

**МІКРОМЕХАНІЗМИ ДЕФОРМУВАННЯ І НАПРУЖЕННЯ
СКОЛЮВАННЯ ТЕПЛОСТІЙКОЇ СТАЛІ****В.Б. Гладьо, В.Б. Гуцайлюк, І.Б. Окіпний****THE DEFORMATION MICROMECHANISMS
AND CLEAVAGE STRESS OF A HEAT-RESISTANT STEEL****V. B. Hlado, V. B. Hutsaylyuk, I. B. Okipny***Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна*

Abstract The influence of preliminary plastic deformation by tension, combined tension and cyclical elasto-plastic deformation on cleavage stress of steel 15Kh2MFA in a state of heat treatment which one models radiation embitterment, of a material of a nuclear reactor type as VVER-440 on the end life time was investigated. It is detected, that with increase of a preliminary plastic deformation of tension and relative cyclical operating time the dislocation density in low-angle boundary was increased. The dependence of cleavage stress of steel 15Kh2MFA from a dislocation density after preliminary deformation was investigated. Increase of a dislocation density in low-angle boundary and decrease of the size of structural elements after deformation by tension and combined tension increase cleavage stress. In conditions of cyclical elasto-plastic deformation of accumulation fatigue damaging in the form of micropores decrease net cross-sectional, of a specimen, and the presents microcracks ease formation macrocrack by its start crack growth from available defects of structure, which one set conditions for decrease of cleavage stress.

Попереднє деформування може збільшувати або зменшувати напруження сколювання $\sigma_{ск}$ сталі 15Х2МФА в залежності від виду (квазістатичне, циклічне), способу навантаження (розтяг, стиск), і параметрів навантаження [1-3].

В праці [1] вказано, що деформування розтягом, виконане за температури вище в'язко - крихкого переходу помітно підвищує критичне напруження мікросколу, проте відсутні дані яким чином це пов'язано з мікроструктурними особливості матеріалу.

Збільшення напруження сколювання в деформованій структурі сталі 15Х2МФА пояснюють, в основному, двома причинами [2]: утворенням внутрішньозернової субструктури, яка відіграє роль додаткових бар'єрів здатних гальмувати мікротріщину та збільшенням розорієнтації границь структурних складових, що існують в початковому стані матеріалу. При пластичному деформуванні формується коміркова дислокаційна структура, з подальшим зменшенням розміру комірок до граничного значення, та одночасно накопичуються дислокації на границях структурних елементів, що зменшує розмір ефективного структурного блоку. Зростання напруження, необхідного для поширення мікротріщин через границі коміркової структури і границі структурних елементів, обумовлене зменшенням розміру комірок та збільшенням кількості границь [2]. Треба зазначити, що зростання напруження сколювання отримане при відносно малих циклічних напруженнях матеріалу.

При більшому циклічному напруженні і відповідно накопиченні значної втомної пошкоджуваності напруження сколювання зменшується порівняно з недеформованим матеріалом [3]. Виявлено, що з ростом амплітуди деформації зменшується кількість ямок та зростає крихка складова руйнування, а механізм руйнування змінюється від внутрішньозернового до міжзернового [3]. Мікроструктурними дослідженнями встановлено, що накопичення втомної пошкоджуваності у вигляді пор в умовах попереднього циклічного пружно-пластичного деформування приводить до зменшення нетто-перерізу зразка, а

присутність значної кількості мікротріщин полегшує утворення макротріщини з існуючих дефектів структури і її подальший ріст вздовж субграниць смугової дислокаційної структури з граничною густиною дислокацій, що обумовлює зменшення напруження сколювання [4].

Оскільки мікроструктурні параметри матеріалу істотно впливають на його механічні характеристики, в тому числі і на напруження сколювання, необхідно на мікроструктурному рівні дослідити вплив попереднього деформування на мікроструктурні параметри сталі 15X2МФА для обґрунтування механізму впливу на фізичному рівні.

Метою даної роботи є дослідження засобами електронної просвічувальної мікроскопії мікроструктурних параметрів сталі 15X2МФА після деформування розтягом, комбінованим розтягом і циклічного пружно-пластичного деформування та виявлення взаємозв'язку мікроструктурних параметрів з напруженням сколювання.

Методика дослідження

Досліджували сталь 15X2МФА в стані термічної обробки (в подальшому початковий стан), що моделює радіаційне окрихчення матеріалу під дією нейтронного опромінення на кінець терміну експлуатації корпусу атомного реактора типу ВВЕР-440. Для випробувань використовували гладкі циліндричні зразки з діаметром робочої ділянки 5 мм. Характеристики механічних властивостей сталі 15X2МФА даного стану: $\sigma_{0,2}=1100$ МПа; $\sigma_s=1160$ МПа; $\delta=16,6$ %; $\Psi=67,2$ %.

Випробування проводили на сервогидравлічній випробувальній машині СТМ-100 з керуванням від персонального комп'ютера типу ІВМ РС/АТ. Методика проведення випробувань детально описана в працях [3,5].

Зразки попередньо деформували розтягом і комбінованим розтягом (розтяг з накладанням циклічної складової) до рівня пластичної деформації $\epsilon_{pr} = 0,5\%$; $1,0\%$ та $3,0\%$ за температур 150 і 350 °С. Розмах циклічного напруження за комбінованого розтягу складав $\Delta\sigma = 90, 110$ і 220 МПа, частота навантаження 25 Гц, де $\Delta\sigma = \Delta\sigma_{max} - \Delta\sigma_{min}$; $\Delta\sigma_{max}$ і $\Delta\sigma_{min}$ – найбільше і найменше напруження циклу [5]. Інші зразки попередньо навантажували циклічним пружно-пластичним деформуванням при температурі 20 °С. Циклічне пружно-пластичне деформування здійснювали в режимі жорсткого навантаження і коефіцієнті асиметрії циклу $R_\epsilon = -1$ з частотою $0,25$ Гц. Амплітуда пружно-пластичної деформації ϵ_a складала $0,46\%$; $0,6\%$; $0,8\%$ при відносному напруженні $\bar{N} = N/N_T = 0,25 \dots 0,75$ [3]. Тут N_T - кількість циклів до зародження тріщини. Для зразків початкового стану матеріалу і після пластичного деформування розтягом, комбінованим розтягом та циклічного пружно-пластичного деформування, визначали напруження сколювання $\sigma_{ск}$ при температурі -196 °С у термоізолюваній камері, заповненій рідким азотом. Поперечна залишкова макроскопічна деформація після руйнування зразків була відсутня. Коректними вважались результати випробувань, отримані на тих зразках, крихке руйнування яких відбувалось у межах робочої ділянки зразка.

Мікроструктуру зразків із сталі 15X2МФА у початковому стані, а також після деформування розтягом і комбінованим розтягом досліджували в електронному просвічувальному мікроскопі ПЕМ-125К. Об'єкти для мікроструктурного дослідження методом тонких фольг вирізали із робочої ділянки зразків у поздовжньому напрямку в кількості не менше 5 об'єктів для кожного зразка. Остаточне стоншення об'єктів досягали методом струминного електролітичного полірування фольги в електроліті, що складається з 10% $\text{HClO}_4 + 90\%$ CH_3COOH при напрузі 140 В і струмі 90 мА.

Результати дослідження та їх обговорення

Сталь 15X2МФА належить до теплостійких сталей перлітного класу. На початок терміну експлуатації корпусу атомного реактора ВВЕР-440 сталь має феритно-бейнітну

мікроструктуру [6]. В стані термічної обробки, що моделює радіаційне окрихчення матеріалу на кінець терміну експлуатації корпусу атомного реактора, сталь 15X2МФА представляє собою бейнітно-мартенситну мікроструктуру (рис. 1).

Бейнітна структура сталі представляє собою систему паралельних дислокаційних субграниць (рис. 1 а,б). Карбідні виділення голкоподібної форми розташовані в бейніті в одному напрямку під кутом приблизно 60° до дислокаційних субграниць (рис. 1б). Наявність карбідних виділень під кутом 60° до осі кристала дозволяє ідентифікувати структуру, як бейніт [7]. Окрім карбідних виділень голкоподібної форми в бейніті наявні дрібнодисперсні виділення і виділення карбідів на границях структурних елементів (рис. 1а).

Мартенситні ділянки структури представляють собою рейковий дислокаційний мартенсит. Паралельні рейки мартенситу утворюють пакети мартенситу. Структура пакетів характеризується системою паралельних рейок різного розміру (рис. 1в). Всередині мартенситних рейок наявна висока густина дислокацій, які окремо майже не розрізняються і мають плямистий контраст. Ділянки мартенситних рейок з меншою густиною дислокацій на фотографіях виглядають більш світлішими. Спостерігаються виділення карбідів на границях мартенситних рейок (рис. 1в). Також всередині мартенситних рейок спостерігаються дрібнодисперсні виділення карбідної фази. Причому контраст від карбідних частинок важко відрізнити від контрасту дислокацій через значну густину останніх. Виявлено також відпущений мартенсит, в якому присутні виділення карбідів голкоподібної форми одночасно в трьох орієнтаціях під кутом 60° до осі кристала, що дозволяє ідентифікувати структуру як відпущений мартенсит (рис. 1г).

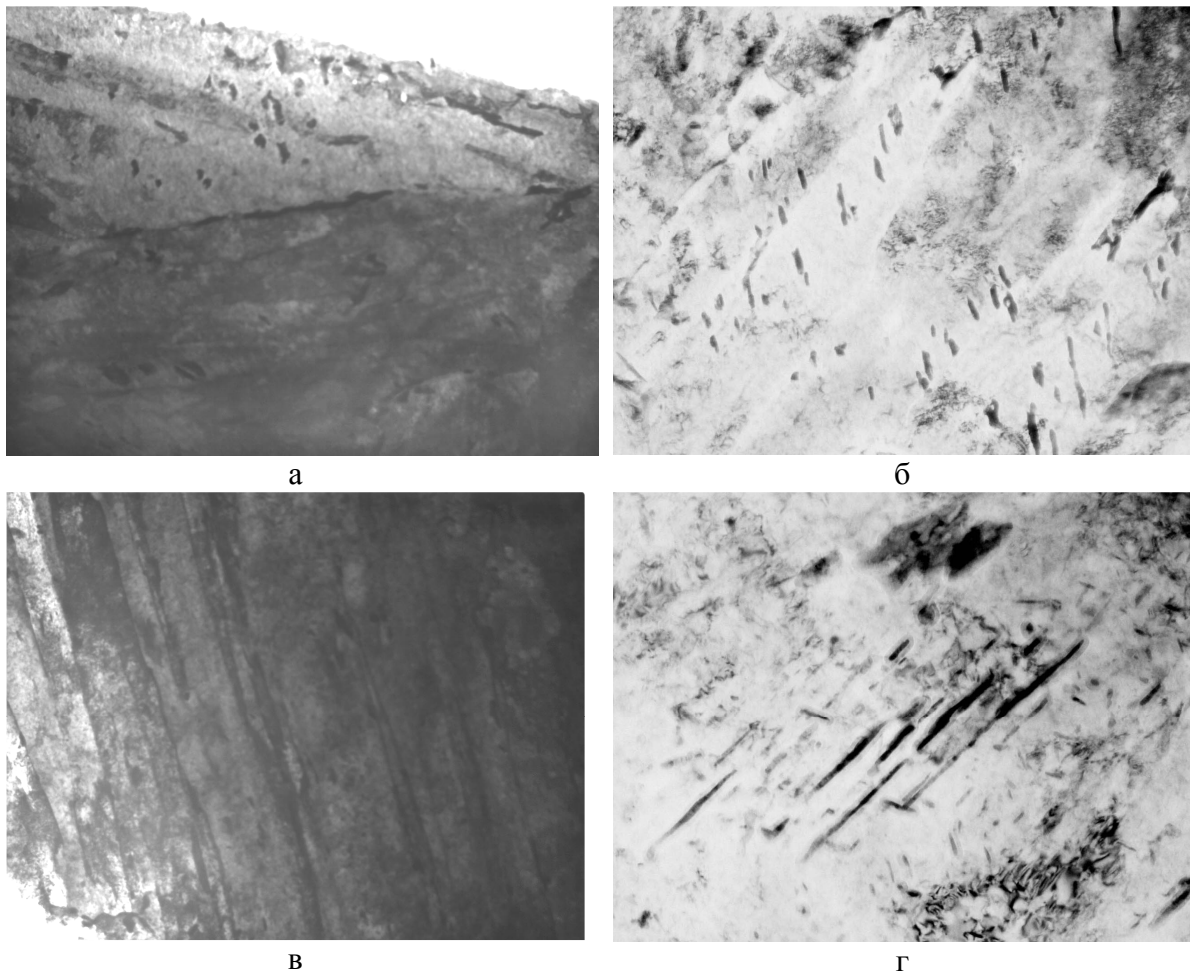


Рис. 1. Мікроструктура сталі 15X2МФА ($\times 30000$): а, б – бейнітна структура; в, г – мартенситна структура.

Електронно-мікроскопічні дослідження сталі 15Х2МФА після деформування розтягом, комбінованим розтягом і циклічного пружно-пластичного деформування виявили певні зміни морфології дислокаційної структури, які стосуються збільшення непаралельності дислокаційних субграниць і зменшення відстані між субграницями бейнітної структури (рис. 2а), збільшення фрагментації рейок дислокаційного мартенситу (рис. 2б). Також виявлено збільшення кута розорієнтації між субграницями бейнітної структури та між рейками дислокаційного мартенситу порівняно з початковим станом матеріалу, що спостерігається, як збільшення кута між рефlekсами на мікродифракційних картинах (рис. 2г). Численність рефлексів і їх розмірність на мікродифракційній картині (рис. 2г) вказують на зменшення відстані між малокутовими границями і присутність неперервної розорієнтації.

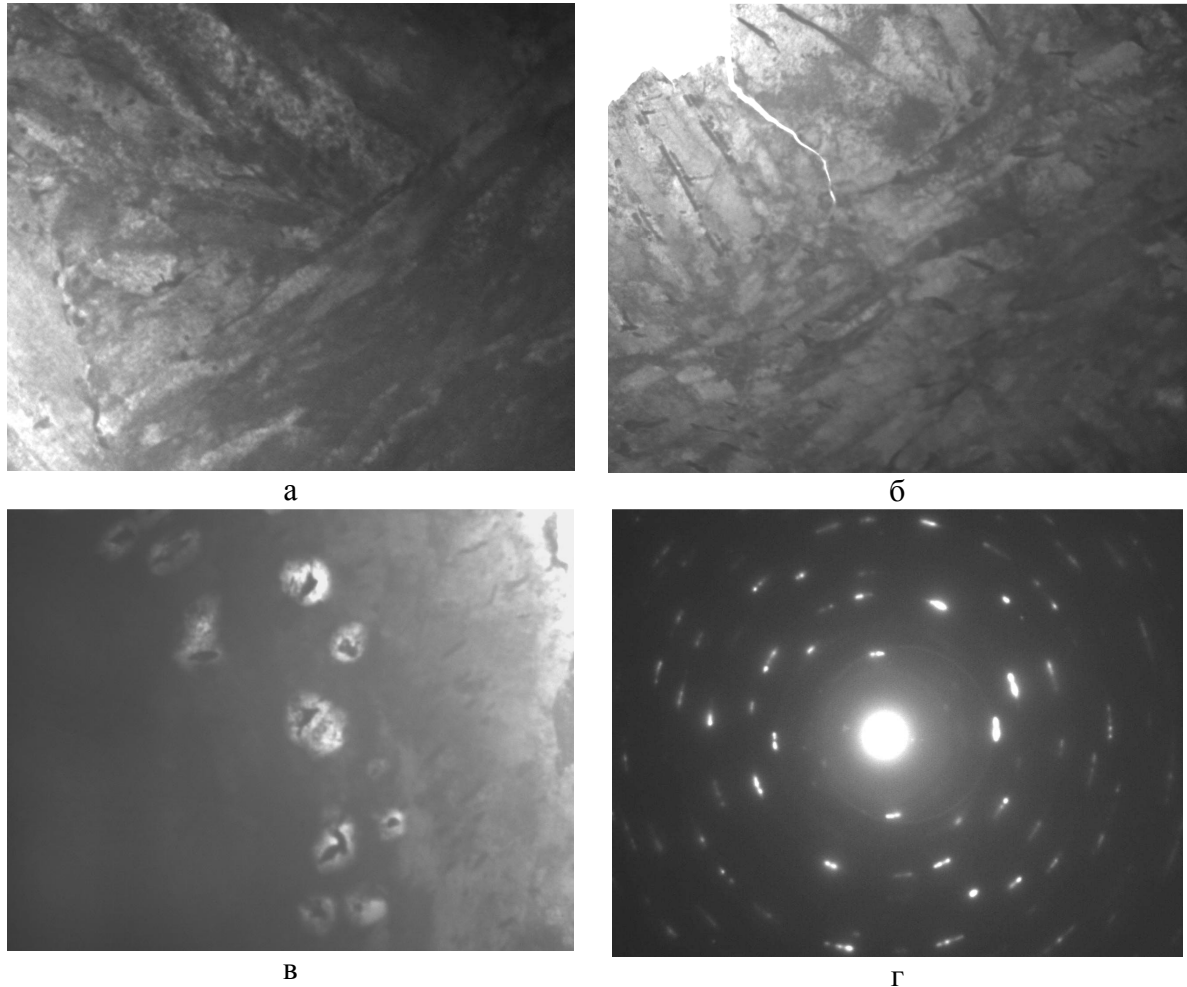


Рис. 2. Мікроструктура сталі 15Х2МФА після деформування ($\times 30000$): а – бейнітна структура; б – мартенситна структура; в – пори; г – мікродифракція.

За аналізом мікродифракційних картин розраховано зміну густини дислокацій в малокутових границях в умовах деформування розтягом, комбінованим розтягом і циклічного пружно-пластичного деформування зразків із сталі 15Х2МФА. Аналізували не менше 5 мікродифракційних картин з кожного об'єкта досліджень, причому не менше п'яти об'єктів для кожного зразка. Таким чином проаналізовано 25-30 мікродифракційних картин для кожної точки.

Залежність густини дислокацій в малокутових границях від деформації розтягом і комбінованим розтягом за температур 150 і 350 °С подано на рис. 3. В умовах деформування розтягом і комбінованим розтягом зразків із сталі 15Х2МФА із збільшенням пластичної деформації ϵ_{pl} , зростає густина дислокацій в малокутових границях. Незалежно від виду деформування (розтяг чи комбінований розтяг), густина дислокацій в малокутових границях зростає за подібними залежностями, причому

більш інтенсивно при деформуванні зразків за температури 150 °С порівняно з деформуванням за температури 350 °С. Очевидно, пластичне деформування за вищої температури (350 °С), супроводжується процесами термічного повороту, що полягають в деякій ліквідації нерівноважного надлишку точкових дефектів та перебудові дислокаційної структури. При самочинній перебудові вільна енергія кристалу знижується, тому в результаті термічного повороту густина дислокацій зменшується, а дислокації, що залишаються, утворюють стійкі конфігурації у вигляді малокутових границь. Єдина точка на рис. 3, де виявлено зниження густини дислокацій в малокутових границях, випадає із загальної тенденції, очевидно це пов'язано з меншою густиною дислокацій початкового стану матеріалу.

Досліджено зміну густини дислокацій в малокутових границях в умовах циклічного пружно-пластичного деформування зразків із сталі 15Х2МФА. Залежність густини дислокацій в малокутових границях від відносного напрацювання для досліджуваних значень амплітуди пружно-пластичної деформації ε_a подано на рис. 4. Амплітуда пружно-пластичної деформації ε_a в умовах жорсткого навантаження складала 0,46%; 0,6%; 0,8%. Як видно з рис. 4, в умовах циклічного пружно-пластичного деформування із збільшенням відносного напрацювання і амплітуди деформації зростає густина дислокацій в малокутових границях. Причому амплітуда пружно-пластичної деформації істотно впливає на зростання густини дислокацій в малокутових границях за однакового відносного напрацювання.

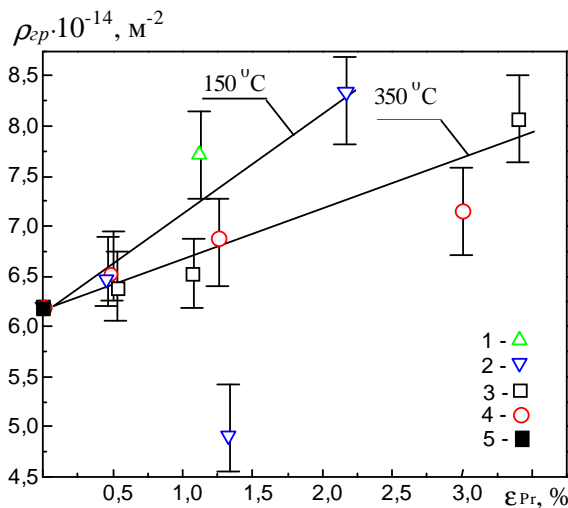


Рис. 3. Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від деформації розтягом (1, 3) і комбінованим розтягом (2, 4) при: 150 °С (1, 2); 350 °С (3, 4); 5 – недеформований матеріал.

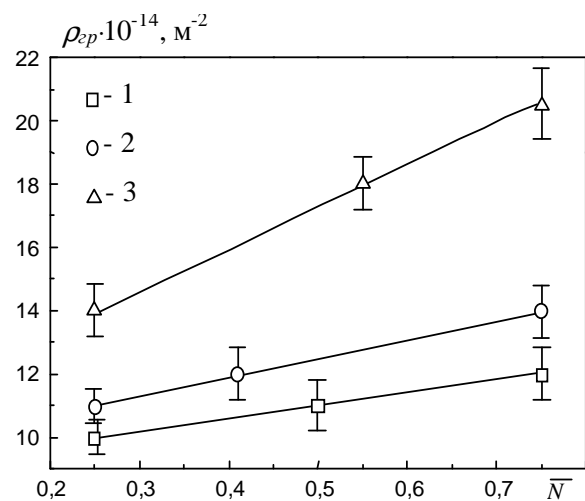


Рис. 4. Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від відносного напрацювання: 1 - $\varepsilon_a = 0,46\%$; 2 - $\varepsilon_a = 0,6\%$; 3 - $\varepsilon_a = 0,8\%$.

Основна відмінність мікроструктури циклічно пружно-пластично деформованої сталі 15Х2МФА порівняно з початковим станом – це присутність мікротріщин і пор в об'ємі матеріалу [8]. Зародження мікротріщин є колективним ефектом в дислокаційних структурах, перебудовою цих структур з перетворенням накопиченої в них енергії в поверхневу енергію мікротріщини [9]. Таким чином, утворення мікротріщин є результатом еволюції дислокаційної структури матеріалу. Із зростанням кількості циклів і амплітуди циклічної пружно-пластичної деформації кількість мікротріщин і їх довжина зростає, тобто в об'ємі матеріалу накопичується втомне пошкодження. Виявлено утворення пор на включеннях внаслідок відшарування включень від матриці

(рис. 2в), що пов'язують з утворенням плоских скупчень дислокацій, які здатні порушити когезивний зв'язок включень і матриці [10]. Більшість мікротріщин в сталі 15Х2МФА утворюється і поширюється вздовж паралельних дислокаційних субграниць і вздовж мартенситних рейок. Причому границі структурних елементів, зокрема границі зерен, дислокаційні субграниці, є ефективним бар'єром на шляху поширення мікротріщин. На рис. 2б наявна мікротріщина, яка поширювалась паралельно субграницям, але зупинилась при переході через границю перпендикулярну до напрямку поширення тріщини.

Досліджено залежність напруження сколювання $\sigma_{ск}$ сталі 15Х2МФА при температурі -196°C від густини дислокацій в малокутових границях після деформування розтягом, комбінованим розтягом і циклічного пружно-пластичного деформування (рис. 5). Із зростанням густини дислокацій в малокутових границях, викликаним пластичним деформуванням розтягом, незалежно від умов деформування (виду навантаження, температури, величини пластичної деформації), збільшується напруження сколювання сталі 15Х2МФА. Причому, більш істотно зростає напруження сколювання після деформування за температури 350°C . Очевидно, це пов'язано з утворенням при пластичному деформуванні за вищої температури та участі процесів термічного повороту таких дислокаційних структур, які за однакової густини дислокацій в малокутових границях утворюють внутрішньозернову субструктуру, що відіграє роль додаткових бар'єрів здатних гальмувати мікротріщину.

Після циклічного пружно-пластичного деформування сталі 15Х2МФА, незалежно від амплітуди циклічної деформації та відносного напрацювання, при зростанні густини дислокацій в малокутових границях напруження сколювання зменшується. В умовах малоциклової втоми, коли кожен цикл навантаження супроводжується істотною пластичною деформацією, втомне пошкодження у вигляді мікротріщин і пор виникає в усьому об'ємі матеріалу. Накопичення втомної пошкоджуваності у вигляді мікропор зменшує нетто-переріз зразка, що обумовлює зменшення напруження сколювання, оскільки граничний стан досягається за менших значень номінальних напружень. Наявність значної кількості мікротріщин полегшує утворення макротріщини шляхом її росту з наявних дефектів структури, що також обумовлює зменшення напруження сколювання.

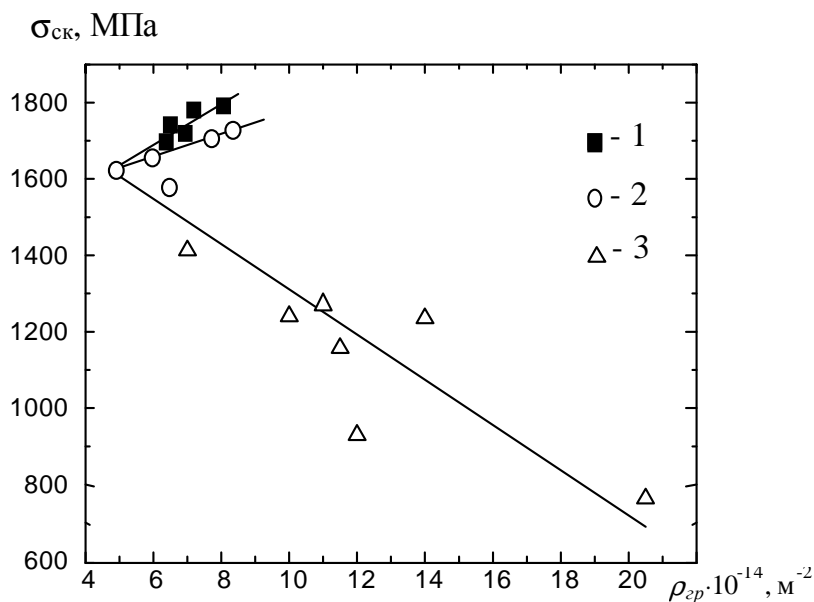


Рис. 5. Залежність напруження сколювання сталі 15Х2МФА від густини дислокацій в малокутових границях після деформування розтягом і комбінованим розтягом за температур 350°C - (1), і 150°C - (2) та після циклічного пружно-пластичного деформування (3).

Таким чином, вплив деформування розтягом і комбінованим розтягом сталі 15Х2МФА на мікроструктурному рівні полягає у зростанні густини дислокацій в малокутових границях, збільшенні розорієнтації субзерен бейнітної структури, збільшенні фрагментації мартенситних рейок, зменшенні відстані між малокутовими границями (зменшення розміру структурних елементів), а при температурі 350 °С в результаті термічного повороту в утворенні стійких конфігурацій у вигляді малокутових границь. Вказані чинники викликають зростання напруження необхідного для поширення мікротріщин через границі структурних елементів, що збільшує напруження сколювання сталі 15Х2МФА. Особливість впливу циклічного пружно-пластичного деформування сталі 15Х2МФА на мікроструктуру матеріалу полягає в накопиченні втомної пошкоджуваності у вигляді мікротріщин і пор, досягненні граничного стану в локальних об'ємах, що полегшує утворення і ріст макротріщини, внаслідок чого зменшується напруження сколювання. Отже вплив попереднього пластичного деформування сталі 15Х2МФА на напруження сколювання залежить від мікроструктури, що утворилась матеріалі в результаті навантаження.

Висновки

1. Виявлено, що із зростанням деформації розтягу за попереднього пластичного деформування та відносного напрацювання за циклічного пружно-пластичного деформування зростає густина дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА в стані термічної обробки, що моделює радіаційне окрихчення матеріалу на кінець терміну експлуатації корпусу атомного реактора, незалежно від виду навантаження і температури випробувань.

2. Збільшення густини дислокацій в малокутових границях і зменшення розміру структурних елементів після деформування розтягом і комбінованим розтягом підвищують напруження сколювання, причому, більш істотно після деформування за температури 350 °С порівняно з 150 °С. Це пов'язано з утворенням при деформуванні за вищої температури та участі процесів термічного повороту таких дислокаційних структур, які за однакової густини дислокацій в малокутових границях утворюють внутрішньозернову субструктуру, що відіграє роль додаткових бар'єрів, здатних гальмувати мікротріщину.

3. В умовах циклічного пружно-пластичного деформування накопичення втомної пошкоджуваності у вигляді мікропор зменшує нетто-переріз зразка, а наявність мікротріщин полегшує утворення макротріщини шляхом її росту з наявних дефектів структури, що обумовлює зменшення напруження сколювання.

Література

1. Трощенко В. Т., Покровский В. В., Каплуненко В. Г. Прогнозирование трещиностойкости теплоустойчивых сталей с учетом влияния размеров образцов. Сообщение 1. Результаты экспериментальных исследований // Пробл. прочности. – 1997. - №1. - С.5 – 20.
2. Карзов Г.П., Марголин Б.З., Швецова В.А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.
3. Гуцайлюк В.Б., Ясній П.В. Вплив циклічного пружнопластичного деформування на механізм руйнування і напруження сколювання теплостійкої сталі // Вісник Житомирського інженерно-технологічного інституту. – 2001. - № 16. - С. 8-17.
4. Гладь В.Б., Гуцайлюк В.Б., Ясній П.В. Мікромеханізми втомної пошкоджуваності сталі 15Х2МФА // Вісник Житомирського інженерно-технологічного інституту. – 2003. - № 1(24). – С. 49-55.

5. Гуцайлюк В.Б., Окіпний І.Б., Ясній О.П. Вплив попереднього комбінованого розтягу на напруження сколювання // Вісник Тернопільського державного технічного університету - 2004. - Т 8., № 4. - С. 5-12.
6. Мелехов Р.К., Похмурський В.І. Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. Властивості, деградація. – К.: Наукова думка, 2003. – 384 с.
7. Утевский Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. – 583 с.
8. Yasniy P.V., Hlado V.B, Hutsaylyuk V.B. and Vuherer T. Microcrack initiation and growth in heat-resistant 15Kh2MFA steel under cyclic deformation // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structure – 2005. - 28, № 4 – P. 391-397.
9. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. 280 с.
10. Механика разрушения и прочность материалов: Справ пособие: 4 т. / Под. общей ред. Панасюка В.В. – К.: Наук. думка, 1990. – 680 с.