

УДК 539.3

ВПЛИВ ВКЛЮЧЕНЬ НА МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРІДНИХ МАТЕРІАЛІВ (ОГЛЯД)

В. П. СИЛОВАНЮК, Н. А. ІВАНТИШИН

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Виконано короткий огляд досліджень про вплив включень на механічні характеристики конструкційних матеріалів. Насамперед згадані праці, де отримані аналітичні залежності для прогнозування механічних властивостей структурно-неоднорідних матеріалів (тріщиностійкості, границь міцності і втоми) залежно від форми, об'ємного вмісту і розмірів включень.

Ключові слова: *включення, тріщина, міцність, тріщиностійкість, витривалість.*

A shot review of studies on the influence of inclusions on mechanical properties of structural materials was done. The studies, where analytical dependences are obtained for predicting the mechanical properties of structurally heterogeneous materials (ultimate strength, fatigue limit and crack growth resistance) depending on the shape, volume content and size of inclusions, are mentioned.

Keywords: *inclusion, crack, strength, crack growth resistance, endurance.*

Вступ. Включення, які є практично в усіх конструкційних матеріалах, суттєво впливають на їх службові характеристики. Цей вплив залежно від природи та розмірів включень може мати якісно різний характер. Включення малих розмірів (частки мікрона), виступаючи як мікробар'єри на шляху руху дислокацій, блокують їх рух і цим зміцнюють матеріал. На цьому базуються такі способи металургійного зміцнення металів як легування, термообробка тощо.

Зі збільшенням розмірів включень домінують стає їх негативна роль як концентраторів напружень, ініціаторів тріщин і, як наслідок, зниження міцнісних характеристик матеріалу. Особливо зменшують міцність матеріалу включення, розмір яких наближається до критичного розміру тріщини. За суттєвої концентрації включень (коли помітною стає їх взаємодія) погіршують властивості матеріалів і малі включення.

Руйнування матеріалів складний процес. Руйнуються структурні елементи різного масштабу, починаючи з мікро- і закінчуючи макротріщиною. Поширенню магістральної тріщини передують деяка підготовча фаза – формування зони передруйнування, тобто накопичення дефектів – мікротріщин, розмір яких визначає характерний розмір основних структурних елементів матеріалу. У матеріалах з частинками дисперсної фази мікротріщини часто виникають на ранній стадії деформування на місці зруйнованих включень. Однак бувають і варіанти початкового локального руйнування в матриці в околі включень. З'ясування характеру цього процесу має важливе значення для формування матеріалів із наперед заданими властивостями, розроблення розрахункових залежностей для оптимізації і прогнозування їх службових характеристик.

Статична міцність матеріалів з включеннями. Теоретичні розрахунки, які базуються на моделі міжатомних зв'язків, показують, що міцність матеріалу по-

винна становити $\sim 0,1$ від його модуля пружності E . Однак більшість матеріалів руйнуються за напружень лише $0,001...0,01$ від модуля пружності. Вважають, що однією з головних причин такої низької міцності реальних матеріалів є тріщини, різного роду включення, які виникають під час виготовлення матеріалів або під час навантаження. Якщо ліквідувати причини, які призводять до утворення тріщин, то міцність бездефектних матеріалів наближається до теоретичної.

Вперше критеріальну умову росту тріщини встановив Гріффітс [1], врахувавши енергетичний баланс. Цей критерій встановлює зв'язок між міцністю тіла з тріщиною σ_c , пружними властивостями матеріалу (E , ν), енергією γ , необхідною для утворення нових поверхонь у тілі, і довжиною тріщини l

$$\sigma_c = A \sqrt{\frac{\gamma E}{(1-\nu^2) l}}, \quad (1)$$

де A – константа, яка залежить від форми тріщини та її довжини відносно розміру тіла. Співвідношення типу (1) використовують для прогнозування міцнісних властивостей матеріалів з дисперсною фазою [2–6]. Оскільки реальна міцність матеріалу, згідно з формулою (1), пов'язана з енергією руйнування, модулем пружності і розміром тріщини, то встановлюють вплив дисперсної фази на ці параметри.

Дисперсна фаза впливає на енергію руйнування матеріалу за кількома механізмами. Один з них пов'язаний з пластичною деформацією біля фронту тріщини і ця деформація поглинає енергію за розвитку останньої. Другий полягає у збільшенні шорсткості поверхні руйнування внаслідок нерегулярної траєкторії тріщини під впливом дисперсних частинок, а третій обумовлений взаємодією тріщини і включень. Дослідники спостерігали, що фронт тріщини не мить затримується при зустрічі з включеннями. Неоднорідності затримують його просування і він прогинається між місцями затримки. На поверхні руйнування матеріалу ці затримки проявляються у вигляді характерних сходинок.

У праці [2] на основі гіпотези про те, що фронт тріщини характеризується лінійною енергією, розроблена модель, у якій збільшення довжини фронту тріщини призводить до суттєвого збільшення енергії руйнування композитного матеріалу з дисперсними частинками. Схематично взаємодія фронту тріщини з розміщеними на однакових відстанях включеннями показана на рис. 1. До прикладання зовнішніх зусиль фронт тріщини є прямою лінією, а після достатньої їх інтенсивності фронт тріщини просувається між місцями затримок, утворюючи нові поверхні, що призводить до збільшення його довжини.

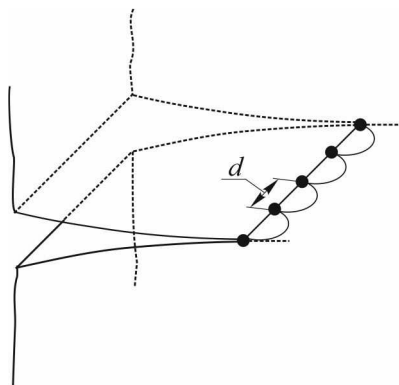


Рис. 1. Схема взаємодії фронту тріщини з дисперсними неоднорідностями, лінійно розташованими на відстані d один від одного.

Fig. 1. Scheme of interaction of the crack front with dispersed inhomogeneities linearly located at a distance d from each other.

Як наслідок, вираз для енергії руйнування повинен містити дві компоненти: одна з них визначає енергію, необхідну для утворення нової поверхні руйнування, а друга – енергію на збільшення довжини фронту тріщини. Друга залежить як

від прогину фронту тріщини, так і від його лінійної енергії. Запропонована [2] така залежність для встановлення енергії руйнування

$$\gamma = \gamma_0 + T/d, \quad (2)$$

де T – питома лінійна енергія фронту тріщини; γ_0 – енергія руйнування матеріалу матриці; d – відстань між дисперсними частинками.

Недоліком моделі є те, що співвідношення (2) не враховує впливу розмірів дисперсних частинок на енергію руйнування. Експериментами встановлена суттєва залежність енергії руйнування матеріалу від розмірів дисперсної фази [7, 8], а саме, що енергія руйнування матеріалів з крихкими дисперсними включеннями залежить від двох конкуруючих чинників. Тобто взаємодія фронту тріщини з дисперсною фазою збільшує енергію руйнування, а зменшення площі матриці, яку перетинає тріщина внаслідок присутності крихких включень, призводить до її зниження. Звідси роблять висновок, що крихка дисперсна фаза може викликати збільшення енергії руйнування полікристалічного матеріалу матриці тоді, коли розмір включень більший від розміру зерна матриці. Модуль пружності E матеріалу з дисперсною фазою може бути або більшим від модуля пружності E_m матричної фази, або меншим залежно від того, буде модуль включень E_1 більшим або відповідно меншим від модуля пружності матриці.

За використання теорем про енергію деформації встановлено [9], що модуль пружності композита має знаходитися в інтервалі, який визначають нерівностями

$$\frac{E_1 E_m}{(1 - f_p) E_m + f_p E_1} \leq E \leq (1 - f_p) E_m + f_p E_1, \quad (3)$$

де f_p – об’ємний вміст дисперсної фази. Із співвідношення (3) випливає, що усереднений модуль пружності композита E не залежить від розмірів частинок дисперсної фази. Цей висновок підтверджений численними експериментальними дослідженнями [10–12]. Форма включень теж не впливає на модуль пружності, якщо тільки вона не пов’язана з певною орієнтацією під час виготовлення композита.

Дисперсна фаза, зазвичай, зменшує міцність матеріалу навіть за збільшення енергії руйнування і модуля пружності матеріалу. Звідси і на основі співвідношення (1) можна зробити висновок, що основний вплив дисперсної фази полягає у збільшенні дефектності матеріалу, умовною характеристикою якої можна прийняти параметр l у рівнянні (1). Застосування цієї формули пов’язане з проблемою визначення параметра l . За включень малих розмірів незрозумілий його фізичний зміст. Лише для включень великих розмірів ототожнення параметра l з діаметром неоднорідності дає задовільні результати [13]. На рис. 2 наведені розрахункові результати для l , отримані в праці [14] на основі рівняння (1) для композитної системи $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--SiC}$. Як бачимо, частинки великих розмірів призводять до найбільшої пошкодженості матеріалу. Водночас частинки розміром $5 \mu\text{m}$ не змінюють характеристики пошкодженості матеріалу в наведеному інтервалі об’ємного вмісту дисперсної фази.

Експериментальному та теоретичному дослідженню міцності чавунів залежно від форми графітових включень присвячені монографії [15–17]. У них міцність матеріалу пов’язана із коефіцієнтом концентрації напружень біля графітових включень. Постулюють, що руйнування розпочинається в матриці в околі включень. В результаті для прогнозування границі міцності чавуну залежно від форми графіту отримана формула [15]

$$\sigma_B = \frac{\sigma_B^m (\pi + 0,36\beta)^2}{(\pi + 0,36)(\pi + 3,96\beta)}. \quad (4)$$

Тут $\beta = a/c$ параметр форми включень; a, c – півосі еліпсоїда, що відображає фор-

му включень; σ_B^m – границя міцності металічної матриці. На рис. 3 наведені результати порівняння розрахункових та експериментальних значень границі міцності чавуну залежно від форми включень графіту.

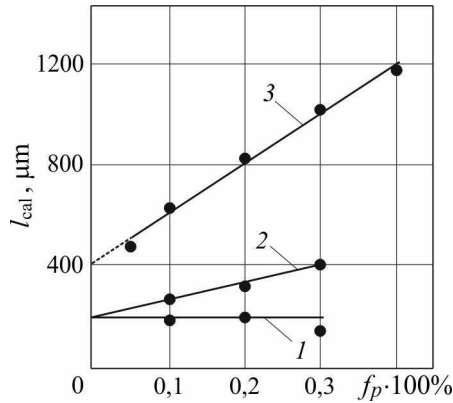


Рис. 2. Fig. 2.

Рис. 2. Вплив розміру та об'ємного вмісту f_p дисперсних частинок на розрахунковий розмір тріщини l_{cal} у композитній системі Si_3N_4-SiC : 1 – 5 μm ; 2 – 9; 3 – 32 μm .

Fig. 2. Influence of the size and volume content f_p of dispersed particles on the calculated crack size l_{cal} in the composite system Si_3N_4-SiC : 1 – 5 μm ; 2 – 9; 3 – 32 μm .

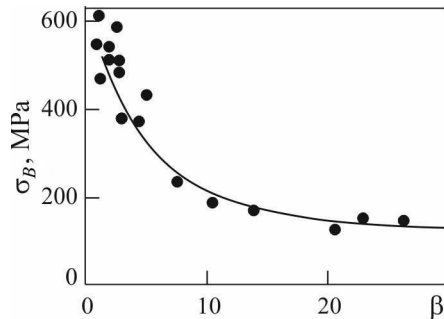


Рис. 3. Fig. 3.

Рис. 3. Порівняння теоретичних (лінія) та експериментальних (точки) значень границі міцності чавуну [15].

Fig. 3. Comparison of theoretical (line) and experimental (points) values of the cast iron ultimate strength [15].

У праці [18] отримано співвідношення для прогнозування міцності матеріалів від об'ємного вмісту включень f_p

$$\sigma_B = \sigma_B^m \left(1 - \frac{3f_p\sqrt{\beta}}{2 + f_p} \right). \quad (5)$$

Наведено (рис. 4) розрахункову криву, яка відображає залежність міцності чавунів і графітізованих сталей від об'ємного вмісту графітових включень.

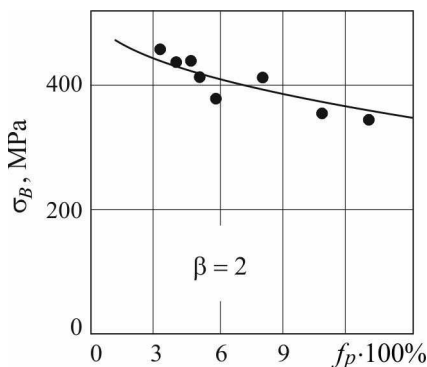


Рис. 4. Залежність границі міцності чавуну і графітізованої сталі від об'ємного вмісту графітових включень. Точки – результати експериментів.

Fig. 4. Dependence of the ultimate strength of cast iron and graphitized steel on the volumetric content of graphite inclusions. Points are the experimental results.

Вплив включень на тріщиностійкість матеріалів. Основні методи визначення тріщиностійкості K_{IC} належать до теоретико-експериментальних. Вони базуються на використанні розв'язків задач теорії тріщин для певних схем навантаження, які дають залежності типу

$$K_{IC} = f(p_c, a, Y), \quad (6)$$

де p_c – критичне навантаження; a – довжина тріщини; Y – функція, яка враховує геометричні параметри тіла з тріщиною і спосіб навантаження. Експериментально встановивши граничне навантаження p_c , отримують K_{IC} . В інженерній практиці цей метод широко застосовують для визначення тріщиностійкості матеріалів. Запропоновані також [16–20] кореляційні залежності для розрахунку характеристики K_{IC} через традиційні механічні параметри, котрі визначають з експериментів на гладких зразках.

Відомі спроби пов'язати K_{IC} з параметрами графітових включень у чавунах. Зокрема, у праці [20] на підставі формули Хана–Розенфельда виведено аналітичну залежність K_{IC} від об'ємного вмісту і форми графіту в чавуні. З експериментів на гладких зразках необхідно визначити лише ϵ_c – деформацію руйнування матеріалу. Хоч ця залежність і отримала експериментальне підтвердження [16], методика її отримання викликає деякі критичні зауваження. Зокрема, в її основу покладено емпіричну залежність модуля пружності чавуну від об'ємного вмісту та форми графітових включень. Зауважимо, що в формулі Хана–Розенфельда присутні інші величини, які більше, ніж модуль Юнга E залежать від графітових включень – це границя плинності $\sigma_{0,2}$ та деформація руйнування матеріалу ϵ_c .

У праці [18] запропоновано формулу для прогнозування тріщиностійкості матеріалів K_{IC} , виражену через стандартні механічні характеристики матеріалу та параметри форми і вміст включень

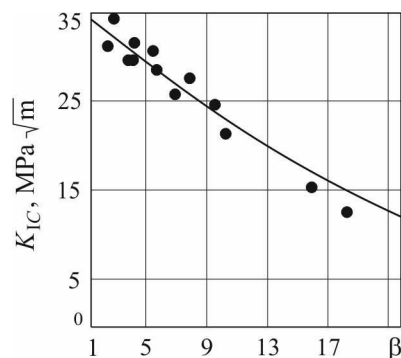
$$K_{IC} = \left(2\sigma_B^m \left(1 - \frac{3\sqrt{\beta} f_p}{2 + f_p} \right) E(1 - 0,19 \beta f_p) \rho (\exp \epsilon_c - 1) \right)^{1/2} \times (1 - \nu^2)^{-1/2}, \quad (7)$$

де ρ – радіус вершини тріщини; ν – коефіцієнт Пуассона.

На рис. 5 порівняно тріщиностійкість K_{IC} за різних параметрів форми графітових включень, встановлену експериментально (точки) [17] і обчислену (суцільна лінія) за формулою (7). Як бачимо, результати добре узгоджуються в широкому діапазоні зміни форми β .

Рис. 5. Залежність тріщиностійкості чавунів від форми графітових включень.

Fig. 5. Dependence of the crack growth resistance of cast irons on the graphite inclusions shape.



Вплив включень на витривалість конструкційних матеріалів. Деякі огляди були раніше [21–24]. Кореляцію між кількістю включень і витривалістю відмічали в працях [25–29], однак результати досліджень не узгоджуються між собою. Зроблено [30] висновок, що опір втомі матеріалу корелює з кількістю включень і не залежить від розміру дефектів. З іншого боку, автор праці [27] встановлює зв'язок границі втомі з кількістю, розміром і коефіцієнтом концентрації напружень неметалевих включень. У праці [31] заперечується кореляційний зв'язок втомної міцності і такими чинниками, як концентрація напружень і кількість включень, на відміну від праці [27]. Мураками стверджує, що вказані чинники не ма-

ють прямого впливу на втомну міцність. Підтверджує свою позицію результатами [28], де показано, що тільки включення розміром $> 30 \mu\text{m}$ в діаметрі впливають на втомну довговічність матеріалу. В працях [22, 32, 33] зроблено висновок, що включення менші від порогового розміру не впливають на границю втоми. Подібні результати отримані в публікаціях [25, 26, 29].

Основні чинники впливу включень на опір втомі матеріалів, якщо взяти до уваги існуючі огляди літератури [15, 25–27, 34, 35], такі: форма включень; адгезія включень з матрицею; пружні характеристики включень і матриці; розмір включень. Перші три пов'язані з концентрацією напружень та їх розподілом в околі включень.

У працях [36–39] зародження та поширення тріщин біля включень як концентраторів напружень аналізують, використовуючи механіку руйнування, зокрема, концепцію коефіцієнтів інтенсивності напружень. У низці праць [22, 32, 40] експериментальні дослідження впливу включень на витривалість виконували на основі виготовлених тестових матеріалів, в яких форму і розміри включень контролювали.

У дослідженнях [41–44] для експериментів використали зразки з малими висвердленими отворами, діаметр яких змінювали в межах від 30 до 200 μm . Порівняння отриманих результатів для границі втоми з відомими в літературі для сталей з неметалевими включеннями показали подібність ефектів малих отворів і включень. Це дало підстави трактувати неметалеві включення як механічний еквівалент малих дефектів (тріщин та пор), які мають значення введеного авторами параметра “ $\sqrt{\text{area}}$ ” (рис. 6), який визначають площею проєкції включення на площину, перпендикулярну максимальному головному напруженню.

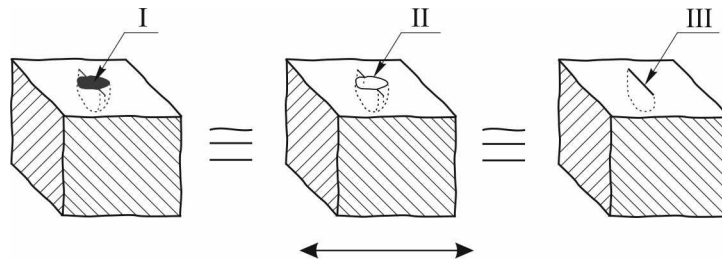


Рис. 6. Модель Муракамі, яка трактує неметалеві включення як механічний еквівалент малих дефектів (I – включення; II – порожнина; III – тріщина, стрілками позначено напрям дії навантаження).

Fig. 6. Murakami model, which treats non-metallic inclusions as a mechanical equivalent of small defects (I – inclusion; II – cavity; III – crack, arrows indicate the direction of the load).

У працях [41, 42] запропонували напівемпіричне рівняння для прогнозування границі втоми σ_R матеріалу з внутрішніми включеннями

$$\sigma_R = \frac{1,56(H_V + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}}, \quad (8)$$

де H_V – твердість за Вікерсом, kgf/mm^2 ; “ $\sqrt{\text{area}}$ ” визначають в μm . Для поверхневого включення формулу (8) модифікували до вигляду

$$\sigma_R = \frac{1,43(H_V + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}}. \quad (9)$$

Слід зазначити, що наведена вище модель Муракамі є домінуючим підходом для встановлення впливу включень, пор, мікротріщин, надрізів на витривалість конструкційних матеріалів. Однак і вона не позбавлена певних обмежень у

застосуванні. Головне з них – нездатність моделі враховувати вплив включень за значного об'ємного їх вмісту, коли важливим чинником стає взаємодія дефектів. Співвідношення (8), (9) базуються на врахуванні розмірів ізолюваного максимального дефекту, що є обґрунтованим за об'ємного вмісту включень до трьох відсотків. Такі межі допустимих концентрацій дисперсної фази в матеріалі дозволяють з певністю застосувати модель Мураками стосовно, наприклад, неметалевих включень у сталях [43, 44].

Графітові включення в чавунах та графітізованих сталях, включення вторинних фаз в алюмінієвих та інших сплавах містяться в суттєво більших концентраціях, що вимагає врахування можливої взаємодії домінуювальних дефектів порівняно з однорідною структурою матриць цих матеріалів. Раніше запропонована [45] розрахункова залежність для прогнозування границі витривалості σ_R^* матеріалу з включеннями

$$\sigma_R^* = \sigma_R / (1 + F), \quad (10)$$

де F – функція впливу ансамблю мікротріщин, які виникають на місці включень,

на коефіцієнт інтенсивності напружень біля макротріщини розміром $l_0 = \frac{K_{th}^2}{\pi Y \sigma_R^2}$;

σ_R – границя витривалості матеріалу без включень; K_{th} – порогове значення коефіцієнта інтенсивності; $Y = 1$ для наскрізних тріщин, $Y = 2/\pi$ для внутрішніх кругових.

Витривалість конструкційного матеріалу, згідно зі сучасними концепціями механіки руйнування, визначають не опором зародженню мікродефектів (вони є завжди), а можливістю їх росту під час циклічного навантаження. З огляду на це, автори праць [46, 47] розвинули модель росту коротких втомних тріщин у полікристалічних матеріалах, яка базується на взаємодії тріщини і мікроструктурних бар'єрів таких, як межі зерен. Вважають, що тріщину з пластичною зоною в околі її вершини блокує мікроструктурний бар'єр і вона залишається нерухомою доти, поки пластичне течіння не буде активоване поза бар'єром в наступному зерні. Тоді стане можливим поширення тріщини. Граничний рівень прикладених навантажень, нижче якого неможливе подолання навіть першого бар'єра, приймають за границю втоми матеріалу. Показано, що така її інтерпретація добре узгоджується з експериментальними результатами [46].

Концепція [46] застосована для дослідження втоми полікристалічного матеріалу в околі неметалевого включення [48]. Біля включення в результаті дії осьових циклічних навантажень розтягом з амплітудою σ_a утворилася мікротріщина, пластична зона якої заблокована мікроструктурним бар'єром – межею зерна (рис. 7).

В результаті отримано залежність для розрахунку границі витривалості матеріалу з включенням

$$\sigma_R^B = \frac{4}{\pi} \sigma_1^* \sqrt{\frac{r_0}{2(d+a)}} \left(1 + \frac{4(1-\nu^2)\omega\beta_1}{\eta} \arcsin \frac{a}{a+d+r_0} \right) \times \left(1 - \frac{2\omega}{\pi\eta} \arcsin \frac{a}{a+d+r_0} \right)^{-1}, \quad (11)$$

де $\eta = \pi + 2(1-\nu^2)\omega \left(-2\beta_1 \operatorname{Arth} \frac{a}{a+d+r_0} + 2\beta_1 \operatorname{Arth} \frac{a+d}{a+d+r_0} \right)$, $\beta_1 = l/c$, $\omega = E_1/E$,

σ_1^* – міцність на межах зерен; E_B, E – модуль Юнга матеріалу включення та мат-

риці, відповідно. Зазначимо, що границю втоми матеріалу σ_R^0 без врахування включень як концентраторів напружень і можливих ініціаторів тріщин отримуємо з рівняння (11), якщо покласти a рівним нулю

$$\sigma_R^0 = \frac{2\sqrt{2}}{\pi} \sigma_1^* \sqrt{\frac{r_0}{d}}. \quad (12)$$

Залежність (12), отримана в праці [46] за умов антиплоскої деформації, стала основою для низки досліджень втомних порогових характеристик металевих матеріалів [48–50]. Вона дає змогу прогнозувати ступінь впливу включень різної природи, форми та розмірів на границю втоми матеріалів. Не вдаючись до числового аналізу, можна зробити важливий висновок, що ступінь залежності границі втоми матеріалу від розміру включень визначає, насамперед, співвідношення характерного розміру включення до розміру зерна (a/d). Іншими словами, включення певного розміру відіграватиме більшу роль у дрібнозернистому матеріалі, аніж у матеріалі з великим розміром зерен. Таким чином, для отримання матеріалу із заданими втомними характеристиками необхідна оптимізація за конкуруючими параметрами – розміром зерна d та відношенням a/d .

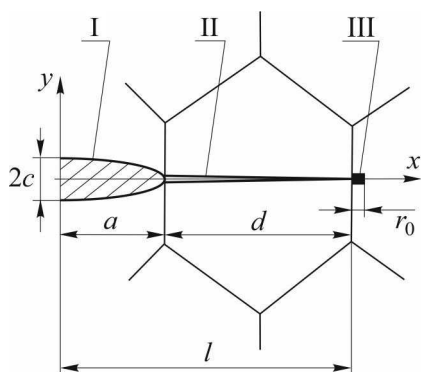


Рис. 7. Схема тіла з включенням за осевого розтягу:

I – включення; II – тріщина;
III – мікроструктурний бар'єр.

Fig. 7. Scheme of the body with an inclusion under axial tension:

I – inclusion; II – crack;
III – microstructural barrier.

ВИСНОВКИ

Наведено стислий огляд праць, спрямованих на встановлення розрахункових формул, які дають можливість прогнозувати міцність, тріщиностійкість і витривалість структурно-неоднорідних матеріалів залежно від об'ємної частки, розмірів та форми включень. В цілому неметалеві включення переважно негативно впливають на комплекс механічних властивостей металів. Ступінь такого впливу залежить від розміру, форми та кількості включень у матеріалі. Ці параметри коливаються в досить широких межах, що зумовлює різний характер впливу включень на службові характеристики. Зокрема, порівняно із розміром зерна, розмір включень може бути як на порядок менший (корунди, нітриди), так і на порядок більший (графітові включення у чавуні). Часто результати досліджень різних авторів не узгоджуються, що свідчить про складність проблеми впливу включень на механічні властивості матеріалів.

1. Griffith A. A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids // Philos. Trans. R. Soc. London. – 1920. – A 221. – P. 163–198. <https://www.jstor.org/stable/91192>
2. Lange F. F. The interaction of crack front with second phase dispersion // Philos. Mag. – 1970. – 22, № 179. – P. 983–992. <https://doi.org/10.1080/14786437008221068>
3. Davidge R. W. and Green T. J. The strength of two-phase ceramic/glass materials // J. Mater. Sci. – 1968. – 3. – P. 629–634. <https://doi.org/10.1007/BF00757910>
4. Gurland J. Fracture strength of sintered WC–Co alloys in relation to composition and particle shacing // Trans. Met. Soc. AIME. – 1963. – 227, № 10. – P. 1146–1150.
5. Kreimer G. S. Strength of Hard Alloys. – New York: Consultants Bureau, 1968. – 166 p.

6. Nabarro F. R. N. and Luyckx S. B. The theory of the strength of tungsten carbide-cobalt compacts // Proc. Int. Conf. Strength Metals Alloys, Trans. Japan. Inst. Met., 1st (Suppl.). – 1968. – **9**. – P. 610–615.
7. Griffith R. and Holloway D. G. The fracture energy of some epoxy resin materials // J. Mater. Sci. – 1970. – **5**. – P. 302–307. <https://doi.org/10.1007/BF02397781>
8. Lange F. F. and Radford K. C. Fracture energy of an epoxy composite system // J. Mater. Sci. – 1971. – **6**. – P. 1197–1203. <https://doi.org/10.1007/BF00550091>
9. Paul B. Prediction of elastic constants of multiphase materials // Trans. Met. Soc. AIME. – 1960. – **218**. – P. 36–41. <https://www.osti.gov/biblio/4273941>
10. Binns D. B. Some physical properties of two-phase crystal-glass. – New York: Academic Press., 1962. – P. 315–334. <https://cir.nii.ac.jp/crid/1573950399010977664?lang=en>
11. Radford K. C. The mechanical properties of an epoxy resin with a second phase dispersion // J. Mater. Sci. – 1971. – **6**. – P. 1286–1291. <https://doi.org/10.1007/BF00552042>
12. Rossi R. C., Cost J. R., and Janowski K. R. Influence of the shape of dispersed particles on the elastic behavior of composite materials // J. Amer. Ceram. Soc. – 1972. – **55**, № 5. – P. 234–237. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1972.tb11269.x>
13. Композиционные материалы / За ред. Л. Браутмана, Р. Крока. Т. 5: Разрушение и усталость. – М.: Мир, 1978. – 484 с.
14. Lange F. F. Effect of microstructure on strength of Si₃N₄–SiC composite system // J. Amer. Ceram. Soc. – 1973. – **56**. – P. 445–450. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1973.tb12520.x>
15. Структура та опір руйнуванню залізобетонних сплавів / О. П. Осташ, І. П. Волчок, О. Б. Колотілкін, І. М. Андрейко, М. М. Стадник, В. П. Силованюк, Г. І. Слинько. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2001. – 272 с.
16. Красовський А. Я., Калайда В. В. Прочность и трещиностойкость чугунов с шаровидным графитом. – К.: Наук. думка, 1989. – 136 с.
17. Волчок И. П. Сопротивление разрушению стали и чугуна. – М.: Metallurgy, 1993. – 192 с.
18. Influence of the shape of graphite inclusions on the mechanical properties of iron-carbon alloys / I. V. Akimov, V. P. Sylovanyuk, I. P. Volchok, and N. A. Ivantyshyn // Materials Science. – 2013. – **48**, № 5. – P. 620–627. <https://doi.org/10.1007/s11003-013-9546-x>
19. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособ.: В 4-х т. / Под общ ред. В. В. Панасюка. – К.: Наук думка, 1988–1990.
20. Grüter L. Prediction of fracture toughness for cast-iron alloys // Mater. Sci. and Eng. – 1978. – **35**, № 2. – P. 157–164. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(78\)90115-5](https://doi.org/10.1016/0025-5416(78)90115-5)
21. Yokobori T. General lecture on fatigue and fatigue of metallic materials // Sci. Mach. – 1961. – **13**, № 7. – P. 973–976.
22. Kawada Y. and Kodama S. A review on the effect of nonmetallic inclusions on the fatigue strength of steels // J. Jpn. Soc. Strength Fract. Mater. – 1971. – **6**, № 1. – P. 1–17.
23. Sumita M., Uchiyama I., and Araki T. A model experiment on relationship between fatigue properties of steel and size, shape, and distribution of inclusions // Tetsu to Hagane. – 1971. – **57**, № 2. – P. 335–353. <https://tetsutohagane.net/articles/search/files/57/2/KJ00002651974.pdf>
24. Araki T. Roles on inclusions in steel for the fatigue properties and machinability problems // In: Proc. Int. Symp. Inclusions and Their Influence on Material Behavior. – Chicago: ASM, 1988. – P. 149–155.
25. Ineson E. Clayton-Cave J., and Taylor R. J. Variation in fatigue properties over individual casts of steel. Part II // J. Iron Steel Inst. – 1958. – **190**. – P. 277–283.
26. Ueno M., Mitsuhashi T., and Nakano Y. Studies on ball bearing steels. Part II. Effect of Some Metallurgical Factors on Life of Ball Bearing Steels // Tetsu to Hagane. – 1955. – **41**, № 10. – P. 1102–1107.
27. Atkinson M. J. The influence of nonmetallic inclusions on the fatigue properties of ultra-high-tensile steels // J. Iron Steel Inst. – 1960. – **195**. – P. 64–75.
28. Uhrus L. O. Through-hardening steels for ball bearings – effect of inclusions on endurance // Iron Steel Inst., Spec. Rep. – 1963. – **77**. – P. 104–109.
29. F. de Kazinczy Effect of small defects on the fatigue properties of medium-strength cast steel // J. Iron Steel Inst. – 1970. – **208**. – P. 851–855. <https://www.researchgate.net/publication/285467479>
30. Rotating bending fatigue phenomenon of JIS SUJ2 bearing steel / A. Adachi, H. Shoji, A. Kuwabara, and Y. Inoue // Electr. Furnace Steel. – 1975. – **46**, № 3. – P. 176–182.

31. *Murakami Y.* Metal Fatigue: Effect of Small Defects and Nonmetallic Inclusions. – Oxford: Elsevier Sci., 2002. – 369 p.
32. *Duckworth W. E. and Ineson E.* The effects of externally introduced alumina particles on the fatigue life of En24 steel // Clean Steel, Iron Steel Inst. Spec. Rep. –1963. – **77**. – P. 87–103.
33. *Tanaka T. and Funabashi N.* Fatigue strength of 18%-Ni maraging steel and the effect of distributed inclusions // Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. – 1977. – **43**, № 366. – P. 389–397.
34. *Mitchell M. R.* Review of the mechanical properties of cast steels with emphasis on fatigue behavior and the influence of micro discontinuities // Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol. – 1977. – P. 329–343. https://fcg.mechse.illinois.edu/files/reports/FCP_Report015.pdf
35. *Mitchell M. R.* A unified predictive technique for the fatigue resistance of cast ferrous-based metals and high hardness wrought steels // SAE Int. – 1979. – **88**, Section 4. – P. 3062–3097. http://publish.illinois.edu/fracturegroup/files/reports/FCP_Report023.pdf
36. *Initiation and propagation of fatigue crack in unnotched specimens of high strength eutectoid steel / T. Yokobori, Y. Sawaki, S. Shono, and A. Kumagai // Rep. Res. Inst. Strength Fract. Mater., Tohoku Univ. – 1976. – **12**, № 2. – P. 29–44.*
37. *Fatigue crack initiation and propagation of a low carbon martensitic high tensile steel / T. Yokobori, H. Kuribayashi, M. Kawagishi, and N. Takeuchi // J. Jpn. Inst. Met. – 1971. – **35**, № 1. – P. 70–77.*
38. *Tanaka Y., Nishijima S., and Masuda C.* Fracture mechanics evaluation of fatigue strength of spring steels // Proc. of the Fall Annual Meeting. – Japanese Soc. of Spring Res., 1986. – P. 35–38.
39. *Fowler G. J.* The influence of non-metallic inclusions on the threshold behavior in fatigue // Mater. Sci. Eng. – 1979. – **39**. – P. 121–126.
40. *Saito M. and Ito Y.* Some properties of ultra clean spring steel // Trans. Jpn. SOC. Spring Res. – 1985. – **30**. – P. 11–19.
41. *Murakami Y., Kodama S., and Konuma S.* Quantitative evaluation of effects of nonmetallic inclusions on fatigue strength of high strength steel // Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A. – 1988. – **54**, № 500. – P. 688–696.
42. *Murakami Y. and Usuki H.* Prediction of fatigue strength of high-strength steels based on statistical evaluation of inclusion size // Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A. – 1989. – **55**, № 510. – P. 213–221.
43. *Murakami Y.* Quantitative evaluation of effects of defects and non-metallic inclusions of fatigue strength of metals // Tetsu to Hagane. – 1989. – **75**, № 8. – P. 1267–1277.
44. *Murakami Y.* Fundamental aspects of fatigue threshold of metals containing small defects. small crack and non-metallic inclusions – A unified quantitative evaluation and its application // In: Basic Mechanisms in Fatigue of Metals / Eds.: P. Lucas, J. Polak. – Academia: Publ. House of the Czechoslovak Academy of Sci., 1988. – P. 343–350.
45. *Influence of intermetallic inclusions on the endurance of aluminum alloys / V. P. Sylovanyuk, O. A. Mityaev, A. E. Ostrovs'ka, N. A. Ivantyshyn, and I. P. Volchok // Materials Science. – 2009. – **45**, № 2. – P. 299–308. <https://doi.org/10.1007/s11003-009-9183-6>*
46. *Navarro A. and de los Rios E. R.* Short and long fatigue crack growth: a unified model // Phil. Mag. – 1988. – **57**. – P. 37–42. <https://doi.org/10.1080/01418618808204496>
47. *Navarro A. and de los Rios E. R.* Fatigue crack growth modeling by successive blocking of dislocations // Proc. R. Soc. London. – 1992. – **A437**. – P. 375–390. <https://doi.org/10.1098/rspa.1992.0067>
48. *Panasyuk V. V., Sylovanyuk V. P., and Ivantyshyn N. A.* Influence of nonmetallic inclusions on the fatigue strength of metals // Materials Science. – 2007. – **43**, № 2. – P. 139–144. <https://doi.org/10.1007/s11003-007-0016-1>
49. *Vallellano C., Navarro A., and Dominguez J.* Fatigue crack growth threshold conditions at notches. Part I: Theory // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 2000. – **23**. – P. 113–121. <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2000.00257.x>
50. *Vallellano C., Navarro A., and Dominguez J.* Fatigue crack growth threshold conditions at notches. Part II: Generalization and application to experimental results // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 2000. – **23**. – P. 123–128. <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2000.00258.x>

Одержано 24.07.2023