

матрицей коэффициентов. Приведен пример, иллюстрирующий основные теоретические утверждения данной статьи.

**Линейная система с прямоугольной матрицей коэффициентов, ядро оператора, ортопроектор, фундаментальная матрица.**

*The algorithm for finding the conditions for existence and construction of solutions of linear system with square coefficient matrix. An example to illustrate the basic theoretical statements in paper. Linear system with square matrix of coefficients.*

**Linear system with square coefficient matrix, kernel, orthogonal projector, fundamental matrix.**

УДК 631.27.002

## **ВПЛИВ СТРУКТУРИ МАТЕРІАЛУ ПОВЕРХНІ ДЕТАЛЕЙ МАШИН НА ХАРАКТЕР КОНТАКТНОГО ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ**

**О.Є. Семеновський, кандидат технічних наук**

*Встановлені закономірності виникнення пітингу та визначені шляхи підвищення ресурсу деталей, що працюють в умовах контактних навантажень.*

**Втома, руйнування, деталь, структура.**

**Постановка проблеми.** Значна частина деталей в сучасних машинах зазнає впливу циклічних навантажень. В зв'язку з цим критерієм придатності сталей для цих умов експлуатації служать не стільки показники статичної міцності ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ ) і пластичності ( $\psi$ ,  $\delta$ ), а характеристики циклічної міцності ( $\sigma_{-1}$ ) та довговічності ( $N$ ), які характеризують втомну міцність сталі.

**Аналіз останніх досліджень.** Для контактної втоми поверхонь деталей варто віднести явища тертя, зношування, окислення при терті, пластичний плин поверхневого шару, теплові процеси [1-3]. З'ясування причин і процесів руйнування є визначальним чинником для розробки матеріалів, здатних протистояти зазначеному виду зношування.

Виходячи з перерахованих причин найбільш важливими характеристиками для визначення втомної довговічності матеріалів є тріщиностійкість, початкова дефектність матеріалу, наявність контактних і залишкових напружень [4, 6], що забезпечується підвищенням властивостей міцності і в'язкості сталі.

© О.Є. Семеновський, 2012

З точки зору металознавства, щоб забезпечити необхідний комплекс властивостей, структурні складові сталі повинні задовольняти наступним вимогам:

- максимальна твердість структурних складових;
- подрібнення зеренної структури  $\alpha$ -фази;
- мінімальна кількість неметалевих включень [5, 6];
- глобуляризація та максимальна дисперсність карбідної фази.

Виходячи з цього були досліджені сталі з різними композиціями легуючих елементів, що застосовуються для виготовлення шестерень. Оптимальний вміст легуючих елементів був розрахований з умови досягнення заданого комплексу механічних властивостей сталі. Таким чином була розроблена комплексно-легована сталь 15ХГНБТЧ.

**Мета досліджень.** Основним завданням нашої роботи було встановлення закономірностей впливу структури поверхні на контактну втомну міцність матеріалів.

**Результати досліджень.** При визначенні контактної втомної міцності сталей 12ХН3А, 18ХГТ, 15ХГНБТЧ на стенді УКП, який забезпечує імітацію умов роботи зубчатого зачеплення, а саме тертя кочення з проковзуванням, проводились дослідження процесів зародження та розповсюдження втомної тріщини при пітингу. Виявлено цілий ряд закономірностей, які пояснюють специфічність процесів, що мають місце при пітингу.

Результати порівняльних випробувань зразків із розробленої і серійних сталей (табл. 1) свідчать про те, що при стабільному характері навантаження зразки зі сталі 15ХГНБТЧ мають у 1,5-2 рази вищий рівень контактної витривалості, ніж зразки зі сталей 12ХН3А та 18ХГТ (виготовлення і хіміко-термічна обробка зразків проводилися одночасно, за однаковими режимами).

### **1. Результати досліджень на контактну втомну міцність досліджуваних сталей.**

Марка сталі	Контактна витривалість, млн.циклів. напруження 2000 МПа	Контактна витривалість, млн.циклів. напруження 3000 МПа	Контактна витривалість, млн.циклів. напруження 4500 МПа
12ХН3А	40,0	34,0	21,0
18ХГТ	41,0	36,0	27,0
15ХГНБТЧ	48,0	43,0	33,9

При випробуванні серійних сталей встановлено, що при низьких навантаженнях вони мають однаковий рівень контактної

витривалості. З підвищенням навантаження відмічено підвищення характеристик контактної витривалості на 10-15% у сталі 18ХГТ, що додатково легована титаном. При цьому на контакту втомну міцність серійних сталей в значній мірі впливають як властивості середовища, в якому проводилися випробування, так і величина контактних напружень.

Так, при збільшенні навантаження в 1,4 рази, контактна витривалість зменшується майже в 2 рази, у той час, як таке ж збільшення характеру навантаження зразків з розробленої сталі 15ХГНБТЧ знижує контактну втомну міцність у 1,5 рази. Менше впливає на зміну контактної витривалості сталі 15ХГНБТЧ і середовище. За результатами проведених випробувань побудовані графічні залежності контактної витривалості сталей, аналіз яких вказує на значну різницю між властивостями досліджених матеріалів (рис. 1). При цьому з підвищенням контактного напруження ця різниця збільшується.

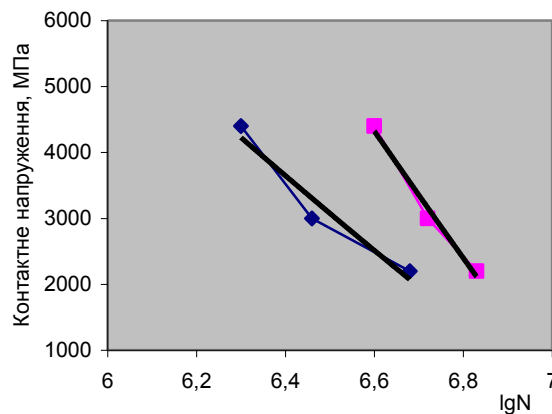


Рис. 1. Контактна витривалість комплексно-легованих сталей.

Для з'ясування причин більш високого рівня характеристик контактної втомної міцності розробленої нами сталі, у порівнянні зі сталлю 12ХН3А, була досліджена мікротвердість і структура поверхневого зміцненого шару і серцевини зразків і деталей до і після випробувань. Мікроструктура поверхневого шару досліджуваних сталей являє собою відпущений мартенсит. Однак у дослідної сталі вона більш дисперсна, у порівнянні з серійною. Глибина цементації у зразків з дослідної сталі практично не відрізняється від серійних. При дослідженні мікроструктури серцевини спостерігається вже знайома картина подрібнення зерен маловуглецевого мартенситу за рахунок комплексного легування сталі 15ХГНБТЧ. Це пояснюється значно меншим розміром дійсного аустенітного зерна, розробленої комплексно-легованої сталі 15ХГНБТЧ.

Як відомо, контактнo-втомлювальна міцність і зносостійкість знаходяться в прямій залежності від характеристик міцності матеріалу, чим і пояснюється підвищення цих характеристик у сталі 15ХГНБТЧ.

Для з'ясування причин такого значного підвищення експлуатаційних характеристик було проведено детальні дослідження характеру руйнувань робочих поверхонь випробуваних зразків, з метою дослідження механізму зародження мікротріщин. Тому що саме вони є причиною появи і розвитку процесу пітингу, викликаного втомою поверхні зразка. Були досліджені мікроструктура зміцненого шару і серцевини із застосуванням оптичної і скануючої електронної мікроскопії. В процесі досліджень встановлено, що зразки з розробленої сталі 15ХГНБТЧ мають не тільки більш високий ресурс роботи, в порівнянні зі зразками із серійних сталей, але і якісно інший характер руйнування. Розглядаючи структуру поверхневого шару сталі 12ХН3А в зоні плями контакту було помічено, як метал спочатку деформується, структура наче пливе під дією контактних навантажень (рис. 2).

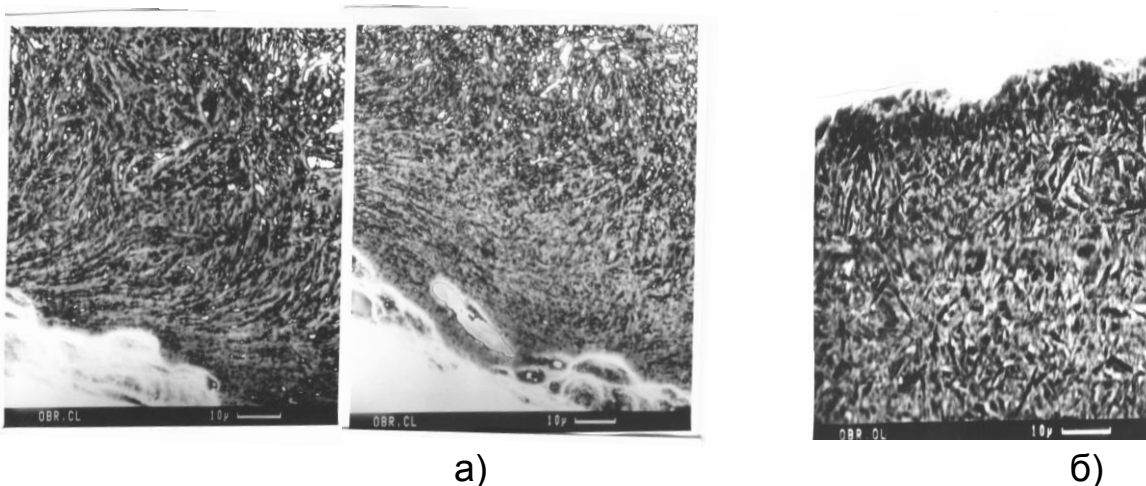


Рис. 2. Деформація поверхневого шару: а) зразок із серійної сталі 12ХН3А; б) зразок із експериментальної сталі 15ХГНБТЧ.

Після чого, на певному етапі відбувається зародження мікротріщин, при цьому тріщини зароджуються або в зоні найбільших пластичних деформацій, а ця зона знаходиться на поверхні, або під поверхнею в місцях структурних недосконалостей, котрі будучи концентраторами напружень приводять до передчасного утворення мікротріщин. Такими структурними недосконалостями можуть бути карбіди і неметалеві включення гострокутної форми, а також структурні недосконалості у вигляді блоків мартенситних пластин, наявність яких характерна для сталі 12ХН3А. Мікротріщини, що утворилися на першому етапі мають

гострі закінчення. Це і пояснює високу швидкість поширення тріщин у поверхневому шарі серійних сталей. При цьому слід зазначити, що тріщини можуть поширюватися як в серцевину, так і знову виходити на поверхню, змінюючи напрямок поширення. Характерним є також розгалуження тріщин, тобто їх поширення одночасно в декількох напрямках. Описаний процес утворення і поширення мікротріщин проілюстрований на мікрофотографіях (рис. 3,а), має спонтанний характер, який залежить від величини і напрямку напружень, а також від мікроструктури.

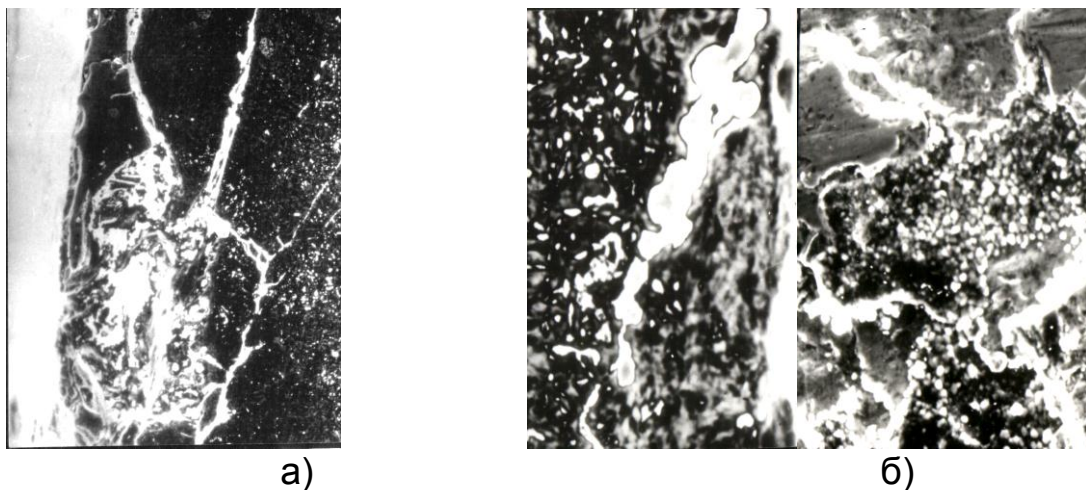


Рис. 3. Характер руйнування поверхні: а) деталь з серійної сталі 12ХН3А; б) деталь з експериментальної сталі 15ХГНБТЧ.

Зародження і ріст мікротріщин приводить до викришення контактуючих поверхонь деталей, утворення пітинга. При цьому процес наростає з катастрофічною швидкістю, що пояснюється крихким характером руйнування поверхневих шарів, розмір лунок, які утворилися в процесі випробувань, досягає декількох міліметрів. Характерним є також і те, що структура лунки має вид зламу, характерного для крихкого руйнування. Таким чином, здавалося б можна стверджувати, що утворення первинної мікротріщини при пітингу носить підповерхневий характер. Однак наші подальші дослідження показали, що це твердження правомірне лише для даного матеріалу і режимів випробувань, в нашому конкретному випадку – це сталь 12ХН3А. При чому при зміні величини навантаження цей матеріал може мати якісно інший характер руйнування, що підтверджують результати випробувань цієї сталі на контактну втомну міцність при різних режимах та в різних змащуючих середовищах.

При дослідженні структури поверхневого шару зразків зі сталі 15ХГНБТЧ деформація мартенситу не виявляється навіть після утворення пітингу (рис. 2,б), це пояснюється більш високою

мікротвердістю структурних складових, яка перевищує мікротвердість поверхні зразків зі сталі 12ХН3А на 50-80 Н<sub>μ</sub>. Мікротріщини в зразках із розробленої сталі вдалося знайти тільки після того, як вони витримали в два рази більше циклів навантаження, ніж зразки із серійної сталі. При цьому характерно поширення тріщин всередину матеріалу, тобто зародження мікротріщин починалося безпосередньо на контактуючій поверхні зразка. Крім того необхідно відзначити значно більший радіус заокруглення вершини тріщини, а це свідчить про меншу швидкість її поширення, тому що, як відомо, швидкість розповсюдження тріщини зворотньо-пропорційна квадрату радіуса заокруглення її вершини.

Розглядаючи поверхню зразків із розробленої сталі 15ХГНБТЧ в зоні контактуючих поверхонь встановлено, що лунки мають значно менший, ніж у серійної, розмір (порядку декількох десятих міліметра), при цьому внутрішня структура лунки говорить про те, що процес руйнування має в'язкий характер, про що свідчить чашковий вид зламу (рис. 3).

Щоб відповісти на запитання, чому при незначній різниці в фізико-механічних властивостях матеріалу ми маємо принципово різний характер руйнувань поверхонь у результаті контактного втомлення матеріалу, були досліджені зміни в мікроструктурі під впливом багаторазових знакозмінних навантажень.

Була визначена кількість залишкового аустеніту в поверхневих шарах деталей після цементації, гартування і низького відпуску за допомогою рентгено-структурного аналізу. Для деталей із серійної сталі 12ХН3А вона склала 15...20%, а для шестерень із дослідної сталі 15ХГНБТЧ її вміст складав 16...20%. Як бачимо із результатів цих досліджень в структурі поверхні однакова кількість залишкового аустеніту. Одже вміст цієї структурної складової не може впливати на контактну-втомлювану міцність досліджуваних сталей і не пояснює значної різниці в отриманих результатах стендових випробувань.

Мартенситна структура поверхневого шару розробленої нами сталі 15ХГНБТЧ, що більш дисперсна і має більшу мікротвердість, не зазнає ніяких змін, аж до початку руйнування. У той же час, уже відзначена раніше, значна деформація структурних складових поверхневого шару деталей серійної сталі 12ХН3А приводить до утворення підповерхневих мікротріщин. Багаторазове передеформування поверхневого шару приводить до перенаклепу металу, в результаті підвищується твердість, але разом з тим, катастрофічно падають характеристики в'язкості і пластичності, які і приводять до стрімкого розвитку процесу руйнування поверхні. Що стосується суперечливості висновків різних дослідників про місце

утворення первинної мікротріщини при пітингу, то в нашій роботі дана відповідь і на це питання. У ході досліджень характеру руйнувань встановлено, що первинна мікротріщина може утворюватися як на поверхні, так і в глибині зміцненого шару, у залежності від фізико-механічних властивостей матеріалу і характеру навантаження.

В тих випадках коли стискаючи зусилля, що виникають при навантаженні контактуючих поверхонь не перевищують межі пружних деформацій сталі, більшу ймовірність буде мати поверхневий характер утворення та розповсюдження втомної тріщини.

Якщо ж режими навантаження приводять до виникнення напружень в поверхневих шарах контактуючих деталей, що перевищують межу пружності і викликають залишкові деформації, то буде мати місце зародження підповерхневих тріщин.

Причиною їх зародження може бути наявність в підповерхневих прошарках неметалевих включень розміром більше 6 мкм, та гострокутних включень карбідної фази.

### **Висновки**

1. Таким чином при проведенні досліджень встановлено, що для забезпечення максимального рівня контактної втомної міцності деталей мартенситна структура цементованих поверхонь повинна бути максимально дисперсною.

2. Технологія термічної обробки деталі повинна забезпечити достатній рівень мікротвердості, щоб не зазнавати ніяких змін, аж до початку руйнування.

3. Неметалева фаза сталі повинна мати максимально дисперсну глобулярну форму.

### **Список літератури**

1. *Большаков В.И.* Пути повышения качества стали и проката / *В.И. Большаков* // *Металлознавство та обробка металів.* – 2000. – №2. – С. 11–22.
2. *Геллер А.Л.* Развитие научных основ керування фазово-структурним станом та властивостями комплексно-легованих машинобудівних сталей з використанням створеної металостабільності: Автореф.дис. д-ра техн.наук:/ Донецьк, 1997. – С. 3–11.
3. *Костецкий Б.И.* Поверхностная прочность материалов при трении / *Б.И. Костецкий.* – К.: Техника, 1976. – С. 25–43.
4. *Ершов Г.С.* Структурообразование и формирование свойств сталей и сплавов / *Г.С. Ершов, Л.А. Позняк.* – К.: Наукова думка, 1993. – 391 с.
5. *Панасюк В.В.* Основы механики разрушения / *Панасюк В.В., Андрейкив А.Е., Партон В.З.* – К.: Наукова думка, 1988. – С. 28–167.
6. *Кучлицкий А.Б.* Неметаллические включения и усталость стали / *А.Б. Кучлицкий.* – К.: Техника, 1996. – 128 с.

*Встановлені закономірності виникнення пітингу та визначені шляхи підвищення ресурсу деталей, що працюють в умовах контактних навантажень.*

***Втома, руйнування, деталь, структура.***

*Определены закономерности возникновения питингу и пути повышения ресурса деталей, что работают в условиях контактных нагрузок.*

***Усталость, разрушение, деталь, структура.***

УДК 631.354.2

## **КОНТРОЛЬ ВТРАТИ ЗЕРНА ПРИ РОБОТІ ЗЕРНОЗБИРАЛЬНИХ КОМБАЙНІВ**

***С.В. Смолінський, кандидат технічних наук***

*В статті приведено аналіз існуючих способів і пристроїв та визначено перспективний пристрій для визначення втрат зерна при роботі зернозбирального комбайна.*

***Зернозбиральний комбайн, втрати зерна, датчики втрат.***

**Постановка проблеми.** Конструкція нових самохідних зернозбиральних комбайнів постійно ускладнюється, збільшується ширина захвату жаток і швидкість їх руху, а отже, і продуктивність. Можливості комбайнера відслідковувати якість виконання технологічного процесу та відповідність режимів роботи основних вузлів комбайна раціональним значенням шляхом візуального контролю є малоефективні і обмежені. Одним із шляхів підвищення ефективності роботи зернозбиральних комбайнів є автоматизація контролю і управління технологічним процесом збирання врожаю.

Серед якісних показників, які потребують постійного контролю в процесі роботи комбайна, є втрати зерна. Тому, аналіз способів визначення втрат зерна і пристроїв для їх реалізації є актуальною задачею досліджень.

**Аналіз останніх публікацій.** Питанням дослідження втрат зерна при збиранні зернових культур та шляхів їх зменшення присвячені роботи О. Погорільця, А. Демка, А. Пугачева, Л. Шпокаса та інших вчених [1, 2, 3, 4, 5, 6, 7]. Дослідниками використовували при цьому стандартну методику визначення величини втрати зерна [8, 9]. Одним із перспективних шляхів зменшення величини втрат