

**С. М. Волощенко, Ю. М. Подрезов, В. В. Холявко, М. В. Коваленко**  
**Особенности износа бейнитного чугуна, применяемого в**  
**сельскохозяйственной технике**

**Резюме**

Исследования особенностей износа бейнитного чугуна, предназначенного для использования в сельскохозяйственной технике. Показано, что при оптимальной температуре изотермической закалки износостойкость повышается в три раза. Проанализированы причины такого явления. Установлено, что в процессе пластической деформации происходит фазовое превращение остаточного аустенита в мартенсит, что резко повышает твердость приповерхностного слоя и замедляет склонность к дефектообразованию.

**С. М. Волощенко, Ю. М. Подрезов, В. В. Холявко, М. В. Коваленко**  
**Особливості зношування бейнітного чавуну, використаного**  
**у сільськогосподарській техніці**

**Резюме**

Дослідження властивостей зношення бейнітного чавуну, призначеного для використання в сільськогосподарській техніці. Показано, що при оптимальній температурі ізотермічного гартування зносостійкість підвищується у три рази. Проаналізовано причини такого явища. Встановлено, що в процесі пластичної деформації відбувається фазове перетворення залишкового аустеніту в мартенсит, що значно підвищує твердість приповерхневого шару та сповільнює схильність до дефектоутворення.

УДК 669.015-194.2:621.785

*Особливості формування дислокаційної  
структури під час циклічного  
навантаження будівельної сталі бейнітного  
класу*

Н. Е. Погребна, кандидат технічних наук  
В. З. Куцова, доктор технічних наук, професор  
М. А. Ковзель, кандидат технічних наук

Національна металургійна академія України, Дніпро

*Досліджено структуру поверхневих та внутрішніх шарів зразків високоміцної будівельної сталі бейнітного класу 14X2ГМР, деформованих на рівні межі втоми. Показано, що значні відмінності в структурі пов'язані з неоднорідністю пластичної деформації та локалізацією процесів, що призводять до руйнування.*

**О**дним з найважливіших завдань металознавства є вирішення проблеми міцності металів при циклічному навантаженні. Авторами [1 – 3]

запропоновано декілька механізмів зародження втомної тріщини. Всі ці механізми мають на увазі еволюцію дислокаційної структури, специфічне переміщення дислокацій до моменту зародження тріщини [2, 3]. Слід зазначити, що майже всі дослідження дислокаційної структури після циклічної деформації були проведені на монокристалах з ГЦК ґраткою [1, 4], однак дослідження, що проведені на металах з ОЦК ґратками, нечисленні [3]. Дослідження за допомогою електронної мікроскопії, як правило, проводили на стадії, що відповідає встановленому руйнуванню. Більшість авторів відзначають аномально (в порівнянні зі статичною деформацією) високу щільність дислокаційних петель після циклічної деформації [2 – 4]. Деякі дослідники вважають, що в результаті циклічної деформації утворюється комірчаста структура [4]. Вплив амплітуди напруги на характер дислокаційної структури після втомного руйнування вивчений недостатньо. Після випробувань при великих амплітудах напруги комірчасту субструктуру спостерігали всі дослідники. Авторами проведені також дослідження щодо впливу стану поверхні на формування дислокаційних структур [3, 4], проте, питання про однозначність внеску поверхневого шару експериментально не вирішено.

На підставі вивченої літератури з даного питання можна виділити три основні точки зору:

- поверхневий шар зміцнюється сильніше, ніж внутрішні об'єми матеріалу [5];
- поверхневий шар зміцнюється менш, ніж внутрішні об'єми матеріалу [4];
- поверхневий шар зміцнюється різною мірою по відношенню до основного об'єму матеріалу [2].

Враховуючи особливу роль поверхневих дефектів щодо зародження втомних тріщин у високоміцному стані, зроблено спробу перевірити вищезгадані припущення про наявність або відсутність градієнта щільності дислокацій поблизу поверхні після циклічної деформації високоміцної будівельної сталі бейнітного класу 14X2ГМР, однією з основних вимог до якої, як і до інших високоміцних сталей, є високий рівень межі втоми.

Досліджено вплив режимів термічної та механіко-термічної обробок (МТО) на втомну міцність у зв'язку зі структурою сталі бейнітного класу 14X2ГМР. Зразки розміром 70x15x2 мм піддавали термічній обробці за режимами:

1. Нормалізація від 1100 °С та відпуск при температурі 650 °С, 1 година.
2. Гартування від 1100 °С в маслі та відпуск при температурі 650 °С, 1 година.
3. Гартування від 1100 °С у воді та відпуск при 650 °С, 1 година ( $\epsilon = 30 \%$ ).
4. МТО з подальшим відпуском при температурі 650 °С.

Були виготовлені зразки для випробувань на розтягування та зразки 35x4x1 мм для втомних випробувань. Такі випробування проводили на

мікропульсаторі типу «Шенк» в умовах повторного розтягування ( $\sigma_{\min} = 0 \pm 1$  МПа) при максимальному навантаженні 2000 Н та частоті навантаження 2800 Гц.

За результатами випробувань побудовані криві Велера для різних структурних станів. Межа втоми сталі 14Х2ГМР після МТО значно підвищується: від 430 МПа після поліпшення до 530 МПа після МТО.

Випробовували дві групи зразків після поліпшення з різним ступенем підготовки поверхонь: безпосередньо після виготовлення з чорною поверхнею після механічної обробки, як це зазвичай прийнято, та з заздалегідь електролітично полірованою поверхнею. Межа втоми для зразків з неоднаковою чистотою поверхні характеризується незначною різницею 420 – 450 МПа. Проте, обмежена довговічність для всіх рівнів прикладеної напруги (по числу циклів) вища в полірованих зразках: при однаковому числі циклів навантаження – приблизно на 100 МПа.

Після гартування в маслі, а також у воді з подальшим відпуском, як і після МТО (з відпуском), зразки мають практично однакову структуру троостито-сорбіту, що успадковує після високого відпуску деякі характерні риси попередніх продуктів перетворення: орієнтацію розташування кристалів  $\alpha$ -фази (рейковий характер), стабільність яких в значній мірі залежить від стримуючого процесу рекристалізації дисперсних карбідів глобулярної форми.

Характерно, що обробки, які відрізняються, з використанням спеціального нагріву (нормалізація та гартування в маслі, обидва з додатковим відпуском при 650 °С, 1 година) забезпечують фактично однакові результати. Встановлена міцність сталі при цьому практично однакова. Слід вважати, це пов'язано з нівелюючим впливом високого відпуску, що призводить до формування троостито-сорбіту відпуску зі збереженням певної орієнтації карбідних часток, відповідно, по колишньому «мартенситі» та «бейніті», тобто орієнтовані продуктами перетворення.

Для фіксації змін, що відбуваються при пластичній деформації, зразки піддавали статичному розтягуванню на 10 – 12 %, дислокаційна структура їх наведена на рис. 1.

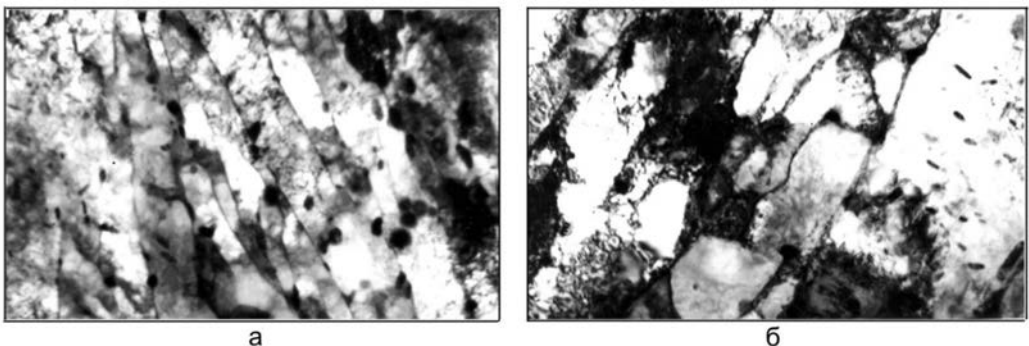


Рис. 1. Дислокаційна структура сталі 14Х2ГМР. а – поліпшення, б – розтягування,  $\varepsilon = 10 - 12$  %.  $\times 35000$ .

Порівняно з недеформованим станом (рис. 1 а) виявляються суттєві відмінності – усередині крупних рейок виникає розподіл дислокацій,

## Структура, зношування, руйнування

характерний для комірчастої дислокаційної структури з малим розміром комірок. Комірки мартенситу розбиті на фрагменти, а границі рейок, зазвичай вузькі в недеформованому стані, після розтягування стають більш широкими і зламаними внаслідок підвищеної щільності дислокацій.

Для порівняння розглянемо структуру після циклічного розтягування (рис. 1 б). Однак слід зазначити, що максимальна ступінь деформації зразків на межі втоми не перевищує декілька долей відсотку, тоді як при статичному розтягуванні досягається відносне видовження близько 10 – 12 %.

На рис. 2 представлена структура внутрішніх шарів зразків, деформованих на рівні межі втоми  $\sigma_y = 450$  МПа. При  $N = 4 \cdot 10^5$  циклів (рис. 2 а), в деформованих ділянках спостерігається зростання щільності дислокацій усередині рейок. В той же час границі рейок залишаються досить тонкими, а самі рейки майже не фрагментовані.

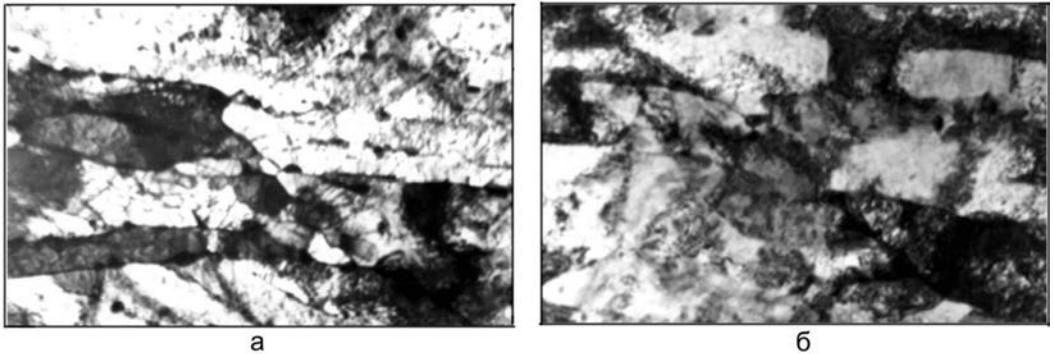


Рис. 2. Дислокаційна структура сталі 14X2ГМР після циклічного навантаження. а –  $\sigma_y = 450$  МПа,  $N = 4 \cdot 10^5$ ; б –  $\sigma_y = 450$  МПа,  $N = 1 \cdot 10^7$ .  $\times 35000$ .

При числі циклів  $N = 10^7$  (рис. 2 б) щільність дислокацій значно зростає, усередині рейок утворюються протяжні області згущення дислокацій. У багатьох рейках спостерігається розвинена фрагментованість.

Границі рейок стають ширшими, що пов'язано з осіданням на них великої кількості дислокацій. При напрузі, що значно перевищує межу втоми, структуру досліджували на зразках, випробуваних до руйнування. Спостерігається значна відмінність в структурі одного і того ж зразка на різній відстані від місця руйнування, що пов'язане, ймовірно, з неоднорідністю пластичної деформації та локалізацією процесів, що призводять до руйнування.

Досить висока щільність дислокацій та їх комірчасте розташування досягається при ступені деформації у декілька разів меншій, ніж в разі статичної деформації. Характер циклічного навантаження, ймовірно, сприяє процесу поперечного ковзання дислокацій. Ці умови сприяють більш ранньому, порівняно до статичного навантаження, формуванню комірчастої субструктури (рис. 3 а).

Стадії зародження субмікротріщин передують формуванню смугастої субструктури (рис. 3 б). Більшість теорій, що описують утворення смуг ковзання, екструзій та інтрузій, передбачає участь поперечного ковзання

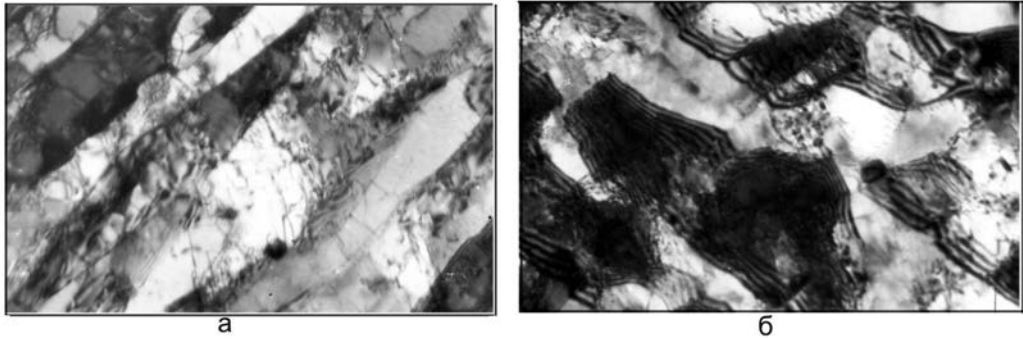


Рис. 3. Дислокаційна структура сталі 14X2ГМР після циклічного розтягування. а, б –  $\sigma_y = 670$  МПа,  $N=3103$ .  $\times 35000$ .

[4, 5]. У ряді досліджень відзначають, що розвиток субмікро- та макротріщин відбувається в стінках комірок. Об'єднання декілька сусідніх субмікротріщин призводить до появи мікротріщини, що переростає по мірі циклування в магістральну втомну тріщину.

Поблизу місця руйнування (рис. 3 б) є всі ознаки пластичної деформації: підвищена щільність дислокацій, утворення згущень, фрагментованість кристалів  $\alpha$ -фази, розширення границь рейок, що «обрастають» дислокаціями (рис. 3 б). Однак по мірі віддалення від зламу зразків, картина пластичної деформації виявляється недостатньо добре.

Спостерігається деяке підвищення щільності дислокацій та зміна характеру дислокаційних ліній (підвищується звивистість та число порогів), але в той же час фрагментованість рейок невелика і границі між ними в більшості випадків є тонкими (рис. 4).

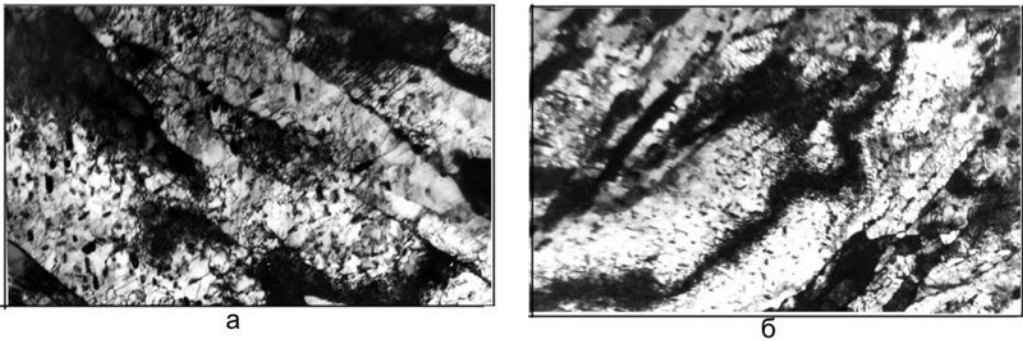


Рис. 4. Дислокаційна структура сталі 14X2ГМР після циклічного розтягування. а, б –  $\sigma_y = 670$  МПа,  $N = 3103$ .  $\times 35000$ .

Структура поверхневих шарів ділянок після навантаження при 450 МПа при дії  $4 \cdot 10^5$  циклів представлена на рис. 5.

З порівняння рис. 5 та рис. 2 слідує, що ступінь деформації поверхневих ділянок більш, ніж внутрішніх. Структура (рис. 5) схожа на ту, що спостерігається після більших ступенів статичного розтягування (рис. 1 б). Рейки мартенситу в значній мірі фрагментовані, дуже звивисті дислокації усередині рейок утворюють щільні скупчення. Границі рейок

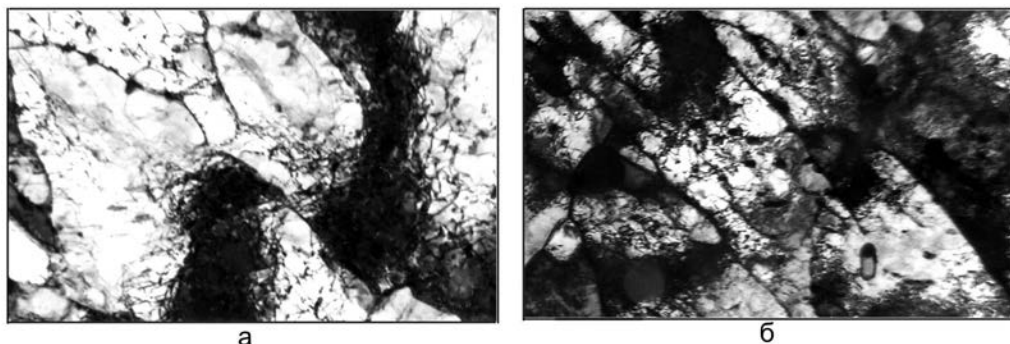


Рис. 5. Дислокаційна структура сталі 14X2ГМР після циклічного навантаження при  $10^5$  циклів; поверхневі шари зразку.  $\times 35000$ .

розширюються за рахунок великої кількості дислокацій, що накопичилися в них. У внутрішніх шарах зразків при даному режимі навантаження таких ознак підвищеного ступеня деформації не спостерігалось.

Циклічна деформація поліпшеної сталі 14X2ГМР супроводжується помітною зміною типу дислокаційної структури: однорідний розподіл дислокацій у середині рейок змінюється на комірчасту структуру. Подібний характер зміни дислокаційної структури в умовах циклічного навантаження передбачає дію субструктурного механізму знеміцнення. Відносно впливу розміру колишнього вихідного зерна аустеніту думки дослідників неоднозначні: за даними [4] величина зерна аустеніту практично не здійснює вплив на рівень циклічної міцності. Протилежна думка висловлюється в роботі [5]. Автори вважають, що саме розмір зерна в багатоцикловій області втомі здійснює великий вплив на стадію зародження втомної тріщини.

Грунтуючись на аналізі та враховуючи [1 – 3] вплив структури на розвиток втомної пошкоджуємості та руйнування, можна оцінити питомий вклад розміру зерна на опір втомі з врахуванням наступних обставин.

По-перше, наявність зеренної структури часто зумовлює неоднорідність розподілу легуючих елементів та домішок, дисперсних проміжних фаз, дислокацій і інших важливих елементів мікро- і субструктури.

По-друге, вплив розміру зерна на опір втомному руйнуванню виявляється незначним, якщо на розвиток тріщини визначальний вплив здійснює забрудненість сталі: наявність неметалевих включень та їх розподіл, гострі концентратори напружень у вигляді поверхневих тріщин та ін.

В термopolіпшених сталях тонка структура, що сформувалася при відпуску мартенситу (або бейніту), більшою мірою зумовлює поведінку при втомі, чим розмір колишнього аустенітного зерна [1].

**Висновки** Отримані електронномікроскопічним методом структури поверхневих та внутрішніх шарів зразків сталі 14X2ГМР, підданих циклічному розтягуванню, вказують на те, що ступінь пластичної деформації поверхневих шарів, ймовірно, вищий, ніж внутрішніх.

**Література**

1. Большаков В.И., Тушинский Л.И. Структурная теория упрочнения конструкционных сталей и других материалов. – Дніпро: «Свидлер А.Л.», 2010. – 484 с.
2. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 455 с.
3. Иванова В.С. Разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1979. – 168 с.
4. Большаков В.И., Стародубов К.Ф., Тылкин М.А. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности. – М.: Металлургия, 1977. – 200 с.
5. Тылкин М.А., Большаков В.И., Одесский П.Д. Структура и свойства строительной стали. – М.: Металлургия, 1983. – 287 с.

**References**

1. Bolshakov V.I., Tushinskiy L.I. Strukturnaya teoriya uprochneniya konstruktsionnykh staley i drugih materialov. Dniro:Izdatelstvo «Svidler A.L.», 2010. – 484 s. [in Russian].
2. Ivanova V.S., Terentev V.F. Priroda ustalosti metallov. – M.: Metallurgiya, 1975. – 455 s. [in Russian].
3. Ivanova V.S. Razrushenie metallov. – M.: Metallurgiya, 1979. – 168s. [in Russian].
4. Bolshakov V.I., Starodubov K.F., Tyilkin M.A. Termicheskaya obrabotka stroitelnoy stali povyishennoy prochnosti. -M.: Metallurgiya, 1977. – 200 s. [in Russian].
5. Tyilkin M.A., Bolshakov V.I., Odesskiy P.D. Struktura i svoystva stroitelnoy stali. – M.: Metallurgiya, 1983. – 287 s. [in Russian].

Одержано 04.05.17

**Н. Э. Погребная, В. З. Куцова, М. А. Ковзель**

**Особенности формирования дислокационной структуры во время циклического нагружения строительной стали бейнитного класса**

**Резюме**

Изучена структура поверхностных и внутренних слоев образцов высокопрочной строительной стали бейнитного класса 14X2ГМР, деформированных на уровне предела усталости. Показано, что значительное различие в структуре связано с неоднородностью пластической деформации и локализацией процессов, приводящих к разрушению.

**N. E. Pogrebnaya, V. Z. Kutzova, M. A. Kovzel**

**Features of dislocation structure formation during cyclic loading of the construction steel of bainite class**

**Summary**

The structure of surface and inner layers of high-strength construction 14X2ГМР steel of bainitic class samples, deformed at the level of fatigue limit, was studied. It is shown that a significant difference in the structure was revealed due to the heterogeneity of plastic deformation and the localization of processes leading to destruction.