

**ВПЛИВ ФОРМИ ГРАФІТОВИХ ВКЛЮЧЕНЬ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАС-
ТИВОСТІ ЧАВУНІВ ТА ГРАФІТИЗОВАНИХ СТАЛЕЙ**

І. В. Акімов*, к.т.н., доц., **В. П. Силованюк****, д.т.н., проф.,
І. П. Волчок*, д.т.н., проф., **І. А. Овчинникова*****, к.т.н., доц.

**Запорізький національний технічний університет*

*** Фізико-механічний інститут ім. Г.В.Карпенка НАН України*

****Запорізька державна інженерна академія*

Механічні властивості графітизованих залізвуглецевих сплавів суттєво залежать від кількості графітної фази та форми її включень. Так, наприклад, низьку міцність та пластичність сірих чавунів пов'язують, головним чином, з присутністю графіту пластинчастої форми, які викликають високу концентрацію напружень і зародження тріщин. В металургії розроблені технології отримання високоміцних чавунів, основою яких є введення в розплави сірих чавунів спеціальних добавок (модифікаторів), присутність яких дозволяє поступово перевести форму графіту з пластинчастої в кулясту. В науковій літературі з цієї проблеми є спроби описати службові характеристики матеріалу в залежності від стану графітової фази [1-3]. В більшості випадків ці залежності отримані шляхом обробки експериментальних даних [1, 2] або носять напівемпіричний характер [4].

Для отримання аналітичних залежностей прогнозування механічних властивостей залізвуглецевих сплавів будемо використовувати математичну модель, яка враховує наявність вільного вуглецю у вигляді графітових включень різної форми, як головного фактору, який впливає на механічні властивості матеріалу. Відомо, що у чавунах та графітизованих сталях, окрім графітових включень, присутні і інші дефекти (неметалеві включення, пори, початкові мікротріщини і т.п.). Їх характерні розміри достатньо малі у порівнянні з характерним лінійним розміром графітових включень. У зв'язку з цим всі мікронеоднорідності, крім домінуючих графітових включень, в цій роботі до уваги не приймалися.

Розглянемо графітизований Fe-C сплав як двофазний матеріал, що складається із порівняно однорідної металеві матриці, яку моделюємо ізотропним пружним тілом і включень графіту у вигляді еліпсоїдів, властивості яких будемо описувати в рамках нелінійної моделі Вінклера. Ця модель базується на діаграмі розтягу макрозразка із технічного графіту (рис. 1), із якої можна зробити висновок, що починаючи з певного рівня навантаження зв'язок напружень і деформацій у графіті є нелінійним. Цей зв'язок на основі діаграми розтягу з достатньою точністю можна апроксимувати залежністю

$$\sigma = \frac{\sigma_{np} \varepsilon^{0,65}}{\varepsilon_{np}} \quad (1)$$

Обмежимося спочатку випадком, коли включення не взаємодіють і розглянемо одноосний розтяг ізотропної пружної матриці із одним еліпсоїдальним включенням графіту (рис. 2).

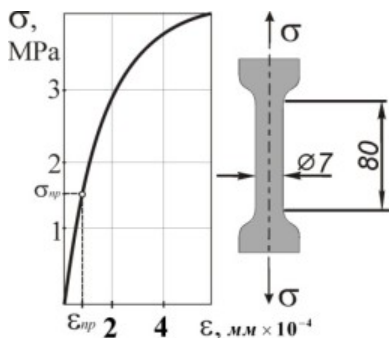


Рис. 1. Діаграма розтягу макрозразка з графіту.

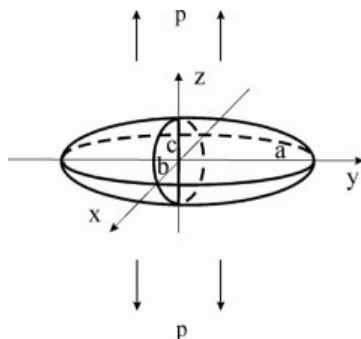


Рис. 2. Схематичне зображення графітового еліпсоїдального включення у графітізованому Fe-C сплаві.

В системі прямокутних декартових координат x, y, z реакцію включення на зусилля розтягу виразимо нелінійною моделлю типу Вінклера, враховуючи залежність (1):

$$\sigma_{zz} = \sigma_{np} \left(\frac{u_z^*}{h \varepsilon_{np}} \right)^{0,65}, \quad \sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0 \quad (2)$$

тут $h = c \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2} - \frac{y^2}{b^2}}$ - товщина включення, u_z^* - переміщення точок поверхні включення по осі z .

Зносячи граничні умови з поверхні включення на його серединну область $S: x^2/a^2 + y^2/b^2 = 1$, відповідну крайову задачу для тіла з еліптичним розрізом зводимо до розв'язування нелінійного інтегрального рівняння відносно переміщень $u_z(x, y)$ берегів розрізу S :

$$\left(\frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} \right) \iint_S \frac{u_z(\xi, \eta) d\xi d\eta}{\sqrt{(x-\xi)^2 + (y-\eta)^2}} - \frac{4\pi(1-\nu^2)}{E} \left(\frac{\sigma_{np}(u_z(x, y) + u_{z0}(x, y))^{0,65}}{\varepsilon_{np}^{0,65} h^{0,65}(x, z)} - p \right) = 0 \quad (3)$$

де E, ν - модуль Юнга і коефіцієнт Пуасона матриці, відповідно.

Розв'язок цього рівняння шукаємо у вигляді:

$$u_z(x, z) = Ac \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2} - \frac{y^2}{b^2}}, \quad (4)$$

де A - невідома константа.

Підстановкою співвідношення (4) в інтегральне рівняння (3) після деяких обчислень отримуємо трансцендентне рівняння для встановлення константи A :

$$2\pi(1-\nu^2) \frac{\sigma_{np}}{\varepsilon_{np}^{0,65}} \left(\frac{p}{E} + A \right)^{0,65} + \frac{A\pi E(k)}{\beta} - 2\pi(1-\nu^2)p = 0 \quad (5)$$

Деформація графітового включення в рамках прийнятої моделі встановлюється залежністю:

$$\varepsilon_{zz} = \frac{p}{E} + A \quad (6)$$

Напруження у включенні, враховуючи (2), розраховують за формулою

$$\sigma_{zz} = E_1 \left(\frac{p}{E} + A \right)^{0,65} \varepsilon_{np}^{0,35} \quad (7)$$

Напруження в околі включення, якщо припустити, що матеріал матриці деформується пружно, можна знайти із співвідношення

$$\sigma_{zz} = p + AE \quad (8)$$

На основі наведених співвідношень (5)-(7) встановимо рівень зовнішнього навантаження, за якого відбувається руйнування одного з матеріалів – матриці або включення. Графіт, як видно з діаграми розтягу, руйнується за напружень рівних 4 МПа. Напруження такої інтенсивності, обчислені на основі формули (6), виникають у включеннях за зовнішніх розподілених навантаженнях розтягу, що не перевищують 40 МПа для випадку глобулярних включень. У випадку пластинчастих включень ($a, b \gg c$) ці навантаження суттєво менші. Це означає, що за навантажень гладких чавунних зразків значно менших від тих, що відповідають границі міцності чавунів і навіть границі витривалості, графітові включення руйнуються з утворенням тріщин відповідних розмірів.

Напруження в матриці в околі включення, обчислені згідно зі співвідношенням (7), не перевищують при таких зовнішніх навантаженнях рівня 80 МПа. Такі напруження не можуть викликати, звичайно, руйнування феритних чи перлітних матриць чавунів та графітізованих сталей, границі міцності яких знаходяться в інтервалі 200-1000 МПа [3].

Зазначимо, що у відомій моделі Мураками [4] „а ргіоті” приймається припущення про руйнування неметалічних включень у конструкційних матеріалах.

Згідно з наведеним аналізом напруженого стану при одноосному розтязі гладкого зразка із сплаву, який містить графітові включення, відбувається множинне мікророзтріскування. Утворені мікротріщини розміром від 10 до 100 мкм (в таких межах змінюються розміри графітових включень) кожна зокрема не може впливати, згідно концепцій механіки руйнування, на міцність матеріалу.

Вплив мікродефектів на міцність може відбуватись через їх взаємодію. Дослідимо цей вплив, прийнявши найбільш несприятливу, з точки зору міцності, схему розміщення дефектів та навантаження, а саме: в рамках плоскої задачі розглянемо періодичну систему колінеарних тріщин (рис. 3).

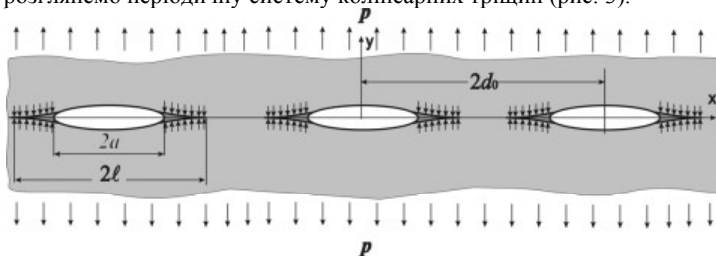


Рис. 3. Періодична система колінеарних тріщин

Похибка в нехтуванні дефектами в паралельних площинах піде в запас міцності матеріалу. З огляду на малі розміри тріщин концепція коефіцієнтів інтенсивності напружень тут незастосовна, тому скористаємося розв'язком цієї задачі в рамках моделі Леонова-Панасюка-Дагдейла, що отриманий в роботі [5]. На основі критерію руйнування тіла як умови злиття зон передруйнування в околі тріщин, отримано співвідношення для розрахунку граничного навантаження, яке трактуємо як границю міцності матеріалу

$$\sigma_e = \sigma_e^m \left(1 - \frac{\lambda+1}{\sqrt{2\lambda}} \sqrt{\frac{f_p}{\pi}} \right) \quad (9)$$

тут σ_e^m - границя міцності матриці;

f_p - об'ємний вміст включень; $\lambda=a/c$.

Отримана залежність дозволяє прогнозувати границю міцності графітізованих сталей та чавунів в залежності від форми та об'ємного вмісту графітових включень.

З метою визначення ступеню кореляції отриманої залежності з експериментально визначеною границею міцності реальних сплавів в індукційній печі були виплавлені сталі-чавуни наступного хімічного складу: 0,48...4,02%С; 1,6...2,5%Si, 0,43...0,64%Mn, до 0,03%S та до 0,02%P. Розливання рідкого сплаву вели за фракційним методом й у кожній із десяти фракцій вміст вуглецю збільшували з 0,48 до 4,02 мас. %.

Призматичні виливки перерізом 60×40 мм отримували в сухих пісчано-глинистих формах. Для отримання однорідної феритної металевої основи усі варіанти сплавів були піддані графітізуючому відпалу за режимами рекомендованими у роботі [6]. Результати металографічних досліджень (табл.1) показали, що після відпалу у всіх експериментальних варіантах сталей та чавунів металева основа була представлена феритною фазою.

Таблиця 1.

Металографічні характеристики експериментальних графітізованих сталей-чавунів.

| № фракції | Вміст вуглецю, мас. % | Металева основа | | Графітна фаза | |
|-----------|-----------------------|------------------|------------------------------------|-----------------|-------------------------|
| | | ферит, легований | міцність фериту σ_e^m , МПа | вміст f_p , % | параметр форми включень |
| 1. | 0,48 | 1,7%Si; 0,5%Mn | 500 | 0,5 | 1,0 |
| 2. | 0,78 | 2,2%Si; 0,4%Mn | 550 | 3,4 | 1,1 |
| 3. | 1,26 | 2,5%Si; 0,4%Mn | 580 | 5,8 | 1,4 |
| 4. | 1,73 | 2,3%Si; 0,6%Mn | 570 | 7,3 | 2,2 |
| 5. | 1,95 | 1,7%Si; 0,5%Mn | 500 | 9,2 | 5,5 |
| 6. | 2,13 | 2,2%Si; 0,6%Mn | 560 | 10,4 | 7,7 |
| 7. | 2,52 | 2,1%Si; 0,6%Mn | 530 | 10,9 | 9,3 |
| 8. | 2,89 | 2,3%Si; 0,5%Mn | 565 | 13,5 | 11,4 |
| 9. | 3,47 | 2,0%Si; 0,5%Mn | 525 | 16,5 | 15,3 |
| 10. | 4,02 | 2,4%Si; 0,5%Mn | 575 | 18,3 | 10,9 |

Різний вміст вуглецю в сплавах зумовив з одного боку різну кількість графітної фази, з іншого – різну форму графітових включень. При виплавленні сталей-чавунів не застосовували глобуляризуючих модифікаторів, при цьому в структурі сталей з вмістом вуглецю до 1,26% отримували компактний точковий графіт (вар. 1-3, $\lambda=1,0 \dots 1,4$); в сталях з вмістом 1,73-1,95%С – вермікулярний графіт (вар. 4-5, $\lambda=2,2 \dots 5,5$); в чавунах (вар. 6-10, $\lambda=7,7 \dots 15,3$) був отриманий пластинчастий графіт (див. табл.1).

Границю міцності отриманих сплавів (рис. 4) визначали згідно з ГОСТ 1497-84 на циліндричних зразках діаметром 10 мм з розрахунковою довжиною 50 мм.

Залежність границі міцності від вмісту вуглецю експериментальних сплавів, що отримані за наведеною вище методикою, представлені на рис. 4. Трикутниками на діаграмі вказані розраховані за залежністю (9) теоретичні показники границі міцності, при визначенні яких були враховані дані металографічних досліджень (міцність металевої основи σ_b^M з урахуванням ступеню її легованості [7], кількість графітної фази f_p та параметр форми графіту λ) окремо для кожного із експериментальних сплавів (див. табл. 1). Представлені залежності показують добру кореляцію між експериментально отриманими показниками границі міцності та їх теоретичним прогнозом. Проте, із графіку можна бачити, що показники міцності, які отримані експериментальним шляхом, на 30...70 МПа нижче за розрахункові. Це можна пояснити не досконалістю феритної металевої основи, яка крім графітових включень також містить інші мікродфекти (тріщини, мікропори, границі зерен та неметалеві включення).

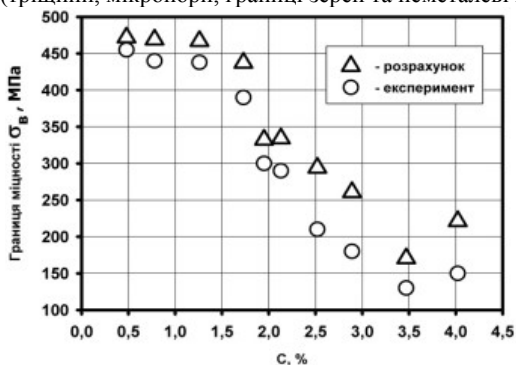


Рис.4. Експериментальна та розрахункова залежність границі міцності графітізованих сталей-чавунів від вмісту вуглецю.

Кореляційну залежність для розрахунку характеристики тріщиностійкості K_{IC} через традиційні службові та механічні характеристики, що отримуються із простих експериментів на гладких зразках.

Зуважимо, що в літературі відомі спроби пов'язати величину K_{IC} із параметрами графітових включень у чавунах [2].

Будемо виходити із відомого в механіці руйнування співвідношення між розкриттям тріщини δ_1 і коефіцієнтом інтенсивності напружень K_I

$$K_1 = \sqrt{\frac{\delta_1 \sigma_0 E}{1 - \nu^2}}, \quad (10)$$

де σ_0 – границя міцності сплаву

E – модуль Юнга металевої основи

ν – коефіцієнт Пуассона

Враховуючи, що розкриття тріщини пов'язане із деформацією біля вершини тріщини залежністю $\delta_1 = 2\rho(\exp \varepsilon - 1)$, для граничного значення КІН отримаємо формулу

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{2\sigma_0 E \rho (\exp \varepsilon_c - 1)}{1 - \nu^2}} \quad (11)$$

тут ρ – радіус кривини вершини тріщини; ε – деформація в околі тріщини.

Далі врахуємо відомі залежності деяких величин від кількості та форми графіту. Зокрема, модуль Юнга чавуну E_* залежить від об'ємного вмісту та форми графіту таким чином [2]:

$$E_* = E(1 - 0,19 \lambda f_p) \quad (12)$$

Величину σ_0 у формулі (11) можна трактувати як σ_e чавуну та використати отриману нами вище залежність (9) цієї характеристики від об'ємного вмісту та форми включень. Підставляючи (12) та (9) у (11), отримаємо остаточну залежність:

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{2\sigma_{0,2}^M \left(1 - \frac{\lambda + 1}{\sqrt{2} \lambda} \sqrt{\frac{f_p \lambda}{\pi}}\right) E(1 - 0,19 \lambda f_p) \rho (\exp \varepsilon_c - 1)}{1 - \nu^2}} \quad (13)$$

На рис.6 наведено результати порівняння характеристик тріщиностійкості КІС для різних значень параметра форми включень λ обчислених за формулою (13) (суцільна лінія) та отриманих експериментально. Як видно, результати добре узгоджуються на всьому діапазоні зміни параметра форми λ .

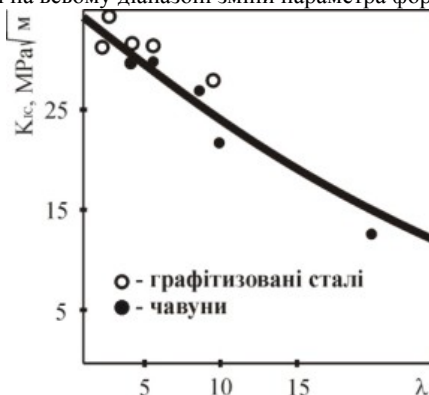


Рис. 6. Залежність тріщиностійкості КІС графітізованих Fe-C сплавів від параметра форми графітових включень λ .

Висновки. Таким чином, в рамках теорії механіки руйнування із застосуванням підходів нелінійної моделі Вінклера в роботі запропоновані аналітичні моделі для прогнозування тимчасового опору руйнування св графітизованих сталей та чавунів, а також їх тріщиностійкості КІС в залежності від форми включень та об'ємного вмісту графітної фази.

Використана література

1. Красовський А.Я., Калайда В.В. Прочность и трещиностойкость чугунов с шаровидным графитом. – Киев: Наукова думка, 1989. – 136 с.
2. Grüter L. Prediction of fracture toughness for cast-iron alloys // Mater. Sci. and Eng. – 1978. – 35, №2. – P. 157–164.
3. Осташ О.П., Волчок І.П., Колотілкін О.Б., Андрейко І.М., Стадник М.М., Силवानюк В.П., Слинко Г.І. Структура та опір руйнуванню залізвуглецевих сплавів. – Львів: Національна академія наук України. Фізико-механічний інститут ім.Г.В.Карпенка НАН України. – 2001. – С.272.
4. Y. Murakami Metal Fatigue Effect Of Small Defects And Nonmetallic Inclusions Elsevier 2002
5. Витвицький П.М. Пружнопластична рівновага пластинки з періодичною системою щілин // Доп. АН УРСР. Сер. А. – 1970. - №6. – С. 524-527
6. Тодоров Р.П., Николов М.В. Структура и свойства отливок из графитизированной стали. –М.: Металлургия, 1976. –168 с.
7. Гуляев А.П., Емелина В.П. Влияние легирующих элементов на свойства феррита // Сталь. – 1947; № 2. – с. 138-142.