // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2002. – Спец. вип. № 3, т. 1. – С. 67–72.
69. *Студент О.З.* Новий підхід до оцінки залишкового ресурсу металу паропроводів // *Вісник Тернопільськ. держ. техн. ун-ту*. – 1998. – **3**, № 4. – С. 54–62.
70. *Michel J., Buršák M., Mamuzić I.* Degradation of mechanical properties of crmo creep resistant steel operating under conditions of creep // *Metallurgija*. – 2012. – **51**, № 1. – P. 79–82.
71. *Никифорчин Г., Студент О.* Оцінка методами механіки руйнування високотемпературної водневої деградації сталей енергетичного та нафтохімічного обладнання // *Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій* / Під заг. ред. В.В. Панасюка – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2004. – С. 633–640.
72. *Елтанова Н.В., Березина Т.Г.* Изменение структуры и свойств металла пароперегревателей из стали 12Х1МФ при работе в условиях ползучести // *Металловедение и терм. обработка металлов*. – 1992. – № 1. – С. 21 – 23.



73. Вплив довготривалої термомеханічної дії на тріщиностійкість сталі 12Х1МФ / О.М. Романів, О.Н. Ткач, І.Р. Дзіоба та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1989. – **25**, № 2. – С. 87–92.
74. Балицький О.І., Ріней І.В., Процах Х.А. Надійність парогонів ТЕС під час тривалої експлуатації // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – **42**, № 4. – С. 36–39.
75. *Perlitinio plieno dinaminių savybių ir struktūros kitimas ilgalaikės eksploatacijos metu* (Dynamics of Properties and Structure Changes of Pearlite Steel during Long-lived Operation) / V. Rudzinskas, A. V. Valiulis, O. Černašėjus, N. Višniakov // *Mat. Sci. (Medžiagotyra)*. – 2003 – **9**, № 2. – P.164–168.
76. *Настанова*. Контроль металу і продовження терміну експлуатації основних елементів котлів, турбін і трубопроводів теплових електростанцій. Типова інструкція: СОУ-Н МПЕ 40.1.17.401:2004. – К.: ГРІФРЕ, 2005. – 76 с. – (Нормативний документ Мінпаливенерго України).
77. *Нахалов В.А., Балашов Ю.В.* О надежности гибов паропроводов при различных рабочих параметрах // *Тр. ВТИ*. – 1981. – **29**. – С. 24–27.
78. Балицький О.І., Ріней І.В., Онищак Я.Д. Зміна ударної в'язкості сталі 12Х1МФ під час експлуатації парогонів ТЕС // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – **45**, № 6. – С. 65–69.
79. *Застосування підходів механіки руйнування до оцінки водневої деградації сталей нафто- та паропроводів* / В.В. Панасюк, Г.М. Никифорчин, О.З. Студент, З.В. Слободян // *Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій* / За заг. ред. О.Є. Андрейківа, Й.Й. Лучка, В.В. Божидарника. – Львів: Каменяр, 2002. – С. 537–546.
80. *Красовский А.Я.* Хрупкость металлов при низких температурах. – К.: Наук. думка, 1980. – 340 с.
81. *Curry D.A., Knott J.F.* Effect of microstructure on cleavage fracture stress in steel // *Met. Sci.* – 1978. – **12**, № 1. – P. 511–514.
82. *Curry D.A.* Grain-size dependence of cleavage fracture toughness in mild steel // *Nature*. – 1978. – **276**, № 2. – P. 50–51.
83. *Knott J.F.* Effect of microstructure on the fracture toughness of metallic alloys // *Advances in fracture research: Proc. 6th int. conf. fract. (ICF6, New Delhi, India, 4–10 December, 1984)*. – Oxford etc.–Pergamon Press, 1984 – **2**. – P. 777–790.
84. *Damage kinetics in materials for power equipment and its effect on fatigue fracture characteristics* / Н.М. Nykyforchyn, O.Z. Student, B.P. Loniuk, D. Milanovic // *Proc. Int. Symp.: Materials Ageing and Component Life Extension, Milan, 1995*. – UK: EMAS. – **1**. – P. 1153–1162.
85. *Evaluation of fracture mechanics parameter materials for power equipment* / Н.М. Nykyforchyn, O.Z. Student, B.P. Loniuk, V. Šijački–Žeravčić, D. Milanović // *Матеріали IV Міжнар. конф. “Механіка неоднорідних структур”*. – Тернопіль: Тернопільськ. приладобудівний ін-т, 1995. – С. 245.
86. *Никифорчин Г.М., Студент О.З.* Створення банку даних корозійно-механічних пошкоджень об'єктів енергетики як складової європейської мережі оцінки довговічності електростанцій // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001. – Спец. вип. № 2. – С. 56–61.
87. *Остаи О.П., Вольдемаров О.В., Гладиш П.В.* Циклічна тріщиностійкість сталей тривало експлуатованих згинів парогонів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – **46**, № 4. – С. 14–24.



88. Мелехов Р.К., Похмурський В.І. Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. Властивості, деградація. – К.: Наук. думка, 2003. – 382 с.
89. Бугай Н.В., Березина Т.Г., Трунин И.И. Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоатомиздат, 1994. – С. 38–39.
90. Student O.Z. Accelerated method of hydrogen degradation of structural steel // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – **34**, № 4. – С. 45–52.
91. Nykyforchyn H.M., Student O.Z., Loniuk B.P. Accelerated method for high temperature degradation of materials for power plant and application of fracture mechanics approach for its evaluation // Safety and Reliability of Plant Technology: Proc. 22 MPA-Seminar, Stuttgart, 1996. – Stuttgart: Staatliche Materialprüfuranstalt Universität Stuttgart, 1996. – **1**. – S. 8.1–8.20.
92. Nykyforchyn H.M., Student O.Z., Loniuk B.P. Express method of evaluation of high temperature hydrogen degradation of structural steels // Environmental Effects on High Technology Materials: Proc. Polish-Japanese Symp., Zakopane, 1997. – Warsaw: Inst. Physical Chemistry of the Polish Academy of Sciences, 1997. – P. 161–166.
93. Студент О.З. Імітація експлуатаційних пошкоджень корпусної сталі для реакторів гідрокрекінгу нафти // Держ. міжвід. наук.-техн. зб. “Розвідка та розробка нафтових і газових свердловин”. Сер. Нафтогазпромислове обладнання. – Івано-Франківськ: Івано-Франківськ. держ. техн. ун-т нафти і газу, 1996. – Вип. 33. – С. 196–204.
94. Кількісний аналіз структурних змін у сталі внаслідок високотемпературної витримки у водні / О.З. Студент, Б.П. Русин, Б.В. Кисіль, М.І. Кобасяр, Т.П. Стахів, А.Д. Марков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – **39**, № 1. – С. 22–28.
95. Галактионова Н.А. Водород в металлах. – М.: Металлургия, 1967. – 304 с.
96. Гельд П.В., Рябов Р.А., Кодес Е.С. Водород и несовершенства структуры металла. – М.: Металлургия, 1979. – 222 с.
97. Silva I.R., Stafford S.W., McLellon R.B. Hydrogen transport through annealed and deformed iron // Met. Trans. – 1981. – **49**, № 6. – P. 707–720.
98. Geller W., Sun T. Influence of alloy additions on hydrogen diffusion in iron and contributions to the system iron-hydrogen // Arch. Eisenhüttenw. – 1950. – **21**. – P. 423–430.
99. Johnson E.W., Hill M.L. The diffusivity of hydrogen in alpha iron // Trans. AIME. – 1960. – **218**. – P. 1104–1112.
100. Hobson J.D. The diffusion of hydrogen in steel at temperatures of  $-78^{\circ}\text{C}$  to  $200^{\circ}\text{C}$  // JISI. – 1958. – **189**. – P. 315–321.
101. Metal Handbook, ASM International. – Metal Park, OH, 1948. – P. 1208.
102. Шаповалов В.И., Карпов В.Ю. Аномальная динамическая сверхпластичность и квазижидкое состояние железа в присутствии водорода // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1982. – **18**, № 3. – С. 38–42.
103. Шаповалов В.И., Карпов В.Ю. О природе аномальной спонтанной деформации квазижидкого состояния некоторых систем металл-водород // Физика металлов и металловедение. – 1983. – № 4. – С. 805–811.
104. Гольцов В.А. Явление управляемого водородофазового наклепа металлов и сплавов. Свойства конструкционных материалов при воздействии рабочих сред. – К.: Наук. думка, 1980. – С. 151–165.



105. Гольцов В.А. Об особенностях водородофазового наклепа металлов как управляемого физического явления // Физ.-хим. механика материалов. – 1983. – **19**, № 3. – С. 18–23.
106. Гольцов В.А. Явление управляемого водородофазового наклепа – основа новой парадигмы материаловедения // Физика твердого тела. – Киев; Донецк: Вищ. шк., 1984. – Вып. 14. – С. 52–57.
107. Деякі особливості деградації труб пароперегрівників котлів ТЕС зі сталі 12Х18Н12Т / Р.К. Мелехов, А.В. Василик, Є.І. Палащук та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – **40**, № 5. – С. 81–86.
108. Вайнман А.Б., Мелехов Р.К., Смиян О.Д. Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления / Отв. ред. И.И. Василенко. – К.: Наук. думка, 1990. – 272 с.
109. Effect of high-temperature degradation of heat-resistant steel on mechanical and fractographic peculiarities / O.Z. Student, W. Dudzinski, A. Kaminska, H.M. Nykyforchyn // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1999. – **34**, № 4. – С. 49–58.
110. The kinetics and mechanism of fatigue crack growth in iron / O.N. Romaniv, E.A. Shur, A.N. Tkach, V.N. Simin'kovich, T.N. Kiseleva // Soviet Mat. Sci. – 1981. – **17**, № 2. – P. 158–166.
111. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
112. Klesnil M., Lucas P. Fatigue of Metallic Materials. – Praga: Academia, 1980. – 240 p.
113. Huang H.L., Ho N.J. The microstructure of the fatigue crack tip in Fe–Al–Mn–0,4% C alloy near the stress intensity threshold // Mater. Science & Eng. – 2000. – **A293**. – P. 235–241.
114. Mitchell A.B., Teer D.G. The analysis of dislocation structures in fatigued aluminium single crystals exhibiting striations // Phil. Mag. – 1970. – **22**, № 176. – P. 399–417.
115. Woods P.J. Low-amplitude fatigue of copper and copper-5 at % aluminium single crystals // Phil. Mag. – 1973. – **28**, № 1. – P. 155–191.
116. Горицкий В.М., Терентьев В.Ф. Структура и усталостное разрушение металлов. М.: Металлургия, 1980. – 208 с.
117. Wilson D.V., Tromans J.K. Effect of strain ageing on fatigue damage in low-carbon steel // Acta Met. – 1970. – **18**. – P. 1197–1208.
118. Ferreira P.J., Robertson I.M., Birnbaum H.K. Hydrogen effects on the interaction between dislocations // Acta Mater. – 1998. – **46**, № 5. – P. 1749–1757.
119. Maier H.J., Popp W., Kaesche H. Hydrogen effects on cyclic deformation of a low alloy steel // Hydrogen Effect in Materials / Ed. A.W. Thompson and N.R. Moody. – The Minerals, Metals & Materials Society, 1996. – P. 343–353.
120. Влияние низких температур на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостной трещины в малоуглеродистой стали / А.Я. Красовский, О.П. Остащ, В.А. Степаненко, С.Я. Ярема // Проблемы прочности. – 1977. – № 4. – С. 74–78.
121. Бугай Н.В., Мухопад Г.В., Красовский А.Я. Повышение надежности котлов электростанций. – К.: Техніка, 1986. – 176 с.
122. Карзов Г.П., Леонов В.П., Тимофеев Б.Т. Сварные сосуды высокого давления. – Л.: Машиностроение, 1982. – 288 с.



123. *Походня И.К.* Проблемы сварки высокопрочных низколегированных сталей // Сучасне матеріалознавство ХХІ століття. – К.: Наук. думка, 1998. – С. 31–69.
124. *Деградація зварних з'єднань парогонів теплоелектростанцій у наводнювальному середовищі / Г.М. Никифорчин, О.З. Студент, І.Р. Дзіоба та ін.* // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – **40**, № 6. – С. 105–110.
125. *Ланская К.А.* Теплостойкие стали // *Металловедение и терм. обработка*. Т. 14: Итоги науки и техники. – М.: ВИНТИ АН СССР, 1983. – С. 54–99.
126. *Никифорчин Г.М., Студент О.З., Марков А.Д.* Аномальний прояв високотемпературної деградації металу шва зварного з'єднання оцяднолегованої сталі // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – **43**, № 1. – С. 73–79.
127. *Кречковська Г.В., Студент О.З.* Оцінювання деградації сталей парогонів за ударною в'язкістю на зразках з різною геометрією надрізу // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2016. – **50**, №4. С. 106–110.
128. *Макара А.М., Лакомский В.И., Жовницький И.П.* Исследование распределения водорода в сварных соединениях среднелегированных сталей с аустенитным и ферритным швами // *Автомат. сварка*. – 1958. – № 11. – С. 23–29.
129. *Махненко В.И., Королёва Т.В., Лавринец И.Г.* Влияние микроструктурных изменений на перераспределение водорода при сварке плавлением конструкционных сталей // *Автомат. сварка*. – 2002. – № 2. – С. 7–13.
130. *Студент О.* Оцінка високотемпературної деградації теплотривких сталей після експлуатації на парогоніах ТЕС та в реакторі гідрокрекінгу нафти // *Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: зб. наук. пр. 5-ої Міжнар. конф. (24–27 червня 2014 р., Львів) / Під заг. ред. В.В. Панасюка*. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2014. – С. 667–674.
131. *Студент О.З., Марков А.Д., Кречковська Г.В.* Чутливість механічних властивостей до високотемпературної водневої деградації металу зварних з'єднань теплостійких сталей // *Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій / За заг. ред. Й.Й. Лучка*. – Львів: Каменяр, 2007. – Вип. 7. – С. 343–353.
132. *Bhadeshia H.K.D.H., Svensson L.-E.* Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal // *Mathematical Modelling of Weld Phenomena / Eds H. Cerjak*. – London: Easterling, Institute of Materials, 1993. – P. 109–182.
133. *Babu S.S., Bhadeshia H.K.D.H.* Transition from bainite to acicular ferrite in reheated Fe-Cr-C weld deposits // *Mater. Sci. and Tech.* – 1990. – **6** – P. 1005–1020.
134. *Ichikawa K., Bhadeshia H.K.D.H.* Modelling of Allotriomorphic Ferrite in Steel Welds *Mathematical Modelling of Weld Phenomena-3 / Eds. H. Cerjak and H.K.D. H. Bhadeshia*. - London: Institute of Materials, 1997. – P. 181–198.
135. *Антикайн П.А., Рябова Л.И., Аксенов А.В.* К оценке работоспособности паропроводов из перлитных сталей после длительной эксплуатации // *Проблемы прочности*. – 1971. – № 7. – С. 35–42.
136. *Студент О.З., Никифорчин Г.М., Марков А.Д.* Особливості впливу водню на властивості і механізм руйнування металу зварних з'єднань паропроводів ТЕС // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – **42**, № 4. – С. 26–35.
137. *Student O.* Hydrogen effect on properties of heat resistance steels after their high temperature hydrogen degradation in laboratory and service conditions // *Proc. 18th European Conference on Fracture, ECF-18: "Fracture of Materials and Structures from*



- Micro and Macro Scale”, Dresden, Germany, 2010. – Dresden: ESIS, DVM, 2010. – CD ROM. – Proceeding ID 154: 9348 3B D 11357.
138. *Nykyforchyn H.N., Student O.Z.* Thermocycling in hydrogen environment as simulation method of pipeline steam steel's damages // 12<sup>th</sup> Biennial Conf. Fracture – ECF12: Fracture from defects / Ed.: M.W.Brown, E.R. de los Rios, K.J.Miller, Sheffield, 1998. – London: EMAS, 1998. – V. III. – P. 1139–1144.
  139. *Соломаха М.А., Макобоцкий С.И.* О надежности гибов паропроводов из стали 12Х1МФ // Электрические станции. – 1988. – № 4. – С. 15–19.
  140. *Туляков Г.А., Скоробогатых Н.В., Гриневский В.В.* Конструкционные материалы для энергомашиностроения. – М.: Машиностроение, 1991. – 240 с.
  141. *Станюкович А.В.* Пути повышения ресурса и надежности гибов паропроводов ТЭЦ // Тр. ЦКТИ. – 1988. – 246 с.
  142. *Антикайн П.А.* Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 368 с.
  143. *Слободчикова Н.И.* Анализ и обобщение случаев разрушения гибов необогреваемых труб котлов и паропроводов // Тр. ВТИ. – 1981. – 29. – С. 18–23.
  144. *Residual life assessment of pipeline bend by a metallographic measurement of cavitation damage – determination of the “A” parameter / D. Milanović, V. Šijački-Žeravčić, A. Marković, M. Radović // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1994. – 30, № 5. – P. 65–72.*
  145. *Оцінювання впливу зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану металу головних парогонів ТЕС / Г.М. Никифорчин, О.З. Студент, Г.В. Кречковська, А.Д. Марков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – 46, № 2. – С. 42–54.*
  146. *Кречковська Г.В.* Фрактографічні ознаки механізмів транспортування водню в конструкційних сталях // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – 51, № 4. – С. 67–70.
  147. *ГОСТ 1497–84.* Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М.: Стандартинформ, 2006. – 22 с.
  148. *СТО ЦКТИ 10.003-2007.* Трубопроводы пара и горячей воды тепловых станций. Общие технические требования к изготовлению. – Санкт-Петербург: ЦКТИ, 2007. – 92 с.
  149. *Студент О.З., Свірська Л.М., Дзіоба І.Р.* Вплив тривалої експлуатації сталі 12Х1М1Ф з різних зон гину парогону ТЕС на її механічні характеристики // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – 46, № 2. – С. 111–118.
  150. *ТУ 14–3–460:2009 / ТУ У 27.2-05757883-207:2009.* Трубы стальные бесшовные для паровых котлов и трубопроводов. – Київ: Держспоживстандарт України, 2009. – 49 с.
  151. *Студент О.З., Кречковська Г.В., Марков А.Д.* Вплив теплових змін у високотемпературному воденьвмісному середовищі на деградацію сталі 15Х1М1Ф парогонів ТЕС // Наук. нотатки. – 2013. – Вип. 42. – С. 296–304.
  152. *ГОСТ 9454-78.* Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – М.: Изд-во стандартов, 1978. – 16 с.
  153. *Загурський А., Студент О.* Чутливість механічних властивостей теплостійких сталей та їх зварних з'єднань до високотемпературної водневої деградації // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під заг. ред. В.В. Панасюка. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2009. – С. 643–652.



154. *Landes J.D., Begley J.A.* Test results from J-integral studies: an attempt to establish a  $J_{Ic}$  testing procedure // *Fracture Analysis, STP 560.* – N.Y.: ASTM, 1974. – P. 170–186.
155. *ASTM E 1737-96.* Standard test method for J-integral characterization of fracture toughness // *Annual Book of ASTM Standards.* – 1996. – Vol. 03.01. – 24 p.
156. *Вайнман А.Б.* Водородное охрупчивание экранных труб барабанных котлов высокого давления и его предупреждение // *Энергетика.* – 1985. – № 7. – С. 11–14.
157. *Образование межкристаллитных трещин в экранных трубах котлов ТЭС / Р.К. Мелехов, А.М. Круцан, А.В. Василик, И.И. Василенко // Физ.-хим. механика материалов.* – 1985. – **21**, № 5. – С. 92–96.
158. *Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос. / Під заг. ред. В.В. Панасюка. Т. 15: Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій / О.П. Остап.* – Львів: Сполом, 2015. – 312 с.
159. *Дуравкін І.П.* Прогнозування понадпаркового залишкового ресурсу головних паропроводів ТЕС: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Київ, 2009. – 22 с.
160. *СОУ-Н ЕЕ 20.321:2009.* Нормативний документ. Металографічні методи дослідження елементів теплоенергетичного устаткування. Положення. – К.: ОЕП “ТРИФРЕ”, 2009. – 70 с.
161. *Middleton C.J.* Reheat cavity nucleation and nucleation control in bainite creep-resistant low-alloy steel: roles of manganese sulphide, residual sulphur and sulphur stabilizing elements // *Metal. Sci.* – 1981. – **15**, № 4. – P. 154–167.
162. *Sijacki-Zeravcic V., Radovic M.* Influence of sulphur on carbidization process in metal for pipelines 0,5Cr0,5Mo0,25V type after exploitation // *Proc. Conf. Mat. Aging Component Life Extention.* – Milano, 1995. – **1**. – P. 113–122.
163. *Mc. Mahon Jr. C.J.* Some aspects of sulphur induced embrittlement of steels at elevated temperatures // *Proc. Int. Conf. Fracture, ICF-6.* – New Delhi, India, 1984. – **1**. – P. 143–161.
164. *Use of the CSD program package for structure determination from powder data / L.G. Akselrud, P.Yu. Zavaliy, Yu.N. Grin et al. // Mater. Sci. Forum.* – 1993. – P. 133–136; P. 335–340.
165. *Васильев Д.М.* Дифракционные методы исследования структур. – М.: Металлургия, 1977. – 248 с.
166. *Substructure, grain boundaries and microcracks in long-operating metal / A.N. Smirnov, E.V. Kozlov, N.A. Koneva, N.A. Popova // Metal Sci. and Heat Treatment.* – 2005. – № 3–4. – P. 155–161.
167. *Остап О.П.* Нові підходи в механіці втомного руйнування // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2006. – **42**, № 1. – С. 13–25.
168. *ГОСТ 5520-79.* Прокат листовой из углеродистой, низколегированной и легированной стали для котлов и сосудов, работающих под давлением. Технические условия. – М.: Изд-во стандартов, 1979. – 14 с.
169. *Effect of in-service degradation of trunk gas pipeline steel on its “in-bulk” properties / G. Gabetta, H.M. Nykyforchyn, E. Lunarska, P.P. Zonta, O.T. Tsyurulnyk, K. Niki-forov, M.I. Hredil, D.Yu. Petryna, T. Vuherer // Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2008. – **44**, № 1. – С. 88–99.
170. *Крижанівський Є.І., Никифорчин Г.М.* Особливості корозійно-водневої деградації сталей нафтогазопроводів і резервуарів зберігання нафти // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2011. – **47**, № 2. – С. 11–20.



171. *Nykyforchyn H.M., Kurzydowski K.-J., Lunarska E.* Hydrogen degradation of steels in long term service conditions // *Environment-induced cracking of materials. Vol. 2: Prediction, industrial developments and evaluations* / Eds. by S. Shipilov, R. Jones, J.-M. Olive, R. Rebak. – Amsterdam: Elsevier, 2007. – P. 349–362.
172. *Вплив експлуатації сталі Х52 на корозійні процеси у модельному розчині газового конденсату* / О. Т. Цирульник, З. В. Слободян, О. І. Звірко, М. І. Греділь, Г. М. Никифорчин // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2008. – **44**, № 5. – С. 29–37.
173. *Досвід оцінки деградації матеріалу труб аміакопроводу за результатами неруйнівного контролю їх механічних характеристик* / В.Д. Миндюк, М.О. Карпаш, А.В. Яворський, І.В. Рибіцький, Є.Р. Доценко // *Техн. диагностика и неразр. контроль*. – 2012. – № 2. – С. 30–35.
174. *СОУ 40.3-0013044-20:2010*. Настанова. Оцінювання технічного стану металу прямих ділянок головних парогонів ТЕС. Вплив зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану експлуатованого металу. Типова інструкція. – Львів: ДП “ЛКБ” і ФМІ НАНУ, 2010. – 52 с.
175. *Трухный А.Д., Ломакин Б.В.* Теплофикационные паровые турбины и турбоустановки. – М.: Типография “Новости”, 2002. – 534 с.
176. *Левин А.В., Боршанский К.Н., Консон Е.Д.* Прочность и вибрация лопаток и дисков паровых турбин. – Л.: Машиностроение, 1981. – 710 с.
177. *Steam turbine blade failure analysis* / Z. Mazur, R. Garcia-Illescas, J. Aguirre-Romano, N. Perez-Rodriguez // *Engng. Failure Analysis*. – 2008. – **15**, № 1–2. – P. 129–141.
178. *Вайтман А.* Современное состояние проблемы водородного охрупчивания металла тепломеханического оборудования ТЭС до- и сверхкритических параметров // *Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій* / Під заг. ред. В.В. Панасюка. – Львів: ФМІ НАНУ, 2004. – С. 445–456.
179. *Никифорчин Г.М., Ткачук Ю.М., Студент О.З.* Експлуатаційна деградація сталі 20Х13 лопаток парових турбін ТЕС // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2011. – **47**, №4. – С. 28–35.
180. *Слабченко О.Н.* Расчеты на прочность элементов ступени паровой турбины: Уч. пос. – Харьков: НТУ ХПИ, 2007. – 204 с.
181. *Методические указания по предотвращению коррозионных повреждений дисков и лопаточного аппарата паровых турбин в зоне фазового перехода: РД 34.30.507-92*. – М.: ВТИ. – Введ. 01.01.1993 г.
182. *Харченко Є.В., Поліщук Л.К., Звірко О.І.* Оцінювання експлуатаційної деградації профільної сталі стріли буртоукладника // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2013. – № 4. – С. 77–82.
183. *Масленков С.Б.* Жаропрочные стали и сплавы: Справ. – М.: Металлургия, 1983. – 194 с.
184. *Чижик А.И., Чижик А.А.* Материалы для основных деталей паровых турбин // *Энергомашиностроение*. – 1975. – № 12. – С. 21–24.
185. *Кречковська Г.В., Ткачук Ю.М., Студент О.З.* Вплив експлуатаційної деградації сталей 20Х13 і 34ХН3М на їх характеристики багаточислової втоми // *Наук. нотатки*. – 2013. – Вип. 42. С. – 141–149.
186. *Крохмальний А.М., Хома М.С., Похмурский В.И.* Особенности коррозионно-усталостного разрушения и защиты нержавеющей сталей. – Львов, 1992. – 48 с. – (Препр. АН УССР / Физ.-мех. ин-т им. Г.В. Карпенко; № 183).



187. Романив О.Н., Ткач А.Н., Симинькович В.Н. Влияние внутренних микронапряжений в мартенсите на припороговый рост усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов. – 1982. – **18**, № 6. – С. 49–56.
188. Ткачук Ю.М., Студент О.З. Оцінювання деградації лопаткової сталі 20X13 після експлуатації в паровій турбіні за тріщиностійкістю // Машинознавство. – 2011. – № 1–2. – С. 48–53.
189. Ritchie R.O., Suresh S. Some considerations on fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture surface morphology // Metal. Trans. – 1982. – **13A**, № 5. – P. 937–940.
190. Suresh S., Zamiski G.F., Ritchie R.O. Oxide-induced crack closure: an explanation for near threshold corrosion fatigue crack growth behavior // Metal. Trans. – 1981. – **12A**, № 8. – P. 1435–1443.
191. Комаров Н.Ф., Юрков Э.В. Коррозионные повреждения лопаточного аппарата и дисков паровых турбин // Теплоэнергетика. – 1991. – №2. – С. 10–14.
192. Резинских В.Ф., Вайнман А.Б. О механизме повреждений металла лопаток паровых турбин, работающих в зоне фазового перехода // Теплоэнергетика. – 1993. – № 11. – С. 14–17.
193. Механические свойства крупных дисков из сталей марок 34ХНЗМА, 35ХН1М2ФА и 30ХН32ФА / П.В. Склюев, В.Н. Захаров, Л.И. Кватер, Б.Д. Титорев, В.Н. Зеленський, А.И. Чижик, И.В. Беркман, И.Г. Иванова // Энергомашиностроение. – 1975. – №3. – С. 31–33.
194. Студент О., Ткачук Ю., Головчук М. Корозійно-втомна довговічність сталі 34ХНЗМ після експлуатації в диску парової турбіни ТЕС // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – Спец. вип. № 9, т. 2. – С. 715–720.
195. Ткачук Ю.М., Студент О.З. Особливості руйнування та втомна довговічність експлуатованої сталі дисків парової турбіни ТЕС // Металлофізика: новейшие технологии. – 2011. – **33**, спец. вып. – С. 449–460.
196. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов: учебник [для вузов]. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.
197. Повзучість у водні експлуатованої сталі 2,25Cr–Mo / Л.О. Бабій, О.З. Студент, А. Загурський, А.Д. Марков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – **43**, № 5. – С. 91–96.
198. Бабій Л.О., Загурський А., Студент О.З. Зміна субструктури корпусної сталі внаслідок деградації в експлуатаційних умовах // Металлофізика: новейшие технологии. – 2011. – **33**, спец. вып. – С. 407–417.
199. Особливості повзучості сталі 2,25Cr–Mo після експлуатації в реакторі гідрокрекінгу нафти / Л.О. Бабій, А. Загурський, О.З. Студент, А.Д. Марков // Наук. нотатки. – Луцьк: ЛДТУ, 2007. – Вип. 20. – С. 4–9.
200. Data sheets on the elevated temperature properties of quenched and tempered 2.25Cr–1Mo steel plates for pressure vessels (ASTM A542) // NIRM data sheet. – 1991. – 36 A.
201. Бабій Л., Студент О., Загурський А. Оцінювання тривалої міцності корпусних сталей реактора гідрокрекінгу нафти з використанням параметра Ларсона–Міллера // Вісник ТНТУ. – 2011. – Спец. вип. – Ч. 2. – С. 177–184.



202. Кречковська Г.В., Бабій Л.О., Студент О.З. Фрактографічні особливості руйнування сталі 2,25Cr-1Mo після випроб на повзучість // Вісник Тернопільськ. нац. техн. ун-ту. – 2015. – 74, № 3. – С. 31–39.
203. Бабій Л., Кречковська Г., Студент О. Високотемпературна деградація теплостійких сталей 15X1M1Ф та 15X2MФА у газоподібному водні // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – Спец. вип. № 9, т.1. – С. 122–127.
204. Бабій Л.О. Зміна тріщиностійкості сталі 15X2MФА внаслідок термоциклування у водні // 36. XVIII відкр. наук.-техн. конф. молодих науковців і спеціалістів ФМІ НАНУ: Проблеми корозійно-механічного руйнування, інженерія поверхні, діагностичні системи – Львів: ФМІ НАНУ, 2009. – С. 142–145.
205. Бабій Л., Студент О., Загурський А. Властивості корпусної сталі 15X2MФА за умов повзучості у газоподібному водні // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – Спец. вип. 7, т. 1. – С. 100–105.
206. Машины непрерывного литья заготовок / Л.В. Буланов, Л.Г. Корзунин, Е.П. Парфенов и др. // Теория и расчет. – Екатеринбург: Уральский центр ПР и рекламы «Марат», 2004. – 320 с.
207. Домбровский Ф.С., Лецинский Л.К. Работоспособность наплавленных роликов машин непрерывного литья заготовок. – К.: Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, 1995. – 198 с.
208. Thomas B.G. Continuous Casting: The Encyclopedia of Materials: Science and Technology / К.Н.В. Buschow, R. Cahn, M. Flemings, B. Ilchner, E.J. Kramer, S. Mahajan, (D. Apelian, subject ed.). - Oxford, UK: Elsevier Science Ltd, 2001. - Vol. 2. – P. 1595–1599.
209. Thomas B.G. Modeling of the continuous casting of steel-past, present and future // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2002. – 33В. – P. 795–812.
210. Бровман М.Я. Непрерывная разливка металлов. – М.: Экомет, 2007. – 484 с.
211. Бандажированные прокатные валки и ролики МНЛЗ / Л.С. Белевский, В.И. Кадошников, Е.Л. Белевская и др. / Под ред. Л.С. Белевского. – Магнитогорск: МГТУ, 2009. – 234 с.
212. Паршин В.М., Буланов Л.В. Непрерывная разливка стали. – Липецк: ОАО «НЛМК», 2011. – 222 с.
213. Damage in hot rolling work rolls / R. Colas, L. Ramirez, I. Sandoval., J.C. Morales, L.A. Leduc // Wear. – 1999. – 230, № 1. – P. 56–60.
214. Hwang K.C., Lee S., Lee H.C. Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls part I: Microstructural analysis // Mat. Sci. and Eng. A. – 1998. – 254, № 1–2. – P. 282–295.
215. Hwang K.C., Lee S., Lee H.C. Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls. Part II: Fracture behavior // Mat. Sci. and Eng. A. – 1998. – 254 № 1–2. – P. 296–304.
216. Процессы непрерывной разливки / А.Н. Смирнов, А.А. Минаев, С.В. Момот, Ю.Н. Белобородов. – Донецк: ДонНТУ, 2002. – 536 с.
217. Смирнов А.Н., Куберский С.В., Штепан Е.В. Непрерывная разливка стали. – Донецк: ДонНТУ, 2011. – 482 с.
218. Автоматизований аналіз поверхневих тріщин у конструкційних елементах / П.В. Ясній, П.О. Марущак, І.В. Коноваленко, Р.Т. Біщак // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – 44, № 6. – С. 83–88.



219. Деградація поверхні ролика МБЛЗ під час експлуатації / П.В. Ясній, П.О. Марущак, Д.Я. Баран, В.В. Шишкін // Вісник Тернопільськ. держ. техн. ун-ту. – 2006. – **11**, № 3. – С. 10–16.
220. *Thermal fatigue material degradation of caster rolls' surface layers* / P. Yasniy, P. Maruschak, Y. Lapusta, V. Hlado, D. Baran // *Mech. of Adv. Materials and Struc.* – 2008. – **15**, Issue 6 & 7. – P. 499–507.
221. Калягин Ю.А., Лукин С.В., Бормосов Н.А. Тепловые процессы в зоне вторичного охлаждения машины непрерывного литья заготовок. – Череповец: ГОУ ВПО ЧГУ, 2005. – 168 с.
222. Гопкало А.П., Цыбанев Г.В., Клипачевский В.В. Термические напряжения в роликах машин непрерывного литья заготовок при варьировании свойств металлов основы и наплавки // *Металл и литье Украины.* – 2011. – № 7. – С. 24–28.
223. Гопкало О.П., Клипачевський В.В. Вплив відмінностей фізико-механічних властивостей металу наплавлення та основи на НДС роликів машин безперервного литья заготовок // Вісник Тернопільськ. нац. техн. ун-ту. – 2011. – **16**, № 4. – С. 46–57.
224. Адамов И.В., Хитько Л.А. Стойкость роликов с двухслойными литыми бандажами в слябовых МНЛЗ // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2001. – № 3. – С. 31–33.
225. Голицына Е.В. Моделирование температурного поля ролика МНЛЗ // *Вестник Череповецк. гос. ун-та. Естественные и технические науки.* – 2005. – № 2 (9). – С. 62–64.
226. Голицына Е.В., Летавин М.И. О сингулярной задаче нагрева вращающегося цилиндра с нелинейными тепловыми характеристиками // Николай Ефимович Кирин. Сб. статей под ред. В.В. Жука и В. Ф. Кузютина. – СПб.: АССПИН, 2003. – С. 83–91.
227. Голицына Е.В., Летавин М.И. Температурные напряжения в сечении вращающегося полого цилиндра с нелинейными тепловыми характеристиками // *Обозрение прикл. и промышл. математики.* – 2005. – **12**, вып. 2. – С. 333–335.
228. Голицына Е.В. О сингулярной задаче нагрева полого вращающегося цилиндра // *Вестник Череповецк. гос. ун-та. Естественные и технические науки.* – 2004. – № 2 (7). – С. 119–121.
229. Голицына Е.В. Математическое моделирование температурного поля в полом вращающемся цилиндре при нелинейных граничных условиях // *Тепломассообмен и физ. газодинамика.* – 2008. – **46**. – №:6. – С. 905–910.
230. *Evaluation of the quality of cladding deposited on continuous steel casting rolls* / J. Vináš, J. Brezinova, A. Guzanova, P. Balog // *Int. J. Mater. Res.* – 2013. – **104**. – P. 183–191.
231. Du Toit M., Van Niekerk J. Improving the life of continuous casting rolls through submerged arc cladding with nitrogen-alloyed martensitic stainless steel // *Welding in the World.* – 2010. – **54**, Issue 11. – P 342–R349.
232. Wei Ji., Jin Li, Fu-Shuai Li. Mathematical modeling of temperature field in continuous casting rolls for design optimization of internal cooling system // *Num. Heat Transfer, Part A: Applications: An Int. J. of Comp. and Method.* – 2009. – **56**. – P. 269–285.
233. Телин Н.В., Шестаков Н.И. Динамика осесимметричного температурного поля ролика МНЛЗ // *Мат. IV междунар. науч.-техн. конф., посв. 120-летию И.П. Бардина.* – Череповец, 2003. – С. 146–148.



234. *Study of wear processes of weld clads* / J. Brezinova, A. Guzanova, P. Maruschak, D. Lorincova // *Acta Metallurgica Slovaca*. – 2014. – **20**, № 2. – P. 167–176.
235. *Balog P.* Renovation of rollers of continual casting line fourth cladding, Diploma work. – Košice: Technical University. Faculty of Mechanical Engineering. Department of Technologies and Materials, 2011. – 72 p.
236. *Brezinova J., Balog P., Viňáš J.* Possible exploitation of SAW technology in renovation of continuous casting rollers // *Zváranie*. – 2012. – **61**, № 7–8. – P. 166–170.
237. *Degradation of renovation layers deposited on continuous steel casting rollers by submerged arc welding* / J. Vináš, J. Brezinova, A. Guzanova, J. Svetlík J. // *Proc. Inst. Mech. Eng. B*. – 2013. – **227**. – P. 1841–1848.
238. *Гостев А А.* Совершенствование работы роликового аппарата зоны вторичного охлаждения МНЛЗ: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Екатеринбург, 1994. – 28 с.
239. *Ясній П.В., Марущак П.О.* Вплив температури на швидкість росту тріщини у матеріалі покриття біметалевого ролика МБЛЗ // *Машинознавство*. – 2004. – № 2. – С. 3–9.
240. *Коротков В.А., Баскаков Л.В.* Трещиностойкость роликов установок непрерывной разливки стали // *Сварочное производство*. – 1993. – № 4. – С. 17–19.
241. *Патент України № 40788.* Спосіб оцінки пошкоджуваності поверхні тріщинами термічної втоми / П.О. Марущак, І.В. Коноваленко, Р.Т. Біщак. – Опубл. 27.04.2009; Бюл. № 8.
242. *Деградація структури і пошкодження сіткою тріщин сталі металургійного обладнання* / П.В. Ясній, П.О. Марущак, І.В. Коноваленко, Р.Т. Біщак // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2009. – **45**, № 6. – С. 40–44.
243. *Revel P., Kircher D., Bogard V.* Experimental and numerical simulation of a stainless steel coating subjected to thermal fatigue // *Mat. Sci. and Eng. A*. – 2000. – **290**, № 1–2. – P. 25–32.
244. *Thermal fatigue test of laser surface treated rollers* / P. Fulop, Z. Csepeli, O. Szabados, V. Vero // *Mat. Sci. Forum*. – 2003. – **414–415**. – P. 207–212.
245. *Тимошпольский В.И., Постольник Ю.С., Адрианов Д.Н.* Теоретические основы теплофизики и термомеханики в металлургии. – Минск: Бел. наука, 2005. – 560 с.
246. *Пат. № 65053 Україна, МПК G01N 25/72.* Спосіб фізичного моделювання експлуатаційних температурних умов роликів машин безперервного лиття заготовок / П.О. Марущак, Д.Я. Баран, Р.Т. Біщак. – Опубл. 25.11.2011; Бюл. №22. 20.
247. *Пат. № 66061 Україна, МПК G01N 25/72.* Спосіб лабораторного термоцикування матеріалу / П.О. Марущак, Д.Я. Баран, Р.Т. Біщак, І.Б. Окіпний. – Опубл. 26.12.2011; Бюл. № 24.
248. *Шестаков Н.И., Лукин С.В., Аншелес В.Р.* Совершенствование системы охлаждения машины непрерывной разливки стали.– Череповец: ЧГУ, 2003. – 100 с.
249. *Казакивичус К.А., Пранцявичус Г.А.* Некоторые вопросы термостойкости сплошного цилиндра // *Проблемы прочности*. – 1972. – № 6. – С 61–64.
250. *Моделювання експлуатаційного термоцикування ролика МБЛЗ на малогабаритному автоматизованому стенді* / П.О. Марущак, Г.В. Габрусев, Д.Я. Баран, Р.Т. Біщак, Ю.А. Готович // *Вісник Тернопільськ. нац. техн. ун-ту*. – 2011. – № 2. – С. 24–29.
251. *Методика дослідження температурних полів модельного ролика машини безперервного лиття заготовок* / П.В. Ясній, П.О. Марущак, Р.Т. Біщак, Д.Я. Баран //



- Тез. доп. III Міжнар. наук.-техн. конф. "Проблеми динаміки і міцності в газотурбобудуванні" (29–31 травня, 2007). – К.: ІПМ ім. Г.С. Писаренка НАН України. – 2007. – С. 219–220.
252. Установка для физического моделирования работы ролика МНЛЗ в условиях термоусталости / П.О. Марущак, Р.Т. Бищак, Д.Я. Баран и др. // *Металлургия*. – 2011. – № 9. – С. 59–61.
253. Мазур Н.В., Подосян А.А., Огарков Н.Н. Исследования свойств материала роликов МНЛЗ // *Процессы и оборудование металлургического производства: Межрегион. сб. науч. тр.* / Под ред. О.С. Железкова. – Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2006. – Вып. 7. – С. 48–53.
254. Гонкало А.П., Чернявский А.А. Методика экспериментальных исследований циклической трещиностойкости материалов в неизотермических условиях // *Проблемы прочности*. – 2005. – № 2. – С. 151–158.
255. Yasniy P.V., Maruschak P.O., Lapusta Y. Experimental study of crack growth in a bimetal under fatigue and fatigue-creep conditions // *Int. J. of Fract.* – 2006. – **139**, № 3–4. – P. 545–552.
256. Investigations of fatigue crack growth stages in 25Cr1Mo1V steel within the framework of physical mesomechanics concept / P.V. Yasniy, P.O. Maruschak, S.V. Panin, P.S. Lyubutin // *Proc. of the 12th Int. Congress on Mesomechanics (June 21–25, 2010)*, Taipei, Taiwan, 2010. – P. 215–218.
257. Баран Д.Я. Вплив експлуатаційних температур на міцність і циклічну тріщиностійкість теплостійкої сталі металургійного обладнання: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Тернопіль, 2014. – 20 с.
258. <http://www.kladex.com/#!steel-mill-roll-cladding/c6no>
259. Change in mechanical properties of weld claddings after cyclic thermal loading / J. Brezinova, A. Guzanova, P. Balog, J. Viňáš // *Key Eng. Materials*. – 2014. – **586**. – P. 91–95.
260. Viňáš J., Brezinová J., Guzanová A. Analysis of the quality renovated continuous steel casting roller // *Sadhana*. – 2013. – **38**. – P. 477–490.
261. <http://www.lincolnelectric.com/assets/US/EN/literature/C7720.pdf> (Rebuilding caster rolls).



Технічна діагностика матеріалів і конструкцій [Текст] : довід. посіб. : у 8 т. / за заг. ред. акад. НАН України З.Т. Назарчука ; НАН України, Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Львів : Простір-М, 2016. - ISBN 978-617-7501-02-1.

Т. 1 : Експлуатаційна деградація конструкційних матеріалів / Є. І. Крижанівський [та ін.] ; за ред. акад. НАН України Є. І. Крижанівського. - 2016. - 356 с.

#### РОЗДІЛ 4. ЧАСТИНА 3.

#### СТАЛІ ТЕПЛОЕНЕРГЕТИЧНОГО, НАФТОПЕРЕРОБНОГО ТА МЕТАЛУРГІЙНОГО УСТАТКУВАННЯ