

УДК 539.3

В.Р.Скальський¹, О.С.Дубицький²¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В.Карпенка Національної академії наук України²Луцький національний технічний університет

ВПЛИВ ТРИВАЛИХ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ НАВАНТАЖЕНЬ НА ЗМІНУ МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК РЕСОРНОЇ СТАЛІ

В праці викладено результати дослідження зміни міцнісних характеристик ресорної сталі корінного листа вантажного автомобіля за час її експлуатування. Показано, що завдяки особливостям структури матеріалу та технології виготовлення ресорна сталь змінює свої властивості за час експлуатування в незначних межах, хоча акустико-емісійна міра пошкодженості матеріалу зростає суттєвіше.

Значна доля вантажних перевезень в промислово розвинутих країнах припадає на автомобільний транспорт. У забезпеченні надійності експлуатування вантажних автомобілів суттєву роль відіграє підвіска. Від її досконалості залежать не тільки плавність ходу, але й прохідність машини, безпека руху, стійкість, надійність, довговічність вантажівки і навіть витрата пального. В сучасному вантажному автомобілі як і раніше головну роль у його підвісці відіграють класичні ресори.

Особливістю листових ресор є те, що вони одночасно є пружними та направляючими елементами підвіски. Ресора проста в конструкції та ремонті, але не позбавлена й цілої низки недоліків, які пришвидшують її передчасний вихід з ладу. Щоб ефективно експлуатувати вантажівку протягом значного терміну, що передбачений виробником автомобіля, необхідно велику увагу надавати стану елементів ресори. Зокрема значне зацікавлення викликає питання оцінки втрати її службових характеристик за час експлуатування. Насамперед суттєву роль в даному аспекті відіграє зміна механічних характеристик матеріалу ресорних листів.

Мета роботи – визначити кількісні показники зміни характеристик міцності ресорної сталі за тривалий період експлуатації серійного вантажного автомобіля.

Стан проблеми. Відомо [1], що ресорні листи виготовляють з дорогої, високоміцної сталі, яка легована кремнієм і марганцем (55ГС, 55С2, 60С2), а також хромом і нікелем (50ХГ). Щоб ресори могли витримувати високі багатоциклові напруження на поверхні листів після термообробки не повинно бути знеуглечених ділянок, тріщин й інших дефектів. Цього досягають завдяки дотриманню всіх вимог технологічного процесу. Межа текучості сталі ресори дуже висока. На завершальному етапі виготовлення листів ресор проводять їх дрібноструйний у вільному і напруженому станах. Ефект поверхневого зміцнення отримують у результаті виникнення залишкових напружень стискання поверхні обробки і підвищення пластичної деформації тонкого поверхневого шару. Ця деформація дещо локалізує розвиток мікро- і макроконцентраторів, що наявні у приповерхневих шарах прокату [2]. Після виготовлення, вальцювання і кінцевої термомеханічної обробки у перерізі ресорного листа отримується різна зернистість матеріалу. Листи ресори мають у вільному стані різну кривину, тому вже під час збирання в них з'являються початкові напруження (найбільші в коротких листах). Міжлистова тертя призводить до появи зон з високими контактними напруженнями, що в умовах коливань викликає задири на поверхні листів і появу осередків загального руйнування.

Особливо небезпечними з точки зору міцності є наявні на поверхні ресор ультрамікротріщини, які стають центрами зародження і розвитку мікротріщин, що мають форму клиноподібних дефектів. Рідке середовище проникає в середину цих тріщин під впливом капілярного тиску, а іони водню із високими швидкостями мігрують далі всередину тріщин по їх стінках. Причому швидкість такого проникання значно вища, ніж швидкість поступання рідкого середовища. За досягнення в локальних зонах максимальних розтягуючих напружень у вершині тріщини водень швидко дифундує туди і знижує міцність матеріалу [2].

Таким чином, для оцінки залишкового ресурсу експлуатованих ресорних листів необхідно встановити експериментально визначені кількісні характеристики зміни механічних характеристик здеградованого за час їх експлуатації матеріалу.

Проведення експериментальних досліджень. В Україні найширше застосування для вантажоперевезень в усіх сферах народного господарства мають автомобілі марки ГАЗ. На Нижньо-Новгородському (Росія) автомобільному заводі для виготовлення ресор цих автомобілів широко використовується сталь марки 50ХГ. Хімічний склад її за довідником [3] такий: С – 0,46...0,54; Si – 0,17...0,37; Mn – 0,70...1,00; Cr – 0,9...1,20; Fe – решта %. Вона відзначається високою тривкістю переохолодженого аустеніту, що сприяє дотриманню вище перерахованих вимог. Завод застосовує технологію термічної обробки гарячекатаної ресорної сталі: загартування за температури 1100К в маслі і відпуск за 793К. Після цього проводять обробку поверхні листів – дрібноструйний наклеп у вільному і напруженому станах. У праці [4] показана залежність розподілу залишкових напружень стискання у поверхневому шарі ресорного листа від способу його обробки. Дослідженнями проілюстровано, що залишкові стискуючі напруження величиною 90 МПа на поверхні листа, який наклепаний у напруженому стані є оптимальними і тоді втомна міцність зростає у 1,6...2 рази. Після виготовлення, прокатки і кінцевої термомеханічної обробки у перерізі ресорного листа отримується різна зернистість матеріалу.

Для досліджень, з метою максимального наближення результатів до практичного використання, була вибрана ресорна сталь марки 50ХГ, а саме досліджували зразки з невживаного кореневого листа цієї ресори та напруженого протягом 4 років експлуатування.

На початку перевірили спектральним аналізом на скануючому мікроскопі KAMSCAN-4DV хімічний склад сталі. Він виявився відповідним до наведеного вище за довідником (рис. 1). Визначали зміну механічних властивостей сталі 50ХГ під впливом експлуатаційних навантажень і порівнювали отримані результати з аналогічними характеристиками вихідного матеріалу.

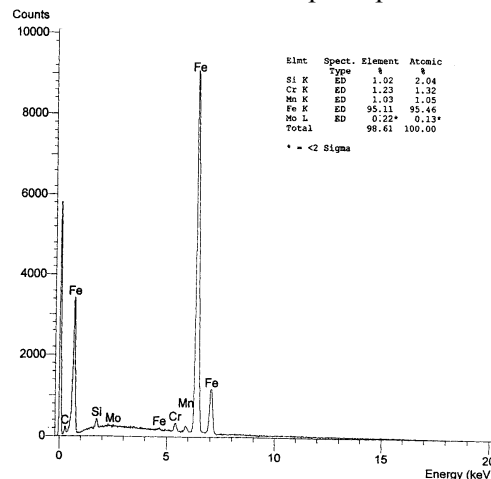


Рис. 1 Результати визначення хімічного складу сталі 50ХГ.

Зразки для випроб виготовляли за такою схемою. Корінні листи (не експлуатований та експлуатований) ресори автомобіля ГАЗ-53 розрізали на частини (рис. 2).

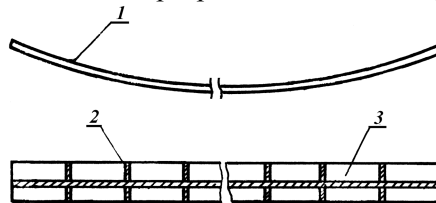


Рис. 2. Схема розрізання ресорного листа: 1 – лист, 2 – місце розрізання, 3 – заготовки для виготовлення зразків

Отримані заготовки відповідною механічною обробкою доводили до необхідних геометричних розмірів і чистоти поверхні. На торцевій поверхні окремих зразків були зроблені шліфи, за якими методами металографічних досліджень, що виконані з допомогою металографічного мікроскопа NU-2, отримували ін формацію про структурні особливості металу у перерізі ресорного листа. Встановлено, що структура сталі 50ХГ є типовою структурою після

рекристалізаційного відпалу: неоднорідна суміш дрібних феритних і грубих перлітних рівновісних зерен розміром близько 30 μm (рис. 3). На порядок дрібніші зерна фериту оточують перлітні зерна несучільними, перерваними ланцюжками. Проте подекуди, найчастіше в глибині листа, спостерігаються текстуровані ділянки, в яких феритні і перлітні зерна не рівновісні. Вони витягнуті впоперек ресорного листа. Ці ділянки свідчать про наявність попередньої стрічковості структури прокату, з якого виготовлено ресорний лист. Витримка за температури аустенізації під час відпалу не усуває стрічковості [5]. Очевидно остання виникає через забруднення ресорної сталі неметалічними сульфідами, а також внаслідок ліквідації фосфору.

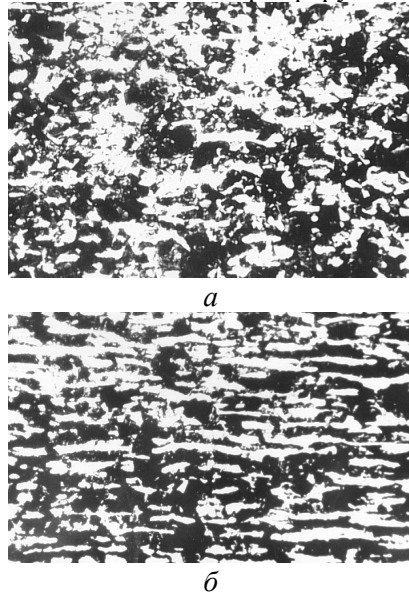


Рис. 3. Структура листа ресори: *a* – середина листа, *б* – приповерхневі шари.

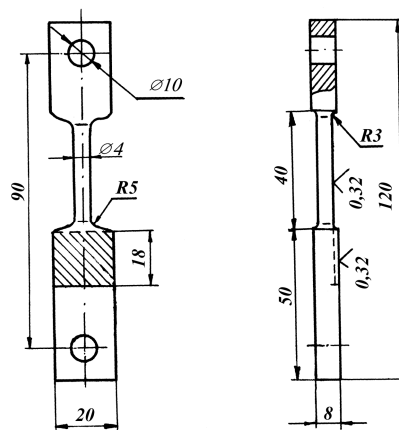


Рис. 4. Зразки для випробувань (заштрихована зона – місце становлення первинних перетворювачів акустичної емісії (ПАЕ)).

Виготовляли зразки із геометрією, що показана на рис.4. Місце для встановлення первинних перетворювачів акустичної емісії (АЕ), а також зону робочої частини зразка додатково шліфували і полірували.

Результати експериментальних досліджень та їхнє інтерпретування. Для конструкторських розрахунків і атестації готових виробів використовують згідно [5] характеристики опору малим пластичним деформаціям, що визначаються розтяганням зразків. У працях [6, 7] показана ефективність визначення під час випроб зразків матеріалів розтяганням границь пружності або текучості сталей і сплавів за сигналами акустичної емісії (САЕ). Недоліком цих

праць є відсутність порівняння напружень появи САЕ σ_{AE} , що сповіщають про момент старту процесів мікроруйнування. Ці сигнали встановлюють за різким наростанням АЕ-активності матеріалу [8, 9]. Маючи записані акустограми, отримані під час розтягання зразків, визначали акустико-емісійну міру їх об'ємної пошкодженості за методикою, приведеною у праці [10].

Всі випробування проводили з використанням навантажувальної установки СВР-5, яка вигідно відрізняється тим, що не генерує фонових завад і забезпечує лінійність шкали навантаження [11]. Швидкість переміщення захопів становила 0,01...0,017 мм/с.

Структурна схема експериментальних досліджень показана на рис. 5. Зусилля розтягу P через тензометричний динамометр сили передавали на зразок, а їх електричний еквівалент – на акустико-емісійну вимірювальну систему SKOP-8. Пружні хвилі АЕ, що виникають внаслідок динамічної локальної перебудови структури матеріалу (процеси пластичних деформацій, розтріскування включень, ріст пор, мікро- і макротріщин тощо), сприймалися ПАЕ і у вигляді електричного сигналу АЕ через попередній підсилювач поступали на опрацювання вимірювальною системою. Реєстрували такі параметри САЕ як часовий розподіл подій АЕ, амплітуду A огинаючої сигналу, сумарний рахунок N імпульсів, що перевищили порогів рівень. Для запису діаграми розтягання на один із аналогових входів вимірювальної системи паралельно із аналоговими електричними сигналами з динамометра подавали такі ж сигнали із тензометричного перетворювача переміщень. Таким чином будували діаграму розтягу $P-\Delta l$ із дотриманням вимог [5]. При цьому масштаб запису видовження становив 400:1.

Режими відбору і підсилення САЕ були такими. Вузкосмуговий ПАЕ із власною резонансною частотою $f_0 = 0,26$ МГц та робочою смугою $\Delta f = 0,2...0,6$ МГц встановлювали на зразку через шар контактної речовини із зусиллям притискання приблизно 15...20 Н. Коефіцієнт підсилення всього вимірювального каналу становив 54 дБ у смузі частот 0,1...0,8 МГц, рівень дискримінації 34 дБ, а коефіцієнт передачі фільтрів нижніх і верхніх частот дорівнював одиниці.

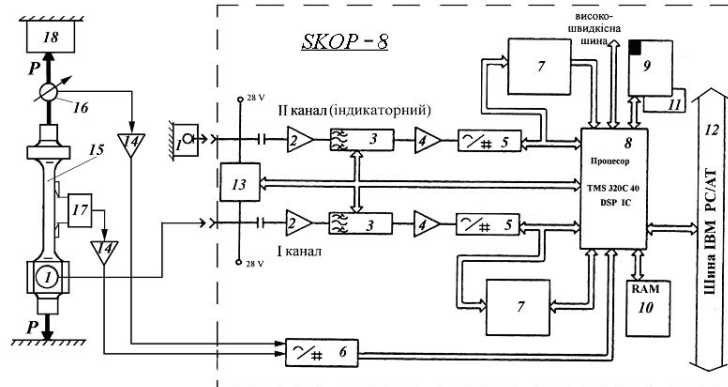


Рис. 5. Структурна схема експериментальних досліджень: 1 – ПАЕ; 2 – попередній підсилювач САЕ; 3 – блок фільтрів верхніх і нижніх частот; 4 – підсилювач потужності; 5, 6 – аналогово-цифровий перетворювач; 7 – блок відтворення зображень у реальному масштабі часу; 8 – блок процесора; 9 – блок оперативної пам'яті; 10 – пам'ять на жорсткому диску; 11 – допоміжний запам'ятовуючий пристрій; 12 – шини персонального комп'ютера; 13 – блок тестування пам'яті; 14 – підсилювач постійного струму; 15 – досліджуваний зразок; 16 – тензометричний динамометр; 17 – тензометричний перетворювач переміщень; 18 – навантажувальна установка.

Поряд із основним каналом відбору і реєстрації САЕ використовували паралельний (індикаторний) канал для підвищення достовірності зареєстрованих сигналів за рахунок виключення фонових електромагнітних завад, що проходять мережею живлення за методикою, описаною у [12]. Початок кожної випробування супроводжувався таруванням чутливості вимірювального тракту, джерелом Гсу, як вимагають правила Міжнародної Європейської групи з АЕ [13], а також попереднім опресовуванням зразків за методикою [14].

За отриманими з діаграми розтягу залежностями $\sigma - \varepsilon$ [5] визначали $\sigma_{\text{ни}}$, $\sigma_{0,2}$, σ_b , $\sigma_{\text{АЕ}}$, а за кінцевими замірами геометрії зразка і зусилля навантаження – справжнє значення напруження розриву s_k (рис. 6).

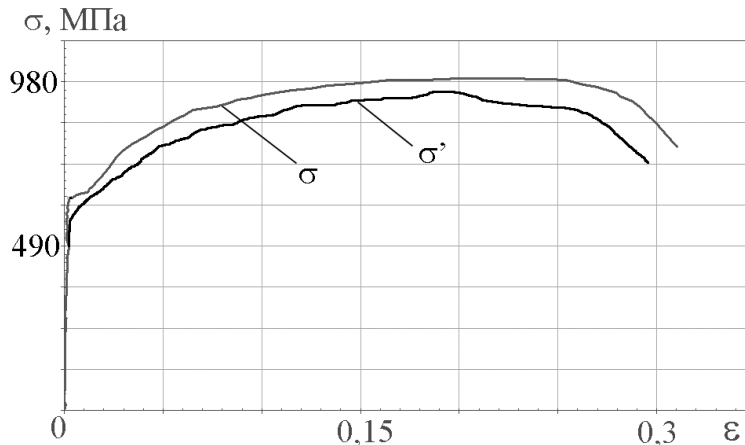


Рис. 6. Діаграма розтягу зразків із вихідного та напрацьованого матеріалу кореневого листа ресори (σ – вихідний матеріал; σ' – напрацьований).

Як видно із рисунка, механічні характеристики вихідного матеріалу і експлуатованого відрізняються. Величини деформації зразків, під час якої з'являються інформативні САЕ, відрізняються між собою. Це є свідченням того, що здеградований матеріал корінного листав ресори зменшує опір сталі зародженню та розвитку в ній мікротріщин, пришвидшує початок руйнування наявних неметалічних включень, розвиток пор тощо. Цей висновок підтверджується аналізом результатів робіт [15, 16] та аналітико-експериментальних досліджень [17], де розглядається водневе розтріскування матеріалів під статичним навантаженням.

Таблиця.

Механічні характеристики сталей

Не напрацьований метал/експлуатований метал				
№ п/п	$\sigma_{\text{АЕ}}$	$\sigma_{\text{ни}}$	$\sigma_{0,2}$	σ_b
	МПа			
1	271/245	605/483	654/572	984/902
2	286/270	611/476	646/565	992/913
3	267/263	598/467	638/558	975/908

Примітка: середнє значення відносного видовження δ % і звуження ψ зразків у відсотках становлять 12,1 і 32,4, відповідно, для зразків із не напрацьованого та 11,5 і 27,9 – для експлуатованого матеріалу.

Обговорення результатів досліджень. У випадку випроб зразків з вихідного металу вважається [18], що одним із можливих джерел АЕ в макропружній області є процес мікророзтріскування карбідної фази. Такі ж руйнування карбідів глобулярної і пластинчастої форми поблизу границі текучості спостерігали методом металографії під час навантаження низьковуглецевої сталі [19]. Під навантаженням (0,6...0,8) $\sigma_{0,2}$ у сталі зі структурою литва інтенсивно розтріскуються неметалічні включення [20]. Щоб оцінити вклад процесів мікро розтріскування там же проведені порівняльні механічні випробування на розтяг і стиск зразків. Вважали, що джерелами АЕ під час розтягу є два процеси: мікророзтріскування, пов'язане із карбідною фазою, та мікропластична деформація, а під час стиску - лише останній фактор. У праці [21] теоретично обґрунтовано, що розтягальні напруження на поверхні частинок вторинної фази сферичної форми під деформуванням розтягом в 9,2 рази вищі, ніж стиском. Ось чому розтяг сприяє розвитку мікророзтріскування карбідної фази та відшаруванню по міжфазних границях, що ускладнюється при стисканні. Це підтверджується даними праці [22] і в повній мірі стосується структурних особливостей сталі 50ХГ.

Значення акустико-емісійної міри об'ємної пошкоженості ξ_1 вираховували за формулою (1) для обох типів зразків

$$\xi_1 = \alpha \Sigma A_i / V, \quad (1)$$

де α – акустико-емісійна константа матеріалу, A_i – амплітуда i – го сигналу АЕ ($i = 1, 2, \dots, n; n \rightarrow \infty$).

Об'єм робочої частини зразків V становив $1,68 \text{ см}^3$, а значення суми амплітуд САЕ знаходили за записом акустограм. Концентрацію дефектів (мікротріщин, пор, порожнин тощо) приймали згідно з [23] $3,2 \times 10^{12} \text{ см}^{-3}$, а їх характерний усереднений розмір $L \approx d = 1,3 \times 10^{-7} \text{ м}$. Тоді в робочому об'ємі зразка їх загальна площа буде $7,1 \times 10^4 \text{ мм}^2$. Звідси $\xi_1 = 42,2 \text{ у.о./см}^3$ для ненапруженого металу і $\xi_1 = 63,4 \text{ у.о./см}^3$ – для експлуатованого.

Висновки. Тривале експлуатування ресорних листів у підвісці вантажного автомобіля призводить до деградування їх матеріалу, що відображається на зниженні характеристик міцності та пластичності.

У лабораторних умовах досліджень ступінь деградування ресорних сталей можна ефективно оцінювати за зміною показника акустико-емісійної міри об'ємної пошкодженості.

Для прогнозування залишкового ресурсу ресор необхідно урахувати зміну механічних характеристик матеріалу, а також характеристик його тріщиностійкості, визначених як на повітрі, так і під дією робочого середовища.

1. Высоцкий М. С. Грузовые автомобили : Проектирование и основы конструирования / М. С. Высоцкий, Л. Х. Гилелес, С. Г. Херсонский. – М.: Машиностроение, 1995. – 256 с.
2. Скальський В.Р. Акустично-емісійне дослідження чутливості до водневої деградації ресорної сталі/ В.Р. Скальський. // Фізико-хім. механіка матеріалів. – 1999. – №4 – С.113–119.
3. Автомобиль ГАЗ - 53А : учебник / [Борисов В. И., Гуткин С. Г., Ирхин И. В. И др.]. – М., Машиностроение, 1973. – 384 с.
4. Скальський В.Р. Оцінка об'ємної пошкодженості матеріалів методом акустичної емісії. /В.Р. Скальський, О.Є. Андрейків. – Львів: Видавничий центр ЛНУ ім. І. Франка, 2006. – 330 с.
5. ГОСТ 1497–84. Металлы. Методы испытаний на растяжение – Введ. 01.11.90 г.
6. Пичков С.М. Исследование деформирования образцов с выточками методом акустической эмиссии / С.М. Пичков, В.В. Данилин, С.Д. Шеряков, Ю.Л. Гагарин. //Фізико-хім. механіка матеріалів. – 1980. –№3. – С. 120 – 122.
7. Фадеев Ю.Я. Определение механических характеристик стали методом акустической эмиссии / Ю.И. Фадеев, О.А. Бартнев, З.Г. Волкова, Н.Г. Чекмарев. // Дефектоскопия. – 1987. – №8. – С.44–49.
8. Андрейків А.Е. Методические аспекты применения метода акустической эмиссии при определении статической трещиностойкости материалов /А.Е. Андрейків, Н.В. Лысак, В.Р. Скальський, О.Н. Сергиенко. – Львов, 1990. – 34 с. – (Препр./ АН УССР. Фіз.– мех. ін-т; №165).
9. Патент 2149396 Россия, МПК 7 G 01 N 29/14. N 97116247/28. Способ акустическо-эмиссионного определения момента возникновения начальной пластической деформации./ М. Б. Бакиров – Опубл. 20.5.00. Бюл. №14. RU
10. Andreykiv O.Ye. Determination of threshold values of stress intensity factor using acoustic emission method / O. Ye. Andreykiv, M. V. Lysak, V. R. Skalsky, O. M. Serhienko / Proc. 18-th Sympos. on Experimental Mechanics of Solids. – Jachranka near Warsaw, Poland, 14–16 October 1998. – Warsaw, 1998. – P.114–119.
11. Скальський В.Р. Акустико-емісійне визначення накопичення об'ємної пошкодженості твердих тіл /В.Р. Скальський. // Фізико-хім. механіка матеріалів. – 2003. – №2. – С.84 – 92.
12. Скальський В.Р. Пристрої і установки для визначення тріщиностійкості конструкційних матеріалів методом акустичної емісії / В. Р. Скальський, О. Є. Андрейків, М. В. Лисак та ін. – Львів, 1998 – 56 с. – (Препр. / НАН України. Фіз.–мех. ін-т; № 1/98).
13. Патент України №2914. МПК: G01N29/14. Спосіб контролю росту тріщин у зразках матеріалів / О.Є. Андрейків, В.Р. Скальський, М.В. Лисак. – Опубл.26.12.94р. Бюл.5–1.
14. The EWGAE Code for acoustic emission examination //NDT Int. – 1981. –14, No.8. – P.181 – 183.
15. Гусев О.В. Акустическая эмиссия при деформировании монокристаллов тугоплавких металлов. / О.В. Гусев. – М: Наука, 1982. – 108 с.

16. Бетехтин В.И. Пластическая деформация и разрушение кристаллических тел. Сообщение 1,2. Деформация и развитие микротрещин / В.И. Бетехтин, В.И. Владимиров, А.Г. Кадомцев, А.И. Петров // Проблемы прочности. – 1979. – №7. – С. 38 – 44; 1979. – №8. – С. 51 – 57.
17. Скальський В.Р. Оцінка водневої пошкодженості матеріалів за амплітудами сигналів акустичної емісії /В.Р. Скальський, О.Є. Андрейків, О.М. Сергієнко.// Техн. діагностика и неразр. контроль. – 1999. – №1.–С.17–27.
18. Wadley H.N.G. Acoustic emission for physical examination of metals/ H.N.G. Wadley // Int. Metals Rev. – 1980. – 25, №2 – P.41–64.
19. Мешков Ю.Я. Роль зернограничного цементита в разрушении малоуглеродистых сталей/ Ю.Я. Мешков, Т.А. Пахаренко, А.В. Шевченко. // Металлофизика. – 1989. –11, №4.–С.22–26.
20. Волчок И.П. Сопротивление разрушению стали и чугуна. / И.П. Волчок. – М.: Металлургия, 1993 – 192 с.
21. Трефилов В.И. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев, Э.П. Печковский и др. / Под ред. В.И. Трефилова. – Киев: Наук, думка, 1987. – 248 с.
22. Ильина С.Г., Забильский В.В., Мерсон Д.Л. Акустическая эмиссия вблизи предела текучести отпущенных сталей / С.Г. Ильина, В.В. Забильский, Д.Л. Меерсон. // Физика металлов и металловедение. – 1997. – №5. – С. 143–151.
23. Hamstad M. A., Bianchetti R. and Mukherjee A. K. A correlation between acoustic emission and the fracture toughness of 2124-T851 aluminium / M.A. Hamstad, R. Bianchetti and A.K. Mukherjee. // Eng. Fract. Mech. – 1977. – 9, №3. – P.663 – 674.

