

Національна академія наук України
Інститут металофізики

На правах рукопису

Стаценко Ірина Станіславівна

**ЗВ'ЯЗОК СТРУКТУРИ І МІКРОМЕХАНІЗМІВ РУЙНУВАННЯ
СТАЛЕЙ В СТАНІ ОБОРотної ВІДПУСКНОЇ КРИХКОСТІ**

Спеціальність 05.16.01 - Металознавство і термічна обробка металів

А В Т О Р Е Ф Е Р А Т
дисертації на здобуття наукового ступеня
кандидата технічних наук

Київ - 1995

AE 32,611

Дисертацією є рукопис.

Роботу виконано в Інституті металофізики НАН України.

Науковий керівник- доктор технічних наук, професор Ю.Я.Мешков

Офіційні опоненти -

1. Доктор технічних наук, професор М.В.Белоус.
2. Доктор технічних наук, професор Є.А.Марковський.

Провідна організація - Український науково-дослідний інститут спеціальних сталей, м.Запоріжжя.

Захист відбудеться "12" листопада 1995 р. о 14 -й годині на засіданні спеціалізованої вченої ради Д 01.75.02 при Інституті металофізики НАН України (252680, м.Київ-142, просп.Вернадського 36)

З дисертацією можна ознайомитися у бібліотеці Інституту металофізики, за адресою: Київ, просп.Вернадського 36

Автореферат розіслано "9" червня 1995 р.

Вчений секретар
спеціалізованої вченої ради Д 01.75.02

Мадатова

Е.Г.Мадатова

ЛНБ ім. В. Стефаніка
АН України

ЛНБ України ім.В.Стефаніка



00754952 (W)

Актуальність теми. Оборотна відпускна крихкість (ОВК), яку називають ще відпускною крихкістю 2-го роду, проявляється у зміні вигляду поверхні зламу та зниженні ударної в'язкості після відпуску деяких сталей в інтервалі температур 350-550°C.

Відпускна крихкість вважається негативним явищем, про що свідчить її перша назва - "хвороба Круппа". Однак до цього часу кількісно описати "небезпечність" відпускної крихкості для сталей на підставі оцінки різних механічних характеристик було важко, оскільки бракувало спеціального дослідження особливостей прояву ОVK при статичному, динамічному навантаженнях, а також в умовах концентрації напружень. З цієї причини сталі, що схильні до оборотної відпускної крихкості, до цих пір атестують практично по результатах єдиного виду випробувань, а саме - випробування на ударну в'язкість, що дозволяє встановити факт явища, оцінити відносну ступінь покрихчення, але не дає чіткої фізичної картини процесу руйнування.

В роботі зроблено спробу на підставі аналізу структурного комплексу сталі в стані відпускної крихкості зв'язати це явище з такою характеристикою руйнування сталі, якою є критичне напруження крихкого руйнування R_{MC} з тим, щоб у випадку позитивного результату запропонувати новий, альтернативний ударним випробуванням метод оцінки схильності сталі до відпускної крихкості.

Мета роботи. Головне завдання досліджень, які було здійснено, полягало у встановленні закономірностей прояву відпускнуї крихкості при різних видах випробувань, визначенні можливості застосування моделі мікросколу для опису крихкого руйнування конструкційних сталей в стані відпускнуї крихкості і виявленні на цій підставі особливостей мікромеханізму цього процесу.

Наукова новизна. У дисертації вперше показано можливість поширення моделі мікросколу, розробленої раніше для транскристалітного руйнування, також на сталі, в яких відбувається інтеркристалітне руйнування внаслідок розвитку відпускнуї крихкості.

Вперше встановлено кількісний зв'язок між зниженням величини критичного напруження крихкого руйнування сталі, що обумовлюється співвідношенням її структурних параметрів, та локальним в зоні ініціації крихкого руйнування зниженням поверхневої енергії, викликаним сегрегаційним збагаченням домішковими елементами. Завдяки цьому запропоновано специфічний мікромеханізм руйнування сталі в стані ОВК.

Вперше обґрунтовано зв'язок між традиційними механічними характеристиками і опором мікросколу R_{MC} . Визначено, що причиною значного підвищення температури холодноламкості T_X і падіння ударної в'язкості a_n при ударних випробуваннях зразків типу Шарпі сталі в стані ОВК навіть невелике зниження R_{MC} здатне спричинити суттєві зміни T_X і a_n за рахунок концентрації напруг поблизу надрізу і властивої для конструкційних сталей слабкої температурної залежності границі пластичності.

Практична цінність роботи полягає в тому, що знання мікромеханізмів руйнування при розвитку ОВК та їх зв'язку із структурним комплексом сталі дозволяє дати науково обгрунтовані рекомендації по вибору оптимальних режимів обробки для отримання мікроструктури, не чутливої до ОВК. До того експериментально показано, що стан ОВК ферритокарбідних сталей не спричиняє суттєвого впливу на силові характеристики руйнування і не призводить до помітного зниження несучої спроможності матеріалу. Це означає, що схильні до ОВК сталі можна використовувати для виготовлення конструкцій, які експлуатуються в статичних умовах і не мають протистояти ударному навантаженню.

НАУКОВІ ПОЛОЖЕННЯ, ЩО ВИНЕСЕНО НА ЗАХИСТ

1. Характерне для стану відпускнуї крихкості значне підвищення температури холодноламкості при випробуваннях на динамічний вигин зумовлено ефектом зниження опору мікросколу сталі, який підсилюється слабкою температурною залежністю границі плинності, властивою сталям з середньою та високою міцністю.

2. Зниження крихкої міцності конструкційної сталі в результаті розвитку оборотної відпускнуї крихкості не перевищує 20%, що суттєво менше очікуваного згідно фактичного рівня зниження поверхневої енергії, оскільки зернограничні сегрегації домішок, зокрема, фосфору, сприяють зміні мікромеханізму руйнування, а саме: переходу ролі ініціаторів крихкого руйнування від карбідів всередині зерен до карбідів, розташованих на послаблених сегрегаціями границях зерен.

3. Якщо для крупнозернистих, переважно однофазних сталей згідно формулі Гріффітса зниження поверхневої енергії γ призводить до падіння напруження опору мікросколу R_{MC} в повній мірі, то вплив сегрегацій на зниження R_{MC} феррито-карбідних сталей має пороговий характер і виявляється лише у випадку більш ніж подвійного локального зниження γ .

Особистий внесок автора. В дисертаційній роботі викладено експериментальні дослідження, проведені безпосередньо автором або за його участю. Аналіз літературних відомостей, власних експериментальних результатів та узагальнення даних про зв'язок мікроефектів руйнування сталі в умовах розвитку ОБК з впливом на їх реалізацію сегрегаційних процесів при термічній обробці виконано особисто автором.

Публікації за темою дисертації. Матеріали дисертації опубліковано у 12 друкованих працях, серед яких 8 статей та 4 тези представницьких конференцій (перелік публікацій наведено наприкінці автореферату)

Апробація роботи. Основні результати було викладено у доповідях та обговорено на таких конференціях та семінарах:

VI Всесоюзна конференція "Фізика руйнування-89", вересень 1989 р., м.Київ;

Всесоюзна науково-технічна конференція "Интеркристаллитная хрупкость сталей и сплавов", листопад 1989 р., м.Іжевськ;

семінар "Механіка і фізика руйнування хрупких і малопластичних матеріалів", листопад 1989 р., м.Рига;

II семінар "Структурные аспекты разрушения", грудень 1989 р., м.Тула;

I Всесоюзна школа-семінар "Структурная и химическая неоднородность в материалах", жовтень 1990 р., м.Київ;

III Всесоюзний симпозіум з механіки руйнування, листопад 1990 р., м.Житомир;

V семінар "Структурные аспекты локализации деформации и разрушения в кристаллах", березень 1991 р., м.Юрмала;

IV Міжнародна конференція з термообробки, березень 1991 р., м.Хемніц, ФРН;

Конференція пам'яті акад. АН України К.Ф.Стародубова "Проблемы современного материаловедения", квітень 1992 р. м.Дніпропетровск.

Структура та обсяг роботи. Дисертація складається із вступу, п'яти глав, висновків та списку літератури (165 найменувань), викладена на 161 стор., містить 37 малюнків та 14 таблиць.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ ДИСЕРТАЦІЇ

У вступі обґрунтовано актуальність теми, надано загальну характеристику роботи, стисло викладено її зміст та сформульовано основні положення, що винесено на захист. Тут також наведено основні відомості про явище оборотної відпускнуї крихкості, історичні етапи його дослідження та сучасний стан проблеми руйнування сталі в стані ОВК.

У першій главі проаналізовано підходи до вивчення відпускнуї крихкості конструкційних сталей. Розглянуто

металургічні фактори, що впливають на розвиток відпускнуї крихкості в сталях і викликані ними структурні особливості проявлення крихкого стану. Детально досліджено закономірності ОВК в конструкційних сталях різного хімічного складу, відомі особливості впливу легуючих елементів, що сприяють чи стримують покрихчення сталей при відпуску. Помічено, що розвиток ОВК проходить при сегрегаційному збагаченні границь зерен, головним чином, фосфором, а також сіркою, мнш'яком, сурмою та деякими іншими домішковими елементами. Особливу увагу приділено ролі сегрегацій неметалевих домішок біля границь зерен у зміні поверхневої енергії γ . На жаль, кількісні дані про зміну γ при підвищенні концентрації домішок в твердому розчині практично відсутні, за виключенням класичних результатів Хондроса, отриманих методом нуль-ползучості на бінарних сплавах.

Вплив стану ОВК на зміну механічних властивостей неоднозначний. Найбільш чутливими є ударна в'язкість a_n та температура холодноломкості T_x . Обробка на відпуску крихкість практично не змінює механічні характеристики, отримані при одноісному розтягненні, тобто границь міцності σ_B , плинності $\sigma_{0.2}$, хоча відносне звуження ϕ може дещо зменшуватися. В'язкість руйнування K_{IC} іноді виявляється навіть більш чутливим індикатором крихкого стану, ніж a_n , проте ця поширена характеристика атестує тривкість матеріалу при наявності одного виду дефекту – усталостної тріщини, що обмежує використання цього виду випробування. Через неоднозначність впливу ОВК на механічні властивості до цього часу не існує характеристики, яка дозволила б кількісно оцінювати ступінь розвитку відпускнуї крихкості.

Протягом останніх двох десятиріч використовується запропонована в ІМФ НАНУ характеристика опору мікросколу R_{MC} , яка експериментально визначається при температурі в'язко-крихкого переходу як критичне напруження крихкого руйнування, і є мінімальною крихкою міцністю матеріалу у випадку транскристалітного руйнування. Особливість R_{MC} полягає в тому, що її величина лімітується розміром критичної субмікротріщини, яка виникає в процесі пластичної деформації. Розмір субмікротріщини однозначно визначається параметрами структури: розміром дійсного зерна, діаметром глобулярного включення, товщиною цементитної пластини та ін. Було поставлено задачі:

- з'ясувати можливість виявлення ОВК на підставі зміни R_{MC} ;
- проаналізувати причину підвищення T_x при розвитку відпускнуої крихкості та її зв'язок із зміною R_{MC} ;
- дослідити особливості впливу елементів структури на R_{MC} конструкційних легованих сталей у порівнянні з вуглецевими;
- виявити мікромеханізм крихкого руйнування сталі з феріто-карбідною структурою в стані оборотної відпускнуої крихкості і на цій основі запропонувати можливі шляхи зменшення негативного впливу відпускнуої крихкості.

В другій главі обґрунтовано вибір матеріалів, способи їх термічної обробки і описано використані експериментальні методики.

Для дослідження було обрано конструкційні леговані сталі, що широко використовуються в промисловості. Особливості впливу елементів структури на міцність вивчалися на високоміцних легованих сталях типу Х2НГСМ з різним вмістом вуглецю, а також на сталі СП-28.

Для перевірки зв'язку оборотної відпускної крихкості з мікромеханізмами руйнування було відібрано хромісті сталі 40X (0.41%S, 0.30%Si, 0.71%Mn, 0.97%Cr, 0.008%P, 0.024%S) і 30XГСА (0.31%S, 1.03%Si, 0.93%Mn, 0.91%Cr, 0.016%P, 0.009%S). Зразки всіх типів для різних видів випробування виготовлялися з сталі однієї промислової плавки з метою виключити вплив таких додаткових факторів, як коливання складу сталей, кількості домішок, їх розподілення тощо.

Термічна обробка проводилася по режимах, що сприяли найповнішому розвитку ОВК. Після пічного нагріву і витримки в аустенітній області сталь заготовували в масло. Потім заготовки відпускали в печі, причому тривалість і спосіб охолодження після відпуску визначалися в залежності від задачі кожного експерименту. В деяких випадках використано швидкісний електровідпуск методом резистивного нагріву.

Механічні випробування на розтягнення до руйнування виконано на розривних машинах, обладнаних приставками для низькотемпературних випробувань УММ-5 (до -196°C), ЦД-10 (до -196°C), І253У-2-2 (до -196°C), МДК-025 (до -269°C). Хладагентом для них слугував рідкий азот, а в останньому випадку рідкий гелій. Динамічний вигин зразків з концентратором типу Шарпі, як і динамічне розтягнення зразків з циліндричною робочою частиною, і квазистатичне розтягнення циліндричних зразків з кільцевим надрізом заданого профілю виконано в інтервалі температур на установці INSTRON.

Структура сталей досліджувалася методами металографії (NEOPHOT), просвічуючої електронної мікроскопії фольг (УМВ-2Ф и JEM-200CX), растрової електронної мікроскопії

(TESLA BS-300 і JSM- 35), Оже-спектроскопія (LAS-3000). Кількісний аналіз розподілення глобулярної карбідної фази виконано з допомогою автоматичного аналізатора зображення "OMNIMET-ТМ". Локальні характеристики руйнування зразків з кільцевим концентратором напруги розраховано методом кінечних елементів згідно методики, запропонованої С.О.Котречко у відділі фізики міцності та руйнування сталей ІМФ НАНУ.

В третій главі викладено результати дослідження сприйнятливості критичного напруження крихкого руйнування конструкційних хромістих сталей до стану ОБК і проаналізовано кореляції характеристик, отриманих при різних видах механічних випробувань.

Отримано залежності від температури відпуску механічних характеристик сталі 40Х при розтягненні, а також значень критичного напруження крихкого руйнування R_{MC} , розрахованих по результатах випробувань в рідкому азоті. Стандарти властивості (границя міцності, границя плинності, відносне звуження) змінюються монотонно при підвищенні температури відпуску, тоді як крива R_{MC} має мінімум відповідний 550°C .

При одночасному розтягненні зразків, які відпущено протягом 2-х годин при 550°C , 650°C і по комбінованому режиму $650^{\circ}\text{C} + 500^{\circ}\text{C}$ (6 год.), інтеркристалітний вид зламів свідчить, що відпускна крихкість розвивається в першому і третьому випадках.

З метою порівняти крихкий та некрихкий стан, виключивши при цьому зміну основних параметрів структури, шляхом відпуску при 650°C отримували "еталон". При цій температурі

відбувається остаточне формування структурного стану з частково сфероїдизованими карбідами як на границях, так і всередині зерен. Швидке охолодження після відпуску перешкоджає розвитку відпускнуї крихкості. "Крихкість" досягалає додатковою витримкою при 500°C. При такій термообробці формування карбідної фази завершилося при первісному, високому відпуску, і наступна витримка привела до крихкого стану без суттєвої зміни розмірів елементів мікроструктури, що доведено електронномікроскопічним аналізом. Одночасно було помічено підвищену травимість границь зерен для крихкого стану - класичну ознаку сегрегації домішкових елементів поблизу границь. Опір мікросколу проявляє чутливість до стану відпускнуї крихкості, знижується приблизно на 10%.

Більш наочний ефект отримано для сталі 30ХГСА з вищим вмістом фосфору. Ударна в'язкість і температура, при якій в поверхні зламу з'являється 50% інтеркристалітної складової T_{50} , значно змінилися для крихкого стану у порівнянні з еталонним. Опір мікросколу при цьому зменшився на 15%.

Сильна чутливість ударної в'язкості a_n до стану ОВК пов'язана з тим, що характеристика a_n по своїй природі являється комплексною, включає параметри міцності та пластичності. Різде пониження ударної в'язкості обумовлено одночасним зниженням напруження руйнування покрихченого матеріалу, вірогідним зменшенням пластичності за рахунок швидкості випробувань на динамічний вигин, а також концентрацією напружень під надрізом.

По результатах випробувань зразків з плоско-паралельним концентратором побудовані температурні залежності

інтегральних характеристик руйнування. Криві номінального напруження руйнування σ_n , границі плинності σ_y , відносного поперечного звуження ψ демонструють, що при статичному навантаженні існує різниця між вихідним та покрихченим станом як по σ_n , так і по температурі нульової пластичності T_{HP} . В досліджуваному температурному інтервалі найбільше відносне змінення номінального напруження руйнування становить 23%; а при T_{HP} , тобто при однаковій макродеформації ψ , $\delta\sigma_n = 13\%$.

Побудовано температурні залежності максимального локального критичного розтягуючого напруження σ_c ; глибини зони пластики біля вершини концентратора H ; жорсткості напруженого стану J та інтенсивності еквівалентної деформації E_1 в точці σ_{1max} .

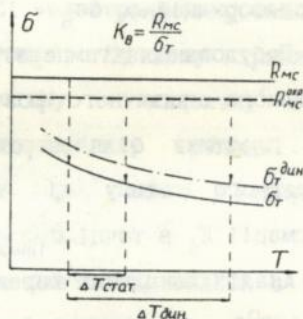
Аналіз локальних характеристик показав, що при $T = \text{const} = -196^\circ\text{C}$ різниця критичного максимального локального розтягуючого напруження σ_c покрихченого та еталонного матеріалу складає 7%. В той же час при однаковій величині локальної деформації $E_1 - 2\%$, що відповідає найменшому значенню локальної міцності, ця різниця складає 15%. Таким чином можна стверджувати, що викликане розвитком відпускнуї крихкості змінення R_{MC} приводить до зміни в тій же мірі локального l , відповідно, номінального напружень руйнування зразків з концентраторами.

Причини різкого підвищення границі холодноламкості при відпускнуї крихкості можна наочно продемонструвати на схемі (рис.1). При температурі нульової пластичності T_{HP} зразка з концентратором жорсткість концентратора J дорівнює відношенню напруження мікросколу до границі плинності при

тій самій температурі: $R_{MC} / \sigma_T = K_B = J$. При постійній геометрії надрізу 1, отже, J , навіть незначне (10-15%) пониження R_{MC} для крихкого матеріалу порівняно до еталону зміщує $T_{НП}$ на десятки градусів в область більш високих температур. Властива для конструкційних сталей слабка температурна залежність границі плинності сприяє такому явищу. При динамічному навантаженні ефект підсилюється за рахунок підвищення границі плинності σ_T внаслідок більш високої швидкості деформації під час ударних випробувань.

Рис. 1.

Вплив R_{MC} на температуру холодноламності T при статичному і динамічному навантаженнях (схема).



Отримані в цій главі результати дають підстави заключити, що катастрофічне падіння ударної в'язкості при відпускній крихкості викликане стисненням деформації під концентратором напружень і динамічними ефектами, що обумовлюють підвищення локальної границі плинності. Тому навіть незначне зменшення R_{MC} при відпускній крихкості приводить до суттєвого підвищення $T_{НП}$ при випробуваннях на ударну в'язкість, в силу чого опір мікросколу, безпосередньо пов'язаний з структурним комплексом сталі, можна розглядати як ключову характеристику при визначенні чутливості матеріалу до відпускної крихкості та рекомендувати її для атестації властивостей сталі.

В четвертій главі проаналізовано кількісний зв'язок структури і напруження крихкого руйнування реальної легованої високоміцної сталі промислової виплавки. Відомо, що відпускна крихкість у вуглецевих сталях не спостерігається, а виявляється лише за умови додаткового легування. З цієї причини було експериментально перевірено можливість застосування моделі мікросколу до високоміцних конструкційних легованих сталей типу Х2НГСМ та СП, що мають, у порівнянні до вуглецевих, більше структурних складових.

Експериментально показано, що рівень крихкої міцності таких сталей після загартування та відпуску не залежить від розміру первісного аустенітного зерна, оскільки всередині великих мартенсітних пакетів розташовані прошарки залишкового аустеніту, які фактично подрібнюють структуру α -фази. Температура аустенізації в процесах термічної обробки впливає на схильність сталі до крихкого руйнування в тій мірі, в якій вона викликає зміну морфології карбідів та їх розподіл.

Джерелами зародкових тріщин при руйнуванні сталей цього типу являються карбідні частинки різної морфології.

Отриманий принциповий результат дозволив при подальшому розгляді можливих мікромеханізмів крихкого руйнування конструкційних легованих сталей в стані відпускної крихкості обмежитися лише одним з них, а саме - "цементітним", тобто коли зародкова субмікротріщина, що викликає руйнування, виникає при сколі карбідної частинки.

В п'ятій главі вивчали особливості мікромеханічних процесів руйнування сталей у випадку збагачення границь зерен домішковими елементами.

Для сталі 30ХГСА перехід в крихкий стан еталонного матеріалу відбувається при -254°C , а після витримки при температурі розвитку крихкості та відновлення - при -244°C . Обробка на відпускну крихкість і наступний відпуск при підвищеній температурі практично не змінили середній діаметр карбідів. Розрахована по карбідах величина R_{MC} задовільно узгоджується з експериментальною для еталона і відновленого стану, що підтверджує реалізацію для цих випадків механізму мікросколу внаслідок зрізу глобуля всередині зерна.

Експеримент зафіксував зниження R_{MC} на 230 МПа або на 20 % для стану відпускнуої крихкості. Кількісну оцінку пониженню R_{MC} , яка узгоджується з фактичним ефектом, дано з урахуванням спільного впливу зменшення вдвічі критичного розміру субмікротріщини та локального зменшення поверхневої енергії γ в області границь зерен. Необхідні відомості по ступеню сегрегаційного пониження γ взято з літератури.

В сталях із складною феріто-карбідною структурою інтенсивність впливу сегрегації на R_{MC} може сильно варіюватися, тому що в них можливі альтернативні мікромеханізми зародження субмікротріщин. Пограничні сегрегації домішкових атомів можуть знижувати R_{MC1} , і ніяк не впливають на величину R_{MC2} (рис.2,а). При однакових розмірах карбідів, розташованих на границі і всередині зерен, на рівень крихкої міцності сталі зможе вплинути лише більше ніж подвійне зменшення γ на границі зерен (рис.2,б), оскільки розмір грифїтсівської тріщини тут в 2 рази менше, ніж всередині зерен. При цьому зміниться мікромеханізм руйнування: в докритичній області ($\gamma > 0.5\gamma$) головну роль в руйнуванні сталі відіграють карбідні глобулі всередині зерен

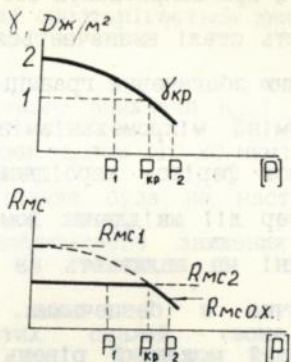
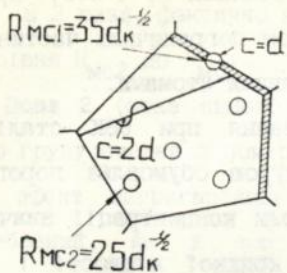


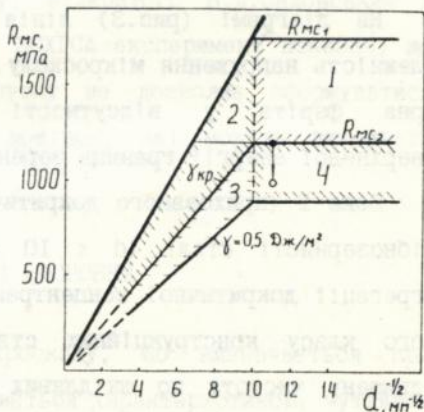
Рис.2.

Схема механізму мікросколу у випадку проявлення оборотної відпусної крихкості

- а - зв'язок опору мікросколу R_{MC} з діаметром частинки d при крихкому руйнуванні зернограничних (R_{MC1}) і внутрізеренних (R_{MC2}) карбідних глобулей;
- б - зміна поверхневої енергії γ від концентрації фосфору $[P]$
- в - залежність крихкої міцності від концентрації фосфору $[P]$

Рис.3.

Діаграма, що відображає зв'язок крихкої міцності R_{MC} з розміром зерна d для сталей, схильних до зернограничних сегрегацій домішок



ЛНБ ім. В. Стефаніка
АН України

фериту; при закритичній сегрегації домішок ($\gamma^* < 0.5\gamma$) крихка міцність сталі визначається розміром пограничних частинок і ступінню збагачення границь домішковими атомами.

Зміна мікроефектів руйнування при ОВК сталі із складною феріто-карбідною структурою обумовлює пороговий характер дії шкідливих домішок, коли концентрації нижче за критичні не впливають на рівень крихкої міцності і тому практично є безпечними. Оскільки завжди реалізується найменший можливий рівень R_{MC} , то в значному інтервалі концентрації домішкових атомів, наприклад, фосфору, спостерігається стабільне значення R_{MC1} , яке визначається розмірами внутрішньозеренних карбідів, тобто при докритичних значеннях γ вплив зернограничних сегрегацій домішок на величину R_{MC} повністю пригнічується. Проте при перевищенні критичної концентрації домішок розтріскування пограничного карбиду в оточенні домішкових атомів фосфору забезпечить величину $R_{MC} < R_{MC1}$, що і було зафіксовано в досліді.

На діаграмі (рис.3) лінія $R_{MC} = 180d^{-1/2}$ відображає залежність напруження мікросколу заліза і сталі від розміру зерна феріта у відсутності сегрегаційного зниження поверхневої енергії границь зерен.

Зона I (прихованого докритичного зниження R_{MC}) містить дрібнозернисті сталі ($d < 10$ мкм), для яких пограничні сегрегації докритичної концентрації практично безпечні. Для цього класу конструкційних сталей немає сенсу вимагати підвищену чистоту по шкідливих домішках (сірка, фосфор). Якщо концентрація домішок на границях зерен виявиться вище критичної, наприклад, $\gamma^* = 0.5$ Дж/м², то ступінь їх негативного впливу буде в значній мірі пом'якшено, оскільки

при загальній амплітуді падіння крихкої міцності від R_{MC} до R_{MC1} в 2 рази, фактично на досліді спостерігається зниження від рівня R_{MC2} до R_{MC1} .

Зона 2 (зона явного докритичного зниження R_{MC}) являє собою групу сталей з помірно великим зерном (10-20 мкм), для яких ефект сегрегаційного покрихчення буде не настільки послаблений, як в зоні 4 (закритичного зниження R_{MC} дрібнозернистої сталі).

Падіння R_{MC} крупнозернистих сталей (зона 3) відбувається в повній мірі у відповідності з пониженням γ , точно так, як і для безвуглецевого заліза. Для таких сталей наявність карбідних частинок відіграє лише зміцнюючу роль і не впливає на рівень крихкої міцності, яка цілком визначається розміром ферітного зерна.

Розглянутий механізм крихкого руйнування сталі в стані оборотної відпускнуої крихкості було використано, зокрема, для пояснення причин пригнічення відпускнуої крихкості при швидкістному електровідпуску, відкритого В.Д.Садовським в 1946 р. Проведений на сталі ЗОХГСА експеримент показав, що швидкісний нагрів при відпуску не дозволяє сформуватися зернограничним сегрегаціям домішок, які можуть викликати розвиток відпускнуої крихкості.

ОСНОВНІ ВИСНОВКИ

I. Напряга опору мікросколу, що визначається при статичних випробуваннях, являється характеристикою, чутливою до стану відпускнуої крихкості незалежно від того, отримано цей стан шляхом відпуску при критичній температурі або в результаті додаткової витримки і повільного охолодження.

2. Розвиток відпускнуї крихкості в технічних сталях при допустимому в межах марочного складу вмісті домішок, якщо він викликає падіння ударної в'язкості до умовного нульового значення і підвищення температури холодноламкості на десятки градусів, знижує рівень крихкої міцності не більше ніж на 15-20%.

3. Навіть незначне зменшення R_{MC} при розвитку відпускнуї крихкості спричинює помітне підвищення температури нульової пластичности зразків з концентратором T_{HP} за рахунок властивої конструкційним сталям слабкої температурної залежності границі плинності. Цей ефект додатково підсилюється при ударних випробуваннях внаслідок динамічного підвищення границі плинності.

4. Розвиток оборотної відпускнуї крихкості призводить до зменшення критичної напруги сколу в вершині концентратора в тій же ступені, що і до зменшення опору мікросколу гладких зразків.

5. Джерелами зародкових тріщин при руйнуванні високоміцних легованих конструкційних сталей являються карбідні частинки різної морфології, що пояснюється наявністю всередині мартенситних пакетів прошарків залишкового аустеніту, які фактично подрібнюють структуру α -фази.

6. Зниження критичної напруги крихкого руйнування при розвитку оборотної відпускнуї крихкості не пов'язано із зміною розмірів карбідів в процесі відпуску.

7. При повторному нагріві сталі в стані оборотної відпускнуї крихкості спостерігається відновлення величини опору мікросколу подібно до відновлення ударної в'язкості.

8. Швидкісний нагрів при відпуску не дозволяє сформуватися зернограничним сегрегаціям домішок, які можуть викликати розвиток відпускнуої крихкості, чим пояснюється пригноблення відпускнуої крихкості при швидкісному електровідпуску.

9. Вплив сегрегації шкідливих домішок на рівень опору мікросколу феріто-карбідних сталей, схильних до оборотної відпускнуої крихкості, носить пороговий характер, тобто концентрації, нижчі за критичні, не спричиняють зміни крихкої міцності і практично є безпечними.

ПУБЛІКАЦІЇ ЗА МАТЕРІАЛАМИ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Влияние микротрещин на хрупкое разрушение малоуглеродистой стали / Ю.Я.Мешков, Г.А.Пахаренко, С.Н.Седых, И.С.Стаценко // *Металлофизика*. - 1986.- Т.8, N2.- С.109-111.
2. Об особенностях влияния элементов структуры на хрупкую прочность высокопрочной стали / П.Ю.Волосевич, Ю.Я.Мешков, В.П.Николаев, Г.А.Пахаренко, И.С.Стаценко // *Металлофизика*. - 1990.- Т.12, N3.- С.85-89.
3. Сравнительный анализ механизмов хрупкого разрушения высокопрочных легированных и углеродистых конструкционных сталей / Ю.Я.Мешков, С.Н.Седых, И.С.Стаценко, В.М.Счастливцев // *Физ. мет. и металловед*. - 1991.- N11.- С.137-141.
4. Мешков Ю.Я., Стаценко И.С. Влияние микроструктуры на охрупчивание стали под действием зернограничных сегрегаций вредных примесей // *Металлофизика*. - 1992.- Т.14, N7- С.10-16.

5. Мешков Ю.Я., Стаценко И.С., Безбах В.Д. О причинах подавления отпускной хрупкости при скоростном электроотпуске легированной стали ЗОХГСА // *Металловед. и термообаб. мет.* - 1994. - №2. - С.15-17.
6. Мешков Ю.Я., Стаценко И.С. К вопросу о природе разрушения при отпускной хрупкости // *Сб. "Механика и физика разрушения хрупких материалов"*. - Киев, 1990. - С.54-58
7. Отпускная хрупкость и напряжение хрупкого разрушения хромистой стали / С.А.Котречко, Ю.Я.Мешков, И.С.Стаценко, А.В.Шиян // *Интеркристаллитная хрупкость сталей и сплавов.* - Сб.статей. Свердловск: УрО АН СССР, 1991. - С.
8. Мешков Ю.Я., Стаценко И.С. Структура и микромеханизмы разрушения стали в состоянии обратимой отпускной хрупкости // *"Проблемы современного материаловедения"*. Сб. докл. памяти акад. К.Ф.Стародубова. - Днепропетровск, 1992. - С.14-15.
9. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Стаценко И.С. Влияние отпускной хрупкости на сопротивление микросколу стали 40Х // *Тез. докл. VI Всесоюзн. конф. "Физика разрушения - 89"*, часть I. - Киев, 1989. - С.183.
10. Отпускная хрупкость и напряжение хрупкого разрушения хромистой стали / С.А.Котречко, Ю.Я.Мешков, И.С.Стаценко, А.В.Шиян // *Тез. докл. научн.-техн. конф. "Интеркристаллитная хрупкость сталей и сплавов"*. - Ижевск, 1989. - С.4.
11. Стаценко И.С., Шевченко Г.А., Шнейдеров Г.Р. Закономерности проявления отпускной хрупкости при

разрушении в условиях концентрации напряжений // Тез.
докл. III Всесоюзн. симп. по механике разрушения
"Трещиностойкость материалов и элементов конструкций".
Житомир, 30 окт.- I нояб.1990г. - Киев: ИПП АН УССР,
1990. - Часть 2. - С.

12. Meshkov Y.Y., Kotrechko S.A., Statsenko I.S. A New Way
for Temper Embrittlement Estimation // Tagungsband 4
Waermebehandlungstagung "Grundlagen und Anwendungen
moderner Waermebehandlungstechnologien" Chemnitz
26.-28.Maerz 1991.- P.2.

Statsenko I.S. Relationship Between
Micromechanisms in Steels
Embrittlement.

AB 32.611

Thesis for a degree Candidate Technicheskikh Nauk in the field of metal science and heat treatment, subject classification code 05.16.01; Institute of Metal Physics, Kiev, 1995.

Reversible temper embrittlement (RTE) in steels is investigated under different mechanical tests. Quantitative estimation for crucial fracture tension is given in the framework of microcleavage approach. RTE causes the change of fracture micromechanism. The role of brittle fracture initiation transfers from carbides located in the grain body to carbides on grain boundaries enriched with nonmetallic elements. Grain boundary segregation influence on the brittle fracture stress has threshold character.

Стаценко И.С. Связь структуры и микромеханизмов разрушения сталей в состоянии обратимой отпускной хрупкости.

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.16.01 – металлостроение и термическая обработка металлов, Институт металлофизики, Киев, 1995.

Проявление обратимой отпускной хрупкости (OOX) в конструкционных сталях изучено при разных видах механических испытаний. С использованием модели микроскола дана количественная оценка изменению критического напряжения хрупкого разрушения. При развитии OOX происходит смена микромеханизма разрушения: переход роли инициаторов хрупкого разрушения от внутризеренных карбидов к карбидам, расположенным на ослабленных примесями границах зерен. Влияние зернограницных сегрегаций на уровень хрупкой прочности имеет пороговый характер.

Ключові слова: відпускна крихкість, микромеханізм руйнування, міцність, сегрегації, неметалеві домішки.