

УДК 539.3:539.56: 539.374

О.А. Кузін*Національний університет «Львівська політехніка»***М.О. Кузін***Львівський філіал Дніпропетровського національного університету
залізничного транспорту імені акад. В. Лазаряна***СТРУКТУРА І МІЖЗЕРЕННА ПОШКОДЖУВАНІСТЬ СТАЛЕЙ**

Окреслено результати досліджень механізму руйнування сталей 40Х, 40ХС, 60С2, 60С2ХА в умовах ударних навантажень після гартування і високого відпуску, а також окрихчувальної обробки. Показано, що утворення міжзеренних пошкоджень й інтеркристалітне руйнування сталей пов'язане з присутністю в їх структурі границь зерен з підвищеним рівнем енергії, виділенням на них зернограничних карбідів, форма яких залежить від легування сталі і визначає особливості міжзеренного руйнування – за рахунок розширювання по міжфазних границях ферит–сферичний карбід або об'ємного розтріскування витягнутих карбідів.

Механізм руйнування сталей, ударні навантаження, гартування, високий відпуск, окрихчувальна обробка, міжзеренний механізм

Отримання металопродукції з властивостями, що відповідають умовам експлуатації, набуває важливого значення для розвитку машинобудування і забезпечується формуванням оптимальних структур. У зв'язку з тим проблема створення внутрішніх поверхонь розділу з певними термодинамічними і кінетичними характеристиками займає одне з провідних місць у матеріалознавстві. Вирішення її можливе шляхом використання технологічних прийомів, що базуються на управлінні структурно-енергетичним станом внутрішніх поверхонь розділу.

Відсутність обґрунтованих критеріїв і принципів оцінки стану внутрішніх поверхонь розділу, які б дозволяли прогнозувати поведінку полікристалів, обумовлює необхідність встановлення взаємозв'язку між структурою, енергетичними параметрами границь зерен, фізичними властивостями й факторами, що визначають опір утворенню міжзеренних пошкоджень у деталях при дії зовнішніх навантажень.

У багатьох випадках руйнування деталей пов'язане з виникненням тріщин у місцях локальної зміни механічних властивостей виробів. Такими місцями можуть бути границі зерен, в яких накопичення й перебудова дефектів при дії експлуатаційних і технологічних навантажень призводить до появи пошкоджень та розвитку тріщин. Майже в 50% випадків відмова обладнання, що працює при низьких кліматичних температурах, викликана утворенням пошкоджень, які розвиваються по міжзеренному механізму. При зовнішній силовій і температурній дії в матеріалах конструкцій відбуваються зміни на субмікро-, мікро- і макрорівнях, зумовлені хімічними флуктаціями, порушенням вихідної структури, заро-

дженням, локалізацією, злиттям пор і мікротріщин. Необернені зміни структури, що відбуваються на всіх стадіях деформування, спричиняють утворення пошкоджень у матеріалах. При цьому значний вплив мають вихідні дефекти, біля яких виникає концентрація напружень. Локальна природа руйнування обумовлює потребу в дослідженні процесу накопичення пошкоджень у матеріалах в умовах дії зовнішніх навантажень. Багатостадійний процес руйнування включає в себе наступні етапи: 1) накопичення пошкоджень і порушень суцільності матеріалу в полі напружень і деформацій; 2) розвиток надрізу або макротріщин у середовищі з мікродефектами; 3) катастрофічний ріст тріщин при заданих на границях тіла навантаженнях і переміщеннях. Тривалість першої стадії відіграє суттєву роль у загальному або залишковому ресурсі матеріалів [3].

Методи визначення ступеня пошкодженості матеріалів за параметрами їх фізичних властивостей: внутрішнього тертя, різниці між модулями пружності при розтягу і стиску, електроопору – не дають однозначної оцінки. Залежно від способу отримання результатів вимірювань пошкодженість одного і того ж матеріалу є різною.

У вихідному стані матеріал характеризується присутністю технологічних дефектів, тобто вихідною пошкодженістю ω_0 . При напрацюванні темп зростання пошкодженості ($\Delta\omega > 0$) залежить від рівня напружень, режиму навантаження, напружено-деформованого стану, середовища, фактичного рівня пошкодженості. Якщо дія на матеріал описується функцією $q(\xi)$, а фактична пошкодженість $\omega(\xi)$, то темп зростання пошкодженості описується наступною залежністю [1, 3]:

$$\frac{d\omega}{d\xi} = f(q(\xi), \omega(\xi)), \quad (1)$$

де параметр ξ відповідає напрацюванню.

Умова утворення граничного стану залежить від моделі накопичення пошкоджень. Коли за параметр пошкодженості прийнято скаляр, то в граничному стані $\omega=1$. Якщо пошкодженість оцінюється тензором, то умовою граничного стану є досягнення фактичною пошкодженістю $\hat{\omega}_*$ і деякого граничного значення, яке є константою матеріалу.

У більшості робіт механіки, що описують пошкодженість, її утворення не пов'язується зі структурою матеріалів. І тільки при використанні енергетичних підходів для опису процесів накопичення пошкоджень [10] розглядають, що в результаті в'язко-пластичної деформації розвиваються мікропошкодження двох видів – по тілу і по границях зерен. Внутрішніми змінними, що визначають процеси накопичення пошкодження, є скалярні параметри – енергія пошкодженості по тілу зерна W_p та енергія пошкодження по границях зерен W_n [1]:

$$W_k = \int_0^t \omega_k dt, \quad k = p, n. \quad (2)$$

Потужність W_k залежить від історії в'язко-пластичного деформування матеріалу. Пошкодженість по тілу і по границях зерен характеризується, відповідно, відносними параметрами пошкодженості W_p і W_n :

$$0 \leq W_p \leq 1, \quad (3)$$

$$0 \leq W_n \leq 1. \quad (4)$$

Загальна пошкодженість матеріалу W :

$$0 \leq W \leq 1. \quad (5)$$

Приріст пошкодженості:

$$\Delta W = dW_n + dW_p, \quad (6)$$

$$dW_n = dW_n(T, W_n, W_p) \text{ і } dW_p = dW_p(T, W_n, W_p).$$

Загальний приріст пошкодженості:

$$\Delta W = dW_n + dW_p, \quad (7)$$

$$\Delta W_n = \Delta W_{nR} + \Delta W_{n\delta}, \quad (8)$$

$$\Delta W_p = \Delta W_{pR} + \Delta W_{p\delta}. \quad (9)$$

Тут ΔW_{nR} і $\Delta W_{n\delta}$ – прирости зернограничної пошкодженості відповідно за рахунок в'язко-пластичного деформування і внаслідок зміни умов деформування; ΔW_{pR} і $\Delta W_{p\delta}$ – прирости внутрішньозеренної пошкодженості відповідно за рахунок в'язко-пластичного деформування і внаслідок зміни виду напруженого стану і температури.

При дії зовнішнього навантаження в деталях від границь зерен, що виходять на поверхню, утворюються дислокації. У результаті різниці пружних характеристик між зернами полікристала на пружній стадії навантаження поблизу міжзеренних границь виникають концентрації напружень. Величина напружень тим більша, чим більша різниця пружних модулів контактуючих кристалів. Найвищий рівень напружень спостерігається в області потрійних стиків зерен і границь, що виходять на поверхню. Тут відбувається зародження пластичних зсувів при зростанні навантажень.

Кожне поверхневе пластично деформоване зерно є концентратором напружень і сприяє пластичній деформації контактуючих з ними зерен, особливо біля тих ділянок границь, де діють максимальні напруження зсуву. Інтенсивна деформація поверхневих зерен пов'язана з їх більшою свободою формозміни порівняно із зернами в середині полікристала.

Вирішальну роль у формуванні пошкоджень і процесах міжзеренного руйнування конструкційних сталей відіграють великокутові границі зерен. Вплив границь розділу різного походження на процеси деформації і руйнування сталей є невивченим. Значною мірою це пов'язано з тим, що в існуючих моделях границь зерен будова і структурно-фазовий стан приграничних зон зерен не враховується.

Структуру границі зерна і приграничного шару розглядають як функціонально-градієнтну [11]. При переході від однорідного розподілу властивостей в об'ємній частині кристалічного тіла є масовий вихід дислокацій і формується перша зона з підвищеною густиною лінійних дефектів, в якій стискуючі напруження зберігають форму і властивості об'ємів середини зерна. У цій зоні закладаються неоднорідність геометричних й енергетичних властивостей,

які проявляються в наступних зонах приграничного шару, залежно від стадії еволюції дислокаційної підсистеми (хаотичний розподіл дислокацій, клубки, комірки, фрагменти). Дислокаційну структуру зони можна розглядати як результат дисипації пружної енергії, яка призводить до самоорганізації нерівноважних структур, забезпечуючи стабільність системи зерен.

Наступна зона має крихку, пористу структуру, пов'язану з обривом дислокацій у першій зоні. У ній присутні напруження розтягу. У пористій частині приграничного шару розтягуючі напруження збільшують періоди ґратки, тому енергія цієї зони має більше значення порівняно з енергією об'ємної частини кристалічної ґратки.

Вакансійне перенасичення перехідного поверхневого шару спричиняє формування в системі структурно-концентраційних неоднорідностей. Результатом хімічної взаємодії насиченої вакансіями кристалічної ґратки з фазами є утворення третьої зони нестехіометричного перехідного шару, у котрому присутні з'єднання, хімічний склад яких може змінюватися. Ця зона нестехіометрії є зоною ряду твердих розчинів або адгезійно-закріплюючим шаром, де утворюються фази нестехіометричного складу і фази, характерні для внутрішніх об'ємів зерна. У цьому шарі для розміщення атомів відсутнє стабільне координаційне число, наявне в кристалічно-упорядкованій центральній частині зерна. У результаті маємо хімічну нестабільність шару, оскільки координаційне число матеріалу може змінюватися внаслідок реакції на зовнішні умови – температуру і механічні навантаження.

При дії зовнішніх навантажень у пористій структурі відбуваються внутрішні перетворення в найбільш енергетично вигідну для сприйняття навантаження локальну структуру [6]. У зв'язку з тим, що при створенні й експлуатації матеріалів дефекти кристалічної структури виникають як результат дисипації енергії, що вноситься в матеріал, границі являють собою локальні об'єми, в яких відбуваються накопичення дефектів і перебудова структури аналогічно фазовим переходам другого роду. Бар'єр енергії активації фазових переходів долається при навантаженні матеріалу в процесі експлуатації.

Одним з головних факторів, який визначає властивості границь, є їх пустотно-шорстка пориста структура. Залежно від вільного або надлишкового об'єму (пористості) і зернограничних дефектів одна і та сама границя має різні властивості. Досягнення на границях розділу структурних елементів критичного значення вільного об'єму (v_f^k) є небезпечним, оскільки в цьому випадку формуються пори і тріщини, які призводять до руйнування сплаву. При певному значенні вільного об'єму (v_f^0) енергія границі відповідає рівноважній γ_{gb} . В інтервалі вільного об'єму від v_f^0 до v_f^k може існувати не одна, а декілька можливих нерівноважних границь.

У процесі міжзеренного руйнування матеріалу утворюються нові поверхні. У випадку крихкого міжзеренного руйнування при відсутності пластичної деформації поблизу границі енергія руйнування визначається співвідношенням

$$\gamma^* = 2\gamma_s - \gamma_b, \quad (10)$$

де γ_s – поверхнева енергія; γ_b – вільна енергія границь зерна.

У зв'язку з тим, що енергія границі зерна γ_b залежить від зернограничної структури, енергія міжзеренного руйнування γ^* також залежить від структури. У випадку, коли пластична деформація супроводжує міжзеренні руйнування, його енергія γ^* більша, ніж при її відсутності, а вплив зернограничної структури є сильнішим. Міжзеренне руйнування сплавів відбувається внаслідок концентрації напружень, обумовленої розвитком зернограничного проковзування на різних нерегулярностях довільних границь – уступах, виділеннях, потрійних стиках [2]. Ступінь проковзування залежить від структури сплавів. Малокутові і спеціальні границі мають нижчі значення граничної енергії γ_b ніж довільні. Тому вони стійкіші до міжзеренного руйнування, яке по границях цих типів не відбувається. Тріщина, що зароджується на довільній границі, рухається граничними поверхнями, вибираючи їх у кожному потрійному стикі. Фактори, які зменшують когезивну міцність довільних границь, збільшують імовірність проходження через них тріщин.

Вплив структури на утворення міжзеренних пошкоджень визначається не тільки нерегулярностями границь зерен, але й наявністю в структурі сплавів топологічних дефектів [7]. Слід відмітити, що роль цих дефектів у процесах міжзеренного руйнування залишається невивченою. Присутність у структурі зерен, які різняться кількістю сторін і радіусом кривизни границь, підвищуватиме концентрацію вакансій у зернах з увігнутими границями і відповідно впливатиме на розподіл домішок.

Процеси пластичної деформації і руйнування з позиції енергетичного підходу аналогічні плавленню й описуються як порушення кристалічної ґратки матеріалів. Порушення міжатомних зв'язків при плавленні і руйнуванні ґратки під дією механічних напружень подібні. Існує ряд математичних залежностей, отриманих різними авторами, що пов'язують енергію, необхідну для руйнування одиниці об'єму металу під дією прикладеного навантаження, з питомою енергією, яка витрачається на плавлення [6].

Для локального руйнування металу потрібно довести його деякий об'єм до стану, наближеного до плавлення. При цьому провідна роль у локальному руйнуванні належить вакансіям. Їх дифузія і коагуляція при дії температури та напружень зумовлює утворення в зоні нестехіометричного складу границь зерен зародків плавлення, які є субмікроскопічними тріщинами.

Аналіз ролі домішок Sb, Sn, P та As у міжзеренному руйнуванні поліпшених сталей показав, що ступінь їх впливу на міцність границь зерен визначається здатністю до утворення зернограничних фаз з низькою температурою плавлення у відповідності з діаграмами стану залізо-домішка [11]. Чим нижча температура плавлення хімічних сполук, які виділяються на границях зерен, тим сильніше проявляється міжзеренне руйнування. Поглинання ґраткових дислокацій границями зерен при дії зовнішніх навантажень, утворення нерівноважного стану границь зерен і підвищення в них концентрації вакансій, що

утворюються при пластичній деформації, викликає перетворення ізольованих пор, які розміщені біля фаз з низькою температурою плавлення, у поровий простір. Таке перетворення обумовлене відповідністю енергії, що витрачається на деформацію і руйнування локальних мікрооб'єктів, енергії їх плавлення.

Ключовим параметром схильності сталей до міжзеренного руйнування є здатність до утворення пор на границях зерен при дії зовнішніх навантажень, яка зростає при наявності зернограничних фаз з низькою температурною плавлення. У зв'язку з тим важливим завданням структурної інженерії границь зерен є визначення на основі модельного опису межі зміни кількісних параметрів мікроструктури сплавів для підтримання таких коригуючих процесів під час виготовлення і роботи деталей, які здатні забезпечувати заданий рівень вакантних місць кристалічної ґратки на границях зерен в умовах експлуатації виробів.

Метою нашої роботи є встановлення взаємозв'язку між структурою сталей, енергетичними параметрами границь зерен, властивостями і факторами, що визначають опір утворенню міжзеренних пошкоджень сталей, для обґрунтування ресурсозберігаючих технологій формування внутрішніх поверхонь розділу зі структурно-енергетичним станом, який забезпечує підвищення експлуатаційної надійності виробів.

Розробка науково обґрунтованих рекомендацій щодо пошуку ознак формування структури з найбільшим опором до утворення і розвитку пошкоджень вимагає детального аналізу впливу елементів структури різних рівнів ієрархії на формування зернограничних пошкоджень, при утворенні яких витрачається менше енергії.

Деталі, виготовлені із середньовуглецевих низьколегованих сталей, завдяки своїй структурі, що отримується після гартування та високого відпуску, працюють в умовах тривалих силових навантажень. Водночас режими термічної обробки, які використовують для поліпшення деталей, у більшості випадків розроблялися без урахування накопичення пошкоджень на границях зерен при дії навантажень.

Для вивчення впливу структурно-енергетичного стану границь зерен на міжзеренне знеміцнення, а також ролі легуючих елементів у цих процесах проводились дослідження сталей, хімічний склад яких наведено в табл. 1.

Після відпалу заготовки гартували від температури 860°C, є стандартної для досліджуваних сталей.

У зв'язку із суттєвими структурними та субструктурними змінами аустеніту, які відбувалися при підвищенні температури в аустенітній області, проводили гартування від температур, вищих за рекомендовану, а саме 900...1070°C. Для повного проходження процесів гомогенізації при температурі аустенізації час витримки складав 30 хв. Для виявлення впливу величини зерна на стійкість сталей при дії силових навантажень та отримання структури з різними зеренними характеристиками, але близькою субструктурою частину зразків гартували від вищезгаданих температур з витримкою в аустенітній області 80 хв.

Таблиця 1

Хімічний склад досліджуваних сталей

Марка сталі	Масовий вміст елементів, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P
40X	0,41	0,33	0,45	0,98	0,054	-	0,03	0,03
40XHM	0,40	0,24	0,61	0,58	0,99	0,18	0,025	0,02
40XC	0,39	1,01	0,30	1,35	0,058	-	0,03	0,03
60C2	0,61	1,98	0,45	0,1	-	-	0,025	0,03
60C2XA	0,62	1,80	0,52	0,84	-	-	0,021	0,02
60	0,61	0,30	0,70	-	-	-	0,02	0,3

Після гартування заготовки піддавали високому відпуску при температурі 600...650°C упродовж двох годин. Розвитку процесів зворотної відпускнуї крихкості запобігали охолодженням заготовок у воді.

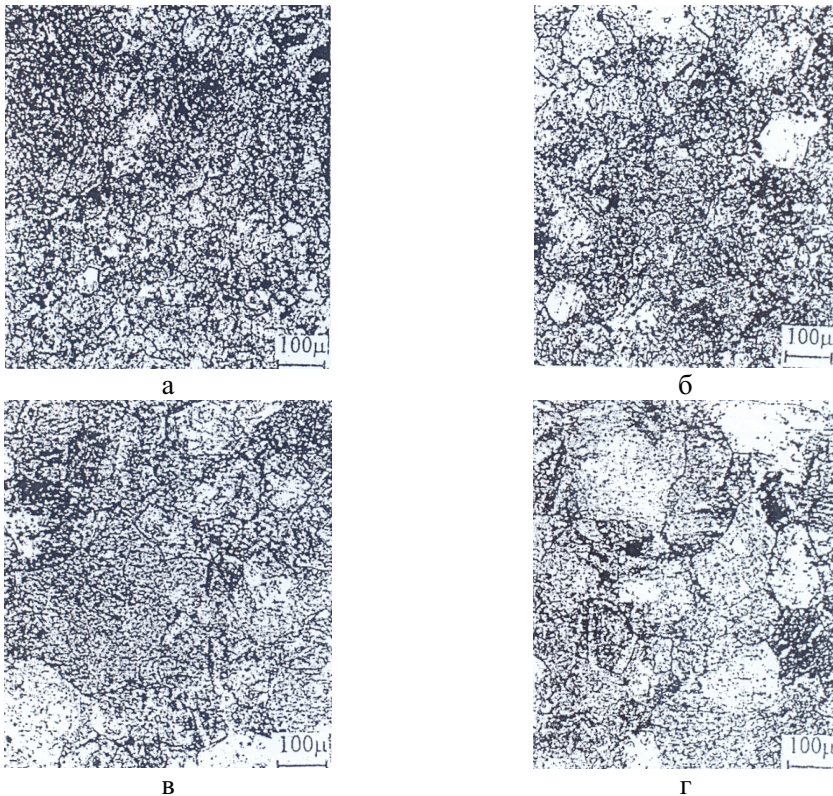


Рис.1. Мікроструктура сталі 40X, загартованої від температури 860 (а), 900 (б), 950 (в), 1050°C (г) після відпуску 600°C, повторного відпуску 520°C і охолодження з піччю, витримка від гартування 80 хв

Для зміни структурного стану границь зерен частину зразків піддавали окрихчувальному відпуску при температурі 520...550°C. При цьому час витримки складав 2 год, охолодження проводили разом з піччю.

Досліджували стан границь зерен після іонно-плазмового травлення зразків, яке забезпечує виявлення границь з високою роздільною здатністю при мінімальних змінах структури. Після іонного бомбардування на поверхні зразків спостерігали рівчаки травлення, які окреслюють границі зерен і фаз. Їх аналізували за допомогою інтерферометра Лінника.

Кількісний аналіз мікроструктури показав, що після гартування з температури 870°C розподіл зерен за розмірами в сталях є рівномірним. Гартування з підвищених температур приводить до появи різнозернистості сталей. Так, у сталі 40X зі збільшенням температури гартування середній діаметр зерен зростає з 21,5 до 102 мкм (рис. 1, 2), у сталі 40ХНМ – з 19,8 до 98,7 мкм (рис. 3), у сталі 40ХС також з'являються зерна різних розмірів (рис.4).

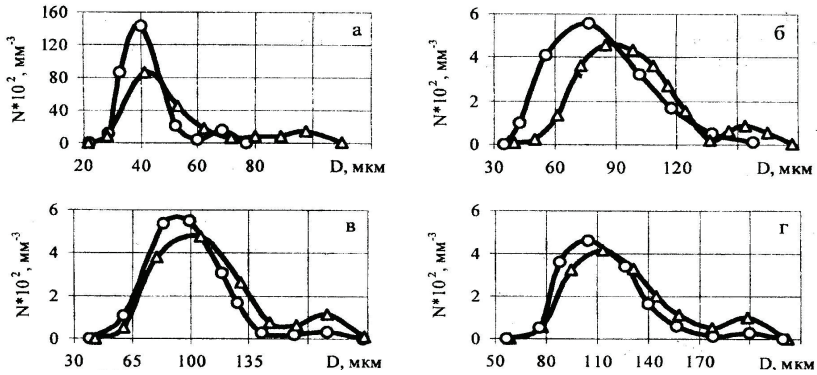


Рис. 2. Розподіл зерен за розмірами в сталі 40X, загартованій від температур 860 (а), 900 (б), 950 (в), 1050 °C (г); \blacktriangle витримка від гартування 30 хв, \circ витримка від гартування 80 хв

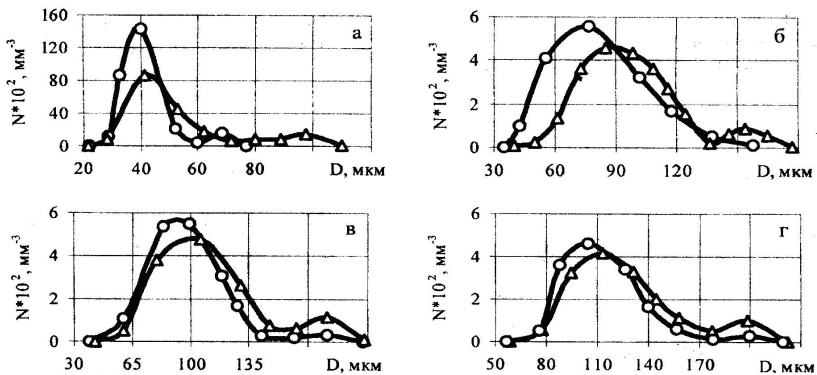


Рис. 3. Розподіл зерен за розмірами в сталі 40ХН, загартованій від температур 860 (а), 900 (б), 950 (в), 1050 °C (г); \blacktriangle витримка від гартування 30 хв, \circ витримка від гартування 80 хв

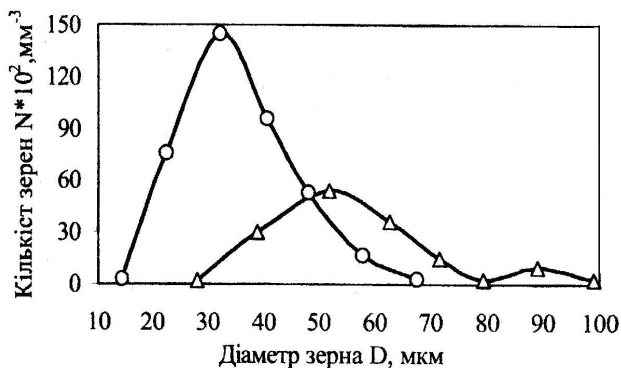


Рис. 4. Розподіл зерен за розмірами в сталі 40ХС:
о – гартування від 860 °С; Δ – гартування від 1050 °С

Як показують дослідження мікроструктури сталей після іонно-плазмового травлення, вторинний (окрихчувальний) відпуск підвищує травлення границь зерен, що свідчить про зміну їх енергії.

Після гартування від температури 860°С і витримки 30 хв у структурі виявляються кулясті субзерна завбільшки 1...2 мкм, а також витягнуті завширшки 1...2 мкм, завдовжки 5...6 мкм (рис. 5, а). Гартування від 950°С зумовлює появу тільки витягнутих субзерен завширшки 2...3 мкм і завдовжки 8..10 мкм (рис. 5, б). Після гартування від 1050°С у сталі виявляються дрібні однорідні кулясті субзерна розміром 2...3 мкм (рис. 5, с). Збільшення часу витримки під час гартування до 80 хв сприяє росту субзерен.

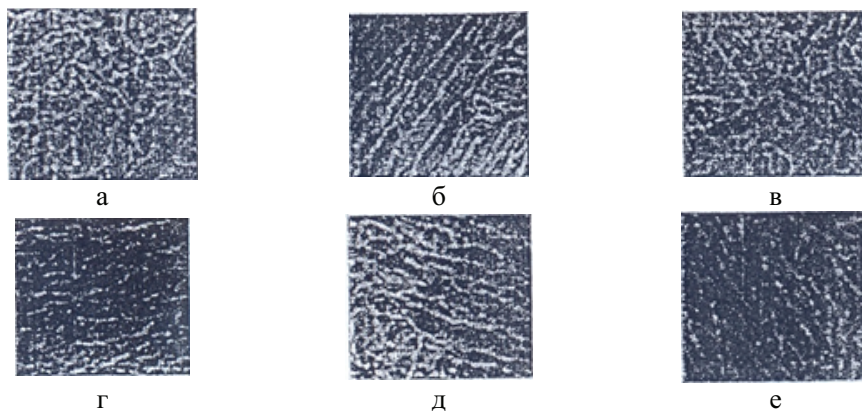


Рис. 5. Мікроструктура (x1500) сталі 40Х, загартованої від температур 860 (а, г), 950 (б, д), 1050 °С (в, е); а-в – витримка від гартування 30 хв, г-е – 80 хв

Розрахунок методом січних показав [8], що площа міжсубзеренних границь мінімальна після гартування від 950°С і максимальна після гартування від 1050°С (рис. 6, а). Зі збільшенням витримки вона зменшується, а вторинний відпуск з повільним охолодженням суттєво на неї не впливає.

При температурі гартування 950°C кількість карбідів на міжсубзеренних границях сталі зростає в 2–2,2 раза (рис. 6, б), а після гартування від 1050°C зменшується. Окрихчувальна обробка сприяє виділенню карбідів на границях субзерен після всіх температур гартування.

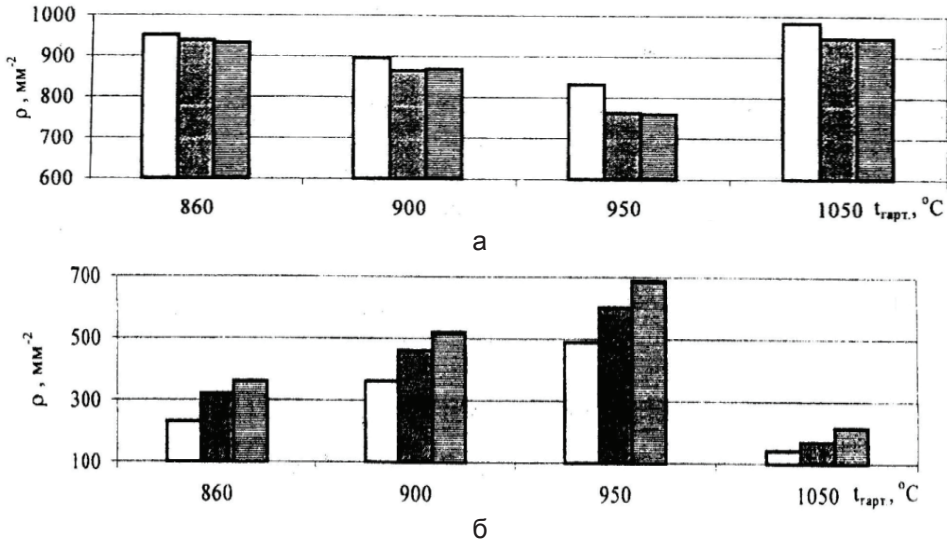


Рис. 6. Вплив температури гартування на площу міжсубзеренних (а), кількість карбідних виділень на них (б): □ – витримка під гартування 30 хв, в'язкий стан; ▨ – витримка під гартування 80 хв, в'язкий стан; ▩ – витримка під гартування 80 хв, окрихчений стан

У сталях 40ХНМ і 40ХС після гартування та відпуску виділяються карбіді менших розмірів, ніж у сталі 40Х.

Різномірність структур після досліджених режимів гартування визначалася обчисленням співвідношень $D_{\text{max}}/D_{\text{сер}}$, де D_{max} та $D_{\text{сер}}$ – відповідно максимальний і середній діаметр аустенітного зерна й пакета мартенситу, а також $L_{\text{max}}/L_{\text{сер}}$, де L_{max} та $L_{\text{сер}}$ – відповідно максимальний і середній поперечний переріз рейки пакетного мартенситу [9]. Результати обчислень наведено на рис. 7. Їх аналіз свідчить, що максимальна різномірність спостерігається в обох сталях після гартування від 950°C. При цьому поведінка аустенітного зерна визначальна у формуванні розмірних параметрів пакетів мартенситу та поперечного перерізу окремих його рейок.

У сталі 60С2, загартованої від температури 970°C, при середньому розмірі зерна 70 мкм різномірність відсутня, а в сталі 60С2ХА виявляється суттєва різномірність.

Отримані дані про величину зерна, різномірність і кількість потрійних стиків доповнювали аналізом структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу, які здійснюють багатосторонній вплив на властивості сталей, процеси їх деформації і руйнування.

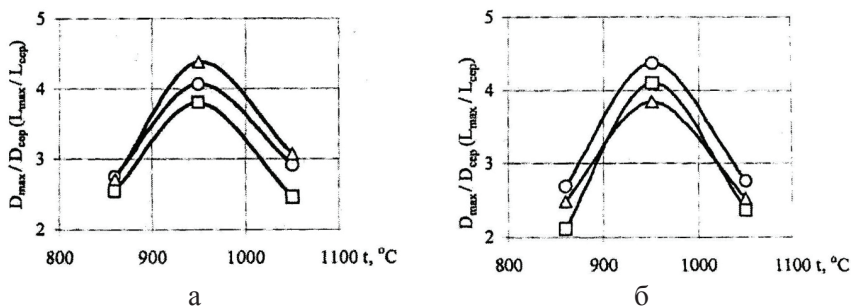


Рис. 7. Вплив температури гартування на розмірну неоднорідність елементів структури сталей 40X (а) і 40XNM (б):
 —○— аустенітне; —□— зерно пакет; —△— мартенситу
 поперечний переріз рейки мартенситу

Криві розподілу числа випадків (N) появи границь певної глибини (t) складаються з ряду максимумів (рис. 8). Для всіх досліджуваних сталей в окрихчувальному стані криві розподілу зміщені відносно кривих для в'язкого стану в сторону більших глибин рівчаків. При підвищенні температури гартування спостерігається зростання неоднорідності розподілу границь зерен по глибині рівчаків травлення, особливо в окрихченому стані, що підтверджується збільшенням частки границь з глибиною рівчаків понад 0,3 мкм, по яких відбувається поширення міжзеренних тріщин [9]. Глибина рівчаків травлення границь залежить від розмірів зерен, які їх утворюють. Так, у в'язкому стані глибина рівчаків найменша між зернами великого розміру, а більша – між малими зернами і потрійними стиками зерен. Після окрихчення великі рівчаки зафіксовано на границях велике–мале зерно й на потрійних стиках таких зерен.

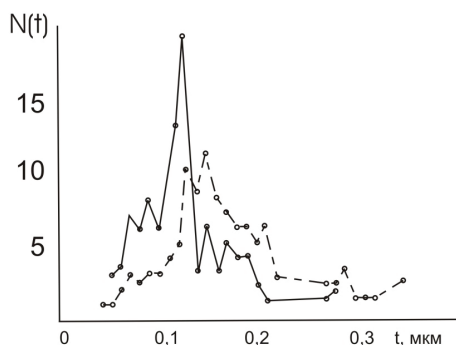


Рис. 8. Залежність кількості і границь зерен певної глибини $N(t)$ від глибини зернограничного рівчака t для сталі 40X:
 суцільна лінія – в'язкий стан; штрихова – окрихчений стан

Під час відпуску, особливо окрихчувального, зернограничні карбідні переважно ростуть на границях з більшою енергією. На цих ділянках формуються зони, збагачені домішковими і некарбідотворювальними елементами.

У результаті зменшується зчеплення на поверхнях розділу карбід–матриця, полегшуються утворення пошкоджень та їх міжзеренне поширення. Окрихнення збільшує частку границь зерен з густиною карбідів понад $16 \cdot 10^4 \text{ мм}^{-1}$ [5].

Ріст зерен, поява різнозернистості і зміна структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу при термічній обробці сталей суттєво впливають на їх механічні властивості й опір крихкому руйнуванню (табл. 2).

Таблиця 2

Характеристика мікроструктури, опору крихкому руйнуванню, схильності до окрихнення та будова зламів сталей

Марка сталі	Температура гартування, $t^{\circ}\text{C}$	Стан сталі	Діаметр зерна D , мкм	KCU, МДж/м ²	t_{50} , $^{\circ}\text{C}$	Δt_{50} , $^{\circ}\text{C}$	Частка міжзеренного руйнування
40X	870	в'язк.	18	1,4	-80	65	5
		окр.		1,2	-15		45
	1070	в'язк.	50/100	1,1	-55	96	15
		окр.		0,8	41		82
40XC	870	в'язк.	24	1,3	-43	70	5
		окр.		0,73	27		55
	1070	в'язк.	36/168	1,04	-32	108	25
		окр.		0,56	76		100
60C2	870	в'язк.	48	0,88	10	37	15
		окр.		0,57	82		45
	970	в'язк.	70	1,12	-6	57	10
		окр.		0,53	52		65
60C2XA	870	в'язк.	25/70	0,75	14	77	30
		окр.		0,54	92		85
	970	в'язк.	31/70	0,75	14	77	10
		окр.		0,62	92		90

Примітка. У чисельнику наведено середній діаметр зерна в групі малих зерен, у знаменнику – середній діаметр зерна в групі великих зерен.

У сталі 40X підвищення температури гартування з 870 до 1070 $^{\circ}\text{C}$ і зміни зеренної структури сприяють зміщенню порога холодноламкості в сторону високих температур. Схильність до відпускнуї крихкості сталі при цьому зростає, а поріг холодноламкості (Δt_{50}) підвищується на 96 $^{\circ}\text{C}$.

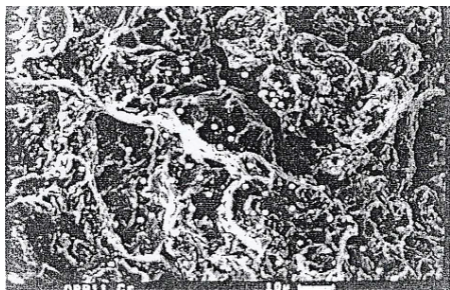
З ростом температури гартування сталі 40XC до 1070 $^{\circ}\text{C}$ відбувається значне падіння ударної в'язкості у в'язкому стані і ще більше в окрихченому. Зсув порога холодноламкості в сторону високих температур становить 108 $^{\circ}\text{C}$.

У сталі 60C2 гартування від температури 970 $^{\circ}\text{C}$ призводить до підвищення ударної в'язкості та кількості в'язкої складової в зломі в усьому температурному інтервалі випробувань, зміщення кривої холодноламкості у в'язкому і окрихченому станах в область низьких температур.

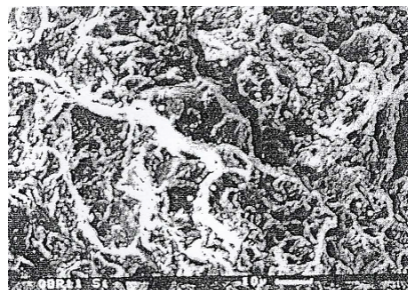
У сталі 60С2ХА після окрихчення збільшується зміщення порога холодноламкості в сторону високих температур. Вплив кремнію виявляється в зменшенні частки в'язкої складової і збільшенні частки міжзеренного руйнування в окрихчених зразках.

Слід відзначити, що в усіх досліджених сталях при підвищенні температури гартування з'являється різнозернистість, яка сприяє зростанню частки міжзеренного руйнування в зломах зразків, випробуваних на ударний згин (табл. 2). Причому негативний вплив різнозернистості проявляється сильніше в сталях, де містяться хром і кремній.

Мікрорентгеноспектральний аналіз зломів показав, що в сталі 40Х на міжзеренних поверхнях окрихчених зразків виявляються сегрегації хрому і марганцю, які знаходяться поряд. У сталі 40ХС міжзеренні поверхні збагачені кремнієм і хромом. Кількість хрому на цих ділянках більша, ніж у сталі 40Х (рис. 9, 10), особливо після гартування з підвищених температур.



а



б

Рис. 9. Розподіл хрому (а) і кремнію (б) на поверхнях руйнування окрихчених зразків сталі 40ХС, загартованої з температури 870°С



а



б

Рис. 10. Розподіл хрому (а) та марганцю (б) на поверхнях руйнування окрихчених зразків сталі 40Х, загартованої з температури 870°С

В окрихчених зразках сталі 60С2 спостерігаються області підвищеної концентрації кремнію і марганцю. Кремній переважно виявляється на стиках зерен, а марганець – на ділянках міжзеренного руйнування. У сталі 60С2ХА суттєво зростає кількість зон, збагачених кремнієм і хромом. Причому кремній виявляється не тільки на потрійних зеренних стиках, але й на поверхнях міжзеренного руйнування.

Вплив легуючих елементів на утворення міжзеренних пошкоджень і руйнування сталей у значній мірі пов'язаний з утворенням зернограничних карбідів. У присутності хрому і кремнію збільшується кількість зернограничних карбідів. Це зменшує вміст вуглецю в твердому розчині, збільшує кількість вакансій у приграничних зонах зерен. У результаті полегшується утворення фаз нестехіометричного складу з низькою температурою плавлення, що містить фосфор. Суттєву роль у процесах утворення пошкоджень і міжзеренного руйнування відіграє форма зернограничних карбідів. У карбідах, близьких до сферичних, відшаровування поверхонь карбід-матриця домінує над об'ємним розтріскуванням. У сталях з хромом і кремнієм утворюються карбіди витягнутої форми (рис. 11), які руйнуються при дії зовнішнього навантаження. Це підтверджується зростанням кількості хрому в міжзеренних зонах сталей, легованих цими елементами (рис. 9). Збільшення вмісту кремнію в зломах сталей пов'язано з розшаруванням твердого розчину, утворенням зон, збагачених кремнієм, по яких відбувається руйнування.



Рис.11. Мікрофрактограма окрихченого зразка сталі 40ХС, загартованого з температури 1070°С, випробуваного на ударний згин при температурі -196°С, х 3500

Підвищення температури гартування активізує неоднорідний розподіл легуючих елементів у в'язких й особливо окрихчених сталях: легуючі елементи знаходяться на ділянках міжзеренного злому в більшій кількості, ніж в аналогічних зразках, загартованих від низьких температур.

Метод оже-електронної спектроскопії підтвердив присутність на поверхнях міжзеренного руйнування сталі 40ХС в окрихченому стані кремнію, фосфору, вуглецю і хрому. У сталі 60С2ХА кількість кремнію і фосфору в зломі вища, ніж у сталі 60С2.

Аналіз отриманих результатів показав, що фактори, які сприяють міжзеренному руйнуванню поліпшених сталей, можна розділити на три групи: хімічний склад сталей, структура, дія зовнішнього навантаження (рис. 12). Негативний вплив хімічного складу сталей на утворення міжзеренних пошкоджень проявляється внаслідок присутності домішок S, Sn, P, As, які можуть утворювати сегрегації на границях зерен, особливо в комплексно легованих сталях в умовах технологічних обробок і експлуатації.

До параметрів структури, які сприяють утворенню міжзеренних пошкоджень і руйнуванню, відносяться присутність зерен великих розмірів й особливо різнозернистість. Їх вплив проявляється через будову приграничних зон зерен – зростання частки нерівноважних границь з вищим рівнем пористості і зернограничних дефектів.

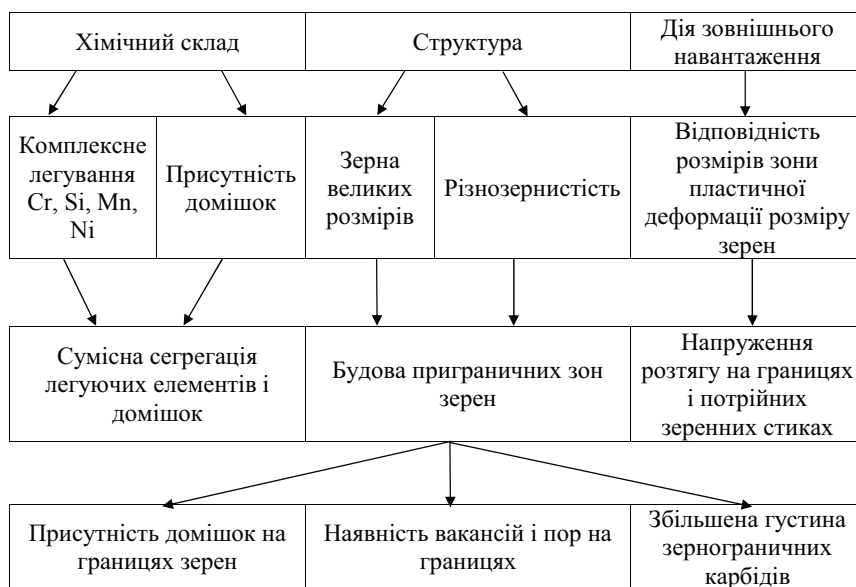


Рис. 12. Фактори, що сприяють утворенню міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітному руйнуванню поліпшених сталей

Оскільки зерна мають неправильну форму, а їх центри мас не лежать на одній осі, то при проходженні ударно-хвильового фронту в умовах випробувань на згин виникають крутні моменти. У зв'язку з тим при ударному навантаженні спостерігаються повороти окремих зерен у фронті ударної хвилі. Найінтенсивніші повороти розвиваються під дією високих градієнтів зсувних напружень. Якщо розміри зерен менші ширини ударного фронту, то в поворот включаються фрагменти, що складаються з кількох зерен. Коли розмір зерна співрозмірний або перевищує ширину ударного фронту, відбувається поворот окремих зерен відносно інших. Оскільки біля зон удару формується вузький ударний фронт, який в міру просування розширюється, при наявності різно-

зернистості існує більша кількість зерен, співрозмірних з шириною ударного фронту, що бере участь у поворотах. У результаті зростає частка границь зерен з більш високим рівнем зернограничних дефектів й енергії (γ_b). У відповідності із співвідношенням (10) енергія (γ^*), що витрачається на утворення міжзеренних пошкоджень і руйнування, зменшується.

Наявність вакансій і пор на великокутових границях сприяє міжкристалітній внутрішній адсорбції домішок, виділенню на них зернограничних карбідів. Їх форма суттєво впливає на процеси деформації й утворення пошкоджень у сталях. В умовах дії зовнішнього навантаження в присутності сферичних карбідів відбувається відшаровування по границях карбід-матриця. В карбідах несферичної форми одночасно із міжзеренним руйнуванням проходить їх об'ємне розтріскування, що підтверджується більшим вмістом хрому на міжзеренних поверхнях зломів сталей, комплекснолегованих хромом і кремнієм.

Роль зовнішнього навантаження проявляється в можливості утворення напружень розтягу поблизу границь зерен і зеренних стиків. Концентрація напружень у приграничних областях зростає зі збільшенням різниці механічних властивостей контактуючих зерен і ступеня кривизни поверхонь розділу. Наявність локальних областей розтягу поблизу границь зерен має особливе значення для процесів руйнування, оскільки в них відбувається формування зернограничних пошкоджень і зародження тріщин.

З вищевикладеного випливає ряд висновків. Для прикладу, оптимізація структури і хімічного складу поліпшуваних сталей для підвищення опору утворенню міжзеренних пошкоджень й інтеркристалітному руйнуванню вимагає детального аналізу процесів, які відбуваються в приграничних зонах зерен з градієнтною будовою, що змінюється при технологічних обробках та експлуатації виробів.

Експериментальний аналіз показав рівномірний розподіл границь зерен за енергіями після поліпшення, окрихчувальна обробка збільшує частку границь зерен з підвищеним рівнем енергії. На границях і потрійних стиках між групами зерен різного розміру рівень енергії вищий, ніж на границях зерен одного розміру.

Утворення міжзеренних пошкоджень і зростання частки інтеркристалітного руйнування пов'язано з формуванням нерівноважних границь зерен з надлишковим вільним об'ємом, вищим значенням енергії, яка оцінюється за глибиною рівчаків після іонно-плазмового травлення сталей. Збільшення площі границь з глибиною рівчаків травлення понад 0,3 мкм спричиняє зростання частки міжзеренного руйнування поліпшуваних сталей.

Найбільший вплив на схильність досліджуваних сталей до утворення міжзеренної пошкоженості й руйнування в умовах ударного навантаження має комплексне легування кремнієм і хромом. Зміщення порогів холодноламкості вбік високих температур у сталях 60С2ХА та 40ХС при наявності різнозернистості після окрихчувального відпуску становить відповідно 77 і 108°C.

Роль карбідів в утворенні міжзеренних пошкоджень й інтеркристалітному руйнуванні обумовлена збільшенням частки границь зерен з густиною

карбідів понад $16 \cdot 10^4 \text{ мм}^{-1}$. Виділення зернограничних карбідів сферичної форми в сталі 40X призводить до міжзеренного руйнування за механізмом розшарування по границях карбід-матриця; більша схильність до міжзеренного руйнування сталей, легованих хромом і кремнієм, пов'язана з утворенням витягнутих карбідів, які розтріскуються в умовах ударного навантаження.

1. Болотин В.В. О распределении долговечности при случайных циклических перегрузках / В.В. Болотин // Машиноведение. – 1979. – № 3. – С. 46–52. 2. Кайбышев О.А. Границы зерен и свойства металлов / О.А. Кайбышев, Р.З. Валиев. – М.: Металлургия. – 1987. – 214 с. 3. Коротких Ю. Г. Описание процессов накопления поврежденных материала при неизотермическом вязкопластическом деформировании / Ю.Г. Коротких// Проблемы прочности. – 1985. – № 1. – С. 18–22. 4. Кузін О.А. Керування властивостями мікролегованих сталей за параметрами внутрішніх поверхонь розділу/ О.А. Кузін// Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2000. – № 5. – С. 101–105. 5. Куликов Д.В. Физическая природа разрушения: учебн. пособие / Куликов Д.В., Мекалова И.В., Закирничная М.М. – Уфа: УГНТУ. – 1999. – 239 с. 6. Мартин Дж. Стабильность микроструктуры металлических систем / Дж. Мартин, Р. Доэрти. – М.: Атомиздат. – 1978. – 280 с. 7. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография/ С.А. Салтыков. – М.: Металлургия. – 1976. – 271 с. 8. Структура и процеси зношування покращених сталей 40X і 40XHM / О.А. Кузін, С.А. Беспалов, П.Ю. Волосевич, Ю.В. Гарасим // Вісн. Нац. ун-ту «Львівська політехніка» «Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні». – 2001. – № 422. – С. 104–113. 9. Справочное пособие по расчету машиностроительных конструкций на прочность / [Лебедев А.А., Ковальчук Б.И., Уманский С.Э. и др.] – К.: Техника. – 1990. – 240 с. 10. Kuzin O.A. The structure of the near-boundary zones of grains and intergranular destruction of steels/ O.A. Kuzin, M.O. Kuzin // Вісн. Нац. ун-ту «Львівська політехніка» «Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні». – 2013. – № 760. – С. 94–100. 11. Кузін О.А. Вплив карбідної фази на руйнування покращених сталей/ О.А. Кузін, Т.П. Коврова, Т.М. Мещерякова // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1999. – № 2. – С. 67–70.

СТРУКТУРА И МЕЖЗЕРЕННАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ СТАЛЕЙ

Представлены результаты исследований механизма разрушения сталей 40X, 40XC, 60C2, 60C2XA в условиях ударных нагрузок после закалки и высокого отпуска, а также охрупчивающей обработки. Показано, что образование межзеренных повреждений и интеркристаллитное разрушение сталей связано с присутствием в их структуре границ зерен с повышенным уровнем энергии, выделением на них зернограничного карбидов, форма которых зависит от легирования стали и определяет особенности межзеренных разрушения – за счет расслаивания по межфазным границам феррит – сферический карбид или объемного растрескивания вытянутых карбидов.

STRUCTURE AND INTERGRANULAR DEFECT OF STEELS

The results of studies of the fracture mechanism of steel 40H, 40HS, 60S2, 60S2HA shock load conditions after quenching and high-temperature tempering and embrittling treatment. Shown that the formation of grain damage and destruction intercrystallite steels due to the presence in their structure of grain boundaries with a high energy level, they release the grain boundary carbides, whose shape depends on the alloying of steel determines the features of intergranular fracture - due to delamination at interphase boundaries ferrite – spherical carbide or volumetric cracking elongated carbides.

Стаття надійшла 10.09.2013