

Вплив пружно-пластичного деформування на дислокаційну структуру сталі 15Х2МФА

П. В. Ясній, В. Б. Гладь, В. Б. Гуцайлюк

Тернопільський державний технічний університет ім. Івана Пулюя, Тернопіль, Україна

Досліджено дислокаційну структуру сталі 15Х2МФА після статичного розтягу і циклічного пружно-пластичного деформування. Показано, що зі зростанням пластичної деформації розтягу, а за умови циклічного пружно-пластичного деформування зі збільшенням амплітуди деформації і кількості циклів, зростає густина дислокацій в малокутових границях. Збільшення густини дислокацій в малокутових границях після циклічного пружно-пластичного деформування приводить до зменшення напруження сколювання.

Ключові слова: дислокаційна структура, статичний розтяг, густина дислокацій.

Вступ. Раніше [1] було показано, що в результаті циклічного пружно-пластичного деформування сталі 15Х2МФА після термообробки, яка імітує окрихчення матеріалу під дією нейтронного опромінення, зменшується напруження сколювання $\sigma_{ск}$ [1]. Установлено також [1], що з підвищенням амплітуди пружно-пластичної деформації зменшується кількість ямок та зростає крихка складова руйнування (фасетки квазісколу, фасетки міжзеренного та внутрішньозеренного руйнування), про що свідчить збільшення кількості вторинних мікротріщин.

Жорстке пружно-пластичне циклічне деформування сталі 15Х2МФА приводить до збільшення ширини петлі гістерезису та зменшення границі текучості [2]. Таким чином, сталь після термообробки, яка імітує окрихчення матеріалу під дією нейтронного опромінення, є циклічно знеміцненим матеріалом.

У попередньо деформованих матеріалів у процесі циклічного навантаження спостерігається знеміцнення, що зумовлене утворенням впорядкованої дислокаційної структури з наступним зародженням утомних тріщин [3]. Знеміцнення загартованих сплавів пов'язують з “вимиванням” дислокацій з границь і субграниць, а також зі зменшенням загальної густини дислокацій за рахунок виходу їх на поверхню [4], в той час як знеміцнення мартенситностаріючих сталей – з перебудовою дислокаційних сплетінь у регулярні сітки, що зменшує напруження дального порядку [5]. Металографічні дослідження показали, що знеміцнення матеріалу зумовлене поступовим розвитком пластичної деформації в усіх мікрооб'ємах матеріалу [3]. У роботі [3] відмічалось, що поняття “циклічного зміцнення чи знеміцнення” є відносним, оскільки, наприклад, у маловуглецевій сталі одночасно спостерігалось зниження границі текучості (знеміцнення) і збільшення твердості (зміцнення).

Результати попередніх досліджень [1, 2] сталі 15Х2МФА в умовах циклічного пружно-пластичного деформування не дозволяють проаналізувати мікроструктурні зміни матеріалу на дислокаційному рівні. Оскільки мікроструктурні перетворення в матеріалі істотно впливають на його харак-

теристики, виникла необхідність дослідити вплив циклічного пружно-пластичного деформування на дислокаційну структуру сталі 15X2МФА.

Метою даної роботи є аналіз змін дислокаційної структури сталі 15X2МФА після випробувань на розтяг та циклічне пружно-пластичне деформування.

Матеріали і методика досліджень. Досліджували сталь 15X2МФА після термічної обробки (далі первинний матеріал), 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. Механічні властивості сталі наступні: $\sigma_{0,2} = 1100$ МПа; $\sigma_B = 1160$ МПа; $\delta = 16,6\%$; $\Psi = 67,2\%$.

Зразки випробовували на розтяг та циклічне пружно-пластичне деформування на електрогідравлічній машині СТМ-100 при температурі 293 К. При розтязі зразки руйнувалися з утворенням шийки. Циклічне пружно-пластичне деформування здійснювали в режимі жорсткого навантажування при коефіцієнті асиметрії циклу $R_\varepsilon = -1$ з частотою 0,25 Гц. Амплітуда пружно-пластичної деформації ε_a складала 0,46; 0,6 і 0,8% при відносному напруженні $\bar{N} = N/N_T = 0,25 \dots 0,75$ [1], де N_T – кількість циклів до зародження тріщини. Для зразків матеріалу в первинному стані та після циклічного пружно-пластичного деформування визначали напруження сколювання $\sigma_{ск}$ при температурі 77 К [1].

Методом просвічуючої електронної мікроскопії досліджували мікроструктуру зразків первинної сталі 15X2МФА, а також після випробувань на розтяг та циклічне пружно-пластичне деформування. Об'єкти для мікроструктурного дослідження методом тонких фольг вирізали у поздовжньому напрямку зразків на відстані 1 мм від циліндричної поверхні в кількості не менше п'яти об'єктів для кожного зразка. Для об'єктів, що вирізали з ділянок шийки зруйнованих розтягом зразків, розраховували дійсне поперечне звуження $\tilde{\Psi}$ за формулою

$$\tilde{\Psi} = \ln \frac{F_0}{F_k}, \quad (1)$$

де F_0 – початкова площа поперечного перерізу; F_k – кінцева площа поперечного перерізу.

Об'єкти для дослідження в просвічуючому електронному мікроскопі ПЕМ-125К готували за методикою [6]. Необхідного стоншення об'єктів досягали методом струминного електролітичного полірування фольги в електроліті: 10% HClO_4 + 90% CH_3COOH при напрузі 140 В і струмі 90 мА. Для аналізу дислокаційної структури одержували не менше п'яти фотографій характерних ділянок кожного об'єкта.

Результати досліджень. Сталь 15X2МФА належить до теплостійких сталей перлітного класу. Середній розмір зерна сягає близько 100 мкм. Окреме зерно складається з декількох перлітних колоній, що мають різну орієнтацію, яка відповідає орієнтації цементитних пластин. Останні виявлено у вигляді вкраплень окремих включень, що витягнуті в напрямку перлітної колонії.

У первинному матеріалі має місце одномірна смугова дислокаційна структура, яка представляє собою систему паралельних дислокаційних субграниць (рис. 1,а). Напрямок субграниць смугової дислокаційної структури відповідає напрямку перлітної колонії. Таким чином, у зерні присутні декілька напрямів смугової дислокаційної структури, що відповідає напрямкам перлітних колоній зерна.

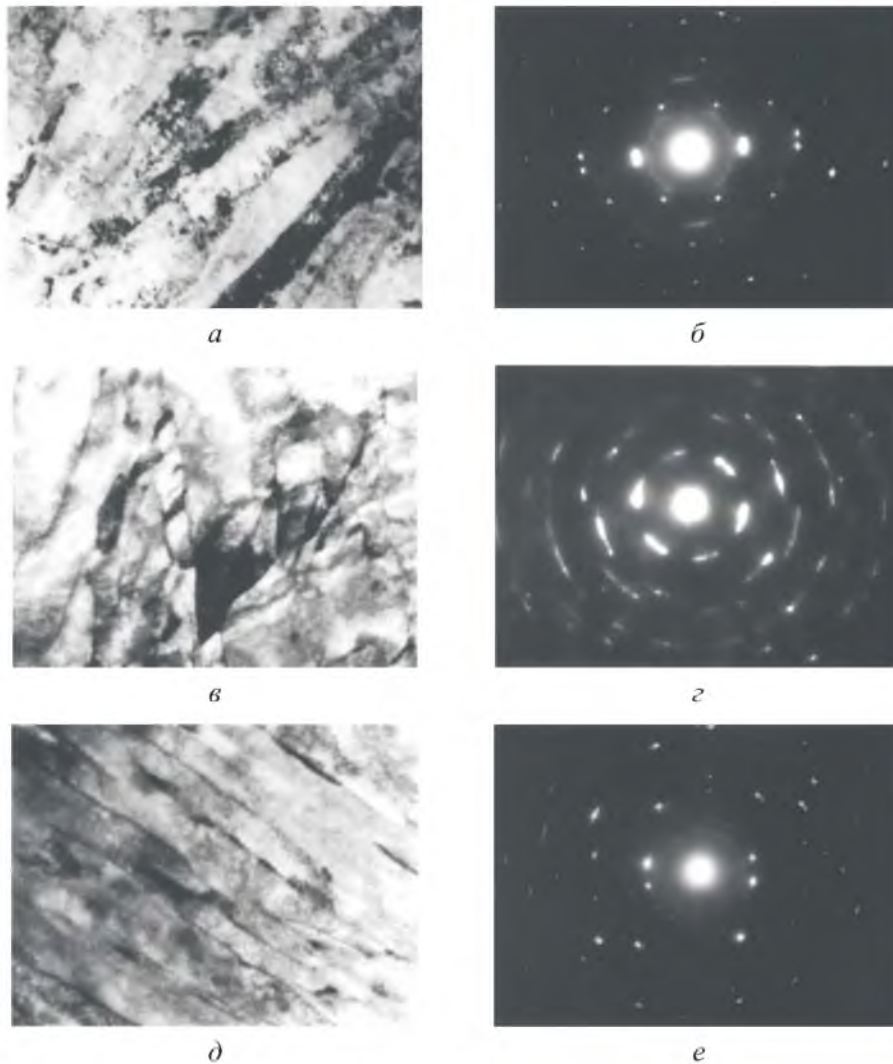


Рис. 1. Дислокаційна структура (а, в, д), $\times 30000$ і мікродифракційні картини (б, г, е) сталі 15X2MFA: а, б – первинний матеріал; в, г – після розтягу, $\Psi = 0,549$; д, е – після циклічного пружно-пластичного деформування, $\epsilon_a = 0,8\%$, $N = 110$ цикл.

Оскільки переважна більшість дислокацій скупчена в субграницях, розраховували густину дислокацій в малокутових границях смугової дислокаційної структури. Густина дислокацій з вектором Бюргерса b в субграницях смугової дислокаційної структури обчислювали за середнім розміром між субграницями d і кутом їх розорієнтації Θ [7]:

$$\rho_{\text{гр}} = \frac{K\Theta}{bd}, \quad (2)$$

де K – коефіцієнт, що залежить від форми субзерен.

Кут розорієнтації малокутової границі Θ розраховували на основі аналізу мікродифракційних картин за співвідношенням

$$\Theta = \frac{\Delta r}{R_{hkl}}, \quad (3)$$

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

У первинному матеріалі густина дислокацій в малокутових границях буде $\rho_0 = (0,70 \pm 0,10) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

У зразках після випробування на одновісний розтяг виявлено певні зміни в смуговій дислокаційній структурі. При значних пластичних деформаціях у шийках зразків смугова дислокаційна структура набуває вигляду багатомірних систем субграниць (рис. 1,в). Наявність багатьох рефlekсів й їх розмитість на мікродифракційній картині (рис. 1,г) свідчать про зменшення відстані між малокутовими границями і присутність неперервної розорієнтації.

Досліджено зміну густини дислокацій в малокутових границях за умови одновісного розтягу зразків. Густина дислокацій зростає зі збільшенням поперечного звуження зразків. Залежність густини дислокацій в малокутових границях за умови розтягу від дійсного поперечного звуження зразків ілюструє рис. 2.

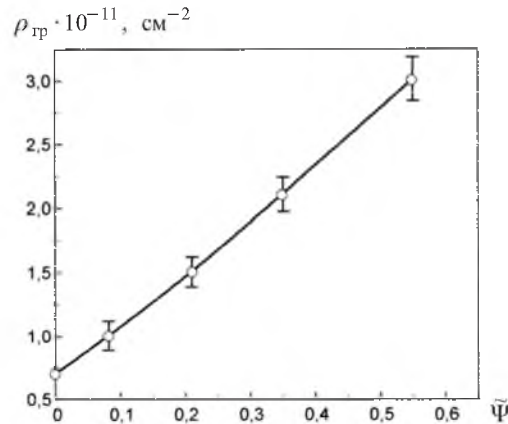


Рис. 2. Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА за умови розтягу від дійсного поперечного звуження зразків.

Еволюція дислокаційної картини за умови циклічного пружно-пластичного деформування на відміну від розтягу зберігає переважно одномірну смугову структуру (рис. 1,д). Спостерігається зменшення відстані між паралельними дислокаційними субграницями (рис. 1,д) та збільшення кута їх

розорієнтації порівняно з цими параметрами для первинного матеріалу, що видно з мікродифракційної картини (рис. 1,е).

Досліджено зміну густини дислокацій в малокутових границях за умови циклічного пружно-пластичного деформування зразків зі сталі 15Х2МФА. Амплітуда пружно-пластичної деформації ε_a за умови жорсткого навантаження складала 0,46; 0,6 та 0,8%. Залежність густини дислокацій в малокутових границях від кількості циклів амплітуди пружно-пластичної деформації ε_a представлено на рис. 3. Як видно, в умовах циклічного пружно-пластичного деформування зі збільшенням кількості циклів зростає густина дислокацій в малокутових границях.

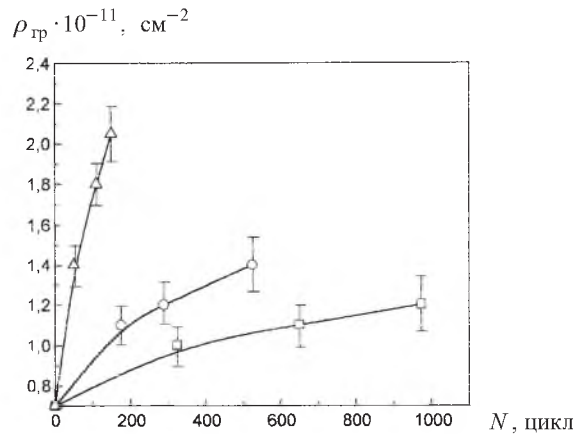


Рис. 3. Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від кількості циклів амплітуди пружно-пластичної деформації: \square – $\varepsilon_a = 0,46\%$; \circ – $\varepsilon_a = 0,6\%$; \triangle – $\varepsilon_a = 0,8\%$.

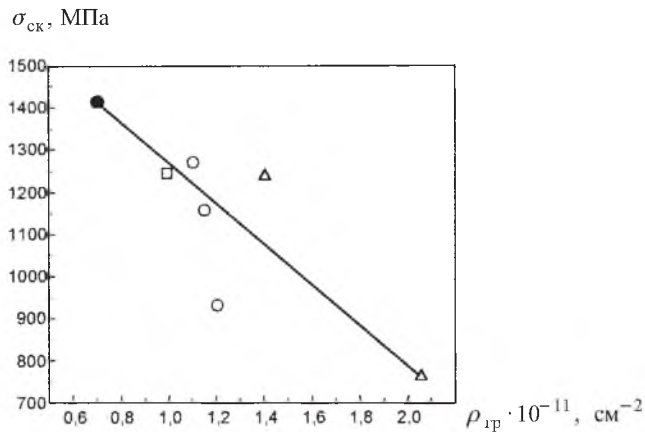


Рис. 4. Залежність напруження сколювання сталі 15Х2МФА від густини дислокацій в малокутових границях: \square – $\varepsilon_a = 0,46\%$; \circ – $\varepsilon_a = 0,6\%$; \triangle – $\varepsilon_a = 0,8\%$; \bullet – первинний матеріал.

Раніше [1] було встановлено, що циклічне напрацювання зменшує напруження сколювання сталі 15Х2МФА. У такому разі важливим є виявлення взаємозв'язку між напруженням сколювання і характеристиками

мікроструктури матеріалу. Рис. 4 ілюструє залежність напруження сколювання $\sigma_{ск}$ сталі 15Х2МФА від густини дислокацій в малокутових границях після циклічного пружно-пластичного деформування. Зі зростанням густини дислокацій в малокутових границях внаслідок пружно-пластичного деформування незалежно від амплітуди деформації ε_a зменшується напруження сколювання.

Обговорення результатів. Відомо, що густина дислокацій ρ за відсутності динамічного повороту лінійно залежить від пластичної деформації ε [8]:

$$\rho = \rho_0 + A\varepsilon, \quad (4)$$

де ρ_0 – початкова густина дислокацій в матеріалі; A – коефіцієнт, що характеризує швидкість розмноження дислокацій ($d\rho/d\varepsilon$). Як видно з рис. 2, густина дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА за умови пластичної деформації розтягом лінійно зростає зі збільшенням поперечного звуження досліджуваних зразків. Залежність густини дислокацій від дійсного поперечного звуження зразків можна описати наступним лінійним рівнянням:

$$\rho_{гр} = \rho_0 + A\tilde{\Psi} = 0,7 \cdot 10^{11} + 4,2 \cdot 10^{11} \tilde{\Psi}. \quad (5)$$

Таким чином, у випадку пластичної деформації розтягом зразків сталі 15Х2МФА густина дислокацій в малокутових границях лінійно залежить від пластичної деформації з коефіцієнтом $A = 4,2 \cdot 10^{11}$.

За умови циклічного пружно-пластичного деформування зі збільшенням амплітуди та кількості циклів напрацювання зростає густина дислокацій в малокутових границях (рис. 3). Залежність густини дислокацій від параметра Одквіста χ [9], який, в свою чергу, лінійно залежить від розмаху пластичної деформації за цикл $\Delta\varepsilon_p$ і кількості циклів N , $\chi = 2N\Delta\varepsilon_p$ (рис. 5,а, таблиця) не дозволяє виявити єдиної закономірності для досліджуваних значень розмаху пластичної деформації $\Delta\varepsilon_p$. Очевидно, між густиною дислокацій і кількістю циклів та розмахом пластичної деформації за цикл існує нелінійна залежність.

Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від параметра $\Delta\varepsilon_p N^k$ (добутку розмаху пластичної деформації за цикл на кількість циклів в степені k) при $k = 0,5$ ілюструє рис. 5,б. Зростання густини дислокацій лінійно залежить від параметра $\Delta\varepsilon_p N^k$ для досліджуваної кількості циклів навантаження незалежно від розмаху пластичної деформації. Отже, зростання густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА за умовах циклічного пружно-пластичного деформування знаходиться в степеневій залежності від кількості циклів. Значення параметра $\Delta\varepsilon_p N^k$ при $k = 0,5$ для досліджуваної кількості циклів навантаження і відповідного розмаху пластичної деформації за цикл $\Delta\varepsilon_p$ подано в таблиці.

**Густина дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА
за умови циклічного пружно-пластичного деформування**

N , цикл	\bar{N} [1]	$\Delta\varepsilon_p$, мм/мм [2]	χ	$\Delta\varepsilon_p N^{0,5}$	$\rho_{гр} \cdot 10^{-11}$, см ⁻²
325	0,25	0,0010	0,650	0,0180	1,00 ± 0,10
650	0,50	0,0010	1,300	0,0255	1,10 ± 0,12
975	0,75	0,0010	1,950	0,0310	1,20 ± 0,15
175	0,25	0,0020	0,700	0,0265	1,10 ± 0,10
290	0,41	0,0020	1,160	0,0340	1,20 ± 0,10
525	0,75	0,0020	2,100	0,0458	1,40 ± 0,15
50	0,25	0,0064	0,640	0,0450	1,40 ± 0,10
110	0,55	0,0064	1,408	0,0670	1,80 ± 0,12
150	0,75	0,0064	1,920	0,0780	2,05 ± 0,15

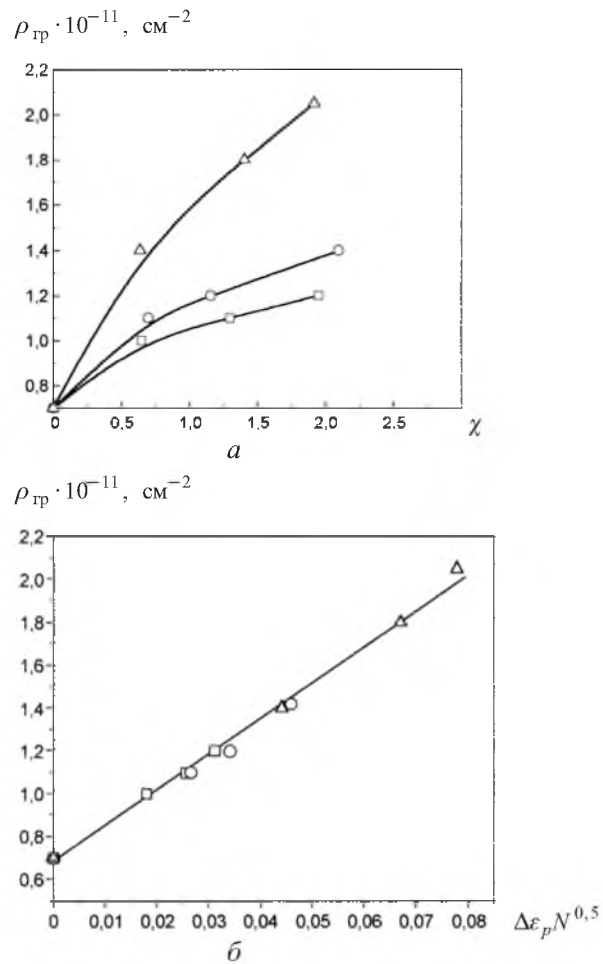


Рис. 5. Залежність середньої густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від параметрів Одквіста (а) і $\Delta\varepsilon_p N^{0,5}$ (б): \square – $\varepsilon_a = 0,46\%$; \circ – $\varepsilon_a = 0,6\%$; \triangle – $\varepsilon_a = 0,8\%$.

Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від параметра $\Delta\varepsilon_p N^k$ можна описати наступним лінійним рівнянням:

$$\rho_{\text{гр}} = \rho_0 + B(\Delta\varepsilon_p N^{0,5}) = 0,7 \cdot 10^{11} + 16 \cdot 10^{11} (\Delta\varepsilon_p N^{0,5}). \quad (6)$$

Таким чином, виявлено лінійну залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від параметра $\Delta\varepsilon_p N^k$ за умови циклічного пружно-пластичного деформування та від дійсного поперечного зрушення зразків $\tilde{\Psi}$ при розтязі.

Висновки

1. Установлено, що зі збільшенням пластичної деформації розтягу, амплітуди і кількості циклів пружно-пластичного деформування зростає густина дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА.

2. Показано, що незалежно від кількості циклів і амплітуди пластичної деформації існує єдина залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від параметра $\Delta\varepsilon_p N^k$.

3. Зі збільшенням густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА після циклічного пружно-пластичного деформування зменшуються напруження сколювання незалежно від амплітуди і кількості циклів навантажування.

Робота виконувалася за рахунок бюджетних коштів Державного фонду фундаментальних досліджень України.

Резюме

Исследована дислокационная структура стали 15Х2МФА после статического растяжения и циклического упругопластического деформирования. Показано, что с ростом пластической деформации растяжения, а при циклическом упругопластическом деформировании с повышением амплитуды деформации и количества циклов, увеличивается плотность дислокаций в малоугловых границах. Увеличение плотности дислокаций в малоугловых границах после циклического упругопластического деформирования приводит к уменьшению напряжения скола.

1. Гуцайлюк В. Б., Ясній П. В. Вплив циклічного пружнопластичного деформування на механізм руйнування і напруження сколювання теплостійкої сталі // Вісн. Житомир. інж.-техн. ін-ту. – 2001. – № 16. – С. 8 – 17.
2. Ясній П. В., Гуцайлюк В. Б. Критерії втомного руйнування і закономірності циклічного пружнопластичного деформування сталі 15Х2МФА // Вісн. Тернопіль. держ. техн. ун-ту. – 2000. – 5, ч. 4. – С. 5 – 9.

3. *Иванова В. С., Терентьев В. Ф.* Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
4. *Механика разрушения и прочность материалов.* Справочное пособие: В 4 т. / Под общей ред. В. В. Панасюка. – Киев: Наук. думка, 1990. – 680 с.
5. *Роней М.* Усталость высокопрочных материалов // Разрушение / Под ред. Г. Либовица. – М.: Мир, 1976. – Т. 3. – С. 473 – 527.
6. *Практические методы в электронной микроскопии:* Пер. с англ. под ред. В. Н. Верцнера. – Л.: Машиностроение, 1980. – 375 с.
7. *Новиков И. И.* Дефекты кристаллического строения металлов. – М.: Металлургия, 1983. – 232 с.
8. *Трефилов В. И., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. и др.* Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов / Под ред. В. И. Трефилова. – Киев: Наук. думка, 1989. – 256 с.
9. *Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А.* Физико-механическое моделирование процессов разрушения. – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.

Поступила 29. 12. 2002