

УДК 539.25

П. Ясній, докт.техн.наук; В. Гладь, канд.техн.наук

Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя

МІКРОМЕХАНІЗМИ ДЕФОРМУВАННЯ І РУЙНУВАННЯ СТАЛІ 15Х2МФА

Досліджено мікромеханізми деформування і руйнування сталі 15Х2МФА в умовах статичного розтягу і циклічного пружно-пластичного деформування. Досліджено дислокаційну структуру сталі 15Х2МФА після статичного розтягу і циклічного пружно-пластичного деформування. Виявлено, що із зростанням пластичної деформації розтягу, а в умовах циклічного пружно-пластичного деформування із збільшенням амплітуди деформації і кількості циклів, зростає густина дислокацій в малокутових границях. Досліджено мікромеханізми утворення мікротріщин і пор на поверхні і об'ємі сталі 15Х2МФА в умовах циклічного пружно-пластичного деформування. Електронно-мікроскопічні дослідження виявили, що мікротріщини в об'ємі матеріалу утворюються в основному вздовж смугової дислокаційної структури всередині зерен, а також на границях структурних елементів, де є включення дисперсних фаз. Оскільки в процесі циклічного пружно-пластичного деформування зростає густина дислокацій в субграницях, в локальних об'ємах густина дислокацій досягає граничного значення, що приводить до вичерпання пластичності матеріалу і утворення мікротріщин. Зі зростанням густини дислокацій в малокутових границях збільшується густина поверхневих мікротріщин в сталі 15Х2МФА.

Деформування і руйнування кристалічних тіл під дією прикладеного навантаження є основними явищами, що визначають механічні характеристики конструкційних матеріалів. Пластична деформація кристалічних тіл здійснюється шляхом переміщення дислокацій, причому з ростом деформації збільшується їх кількість і зростає опір їхньому переміщенню, зумовлений наявністю інших дислокацій, що називають субструктурним зміцненням [1]. Для однорідної за об'ємом зразка деформації є межа, після якої деформація локалізується в шийці або в смузі зрізу, після чого зразок руйнується. Як відомо, еволюція дислокаційної структури в різних умовах навантаження вказує, що руйнуванню передують наступні процеси: зародження і накопичення дислокацій, формування клубкових сплетінь, утворення рівновісної незамкнутої коміркової структури, витягування коміркової структури з формуванням смугової структури, утворення фрагментів з низькою густиною дислокацій в середині фрагментів [2].

В процесі втоми конструкційних матеріалів загалом виділяють такі основні періоди: інкубаційний, пов'язаний з накопиченням спотворень кристалічної ґратки; розрихлення, пов'язаний з порушенням монолітності металу і зародженням мікротріщин; утворення макротріщин і розвиток їх до критичного розміру [3]. Зародження мікротріщин в конструкційних матеріалах в умовах втоми є колективним ефектом в дислокаційних структурах, перебудовою їх з перетворенням накопиченої в них енергії в поверхневу енергію мікротріщини [4]. Отже, утворення мікротріщин незалежно від механізму їх зародження є результатом еволюції дислокаційної структури матеріалу.

Мікротріщини втоми зароджуються і розвиваються в смугах ковзання в напрямку дії максимальних дотичних напружень [5]. При одновісному циклічному навантаженні цей напрям відповідає площинам, розміщеним під кутом 45^0 до поверхні зразка. Макротріщина нормального відриву утворюється шляхом коалесценції окремих

мікротріщин, які найбільш сприятливо орієнтовані відносно інших мікротріщин, зароджених в матеріалі [5].

Метою даної праці є дослідження взаємозв'язку мікромеханізмів деформування і руйнування сталі 15Х2МФА в умовах розтягу та циклічного пружно-пластичного деформування з еволюцією дислокаційної структури матеріалу.

Досліджували сталь 15Х2МФА в стані термічної обробки (в подальшому початковий стан), що моделює радіаційне окрихчення матеріалу під дією нейтронного опромінення на кінець терміну експлуатації корпусу атомного реактора ВВЕР-440. Для випробувань використовували гладкі циліндричні зразки з діаметром робочої ділянки 5 мм. Характеристики механічних властивостей сталі 15Х2МФА при 293 К: $\sigma_{0,2}=1100$ МПа; $\sigma_s=1160$ МПа; $\delta=16,6\%$; $\Psi=67,2\%$.

Зразки випробували розтягом і циклічним пружно-пластичним деформуванням на електрогідравлічній машині СТМ-100 при температурі 293 К. У випадку розтягу зразки руйнувались з утворенням шийки. Циклічне пружно-пластичне деформування здійснювали в режимі жорсткого навантажування і коефіцієнті асиметрії циклу $R_\varepsilon = -1$ з частотою 0,25 Гц. Амплітуда пружно-пластичної деформації ε_a складала 0,46%; 0,6%; 0,8% при відносному напруженні $\bar{N} = N/N_T = 0,25 \dots 0,75$ [6]. Тут N - кількість циклів навантажування, N_T - кількість циклів до зародження тріщини.

Мікротріщини на поверхні зразків після циклічного пружно-пластичного деформування досліджували під оптичним мікроскопом "Neophot-2". Для цього перед початком випробувань поверхню гладких зразків ретельно полірували. Після напруження різної тривалості зразки знімали з випробувальної машини і фотографували їх поверхню. Густину мікротріщин обчислювали за формулою: $q = k/F_n$, де k - кількість мікротріщин, F_n - досліджувана площа поверхні зразка.

Мікротріщини в об'ємі зразків досліджували на електронному просвічувальному мікроскопі ПЕМ-125К в світлому полі методом тонких фольг. Об'єкти для мікроструктурного дослідження методом тонких фольг вирізали із зразків у поздовжньому напрямку на відстані 2 мм від циліндричної поверхні. Остаточне стоншення об'єктів досягали методом струминного електролітичного полірування фольги в електроліті, що складається з 10% HClO_4 +90% CH_3COOH при напрузі 140 В і струмі 90 мА.

Також досліджували засобами електронної просвічувальної мікроскопії еволюцію дислокаційної структури в умовах розтягу та циклічного пружно-пластичного деформування. Для об'єктів, вирізаних із ділянок шийки зруйнованих розтягом зразків, розраховували дійсне поперечне звуження $\tilde{\Psi}$ за формулою: $\tilde{\Psi} = \ln \frac{F_0}{F_k}$, де F_0 - початкова площа поперечного перерізу; F_k - кінцева площа поперечного перерізу.

Оскільки переважна більшість дислокацій скупчена в субграницях, розраховували густину дислокацій в малокутових границях смугової дислокаційної структури. Густину дислокацій з вектором Бюргерса b в субграницях смугової дислокаційної структури обчислювали за середнім розміром між субграницями d і кутом їх розорієнтації Θ [7]: $\rho_{sp} = \frac{K\Theta}{bd}$, де K - коефіцієнт, який залежить від форми субзерен.

Кут розорієнтації малокутової границі Θ розраховували на основі аналізу мікродифракційних картин за співвідношенням: $\Theta = \frac{\Delta r}{R_{hkl}}$, де Δr - довжина тяжі, або

відстань між рефлексами (hkl), R_{hkl} - відстань рефлексу (hkl) від центрального рефлексу.

Аналіз поверхні зразків під оптичним мікроскопом “Neophot-2” після циклічного пружно-пластичного напруження різної тривалості свідчить, що поверхневі мікротріщини виникають внаслідок циклічного ковзання в зернах, які найбільш сприятливо орієнтовані до напрямку дії максимальних дотичних напружень. На початку навантаження мікротріщини орієнтовані під кутом приблизно 45° до осі зразка. З подальшим циклічним навантаженням в процесі росту мікротріщин на поверхні зразків спостерігали відхилення їх від початкової орієнтації, пов’язане з виходом мікротріщин на границю зерна.

Зі збільшенням циклічного напруження в сталі 15Х2МФА зростає густина мікротріщин на поверхні зразків (рис. 1). Причому збільшення амплітуди пружно-пластичної деформації ініціює появу мікротріщин на більш ранніх стадіях навантаження.

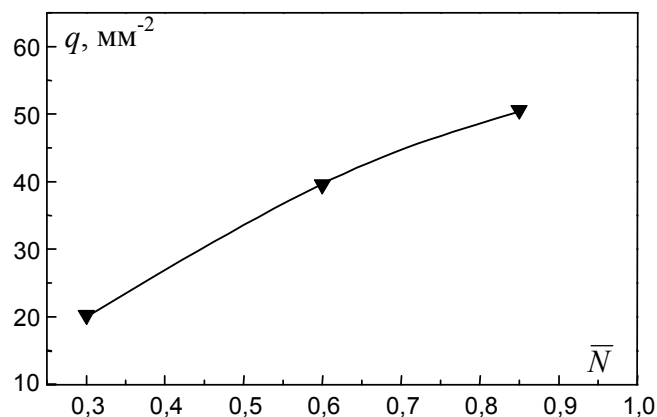


Рис. 1. Залежність густини мікротріщин в сталі 15Х2МФА від відносної довговічності при $\varepsilon_a = 0,46\%$

Електронно-мікроскопічні дослідження дислокаційної структури сталі 15Х2МФА в початковому стані, що моделює радіаційне окрихнення матеріалу під дією нейтронного опромінення, виявили одномірну смугову дислокаційну структуру у вигляді системи паралельних дислокаційних субграниць (рис. 2а). Напрямок субграниць смугової дислокаційної структури відповідає напрямкам перлітних колоній зерен. В матеріалі початкового стану густина дислокацій в малокутових границях, яку розраховували на основі аналізу мікродифракційних картин (рис. 2б), складає $0,7 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$.

В зразках після випробування одновісним розтягом виявлено певні зміни в смуговій дислокаційній структурі. При значних пластичних деформаціях (у шийці зразка) одномірна смугова дислокаційна структура перетворюється у багатомірну систему субграниць (рис. 2в). Наявність багатьох рефлексів і їх розмитість на мікродифракційній картині рис. 2г вказує на зменшення відстані між малокутовими границями і присутність неперервної розорієнтації.

Після циклічного пружно-пластичного деформування дислокаційна картина сталі 15Х2МФА зберігає переважно одномірну смугову дислокаційну структуру (рис. 2д). Спостерігається зменшення відстані між паралельними дислокаційними субграницями, а також збільшення кута їх розорієнтації порівняно з початковим станом матеріалу.

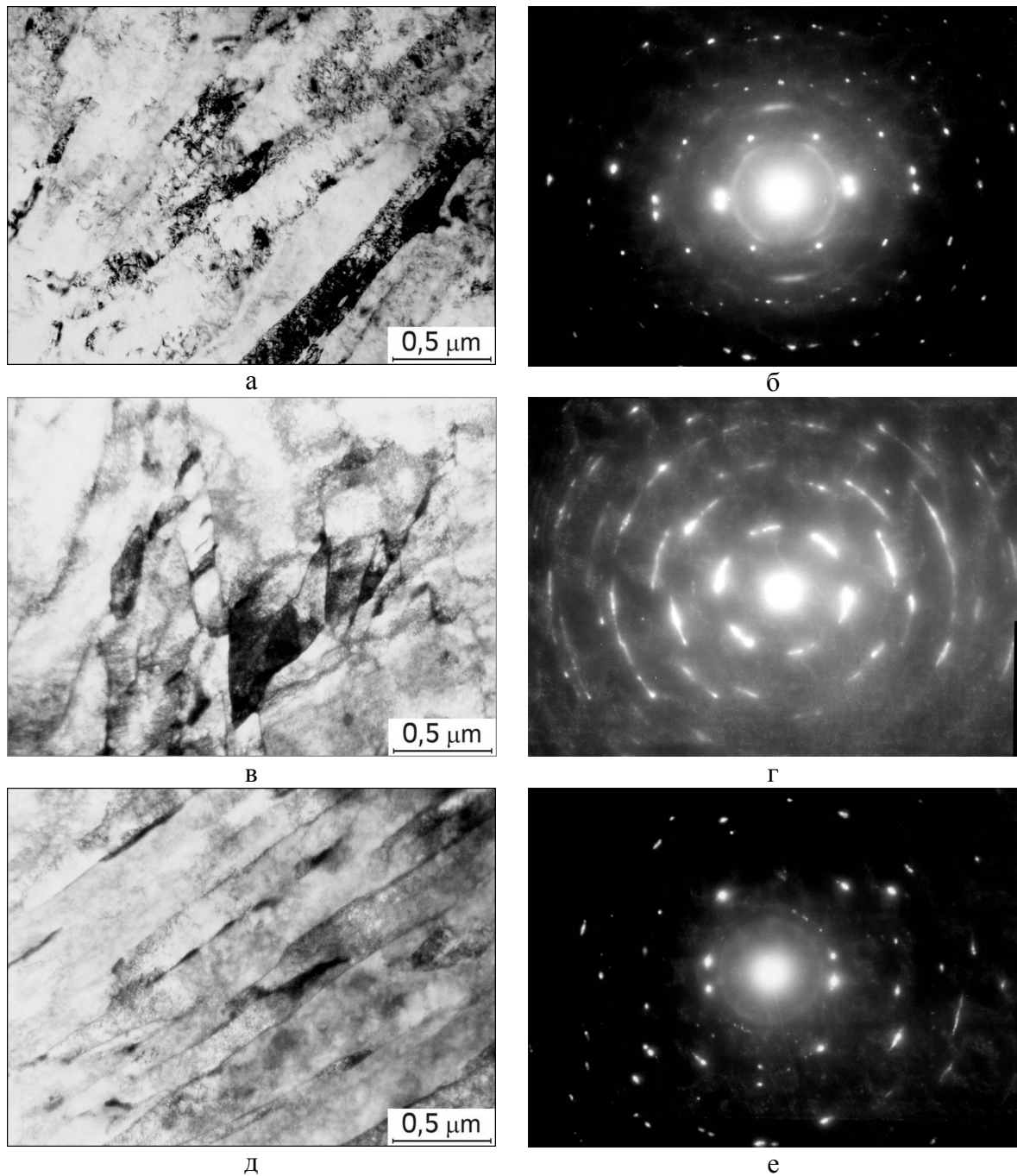


Рис. 2. Дислокаційна структура (а, в, д) і мікродифракційні картини (б, г, е) сталі 15Х2МФА:

а, б - початковий стан матеріалу; в, г – після розтягу $\tilde{\Psi} = 0,549$;

д, е - після циклічного пружно-пластичного деформування $\varepsilon_a = 0,8\%$, $N = 110$ циклів

За мікродифракційними картинами (рис. 2е) розраховано зміну густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА в умовах циклічного пружно-пластичного деформування зразків.

Досліджено зміну густини дислокацій в малокутових границях в умовах одновісного розтягу зразків. Як видно з рис. 3, густина дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА, в умовах пластичної деформації розтягом, лінійно зростає при збільшенні поперечного звуження досліджуваних зразків.

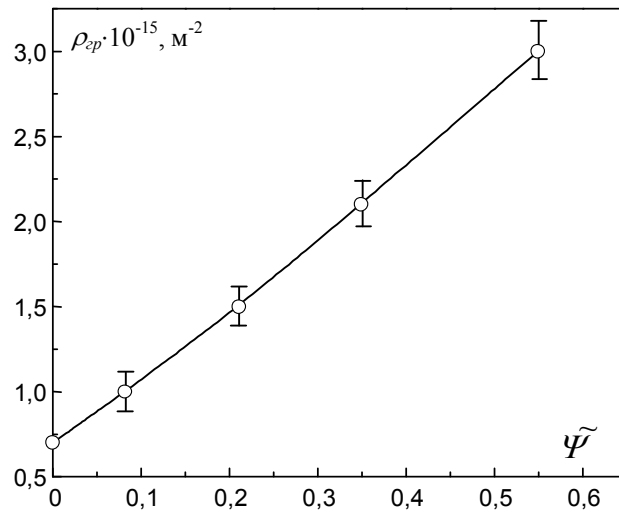


Рис. 3. Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА в умовах розтягу від поперечного звуження зразків

Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА в умовах розтягу від поперечного звуження зразків можна описати наступним лінійним рівнянням:

$$\rho_{dp} = \rho_0 + A \tilde{\Psi}, \quad (1)$$

де $\rho_0 = 0,7 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$; $A = 4,2 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$.

Залежність густини дислокацій в малокутових границях від відносного напруцювання, для досліджених амплітуд пружно-пластичної деформації ε_a , подано на рис. 4. В умовах циклічного пружно-пластичного деформування із збільшенням відносного напруцювання зростає густина дислокацій в малокутових границях. Причому, як видно з рис. 4, при однаковому відносному напруцюванні густина дислокацій в малокутових границях зростає із збільшенням амплітуди пружно-пластичної деформації.

Зростання густини дислокацій в малокутових границях, для дослідженої кількості циклів навантаження, лінійно залежить від параметра $\Delta\varepsilon_p N^{0.5}$ (тут $\Delta\varepsilon_p$ - розмах пластичної деформації за цикл), незалежно від розмаху пластичної деформації (рис.5).

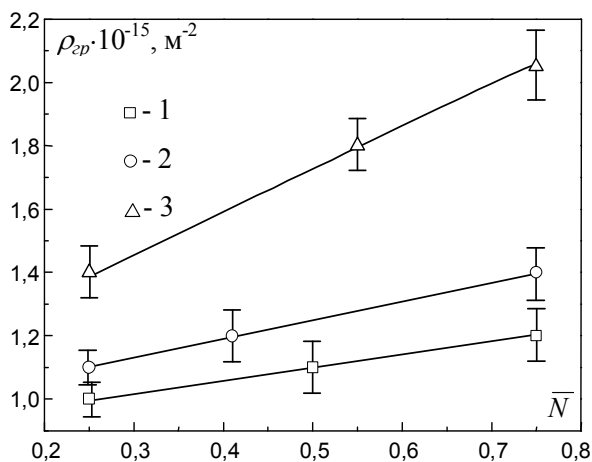


Рис. 4. Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від відносного напруцювання: 1 - $\varepsilon_a = 0,46\%$;
2 - $\varepsilon_a = 0,6\%$; 3 - $\varepsilon_a = 0,8\%$

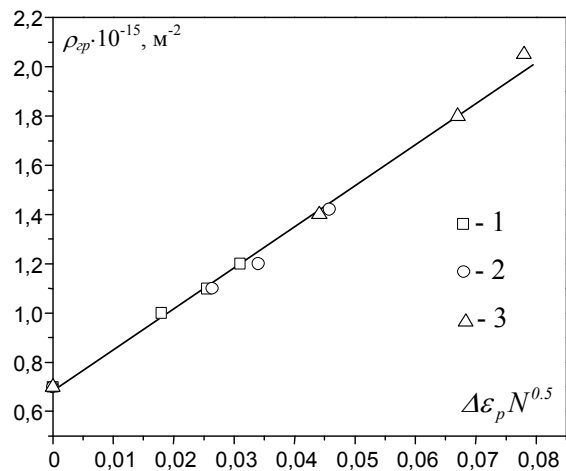


Рис. 5. Залежність середньої густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від параметра $\Delta\varepsilon_p N^{0.5}$: 1 - $\varepsilon_a = 0,46\%$;
2 - $\varepsilon_a = 0,6\%$; 3 - $\varepsilon_a = 0,8\%$

Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від параметра $\Delta\varepsilon_p N^{0,5}$ можна описати наступним лінійним рівнянням:

$$\rho_{cp} = \rho_0 + B(\Delta\varepsilon_p N^{0,5}), \quad (2)$$

де $\rho_0 = 0,7 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$; $B = 16 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$.

Дослідження мікротріщин в об'ємі сталі 15Х2МФА засобами електронної-просвічувальної мікроскопії виявили, що мікротріщини в умовах циклічного пружно-пластичного деформування утворюються вздовж смугової дислокаційної структури паралельно до дислокаційних субграниць (рис. 6а), на границях зерен або перлітних колоній (рис. 6в), а також біля масивних включень (рис. 6г). Переважна кількість мікротріщин в об'ємі сталі 15Х2МФА утворена вздовж смугової дислокаційної структури. Необхідно відзначити, що мікротріщини біля масивних включень утворюються також вздовж смугової дислокаційної структури. В околі більшості мікротріщин на границях зерен або перлітних колоній виявили включення дисперсних фаз, що вказує на основну роль включень в мікромеханізмах накопичення втомних пошкоджень на границях структурних елементів. Очевидно включення дисперсних фаз, які розташовані на границях зерен, є ефективними бар'єрами для дислокацій, що спричинюють накопичення граничної кількості дислокацій і утворення мікротріщин.

Утворення пор на цементитних включеннях внаслідок відшарування цементитних пластин від фериту спостерігали при значних циклічних пружно-пластичних деформаціях матеріалу ($\varepsilon_a = 0,8\%$). Утворення пор на включеннях в процесі циклічного навантажування пов'язують з утворенням плоских скупчень дислокацій, які здатні порушити когезивний зв'язок включень і матриці [5].

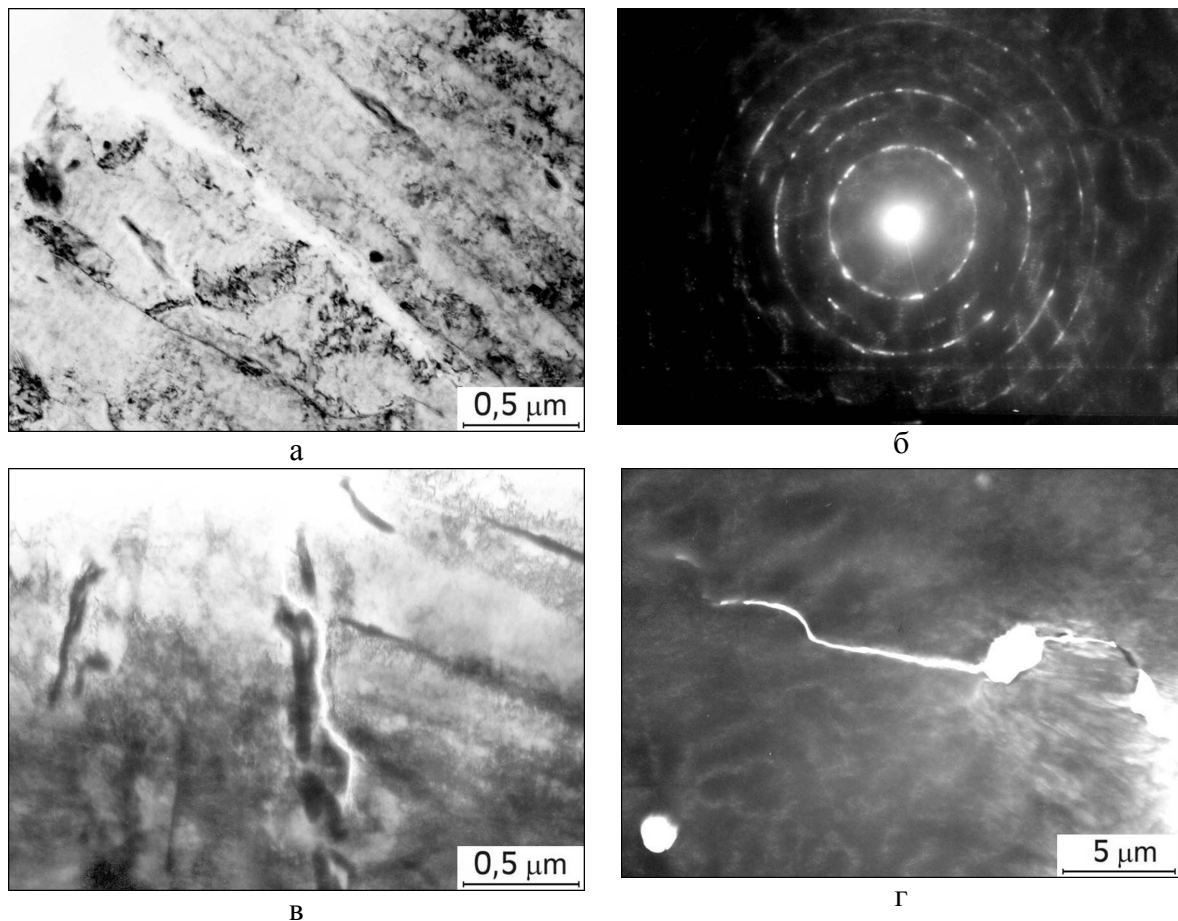


Рис. 6. Мікротріщини в сталі 15Х2МФА після циклічного пружно-пластичного деформування:
а, в, г; б – мікродифракція з ділянки тріщини (а)

Мікродифракційна картина (рис. 6б), з ділянки мікротріщини (рис. 6а), вказує на значну розорієнтацію в дислокаційних субграницях, що означає істотне зростання густини дислокацій в малокутових границях, а також початок процесу аморфізації матеріалу, оскільки на мікродифракції видно дифузне кільце. Відомо [4], що зародження мікротріщин є колективним ефектом в дислокаційних структурах, перебудовою їх з перетворенням накопиченої в них енергії в поверхневу енергію мікротріщин. Оскільки в процесі циклічного пружно-пластичного деформування зростає густина дислокацій в субграницях (рис. 4), в локальних об'ємах густина дислокацій досягає граничного значення, що приводить до вичерпання пластичності матеріалу і утворення мікротріщин. Таким чином, із збільшенням амплітуди пружно-пластичної деформації і відносного напрацювання зростає густина дислокацій в малокутових границях, відповідно збільшується кількість локальних об'ємів матеріалу, де густина дислокацій досягає граничного значення і утворюються мікротріщини. Як видно з рис. 7, зі зростанням густини дислокацій в малокутових границях збільшується густина поверхневих мікротріщин в сталі 15Х2МФА.

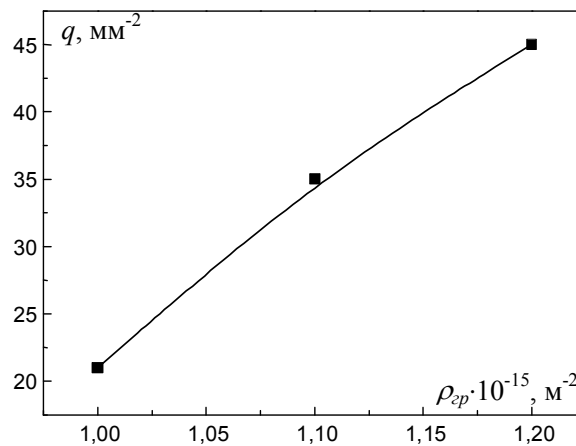


Рис. 7. Залежність густини поверхневих мікротріщин в сталі 15Х2МФА від середньої густини дислокацій в малокутових границях при $\varepsilon_a = 0,46\%$

Оскільки переважна кількість мікротріщин в об'ємі матеріалу утворюється вздовж смугової дислокаційної структури паралельно дислокаційним субграницям, а на поверхні зразка мікротріщини зароджуються під кутом 45° до осі зразка, можна стверджувати, що мікротріщини в сталі 15Х2МФА в умовах циклічного пружно-пластичного деформування зароджуються в зернах, в яких смугова дислокаційної структура орієнтована під кутом 45° до осі зразка.

Зі збільшенням відносного напрацювання зразків із сталі 15Х2МФА зростає довжина мікротріщин, які ростуть вздовж смугової дислокаційної структури та на границях структурних елементів, де є включення дисперсних фаз. Макротріщини поширюються шляхом об'єднання мікротріщин, що утворилися вздовж смугової дислокаційної структури, а також на границях структурних елементів та біля масивних включень.

The micromechanisms of deformation and fracture of 15Kh2MFA steel under tension and cyclic elasto-plastic deformation was investigated. The dependence of dislocation density in low-angle boundaries from plastic deformation under tension and from relative operating time under cyclic elasto-plastic deformation has been found. The mechanism of microcrack formation on the surface and in the volume of 15Kh2MFA steel under cyclic elasto-plastic deformation was investigated. Analysis of the specimen surfaces has shown that microcracks are caused by cyclic sliding in grains most favourably oriented with respect to the direction of the maximum shear stresses. Transmission electron microscope investigations show that microcracks in the material inside the grains are formed mainly along the band-type dislocation structure parallel to the dislocation subboundary. During cyclic elasto-plastic deformation, the dislocation density on the subboundaries increases, in the local areas the dislocation density becomes limiting and it causes the plasticity limit and microcrack

formation. The interrelation of the surface microcracks density with the average dislocation density on low-angle boundaries has been found.

Література

1. Конева Н.А. Физика прочности металлов и сплавов // Соросовский Образовательный Журнал. - 1997. - № 7. - С. 95-102.
2. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фрактография. Усталостное разрушение. – Челябинск: Metallurgy, 1988. – 400 с.
3. Ясній П.В. Пластично деформовані матеріали: втомі і тріщиностійкість. - Львів: Світ, 1998. – 292 с.
4. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Metallurgy, 1984. 280 с.
5. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие: 4 т. / Под. общей ред. Панасюка В.В. – К.: Наук. думка, 1990. – 680 с.
6. 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.
7. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. - М.: Metallurgy, 1983. – 232 с.

Одержано 28.09.2004 р.