

УДК 620.172:669.14:629.4.027.4

**О. І. Бабаченко**<sup>1</sup>, чл.-кор. НАН України, д.т.н., с.н.с, ORCID 0000-0001-7501-4173**Г. А. Кононенко**<sup>1,\*</sup>, д.т.н., ст. дослідник, ORCID 0000-0001-7446-4105**О. А. Подольська**<sup>1</sup>, м.н.с., аспірант, ORCID 0000-0002-4032-4275**О. А. Шпак**<sup>1</sup>, м.н.с., ORCID 0009-0005-2797-4790**О. Л. Сафронов**<sup>1</sup>, м.н.с., ORCID 0009-0007-1308-5380<sup>1</sup> *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некасова НАН України*\* *Автор для листування: perlit@ua.fm*

## ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ ПІД ЧАС ВИПРОБУВАННЯ НА ВИЗНАЧЕННЯ В'ЯЗКОСТІ РУЙНУВАННЯ В ЗАЛЕЖНОСТІ ВІД РІВНЯ МІЦНОСТІ СТАЛІ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

**Анотація.** У статті представлено результати дослідження впливу мікрولةгування ванадієм та молібденом, а також режиму термічної обробки (одинарна та подвійна) на в'язкість руйнування ( $K_{1C}$ ) колісних сталей марки R7. Визначено механічні властивості, твердість, роботу удару, а також проведено мікроструктурний аналіз із визначенням середнього діаметра зерна та кількості фериту. Встановлено, що залізничні колеса з мікрولةгованої сталі (промислові плавки № 1, 2, 3) демонструють на 65–80% вищі значення  $K_{1C}$  порівняно з немікрولةгованою сталлю (плавка №4). Показано, що підвищення тріщиностійкості обумовлене подрібненням зерна (з 0,034 мм до 0,0187–0,0242 мм) та зміною морфології перліту. Додаткова нормалізація (подвійна термічна обробка) сприяє подальшому подрібненню зерна та підвищенню  $K_{1C}$  для мікрولةгованих сталей. Отримані результати дозволяють зробити рекомендації щодо складу та технології термічної обробки колісних сталей для підвищення їхньої надійності.

**Ключові слова:** в'язкість руйнування ( $K_{1C}$ ), мікрولةгування, термічна обробка, середній розмір зерна, перліт, мікротвердість, ферит, тріщиностійкість.

**Посилання для цитування:** Особливості руйнування під час випробування на визначення в'язкості руйнування в залежності від рівня міцності сталі для залізничних коліс/ О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, О. А. Подольська, О. А. Шпак, О. Л. Сафронов // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2026. Вип. 40. С. 22-43. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-002>

© О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, О. А. Подольська, О. А. Шпак, О. Л. Сафронов, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0  
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk>

### **Актуальність**

Проблема забезпечення надійності та ресурсу великогабаритних металовиробів, зокрема залізничних коліс, безпосередньо пов'язана з їхнім опором крихкому руйнуванню. Перлітні сталі схильні до крихкого руйнування, що критично для колісних сталей. Одним із найбільш інформативних критеріїв оцінки цієї здатності є в'язкість руйнування ( $K_{IC}$ ). Відомо, що між рівнем міцності сталі та її тріщиностійкістю існує загальна обернена кореляція: підвищення міцності, як правило, супроводжується зниженням  $K_{IC}$  та зміною механізму руйнування від в'язкого ямкового до крихкого відколу. Однак для конструкційних сталей, особливо тих, що працюють в умовах циклічних та динамічних навантажень, пошук компромісу між цими властивостями залишається актуальним завданням матеріалознавства.

Перспективними напрямками вирішення цього завдання є мікролегування та оптимізація режимів термічної обробки. Зокрема, введення карбідоутворюючих елементів (ванадію, молібдену) та застосування попередньої нормалізації здатні суттєво впливати на структурний стан – подрібнювати дійсне зерно, змінювати морфологію перліту та розподіл карбідної фази, що, у свою чергу, визначає опір поширенню тріщини.

### **Мета роботи**

Дослідити вплив мікролегування ванадієм та молібденом, а також режиму термічної обробки (одинарної та подвійної з попередньою нормалізацією) на структурні параметри, механічні властивості та в'язкість руйнування колісних сталей марки R7, встановити зв'язок між мікроструктурою, міцністю та характером руйнування. Для досягнення поставленої мети проведено комплекс досліджень механічних властивостей (розтягування, ударна в'язкість, твердість), визначено в'язкість руйнування  $K_{IC}$ , а також виконано мікроструктурний та фрактографічний аналіз із використанням світлової та електронної мікроскопії. Особливу увагу приділено порівняльному аналізу зразків з різним рівнем тріщиностійкості, включаючи плавку без мікролегування, для виявлення ключових структурних чинників, що забезпечують підвищену в'язкість руйнування.

### **Стан питання**

Протягом десятиліть у матеріалознавстві домінувало уявлення про фундаментальний компроміс між міцністю та в'язкістю і пластичністю [1]. Вважалося, що підвищення міцності сталі неминуче призводить до зниження її здатності чинити опір поширенню тріщини. Однак сучасні дослідження суттєво уточнюють та розширюють це розуміння [2-4].

Ключовим фактором, що визначає характер співвідношення

міцності та в'язкості, є мікроструктура матеріалу. Відмінності в реакції різних типів в'язкості пояснюються різними механізмами поглинання енергії під час руйнування.

У роботі [5] досліджували причини підвищення ударної в'язкості середньовуглецевої перлітної сталі для високошвидкісних коліс при контролі мікроструктури. Використана сталь була з ультранизьким вмістом кисню та сірки, щоб мінімізувати вплив неметалевих включень. Авторами встановлено, що подрібнення аустенітного зерна призводить до зменшення розміру перлітних колоній та збільшення частки фериту, але не впливає на міжпластинчасту відстань (вона визначається швидкістю охолодження, а не розміром зерна). Також автори встановили, що зменшення розміру зерна призводить до зростання енергії зародження тріщини, оскільки границі зерен є бар'єрами, для подолання котрих необхідна вища локальна енергія. В свою чергу, на енергію поширення тріщини розмір зерна впливає мало. За допомогою SEM авторами, було вивчено поверхні руйнування та встановлено, що тріщини зароджуються на границях ферит/перліт та на границях між перлітними колоніями.

Для залізничних коліс не менш важливою є в'язкість руйнування за умов статичного розтягу металу з втомною тріщиною. В роботі [6] вивчали відмінності в механізмах руйнування доевтектоїдної сталі (типу R7T) при квазістатичному (в'язкість руйнування  $K_{IC}$ ) та динамічному (ударна в'язкість  $CVN$ ) навантаженнях. За результатами досліджень встановлено, що морфологія фасеток відколу для обох типів руйнування дуже близька, але кількість активованих джерел відколу (місць зародження тріщини) за статичного навантаження велика. Це пояснює значний розкид значень характеристики, тоді як за динамічного навантаження поверхня руйнування зазвичай має один локальний осередок. Автори виділили три механізми руйнування: на границях фаз і перлітних колоній; біля крихких неметалевих включень; зсувне розтріскування пластин цементиту (механізм Міллера-Сміта). Також в роботі встановлено складний кореляційний зв'язок між ударною в'язкістю  $KCV$  та в'язкістю руйнування  $K_{IC}$ : він слабкий за низький значень ударної в'язкості, але стає більш вираженим за її вищих значень. Тому для високоміцних крихких сталей навіть невелике підвищення ударної в'язкості може значно покращити тріщиностійкість.

Мікролегування є одним із найефективніших способів контролю розміру зерна в сталях, додавання невеликих кількостей (зазвичай 0,02–0,15%) карбїдоутворюючих елементів, таких як ванадій (V), ніобій (Nb) та молібден (Mo) дозволяє впливати на весь комплекс властивостей [7-8]. Основним механізмом, завдяки якому ванадій (V) та молібден (Mo)

впливають на зеренну структуру, є утворення дисперсних карбідів та нітридів, які перешкоджають росту аустенітних зерен під час нагріву під термічну обробку. Але також важливим є інші шляхи впливу карбонітридів на розмір зерна. Наприклад, сприяння внутрішньозеренній нуклеації фериту, коли частинки включень стають місцями для зародження фериту, наприклад під час термічної обробки з застосуванням повторного нагрівання для переходу в аустенітний стан та наступного охолодження. В результаті можна отримати значне подрібнення як феритних зерен як полігональної морфології, так і голчастої [9].

Молібден, як і ванадій є карбідоутворюючим елементом, але його вплив на зеренну структуру має певні особливості. Молібден утворює карбіди типу  $M_2C$  (наприклад,  $Mo_2C$ ), які є термічно стабільними та ефективно стримують ріст аустенітних зерен при високих температурах, підсилює ефект подрібнення зерен за підвищення інтенсивності деформації [10]. Але головною особливістю є вплив на кінетику фазових перетворень: молібден зберігає аустеніт при охолодженні, відсуваючи початок його розпаду на ферит та перліт до нижчих температур. Це дозволяє отримати набагато більш дисперсний перліт під час безперервного охолодження, уникнути грубого перліту та отримати більш рівномірну структуру [11]. Такий вплив на морфологію перліту та зеренну структуру може сприяти формуванню високого комплексу властивостей: з досягненням достатньої в'язкості та пластичності для високоміцних сталей.

Незважаючи на численні дослідження, є необхідність у проведенні комплексних досліджень, з визначенням впливу на в'язкість руйнування хімічного складу, параметрів мікроструктури, додаткової термічної обробки. Існує певна прогалина у знаннях щодо того, як впливає термічна обробка, яка включає декілька термічних циклів, на кінетику виділення карбідів, подрібнення зерна та, як наслідок, на кількісне значення  $K_{IC}$ .

### **Матеріал та методика досліджень**

Дослідження проводилися на зразках із залізничних коліс, виготовлених зі сталі марки ER7 відповідно до стандарту EN 13262 "Railway applications – Wheelsets and bogies – Wheels – Product requirements". Матеріалом для досліджень були сталі №1 і 2 (мікролеговані ванадієм), №3 (мікролегована ванадієм та молібденом), №4 (порівняльна, без мікролегування). Хімічний склад наведено у таблиці 1. У сталях №1-3 вміст сірки (S) становить 0,008%, а у сталі №4 – 0,006%. Такий надзвичайно низький вміст сірки дозволив усунути вплив сульфідних неметалевих включень, які мають тонку видовжену форму і можуть ставати концентраторами напружень,

місцями зародження тріщин. Таким чином тріщини будуть зароджуватися за більш енергоємним структурним механізмом (на границях перлітних блоків або фериту).

Таблиця 1 - Хімічний склад досліджуваних плавок

Номер плавки	Вміст елементів, %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti	V	Mo
1	0,47	0,73	0,29	0,018	0,0008	0,19	0,05	0,006	0,035	-
2	0,46	0,70	0,33	0,010	0,0008	0,18	0,05	0,005	0,035	-
3	0,45	0,70	0,30	0,015	0,010	0,19	0,05	0,006	0,033	0,03
4	0,48	0,71	0,33	0,011	0,006	0,20	0,04	0,017	-	-

Колеса з дослідних сталей були термічно оброблені за двома режимами: існуюча технологія (одинарна термічна обробка) та другий режим – попередня нормалізація з подальшою термічною обробкою за існуючою технологією.

У роботі було проведено дослідження структурного стану колісних сталей марки ER7 з різними рівнями в'язкості руйнування. Дослідження мікроструктури проводилися за допомогою світлового мікроскопа Neophot – 2. Шліфи виготовляли із зразків на в'язкість руйнування. Розмір зерна визначали методом січних за феритною сіткою. Кількість фериту визначали з застосуванням програми ImageJ.

За допомогою електронного мікроскопу COXEM EM-40 досліджували поверхню руйнування зразків з різним рівнем значень в'язкості руйнування.

Випробування на статичне розтягування проводилися на універсальній випробувальній машині "Instron", випробування на ударний вигин з визначенням роботи удару - на маятниковому копрі PSW - 30. Твердість по Брінеллю визначалася за допомогою твердоміра ТБ 5004. Мікротвердість визначали за допомогою мікротвердоміра Віккерса LHVS-1000Z. В'язкість руйнування визначали на універсальній машині ЕДЦ-20.

### Результати досліджень

За результатами виконаних випробувань та визначення параметрів мікроструктури отримані значення представлені в таблиці 2. Мікроструктура дослідних сталей наведена на рис. 1.

Проведено аналіз впливу мікролегування (V та V+Mo) та режиму термічної обробки (одинарна або подвійна) на середній діаметр зерна досліджуваних колісних сталей марки R7. Порівняння немікролегованої плавки №4 з мікролегованими плавками при однаковому режимі термічної обробки (одинарній) показує, що мікролегування ванадієм

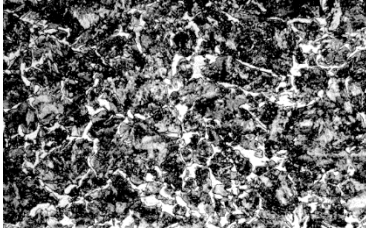
забезпечує суттєве подрібнення зерна. Для плавки №4 без мікролегування середній діаметр зерна становив 0,0340 мм. У плавках, мікролегованих ванадієм (№1 і 2), цей показник зменшився до 0,0220 – 0,0240 мм, тобто подрібнення склало 29 – 35%. Плавка №3 з комплексним мікролегуванням (ванадій + молібден) показала практично аналогічний результат – 0,0242 мм, тобто додаткове введення молібдену не дало помітного додаткового подрібнення порівняно з мікролегуванням лише ванадієм.

Подвійна термічна обробка (з попередньою нормалізацією) виявила дуже різний вплив на розмір зерна досліджуваних сталей. Для немікролегованої плавки №4 подвійна обробка не тільки не подрібнила зерно, але навіть дещо збільшила його – з 0,0340 мм до 0,0346 мм. Це можна пояснити тим, що за відсутності дисперсних карбідних частинок, які стримують ріст зерна, повторне нагрівання призводить до рекристалізації та збільшення аустенітного зерна. Для всіх мікролегованих плавках подвійна термічна обробка, навпаки, забезпечила додаткове подрібнення зерна. Найбільший ефект спостерігався для плавки №2, легованої ванадієм: середній діаметр зерна зменшився з 0,0240 мм до 0,0187 мм, тобто подрібнення склало 22,1%. Плавка №1 показала подрібнення з 0,0220 мм до 0,0199 мм (на 9,5%), а плавка №3 – з 0,0242 мм до 0,0220 мм (на 9,1%). Таким чином, найбільш чутливою до додаткової нормалізації виявилась одна зі сталей, мікролегованих лише ванадієм (плавка №2). Подвійна термообробка також сприяла підвищенню пластичності сталі.

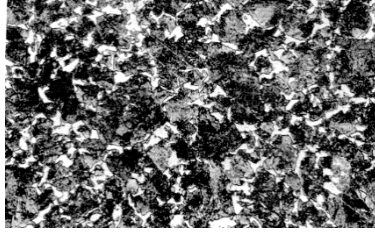
Таблиця 2 - Механічні властивості та параметри мікроструктури досліджуваних колісних сталей марки R7

Номер плавки	Режим обробки	Середній діаметр зерна, мм	Кількість фериту, %	Твердість, НВ	Границя міцності, Н/мм <sup>2</sup>	Відносне подовження, %	Робота удару, Дж	В'язкість руйнування, МПа·м <sup>1/2</sup>
1	одинарна	0,0220	16	260	897	14,0	24,4	108,1
1	подвійна	0,0199	18	256	894	16,4	30,6	102,9
2	одинарна	0,0240	16	265	871	15,2	24,2	100,0
2	подвійна	0,0187	14	252	869	16,4	25,2	110,9
3	одинарна	0,0242	15	252	878	15,0	29,4	99,9
3	подвійна	0,0220	15	264	854	16,4	24,6	118,5
4	одинарна	0,0340	8	249	867	17,8	26,6	60,7
4	подвійна	0,0346	7	249	867	17,8	26,6	60,2

Плавка №1

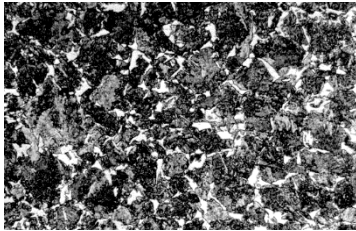


Одинарна термообробка,  
 $d_{cp}=0,022$  мм

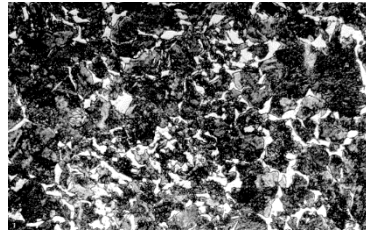


Подвійна термообробка,  
 $d_{cp}=0,0199$  мм

Плавка №2

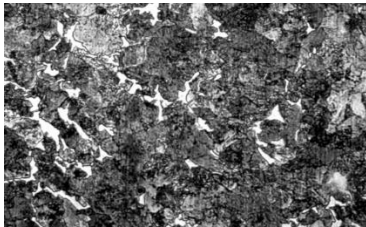


Одинарна термообробка,  
 $d_{cp}=0,024$  мм

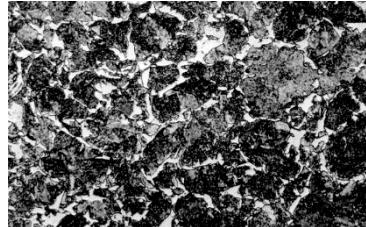


Подвійна термообробка,  
 $d_{cp}=0,0187$  мм

Плавка №3

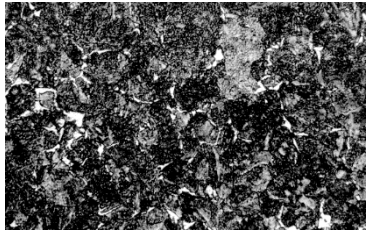


Одинарна термообробка,  
 $d_{cp}=0,0242$  мм

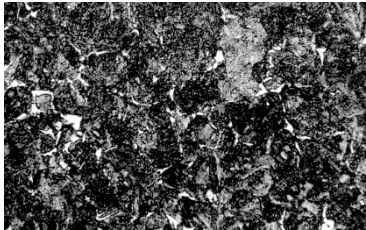


Подвійна термообробка,  
 $d_{cp}=0,022$  мм

Плавка №4



Одинарна термообробка,  
 $d_{cp}=0,036$  мм



Подвійна термообробка,  
 $d_{cp}=0,022$  мм

Рисунок 1 – Мікроструктура досліджуваних сталей.  $\times 400$

Був виконаний аналіз впливу розміру зерна на значення в'язкості руйнування залізничних коліс (рис. 2, а). Найменше зерно серед зразків після одинарної обробки мала плавка №1 (0,0220 мм), яка й показала найвище значення  $K_{IC}$  – 108,1 МПа·м<sup>1/2</sup>. Плавка №2 з дещо більшим зерном (0,0240 мм) мала дещо нижчу, але все ще високу в'язкість – 100,0 МПа·м<sup>1/2</sup>. Плавка №4 з розміром зерна 0,034 мм, має значно нижчу в'язкість руйнування – 60,7 МПа·м<sup>1/2</sup>. Тобто характер залежності є оберненим, але не лінійним.

Найважливішим спостереженням є те, що найменше абсолютне значення розміру зерна (0,0187 мм для плавки №2 після подвійної обробки) не відповідає найвищому значенню в'язкості руйнування. Для цього зразка  $K_{IC}$  становив 110,9 МПа·м<sup>1/2</sup>. Натомість найвищий показник  $K_{IC}$  (118,5 МПа·м<sup>1/2</sup>) був досягнутий для плавки №3 після подвійної обробки при дещо більшому зерні – 0,0220 мм.

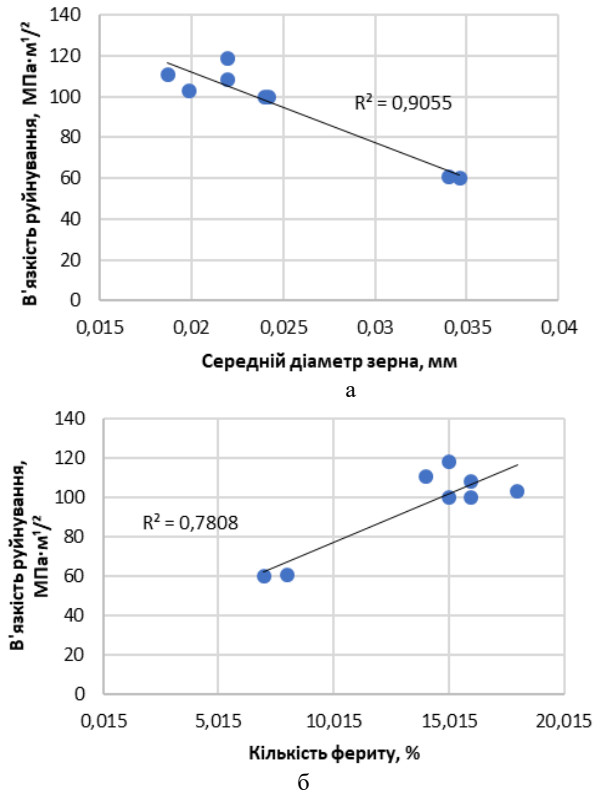


Рисунок 2 – Зв'язок ударної в'язкості та розміру зерна (а), кількості фериту (б)

Це свідчить про те, що вирішальну роль відіграє не лише розмір зерна, але й інші характеристики структури, зокрема морфологія перліту, розподіл та дисперсність карбідних частинок, а також кристалографічна орієнтація пластин в перліті. Для плавки №3 з комплексним мікролегуванням (ванадій + молібден) подвійна термічна обробка, ймовірно, сприяла не тільки подрібненню зерна, але й формуванню більш сприятливої морфології перліту та оптимальному виділенню дисперсних карбідів, що в комплексі забезпечило максимальне значення тріщиностійкості. Але можна відзначити, що кореляція між розміром зерна є високою ( $R^2=0,91$ ).

Кількість фериту в досліджуваних сталях коливається в діапазоні від 7% до 18% (рис. 2, б). При цьому спостерігаються чіткі закономірності, пов'язані як з хімічним складом (наявністю мікролегуючих елементів), так і з режимом термічної обробки. Для немікролегованої плавки №4 спостерігається найнижчий вміст фериту серед усіх досліджених зразків – 8% після одинарної термічної обробки та 7% після подвійної. Цей факт є важливим, оскільки саме ця плавка мала найнижчі показники в'язкості руйнування.

Мікролегування ванадієм суттєво впливає на кількість фериту. Плавки №1 та №2, леговані ванадієм (0,035%), показали однаковий вміст фериту – 16% після одинарної термічної обробки. Це вдвічі більше, ніж у немікролегованій сталі (8%). Плавка №22805 з комплексним мікролегуванням (ванадій + молібден) показала дещо менший вміст фериту – 15%, що все одно майже вдвічі перевищує показник для немікролегованої сталі. Такий вплив мікролегування на кількість фериту можна пояснити тим, що ванадій, утворюючи карбонітриди, сприяє внутрішньозеренному зародженню фериту, що збільшує його об'ємну частку.

Щодо впливу подвійної термічної обробки на кількість фериту, то він виявився різним для різних плавки. Для немікролегованої плавки №4 подвійна термічна обробка призвела до незначного зменшення кількості фериту – з 8% до 7%. Для плавки №1 (мікролегована ванадієм) подвійна термічна обробка призвела до збільшення кількості фериту з 16% до 18%. Це є найвищим показником серед усіх досліджених зразків. Для плавки №2 (також мікролегована ванадієм) спостерігалася протилежна тенденція – кількість фериту зменшилася з 16% до 14%. Цікаво, що саме ця плавка показала найбільше подрібнення зерна після подвійної обробки (з 0,0240 мм до 0,0187 мм). Тобто в даному випадку подрібнення зерна відбулося не за рахунок збільшення кількості фериту, а за рахунок інших механізмів. Для плавки №3 (ванадій + молібден) подвійна термічна обробка не змінила кількість фериту – вона залишилася на рівні 15% як після одинарної, так і після подвійної

обробки.

Аналіз зв'язку між кількістю фериту та  $K_{IC}$  виявив важливі закономірності. Немікролегована плавка №4 з найменшою кількістю фериту (7-8%) мала найнижчі показники в'язкості руйнування – близько 60 МПа·м<sup>1/2</sup>. Це підтверджує відоме з літератури положення про те, що ферит, як більш пластична складова, позитивно впливає на тріщиностійкість [12-13].

Однак кореляція між кількістю фериту та  $K_{IC}$  висока ( $R^2=0,88$ ). Найвищі значення  $K_{IC}$  були досягнуті при різній кількості фериту. Плавка №1 після подвійної обробки з найбільшою кількістю фериту (18%) показала  $K_{IC}$  102,9 МПа·м<sup>1/2</sup>. Плавка №2 після подвійної обробки з меншою кількістю фериту (14%) показала вищий  $K_{IC}$  – 110,9 МПа·м<sup>1/2</sup>. А плавка №3 після подвійної обробки з проміжною кількістю фериту (15%) показала найвищий  $K_{IC}$  – 118,5 МПа·м<sup>1/2</sup>.

За результатами аналізу можна зробити висновок, що висока в'язкість руйнування визначається не стільки абсолютною кількістю фериту, скільки оптимальним поєднанням структурних параметрів. Плавка №3 після подвійної обробки, яка не мала ні найменшого зерна, ні найбільшої кількості фериту, показала найвищий  $K_{IC}$  завдяки, ймовірно, найкращій морфології перліту та оптимальному розподілу карбідних частинок.

Проведено детальний аналіз впливу мікролегування (ванадієм та молібденом) та режиму термічної обробки (одинарна та подвійна, з попередньою нормалізацією) на в'язкість руйнування ( $K_{IC}$ ) досліджуваних колісних сталей марки R7 (рис. 3). Встановлено, що обидва досліджувані фактори – хімічний склад (наявність мікролегуючих елементів) та режим термічної обробки – суттєво впливають на в'язкість руйнування. При цьому їхній вплив не є адитивним (простою сумою), а спостерігається складна взаємодія, яка для різних плавко дає різні результати. Діапазон зміни  $K_{IC}$  є дуже широким – від 60,2 МПа·м<sup>1/2</sup> (немікролегована плавка №4 після подвійної обробки) до 118,5 МПа·м<sup>1/2</sup> (плавка №3 з комплексним мікролегуванням V+Mo після подвійної обробки). Таким чином, за рахунок оптимального поєднання мікролегування та термічної обробки вдалося підвищити тріщиностійкість майже вдвічі.

Немікролегована плавка №4 після одинарної обробки має  $K_{IC} = 60,7$  МПа·м<sup>1/2</sup>. Плавка №1, мікролегована ванадієм, показала  $K_{IC} = 108,1$  МПа·м<sup>1/2</sup>, тобто відбулося підвищення характеристики на 78,1%. Плавки №2 (мікролегована ванадієм) та №22805 (мікролегована ванадієм + молібденом) показали дещо нижчі, але все ще дуже високі значення – 100,0 та 99,9 МПа·м<sup>1/2</sup> відповідно, що відповідає підвищенню майже на 65% порівняно з немікролеговою сталлю.

Мікролегування ванадієм позитивно вплинуло на підвищення твердості, і є зв'язок між твердістю та в'язкістю руйнування (коефіцієнт парної кореляції рівний 0,68).

Вплив подвійної термічної обробки (з попередньою нормалізацією) на  $K_{IC}$  виявився дуже різним для різних плавок і, що важливо, несподіваним з точки зору класичних уявлень.

Для немікролегованої плавки №4 подвійна термічна обробка виявилась абсолютно неефективною –  $K_{IC}$  практично не змінився (60,7 проти 60,2 МПа·м<sup>1/2</sup>). Це підтверджує, що без мікролегування додаткова нормалізація не дає жодних переваг для тріщиностійкості.

Для плавки №1 (мікролегована ванадієм) подвійна обробка призвела до неочікуваного результату –  $K_{IC}$  дещо знизився з 108,1 до 102,9 МПа·м<sup>1/2</sup>. Це зниження є невеликим (близько 5%), але воно показує, що для цього конкретного складу додаткова нормалізація не дає позитивного ефекту.

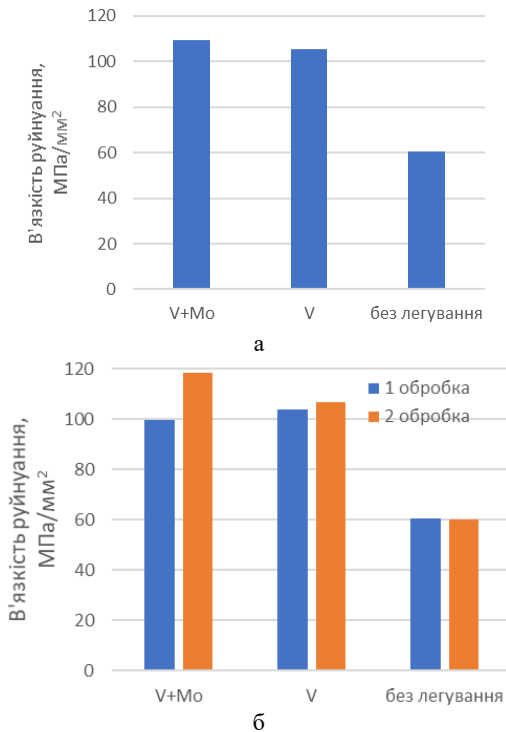


Рисунок 3 – Вплив мікролегування (а) та термічного оброблення на середні значення в'язкості руйнування  $K_{IC}$

Для плавки №22804 (також мікролегована ванадієм) спостерігається протилежна тенденція –  $K_{IC}$  зріс з 100,0 до 110,9 МПа·м<sup>1/2</sup>, тобто на 10,9%. Це підвищення є суттєвим і демонструє, що при однаковому хімічному складі (обидві плавки мікролеговані ванадієм) ефект від подвійної обробки може бути різним, ймовірно, через відмінності у вихідній структурі або точному дотриманні режимів.

Найбільш цікавий ефект від подвійної термічної обробки зафіксовано для плавки №3 з комплексним мікролегуванням (ванадій + молібден).  $K_{IC}$  зріс з 99,9 до 118,5 МПа·м<sup>1/2</sup>, тобто на 18,6%. Саме цей зразок показав найвищу в'язкість руйнування серед усіх досліджених.

Таким чином, саме мікролегування є визначальним фактором, який забезпечує перехід від низького рівня тріщиностійкості (близько 60 МПа·м<sup>1/2</sup>) до високого (100-108 МПа·м<sup>1/2</sup>). При цьому додаткове мікролегування молібденом при одинарній обробці не дає переваги – плавка №3 показала навіть дещо нижчий результат, ніж плавка №1 з додаванням лише ванадію.

Пояснити підвищення в'язкості руйнування вуглецевих сталей, мікролегованих ванадієм, можна не тільки за рахунок подрібнення дійсного зерна та збільшення кількості фериту. Певний внесок у це робить і зміна морфології перліту, зокрема, виділення у процесі  $\alpha - \gamma$  перетворення спеціальних карбідів ванадію як самостійної фази. Ванадій, відбираючи частину вуглецю на утворення спеціальних карбідів, змінює будову карбідної фази перліту і тим самим змінює опір поширенню тріщини цієї структурної складової. Непрямим підтвердженням різної морфології перліту досліджуваних плавок можуть бути результати вимірювань його мікротвердості. Мікротвердість перлітної складової сталей з ванадієм (пл. №1 і 2) дорівнює 2340 Н/мм<sup>2</sup> і 2440 Н/мм<sup>2</sup> відповідно, що значно вище, ніж мікротвердість перліту сталі без ванадію (1690 Н/мм<sup>2</sup>). Причиною підвищення в'язкості руйнування колісних сталей після подвійної термічної обробки порівняно з одинарною є подальше подрібнення дійсного зерна внаслідок перекристалізації та зменшення різнозернистості, формування більш досконалої перлітної структури з оптимальним розподілом карбідів. Але ефективність додаткової нормалізації повністю залежить від наявності мікролегуючих елементів, які утворюють дисперсні частинки, які стримують ріст зерна та впливають на кінетику фазових перетворень.

На основі експериментальних даних (таблиця 2, рис. 4) проведено детальний аналіз співвідношення між рівнем міцності (границею міцності) та в'язкістю руйнування ( $K_{IC}$ ) для досліджуваних сталей для залізничних коліс марки R7.

Аналізовані зразки охоплюють досить широкий діапазон міцності –

від 854 Н/мм<sup>2</sup> до 897 Н/мм<sup>2</sup>. При цьому значення в'язкості руйнування варіюються ще більш суттєво – від 60,2 МПа·м<sup>1/2</sup> до 118,5 МПа·м<sup>1/2</sup>. Це дозволяє виявити чіткі закономірності у співвідношенні цих двох характеристик.

Найвищий показник границі міцності (897 Н/мм<sup>2</sup>) зафіксовано для плавки №21804 після одинарної термічної обробки. Однак відповідне значення  $K_{IC}$  для цього зразка становить 108,1 МПа·м<sup>1/2</sup>, що є високим, але не максимальним показником. Цей зразок демонструє, що висока міцність (897 Н/мм<sup>2</sup>) цілком може поєднуватись із відносно високою тріщиностійкістю (108,1 МПа·м<sup>1/2</sup>), що суперечить спрощеному уявленню про неминучий компроміс [1].

Найнижчі показники  $K_{IC}$  (60,2–60,7 МПа·м<sup>1/2</sup>) зафіксовано для немікролегованої плавки №4. Цікаво, що її границя міцності (867 Н/мм<sup>2</sup>) є середньою серед усіх зразків. Тобто, маючи не найвищу і не найнижчу міцність, ця сталь демонструє найгіршу тріщиностійкість. Коефіцієнт парної кореляції для границі міцності та тріщиностійкості складає 0,18, тобто кореляція низька. Це є переконливим доказом того, що визначальним фактором є не абсолютний рівень міцності, а мікроструктура, яка забезпечує цю міцність.

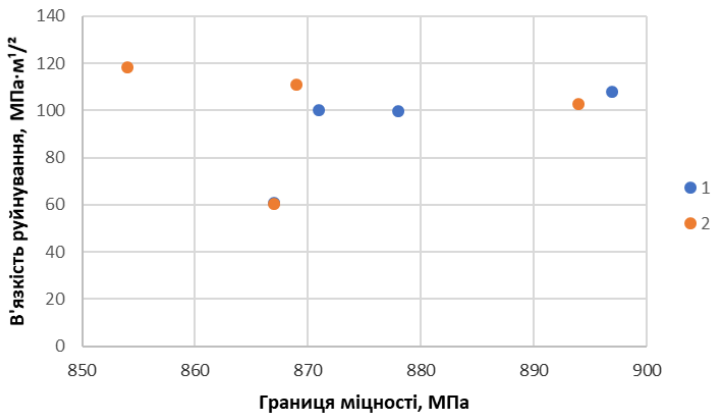


Рисунок 4 – Зв'язок значень границі міцності та в'язкості руйнування  $K_{IC}$  дослідних сталей (1 – стандартна термічна обробка, 2 – попередня нормалізація та наступна стандартна термічна обробка)

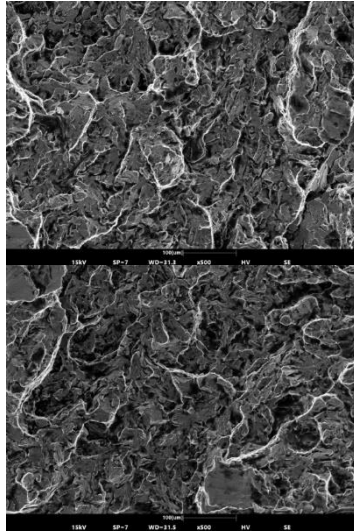
Подвійна термічна обробка (з попередньою нормалізацією) по-різному впливає на співвідношення між міцністю та в'язкістю для різних плавки. Для плавки №1 подвійна обробка призвела до незначного зниження міцності (з 897 Н/мм<sup>2</sup> до 894 Н/мм<sup>2</sup>) та невеликого зниження  $K_{IC}$  (з 108,1 МПа·м<sup>1/2</sup> до 102,9 МПа·м<sup>1/2</sup>). Тобто обидві характеристики

дещо зменшились, але співвідношення між ними практично не змінилось. Для плавки №2 подвійна обробка практично не змінила міцність (871 Н/мм<sup>2</sup> проти 869 Н/мм<sup>2</sup>), але суттєво підвищила  $K_{IC}$  – з 100,0 МПа·м<sup>1/2</sup> до 110,9 МПа·м<sup>1/2</sup>. Це є ще одним прикладом "розриву" класичного компромісу: при практично незмінній міцності вдалося значно підвищити тріщиностійкість. Для плавки №3 подвійна обробка також практично не змінила міцність (878 Н/мм<sup>2</sup> проти 854 Н/мм), але підвищила  $K_{IC}$  з 99,9 МПа·м<sup>1/2</sup> до 118,5 МПа·м<sup>1/2</sup> – тобто на 18,6%. Це ще більш виражений результат. Для немікролегованої плавки №4 подвійна обробка не змінила ані міцності (867 Н/мм<sup>2</sup> в обох випадках), ані в'язкості (60,7 проти 60,2 МПа·м<sup>1/2</sup>). Тобто вона виявилась абсолютно неефективною.

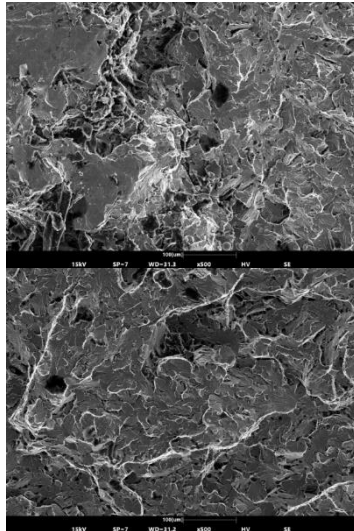
Мікролеговані плавки (№1-3) демонструють принципово вищі показники  $K_{IC}$  при тому самому (або навіть дещо вищому) рівні міцності порівняно з немікролегованою плавкою №21745. Особливо показовим є порівняння плавки №3 після подвійної обробки ( $\sigma_b=854$  Н/мм<sup>2</sup>,  $K_{IC}=118,5$  МПа·м<sup>1/2</sup>;) та плавки №4 після будь-якої обробки ( $\sigma_b=867$  Н/мм<sup>2</sup>,  $K_{IC}\approx 60,5$  МПа·м<sup>1/2</sup>). При практично однаковій міцності мікролегована сталь має майже вдвічі вищу тріщиностійкість. Це є найбільш вагомим доказом того, що саме мікролегкування (ванадієм та молібденом) у поєднанні з оптимальним режимом термічної обробки дозволяє кардинально змінити співвідношення "міцність – в'язкість".

Був виконаний аналіз поверхні руйнування після випробувань на тріщиностійкість зразка з високим (110,9 МПа·м<sup>1/2</sup>) та низьким (60,2 МПа·м<sup>1/2</sup>) значенням цієї характеристики сталей після подвійної термічної обробки з мікролегуванням ванадієм та без мікролегування відповідно (рис. 5). При цьому значення границі міцності, твердості, відносного подовження та роботи удару мають принципово близькі значення. Відповідно до таблиці 2 найбільш помітно для цих зразків змінився такий параметр як кількість фериту.

Фрактографічний аналіз поверхні руйнування зразка з плавки №2, мікролегованої ванадієм та термічно обробленої за подвійним режимом (з попередньою нормалізацією), виявив характерні особливості, що корелюють з високим рівнем в'язкості руйнування ( $K_{IC}=110,9$  МПа·м<sup>1/2</sup>). Загальний вигляд поверхні руйнування цього зразка (рис. 5) свідчить про змішаний, переважно в'язкий характер руйнування. Значну частку поверхні займає волокниста складова, що є характерною ознакою пластичного (в'язкого) руйнування, яке супроводжується значною дисипацією енергії перед поширенням магістральної тріщини. Наявність великої кількості волокнистих ділянок вказує на те, що процес руйнування контролювався механізмами утворення, росту та злиття мікропорожнин.



Плавка №2, мікролегована ванадієм, подвійна термообробка, в'язкість руйнування  $K_{IC}$  110,9 МПа·м<sup>1/2</sup>



Плавка № 21745 без мікролегуння, подвійна термообробка, в'язкість руйнування  $K_{IC}$  60,2 МПа·м<sup>1/2</sup>

Рисунок 5 – Поверхня руйнування після випробування на в'язкість руйнування  $K_{IC}$

Поверхня зламу має глибокий рельєф, що свідчить про активну взаємодію тріщини з мікроструктурними неоднорідностями та її відхилення від плоскої траєкторії поширення. Звивистий шлях тріщини потребує додаткових енергетичних витрат, що позитивно впливає на тріщиностійкість матеріалу.

Світлі бороздки в'язкої складової значно виступають над загальним рівнем поверхні, створюючи розвинений мікрорельєф. Ці бороздки є слідами інтенсивної пластичної деформації, яка передувала утворенню тріщини. Їхній виступаючий характер свідчить про те, що локальна пластичність матеріалу є високою, а деформація концентрується у відносно великих об'ємах перед вершиною тріщини.

Фасетки відколу, які відповідають ділянкам крихкого руйнування, мають глибокий характер і високорозвинені струмочкові візерунки сходинок сколу. Такі візерунки утворюються при поширенні тріщини відколу в умовах зміни кристалографічної орієнтації суміжних перлітних колоній або феритних зерен. Високорозвинені сходинки сколу вказують на те, що крихке поширення тріщини постійно гальмується на межах структурних складових, що є наслідком подрібнення дійсного зерна після подвійної термічної обробки.

На окремих ділянках зламу спостерігаються рівновісні ямки (димпли), які є класичною ознакою в'язкого руйнування. Рівновісна форма ямок свідчить про те, що руйнування відбувалося в умовах рівномірного розподілу напружень, без переважної дії зсувних напружень. Це додатково підтверджує високий рівень в'язкості матеріалу.

Важливою особливістю дослідженої поверхні руйнування є відсутність неметалевих включень в місцях зародження тріщин. Це свідчить про високу чистоту сталі за неметалевими включеннями (завдяки низькому вмісту сірки 0,0008%), що усуває додаткові концентратори напружень. Також не виявлено міжзеренних тріщин, що вказує на відсутність окрихчення границь зерен та їх достатню когезійну міцність. Розривів металу, які б свідчили про катастрофічне нестабільне руйнування, на поверхні зламу також не спостерігалось.

Таким чином, фрактографічний аналіз підтверджує, що високе значення в'язкості руйнування плавки №2 після подвійної термічної обробки зумовлене переважно в'язким характером руйнування з розвиненим рельєфом поверхні, значною часткою волокнистої складової та відсутністю концентраторів напружень у вигляді включень або міжзеренних тріщин. Наявність глибоких фасеток відколу з розвиненими струмочковими візерунками свідчить про ефективне гальмування тріщини на мікроструктурних бар'єрах, що досягнуто завдяки подрібненню зерна в результаті застосування подвійної

термічної обробки та мікрорегування.

Фрактографічний аналіз поверхні руйнування зразка з плавки №4, яка не містила мікрорежуючих елементів (ванадію та молібдену) та була термічно оброблена за подвійним режимом (з попередньою нормалізацією), виявив характерні ознаки, що корелюють з низьким рівнем в'язкості руйнування ( $K_{IC}=60,2$  МПа·м<sup>1/2</sup>). Отримані дані (рис. 5) дозволяють встановити чіткий зв'язок між мікроструктурними особливостями (більшим розміром зерна, низькою кількістю фериту, відсутністю дисперсних карбідів) та характером руйнування.

Загальний вигляд поверхні руйнування свідчить про квазікрихкий (квазискол) характер руйнування. Квазискол є проміжним типом руйнування між в'язким ямковим та крихким відколом. Він характеризується поширенням тріщини переважно транскристалітно (через зерно), але з окремими елементами пластичності.

На поверхні зламу спостерігаються численні плоскі ділянки – "фасетки" (грані), які утворюються внаслідок проходження тріщини через окремі зерна. На відміну від ідеального крихкого відколу, де фасетки є гладкими та дзеркальними, у даному випадку вони мають слабо розвинені візерунки та є переважно пласкими. Це свідчить про те, що кристалографічна орієнтація сусідніх зерен суттєво не відхиляє траєкторію тріщини, і вона поширюється відносно прямолінійно.

Фасетки з'єднані між собою перемичками – невеликими ділянками в'язкого руйнування, які утворюються при локальному руйнуванні перегородок між сусідніми зернами. Наявність таких перемичок є характерною ознакою квазисколу і відрізняє його від ідеально крихкого відколу, де фасетки з'єднуються безпосередньо.

Волокниста складова, яка є ознакою пластичного (в'язкого) руйнування, займає незначну частку поверхні зламу. Це прямо вказує на те, що дисипація енергії за рахунок пластичної деформації перед вершиною тріщини була мінімальною.

Рельєф поверхні є неглибоким, переважають пласкі ділянки. Це свідчить про те, що тріщина поширювалася переважно по плоских траєкторіях, без суттєвих відхилень та звивистості. Відсутність глибокого рельєфу означає, що мікроструктурні бар'єри (границі зерен, перлітних колоній) не створювали значної перешкоди для тріщини.

Невелика кількість світлих бороздок в'язкої складової тонкі, мають слабо виражений характер. Ці бороздки є слідами локальної пластичної деформації, яка передувала руйнуванню. Їхня мала кількість та незначна протяжність свідчать про те, що пластична деформація концентрувалася у дуже малих об'ємах безпосередньо перед вершиною тріщини.

Важливою особливістю є відсутність неметалевих включень на

поверхні руйнування. Це підтверджує високу чистоту сталі за включеннями, яка була досягнута сучасною металургійною технологією. Однак, тут спостерігається розрив металу, що свідчить про недостатню когезійну міцність матеріалу та його схильність до нестабільного поширення тріщини.

На поверхні зламу виявлено ділянки, де тріщина проходить між зернами (інтеркристалітне руйнування). Це є дуже важливою ознакою, яка вказує на ослаблення границь зерен.

Отримані фрактографічні дані добре корелюють з мікроструктурними характеристиками плавки №4:

Великий розмір аустенітного зерна (0,0346 мм після подвійної обробки) обумовлює формування великих плоских фасеток відколу. Чим більше зерно, тим на більшій площині може поширюватись тріщина без зміни напрямку, що знижує енергоємність руйнування.

Низький вміст фериту (7-8%) означає, що пластична складова мікроструктури є мінімальною. Ферит, як більш пластична фаза, здатен гальмувати тріщину та сприяти дисипації енергії. Його нестача призводить до того, що тріщина поширюється переважно через крихіті перлітні колонії.

Відсутність дисперсних карбідів ванадію не створює додаткових бар'єрів для тріщини на субмікроскопічному рівні. У мікролегованих сталях ці карбіди виділяються між пластинами цементиту в перліті, змінюючи морфологію перліту та підвищуючи його опір поширенню тріщини. Їхня відсутність робить перліт більш крихким.

Нездатність подвійної термічної обробки подрібнити зерно (плавка №21745 показала навіть незначне зростання зерна з 0,0340 до 0,0346 мм) свідчить про те, що без мікролегування додаткова нормалізація не дає позитивного ефекту. Відсутність частинок, що стримують ріст зерна (пінінг), призводить до рекристалізації та укрупнення аустенітного зерна.

На основі проведених досліджень встановлено, що характер руйнування сталей для залізничних коліс при випробуванні на в'язкість руйнування визначається не стільки абсолютним рівнем міцності, скільки мікроструктурними параметрами, які формуються внаслідок мікролегування та термічної обробки.

*Результати отримані в рамках Українсько-німецького проекту «Вплив структурної та хімічної неоднорідності на зносостійкість та поширення втомних тріщин в місці контакту колеса-рейка» (номер держреєстрації 0124U003037) за договором М14-2024/КС.0227.24 від 30.04.2024.*

## Висновки

1. Результати досліджень показали, що в сталях для залізничних коліс, мікролегованих ванадієм, або ванадієм і молібденом рівень в'язкості руйнування  $K_{IC}$  значно вищий (від 65 до 80%), ніж у сталі без мікролегованих елементів. Подвійна термічна обробка (з попередньою нормалізацією) є ефективною виключно для мікролегованих сталей. Вона забезпечує додаткове подрібнення зерна на 9-22%, тоді як для немікролегованої сталі вона неефективна або навіть призводить до зростання зерна. Мікролегування ванадієм збільшує кількість фериту приблизно вдвічі – з 8% до 15-16%, що позитивно впливає на пластичну складову руйнування. Вплив подвійної термічної обробки на вміст фериту є неоднозначним і залежить від конкретного хімічного складу. Показано, що однією з основних причин низьких значень в'язкості руйнування окремих плавок коліс є крупнозернистість структури колісної сталі.

2. Мікролегування є визначальним фактором підвищення  $K_{IC}$ . Перехід від немікролегованої сталі до мікролегованої ванадієм забезпечує зростання в'язкості руйнування на 65-78% – з 60 до 100-108 МПа·м<sup>1/2</sup>. Подвійна термічна обробка дає різний ефект залежно від складу: для одних плавок вона підвищує  $K_{IC}$  на 11-19%, для іншої – дещо знижує, а для немікролегованої – не дає ефекту. Найвищий результат (118,5 МПа·м<sup>1/2</sup>) досягається при комплексному мікролегуванні (ванадій + молібден) у поєднанні з подвійною термічною обробкою, що свідчить про синергійний ефект.

3. Встановлено, що визначальним фактором впливу на в'язкість руйнування є не абсолютний рівень міцності, а мікроструктура, яка цю міцність забезпечує. Найвища міцність (897 Н/мм<sup>2</sup>) не дає найвищої в'язкості, а найвища в'язкість (118,5 МПа·м<sup>1/2</sup>) досягнута при найнижчій міцності (854 Н/мм<sup>2</sup>). При цьому немікролегована сталь із середньою міцністю (867 Н/мм<sup>2</sup>) показала найгіршу тріщиностійкість (60 МПа·м<sup>1/2</sup>).

4. Високий рівень міцності не є гарантією високої тріщиностійкості. Класичний компроміс між міцністю та в'язкістю руйнування може бути подоланий шляхом формування оптимальної мікроструктури за допомогою мікролегування (особливо комплексного V+Mo) та застосування подвійної термічної обробки (з попередньою нормалізацією). Вирішальну роль відіграють подрібнення дійсного зерна, збільшення частки фериту, формування дисперсних карбідів та зміна морфології перліту, що забезпечує перехід від квазікрихкого до в'язкого механізму руйнування.

## Перелік посилань / References

1. Bi, N., Tang, H., Shi, Z., Wang, X., Han, F., & Liang, J. (2023). Effects of Vanadium Microalloying and Intercritical Annealing on Yield Strength–Ductility

- Trade-Offs of Medium-Manganese Steels. *Materials*. 2023. 16. <https://doi.org/10.3390/ma16062220>
2. Mudda, S., Hegde, A., Sharma, S. et al. (2026). A review of the latest developments regarding the heat treatment effects on hardness, impact toughness, and microstructure in AISI 1040, 4140, and 4340 medium carbon structural steels. *Discover Materials*, 6(1). <https://doi.org/10.1007/s43939-025-00532-z>
  3. Zurnadzhy, V., Stavrovskaia, V., Chabak, Y., Petryshynets, I., Efremenko, B., Wu, K., Efremenko, V., & Brykov, M. (2024). Enhancing the Tensile Properties and Ductile-Brittle Transition Behavior of the EN S355 Grade Rolled Steel via Cost-Saving Processing Routes. *Materials*, 17(9), 1958. <https://doi.org/10.3390/ma17091958>
  4. Brykov, M., Mierzwiński, D., Efremenko, V., Girzhon, V., Shalomeev, V., Shyrovkov, O V, Petryshynets, I, Klymov, O, & Kapustyan, O. (2024). Increasing the Strength and Impact Toughness of Carbon Steel Using a Nanosized Eutectoid Resulting from Time-Controlled Quenching. *Materials*. 17(15). 3696. <https://doi.org/10.3390/ma17153696>
  5. Zhou, S.-t., Li, Z.-d., Yang, C.-f., Xie, S.-k., Yong, Q.-l. (2019). Cleavage fracture and microstructural effects on the toughness of a medium carbon pearlitic steel for high-speed railway. *Materials Science and Engineering: A*, 761, 138036. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138036>
  6. Strnadell B., Hausild P., Nohal S., Matocha K. Statistical scatter in the fracture toughness and Charpy impact energy of pearlitic steel (2007). *Mater. Sci. Eng.:* A. 486. 1-2. 208-214. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.08.081>
  7. Chattopadhyay, C., Sangal, S., Mondal, K., & Garg, A. (2012). Improved wear resistance of medium carbon microalloyed bainitic steels. *Wear*, 289, 168–179. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.03.005>
  8. Andrade, H., Akben, M. G., & Jonas, J. J. (1983). Effect of molybdenum, niobium, and vanadium on static recovery and recrystallization and on solute strengthening in microalloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, 14, 1967-1977.
  9. Zajac, S. (2002). Precipitation and grain refinement in vanadium-containing steels. *Iron steel vanadium titanium*. 23(1). 35-48.
  10. Capdevila, C., Ferrer, J. P., García-Mateo, C., Caballero, F. G., López, V., & de Andrés, C. G. (2006). Influence of Deformation and Molybdenum Content on Acicular Ferrite Formation in Medium Carbon Steels. *ISIJ Int.*, 46, 1093–1100. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.46.1093>
  11. Rezende, A. B., Fernandes, F. M., Fonseca, S. T., Farina, P. F. S., Goldenstein, H., & Mei, P. R. (2020). Effect of alloy elements in time temperature transformation diagrams of railway wheels. *Defect and Diffusion Forum*, 400, 11-20. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.400.11>
  12. Sakamoto, H., Toyama, K., & Hirakawa, K. (2000). Fracture toughness of medium-high carbon steel for railroad wheel. *Mater. Sci. Eng.:* A, 285(1-2), 288–292. [https://doi.org/10.1016/s0921-5093\(00\)00648-1](https://doi.org/10.1016/s0921-5093(00)00648-1)
  13. Trivedi, R., Bhumika, Tandon, R., Mishra, G., Singh, R., Singh, J. K., Mahobia, G. S., Chauhan, A., Sarma, S., Ghosh, A., Karmakar, A., & Patra, S. (2024). Study of strength and toughness in pearlitic wheel steel via microstructural alteration. *Materials Today Communications*, 39, 109255. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.109255>

**O. I. Babachenko**<sup>1</sup>, D. Sc. (Tech.), Corr. Member., Senior Researcher, ORCID 0000-0001-7501-4173

**G. A. Kononenko**<sup>1,\*</sup>, D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-7446-4105

**O. A. Podolska**<sup>1</sup>, Researcher, PhD Student, ORCID 0000-0002-4032-4275

**O. A. Shpak**<sup>1</sup>, Junior Researcher, ORCID 0009-0005-2797-4790

**O. L. Safronov**<sup>1</sup>, Junior Researcher, ORCID 0009-0007-1308-5380

<sup>1</sup>*Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine*

\* *Corresponding author: perlit@ua.fm*

## **FRACTURE FEATURES DURING FRACTURE TOUGHNESS TESTING DEPENDING ON THE STRENGTH LEVEL OF STEEL FOR RAILWAY WHEELS**

**Abstract.** Increasing railway operating speeds and axle loads impose more stringent requirements on the fracture resistance of wheel steels. Fracture toughness ( $K_{IC}$ ) is a critical parameter governing the reliability and operational safety of railway wheels. A fundamental strength-toughness trade-off exists; however, recent studies have demonstrated the possibility of mitigating this limitation through optimization of chemical composition and heat treatment. **Purpose of the study.** To investigate the effect of vanadium and molybdenum microalloying, as well as heat treatment conditions (single and double heat treatment with prior normalization), on the structural parameters, mechanical properties, and fracture toughness of R7 wheel steels, and to establish the relationship between microstructure, strength, and fracture behavior. **Material and research methodology.** Four industrial heats were investigated: a non-microalloyed steel (No. 4), vanadium-microalloyed steels (No. 1 and No. 2), and a vanadium–molybdenum microalloyed steel (No. 3). Static tensile tests, hardness measurements, impact toughness tests, and fracture toughness ( $K_{IC}$ ) measurements were performed. Microstructural analysis was carried out using optical microscopy, while fractographic analysis was performed using scanning electron microscopy. **Main results.** Vanadium microalloying resulted in grain refinement by 29–35% (from 0.034 mm to 0.022–0.024 mm) and doubled the ferrite content (from 8% to 15–16%). Double heat treatment was effective only for microalloyed steels, providing additional grain refinement of 9–22%. The increase in  $K_{IC}$  due to microalloying reached 65–78% (from 60 to 100–108 MPa·m<sup>1/2</sup>). The highest fracture toughness (118.5 MPa·m<sup>1/2</sup>) was achieved for the V–Mo microalloyed steel after double heat treatment, indicating a synergistic effect. At the same time, the tensile strength of this specimen was 854 N/mm<sup>2</sup>, which was the lowest among the investigated steels. A high  $K_{IC}$  level corresponded to a ductile dimple fracture characterized by pronounced relief, a significant fraction of the fibrous component, well-developed tear ridges, and the absence of intergranular cracks. A low  $K_{IC}$  level (60.2 MPa·m<sup>1/2</sup>) corresponded to quasi-cleavage fracture with relatively flat fracture topography, a low fraction of the fibrous component, shallow facets, and the presence of intergranular cracks. **Conclusions.** The classical strength–toughness trade-off is not absolute. The decisive factor is not the strength level itself, but the microstructure responsible for achieving it. Vanadium microalloying, especially in combination with molybdenum addition and double heat treatment, enables the formation of a favorable

microstructure (refined grain structure, dispersed carbides, and increased ferrite content), which promotes the transition from a quasi-brittle to a ductile fracture mechanism and increases  $K_{IC}$  by more than 1.5 times while maintaining a high strength level. The obtained results are of considerable practical importance for the development of next-generation wheel steels with enhanced fracture resistance.

**Keywords:** fracture toughness ( $K_{IC}$ ), microalloying, heat treatment, average grain size, pearlite, microhardness, ferrite, crack resistance.

**For citation:** Babachenko, O. I., Kononenko, G. A., Podolska, O. A., Shpak, O. A., & Safronov, O. L. (2026). Fracture features during fracture toughness testing depending on the strength level of steel for railway wheels. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 22-43. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-002>

*Рукопис надійшов до редакції / Received 01.04.2026*

*Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026*

*Опубліковано / Published 30.05.2026*