

УДК 670.191.33

УДАРНА В'ЯЗКІСТЬ ЗРАЗКІВ, ВИРІЗАНИХ З РОЛИКА МАШИНИ БЕЗПЕРЕРВНОГО ЛИТВА ЗАГОТОВОК З НАПЛАВЛЕНИМ ШАРОМ

П. О. МАРУЩАК¹, Р. Т. БИЩАК², Т. ВУХЕРЕП³, В. Б. ГЛАДЬО¹

¹ Тернопільський національний технічний університет ім. Івана Пулюя;

² Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу;

³ Маріборський університет, Словенія

Досліджено ударну в'язкість трьох серій зразків Шарпі, вирізаних з ролика машини безперервного литва заготовок. Визначено стадійність динамічного деформування та руйнування біметалевих та монометалевих зразків на мікро-, мезо- та макрорівнях. Досліджено особливості мікрOMEХАнізмів пластичного деформування і руйнування сталей з ферит-перлітною (35Г2) та ферит-мартенситною (18Х11МНФБ) структурами з використанням сканівної та просвітлювальної мікроскопії і проаналізовано їх ударну в'язкість з врахуванням цих особливостей.

Ключові слова: ударна в'язкість, поверхня руйнування, енергія руйнування, ролик, машина безперервного лиття заготовок.

Використання методу безперервного литва дає змогу одержувати високоякісні заготовки, зменшувати енерговитрати та тривалість виробничого циклу [1]. Але при цьому постає важлива проблема забезпечення надійності машин безперервного литва заготовок (МБЛЗ) [1, 2]. Термомеханічне навантажування спричиняє зародження тріщин на поверхні роликів цих машин, проте за вчасного діагностування стає можливим їх перешліфовування та повторне використання після відновлення робочої поверхні наплавленням [3, 4]. Відомі технологічні підходи щодо виготовлення роликів МБЛЗ з наплавленням робочим шаром дають змогу знизити їх зношування, підвищити корозійну стійкість та стійкість до термомеханічного розтріскування [4, 5]. Разом з тим ці підходи не усувають можливість утворення мікропор на включеннях у наплавленому шарі під час його нанесення. За динамічних перевантажень під час експлуатації МБЛЗ вони можуть спричинити крихке руйнування конструкції [2, 3].

Відомо також, що пластичній деформації на макрорівні передують накопичення деформацій на мікрорівні. Це особливо важливо для композитів і біметалів, де існує градієнт властивостей на субструктурному, структурному і макрорівнях. Внутрішні межі розділу на мікро-, мезо- і макрорівнях впливають на тримку здатність та ударну в'язкість двошарового матеріалу [4–6].

Мета роботи – визначити енергоємність руйнування моно- та біметалевих зразків, особливості механізмів деформування, руйнування та структурної самоорганізації сталей ролика МБЛЗ.

Методика досліджень. Вивчали властивості металу нового ролика МБЛЗ металургійного комбінату “Азовсталь”. Ролик наплавляли самозахисним дротом системи легування С–Si–Mn–Cr–Ni–Mo–V–Nb діаметром 2,4 mm у 2 проходи за таких параметрів: $I_w = 240 \dots 260$ А, $U = 28$ V, $V_w = 30 \dots 34$ m/h. Щоб зменшити вплив основного металу на хімічний склад наплавленого, перший шар наплавляли, використовуючи пряму, а другий – зворотню полярності.

Контактна особа: П. О. МАРУЩАК, e-mail: maruschak@tu.edu.te.ua

Структуру основного та наплавленого шарів аналізували на металографічно-му мікроскопі Axiovert 40 MAT. Ударну в'язкість визначали на зразках Шарпі розмірами 10×10×55 mm. Радіус V-подібного надрізу становив $0,25 \pm 0,025$ mm. Використали біметалеві (тип 1, 2) та монометалеві (тип 3) зразки, орієнтовані вздовж осі ролика (*L-R* орієнтація) (рис. 1).

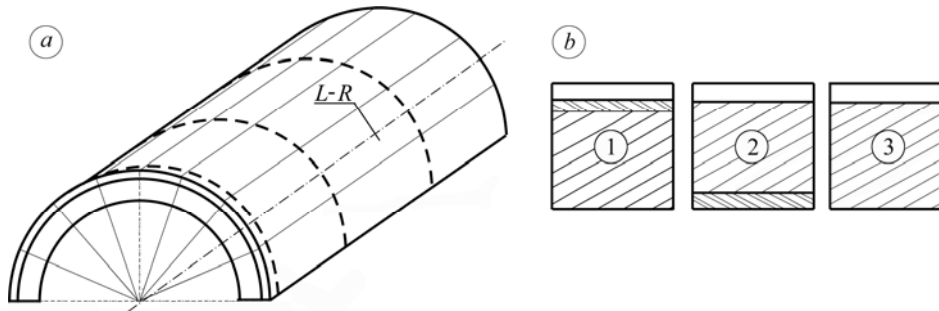


Рис. 1. Схеми вирізання зразків Шарпі з ролика МБЛЗ (а) та розташування надрізів у біметалевих (1, 2) та монометалевих (3) зразках відносно наплавленого шару (b): 35Г2 – основна сталь; 18Х11МНФБ – наплавлена.

Fig. 1. Schemes of Charpy specimens cut out from a continuous casting roll (a) and location of a notch in bimetal (1, 2) and monometallic (3) specimens (b): 35Г2 – basic steel; 18Х11МНФБ – welded.

Ударну в'язкість матеріалів роликів МБЛЗ визначали на автоматизованому копі РКР-300 з програмним забезпеченням "VUNI-CHARPY". Програма дає змогу розділити енергію руйнування зразка на компоненти шляхом перетворення залежності навантаження–час ($P-t$) в залежність навантаження–переміщення ($P-s$). Для цього за відомими масою ударника (навантажувального пристрою) m , початковою швидкістю удару v_0 та залежністю $P(t)$ подвійним послідовним інтегруванням обчислювали зміну швидкості переміщення ударника $v(t)$ під час навантаження зразків згідно з рекомендаціями [7, 8]:

$$v(t) = v_0 - \frac{1}{m} \int_{t_0}^t P(t) dt,$$

Після цього залежність величини переміщення ударника s в часі навантаження t визначали так:

$$s(t) = \int_{t_0}^t v(t) dt.$$

За площею під діаграмами $P(s)$ можна визначити компоненти енерговитрат E на руйнування зразків на окремих етапах. При цьому загальну роботу руйнування зразків A за випроб ударом розглядали як суму роботи зародження A_i та поширення тріщини A_p [8]:

$$A = A_i + A_p \quad (1)$$

Динамічну тріщиностійкість зразків J_{Id} обчислювали за формулою [9, 10]

$$J_{Id} = \frac{2A_i}{B(W-a)}, \quad (2)$$

де A_i – робота зародження тріщини; B , W – ширина та висота зразка; a – глибина надрізу.

Структура сталей у двошарових зразках. Досліджуючи особливості динамічного деформування і руйнування матеріалів, розрізняли: мікрорівень – накопичення дефектів уздовж меж зерен, їх взаємовплив та еволюція; мезорівень – зміщення конгломератів зерен, їх локальні зсуви за схемою “зсув + поворот” з формуванням смуг локалізованого пластичного деформування; макрорівень – інтегральні процеси в матеріалі не пов’язані з його структурою [11].

У структурі наплавленої сталі 18X11МНФБ виявили ферит та рейковий дислокаційний мартенсит у вигляді пакетів з однаково орієнтованих рейок, об’єднаних в окремі конгломерати. У рейковому мартенситі і в фериті виявлено ділянки дислокаційної структури з плямистим контрастом. Але при цьому через значну концентрацію атмосфер із атомів домішок важко відрізнити контраст зображення, спричинений дислокаціями та дисперсними виділеннями. Зрозуміло, що виділення карбідів і дисперсних частинок знижують рухливість дислокацій, перешкоджаючи виникненню надлишку крайових дислокацій одного знаку. В околі масивних включень, які утворились, очевидно, під час технологічного процесу наплавлення захисного шару ролика, виявили мікропори (рис. 2а).

У субструктурі сталі 35Г2 спостерігали структурно-вільний ферит (рис. 2а), перлітні колонії, розташовані в різних частинах феритних зерен розміром $\sim 30 \mu\text{m}$ (рис. 2b), і витягнуті та глобулярні за формою виділення цементиту (рис. 2c, d). За дисперсністю структури сталі класифікували як сорбіт.

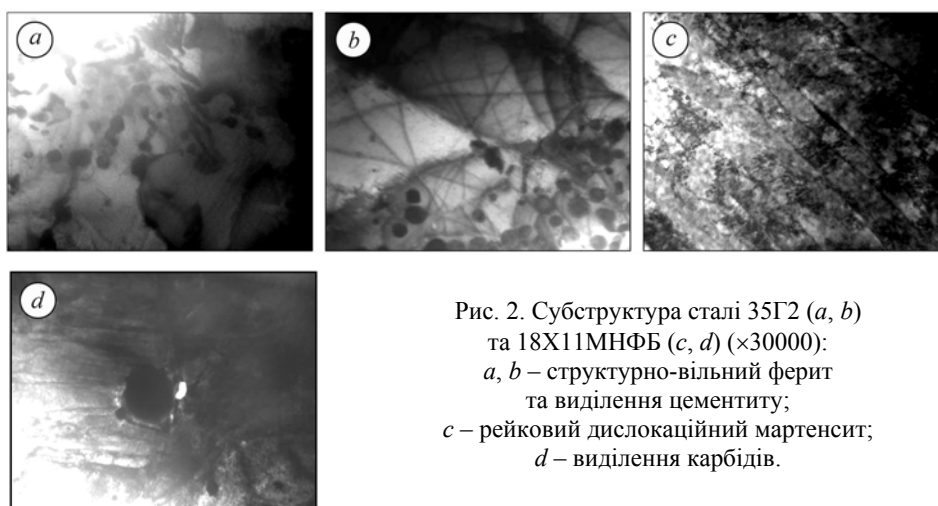


Рис. 2. Субструктура сталі 35Г2 (а, b) та 18X11МНФБ (с, d) ($\times 30000$): а, b – структурно-вільний ферит та виділення цементиту; с – рейковий дислокаційний мартенсит; d – виділення карбідів.

Fig. 2. Substructure of 35Г2 steel (a, b) and 18X11МНФБ (c, d) ($\times 30000$): a, b – structure-free ferrite and cementite dispersions; c – lath dislocation martensite; d – carbides inclusions.

Ударна в’язкість біметалевих зразків. Діаграми динамічного деформування опосередковано враховують субструктурну неоднорідність складників біметалу (мікрорівень), особливості деформування конгломератів структурних елементів (мезорівень) та дають змогу розділити енергію на етапах зародження та поширення тріщини (макрорівень).

Виявлено, що ударна в’язкість зразків типу 1 коливалася в межах 2,06... 2,14 MJ/m², а типу 3 (сталь 35Г2) становила 2,65 MJ/m². Діаграми руйнування у координатах “P–t” та зразків типу 1 свідчать про низьку пластичність сталі 18X11МНФБ, що зумовлює швидке її руйнування ($t_c = 3,5 \cdot 10^{-3}$ s) і низьку енергоємність (рис. 3).

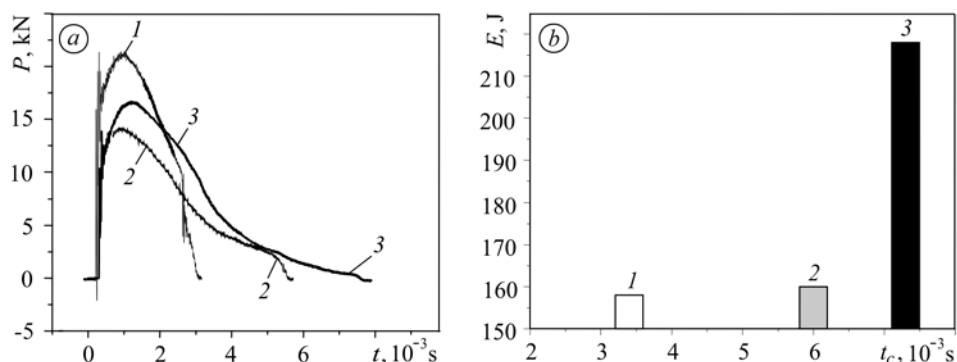


Рис. 3. Діаграми руйнування за випроб на удар біметалевих (1, 2) та монометалевих (3) зразків у координатах “зусилля P – час t ” (а) і “витрати енергії E – час t до руйнування” (б).

Fig. 3. Diagrams of impact fracture of bimetallic (1, 2) and monometallic (3) specimens in the coordinates “load, P – time, t ” (a); “impact energy, E – time, t , to failure” (b).

У сталі 35Г2, навпаки, виявили водночас достатню міцність і пластичність. Діаграми динамічного руйнування зразків типів 2 і 3 свідчать про значне зростання енерговитрат на поширення тріщини в сталі 35Г2, що й спричиняє зростання часу їх руйнування до $6,0 \cdot 10^{-3}$ та понад $7,0 \cdot 10^{-3}$ s, відповідно.

Енерговитрати на зародження тріщин у біметалевих зразках з надрізом у наплавленому шарі (зразки 1-го типу) у 1,2–1,5 рази менші, ніж у монометалевому зразку зі сталі 35Г2 (тип 3). За руйнування біметалевих зразків із концентратором напруження у сталі 35Г2 (тип 2) енерговитрати на зародження тріщини в 1,3 рази нижчі, ніж у монометалевих зразках (тип 3). Переважно властивості сталі 35Г2 визначають енергоємність поширення тріщини у таких зразках. Зона сплавлення – ділянка додаткового зміцнення матеріалу [12], а проростання тріщини через неї – низькоенергетичний процес, оскільки наплавлений шар крихкий.

Кінетику зміни витрат енергії на динамічне руйнування і енергоємність окремих його етапів подано в табл. 1.

Таблиця 1. Результати експериментального оцінювання в'язкості руйнування

Тип зразка	P_{\max} , kN	$P_{0,2}$, kN	J_{Id} , kN/m	KCV , MJ/m ²
1	21,8	16,3	1725	2,06
2	15,9	11,3	1025	2,14
3	17,1	13,1	1950	2,65

Порівнюючи результати для зразків типів 1 і 2, бачимо, що попри дещо вище значення KCV зразків 2-го типу їх величина J_{Id} приблизно у 1,7 рази нижча, а це дає можливість говорити про збільшення енергоємності руйнування на стадії розвитку тріщини і низьку динамічну тріщиностійкість.

Розглянувши діаграми на рис. 3б, які є розгортками в часі енергозатрат на деформування та руйнування зразків, відзначили, що зменшення тривалості руйнування пов'язане з переходом від мікрів'язкого до макрокрихкого механізму руйнування. Отже, за вищої пластичності матеріалу у вершині тріщини активуються релаксаційні процеси і він деформується повільніше. За швидкого руйнування релаксаційні процеси у вершині тріщини пригнічені і зразки руйнуються швидко. При цьому перерозподіляються енергозатрати на зародження і поширен-

на тріщини. Їх співвідношення залежить від здатності структури матеріалу до трансформації та швидкості вичерпування його дисипативних властивостей.

Нижчі показники пластичності та ударної в'язкості сталі 18X11МНФБ на етапі поширення тріщини зумовлені особливостями її структури. В наплавленому шарі субмікротріщини виникають, як правило, вздовж меж зерен з подальшим сколюванням частинок вторинної фази. Ці частинки, розташовані вздовж меж мартенситних рейок, зміцнюють сталь 18X11МНФБ [9], проте знижують її пластичність і, як наслідок, ударну в'язкість [13–15]. Висока ударна в'язкість сталі 35Г2 (2 і 3 типи зразків) зумовлена феритними і перлітними складниками в її структурі, на межах яких ріст тріщини гальмується і відбувається її галуження, що підтверджують характерні паралельні сходинок на ділянках зламів зразків з такою структурою [2].

Властивості зони сплавлення металів. Попри те, що в зоні сплавлення обох матеріалів не виявили макропор та розшарувань, дрібні мікропори, які не впливають на тривкість з'єднання, все ж ідентифікували. З макроаналізу визначили, що товщина наплавленого шару становить $\sim 3,6$ mm, лінія сплавлення має незначну криволінійність, а пори вздовж неї відсутні (рис. 4a).

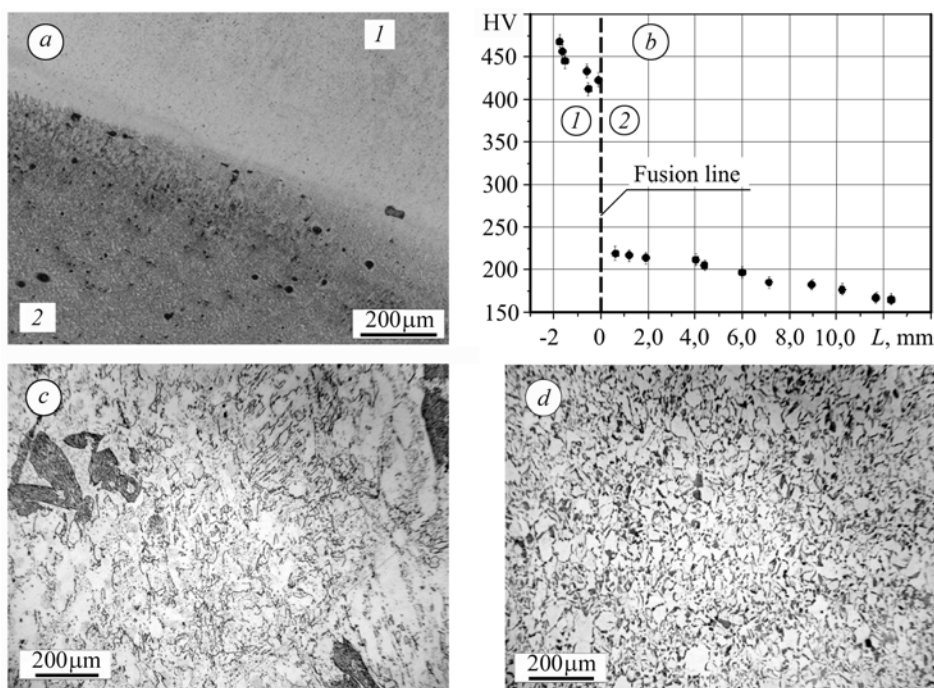


Рис. 4. Структура (a) та твердість HV сталей в околі лінії сплавлення (b) і мікроструктура сталі 18X11МНФБ (c) і 35Г2 (d) у початковому стані: 1 – сталь 18X11МНФБ; 2 – сталь 35Г2.

Fig. 4. Structure (a) and hardness HV of steels near a fusion line (b) and microstructure of 18X11MNFb (c) and 35G2 (d) steels in the virgin state: 1 – 18X11MNFb; 2 – 35G2 steel.

Найбільшу твердість зафіксували в околі поверхні наплавленого шару (475 HV), а з наближенням до зони сплавлення вона зменшується до 415 HV (рис. 4b). В основному металі твердість лінійно знижується від 210 HV біля зони сплавлення до 160 HV на віддалі ~ 12 mm від неї.

Аналізуючи структурні складники у наплавленому та основному металі, слід зазначити, що твердий, проте крихкий наплавлений шар знижуватиме енергоємність руйнування через обмежену здатність своєї структури до деформування

(рис. 4с, d). Тому для підвищення енергозатрат на зародження тріщини в наплавленому шарі його потрібно “розвантажити”, а на поширення тріщини – залучити цей шар до процесу пластичного деформування [16].

Механізми формування деформаційного рельєфу. Пластична деформація і руйнування матеріалу – послідовні стадії еволюції деформування зсувом, зародження та поширення тріщини [16]. Максимум на кривій навантажування відповідає старту тріщини. Після цього тріщина поширюється з утворенням губ зрізу та зони долому зразка (рис. 5) і всі ці процеси формують відповідні ділянки на його зламі [17].

Виявлено, що у зразках 1-го типу зона зародження тріщини на 10% менша, ніж у зразках 2-го типу, а старт тріщини супроводжувався виникненням розшарування на межі сплавлення матеріалу покриву та основи. Практично відсутні прояви пластичного деформування сталі 18Х11МНФБ і формування губ зрізу починається відразу за розшаруванням. Завдяки значній густині дислокацій релаксація напружень внаслідок пластичного деформування ускладнюється, напруження в площинах ковзання зростає, що зумовлює більшу локалізацію деформаційних процесів з утворенням розшарувань за менших енерговитрат [18]. Площі зон поширення тріщини в обох типах зразків становлять 37 та 23% відповідно для зразків 1 та 2 типів і мають в’язкий характер з розвиненим рельєфом.

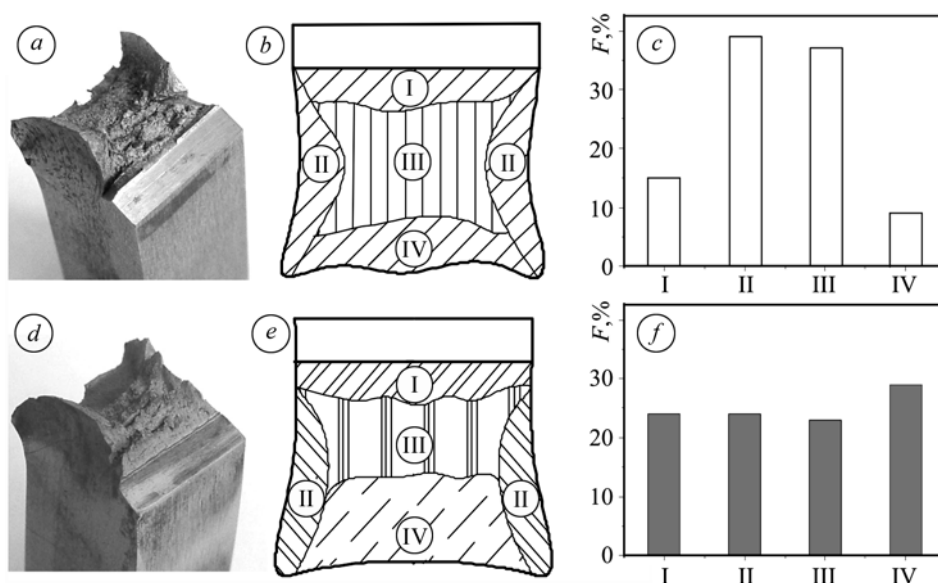


Рис. 5. Макрозлами біметалевих зразків типів 1 (a) і 2 (d), схеми розташування на них зон з характерним рельєфом (b, e) та гістограми їх площ (c, f): I – ділянка зсуву; II – губи зрізу; III – ділянка докритичного росту тріщини; IV – долом.

Fig. 5. Fracture surface of bimetallic specimens of types 1 (a) and 2 (d), layout of these zones with a characteristic reliefs (b, e) and histograms of their areas (c, f): I – shear zone; II – area of shear lips; III – zone of subcritical crack growth; IV – spontaneous fracture zone.

Хоча в зразках обох типів губи зрізу типові (рис. 5a, d), проте в зразках 1-го типу вони вищі та вужчі, а кут їх нахилу до осі зразка менший, ніж у зразках 2-го типу, що визначає їх меншу площу (рис. 5c, f). На макрорівні кінетику пластичного деформування, старту та поширення тріщини визначають еволюція дефектів та мікромеханізми руйнування [19]. На мезорівні відбуваються трансляційні зміщення конгломератів зерен у метали, які відповідальні за релаксаційні процеси [20], і, як наслідок, структурується поверхня зламів зразків у вигляді конгломера-

тів узгоджено деформованих зерен. Їх морфологія, площа і кінетика формування залежать від стійкості мікроструктури металу до деформації зсувом. Зона долому сформована внаслідок низькоенергетичного в'язко-крихкого відриву матеріалу, яка для зразків 2-го типу має площу 29%, а для зразків 1-го типу – лише 9%.

Аналізуючи фрактограми поверхонь зламів зразків типу 1, виявили перевагу на макро- і мікрорівнях квазікрихкого зсувного механізму руйнування (рис. 6*a, b*).

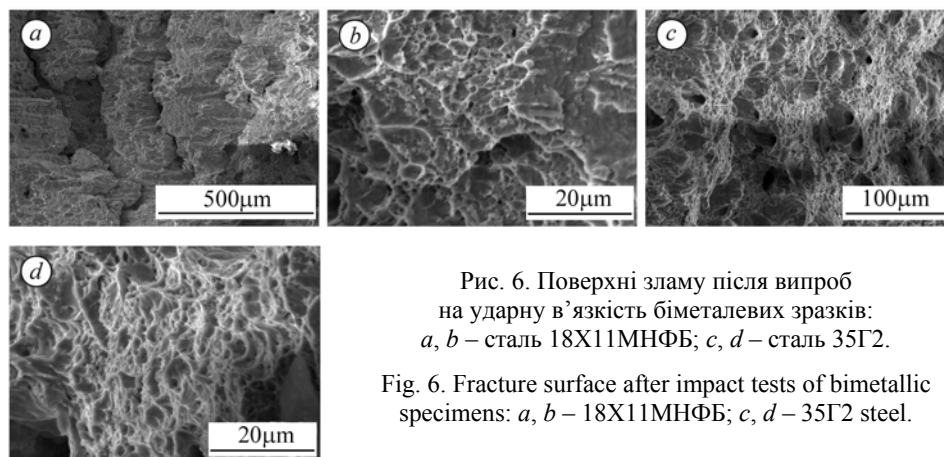


Рис. 6. Поверхні зламу після випроб на удару в'язкість біметалевих зразків: *a, b* – сталь 18X11MНФБ; *c, d* – сталь 35Г2.

Fig. 6. Fracture surface after impact tests of bimetallic specimens: *a, b* – 18X11MНФБ; *c, d* – 35Г2 steel.

Відхилення орієнтації локальних ділянок зламу від напрямку прикладання сили під час динамічних випроб свідчить про змішаний механізм руйнування – зсувом і відривом. Зрозуміло, що механізми деформування та руйнування сталей на мікро- і мезорівнях залежать від структури матеріалу. Сталь 35Г2 з ферит-перлітною структурою менш міцна та пластичніша порівняно зі сталлю 18X11MНФБ з ферит-мартенситною структурою. Тому в ній може активніше відбуватися релаксація напружень в околі вершини тріщини, яка проявляється значною локалізацією деформацій зсуву з формуванням ямок відриву на неметалевих включеннях [21]. Нерівномірний рельєф зламів зразків типу 2 свідчить про високу інтенсивність розсіювання енергії під час його формування. Утворення великих мікропорожнин на зламів можна пояснити злиттям пор навколо включень внаслідок порушення їх когезивного зв'язку з матрицею під час динамічного навантаження [22].

Нижчі енерговитрати на ріст тріщини в сталі 18X11MНФБ за динамічного навантаження пов'язані з її низькою пластичністю. Складники її мікроструктури (низьковуглецевий мартенсит та ферито-карбідна суміш) мають різну здатність пластично деформуватися та підвищену густину дислокацій [8]. Ці чинники не сприяють релаксації напружень, які виникають на локальних неоднорідностях в сталі наплавленого шару, а полегшують руйнування [22]. Розглядаючи деформування як послідовні зсуви вздовж меж структурних елементів з подальшим просуванням фронту тріщини, зазначимо, що структура ферит-мартенситних сталей має високий опір зсуву [23], що зумовлює переважно низькорельєфний злам внаслідок квазікрихкого зсуву (рис. 6*a, b*). На зламах зразків типу 2 зі сталі 35Г2 спостерігали глибокі ямки відриву завбільшки 40...50 μm (рис. 6*c, d*), що свідчить про істотно вищу енергоємність руйнування цієї сталі [24].

Узагальнення механізмів старту та поширення тріщини для досліджених зразків подано у табл. 2.

Очевидно, що енергоємність динамічного руйнування матеріалу наплавленого шару є нижчою від енергоємності основного, що зумовлено їх відмінностями за хімічним складом та структурою. Зокрема, характер мікроструктури (зде-

більшого рейковий мартенсит), присутність крупних карбідів та недостатня пластичність ускладнюють локалізацію деформації в цьому металі [21].

Таблиця 2. Механізми деформування та руйнування зразків Шарпі

Тип зразка	Старт тріщини	Докритичний ріст тріщини
1	Пластична деформація в окремих зернах. Значна неоднорідність деформування структурних складників перешкоджає реалізації деформування на мікрорівні шляхом кристалографічних зсувів. При цьому виникають мікроструктурні концентратори напружень, а руйнування відбувається за квазікрихким механізмом зсуву.	Пластична макродеформація нетто-перерізу зразків. Руйнування за механізмом мікроямкового відриву.
2	Інтенсивне деформування у вершині тріщини з активацією в'язкого механізму руйнування шляхом формування ямок відриву.	Пластична макродеформація зразків за схемою чергування зсуву і відриву. В зоні наплавленого шару – руйнування за змішаним механізмом з чергуванням локальних ділянок ямок відриву і квазікрихкого зсуву.
3	Значна пластична деформація металу в околі вершини концентратора напруження з формуванням макросмуг пластичного деформування та типовим в'язким руйнуванням шляхом утворення ямок відриву.	Значний акомодацийний вплив на мезорівні на деформування металу забезпечує поступовий перехід деформування та руйнування з мікро- на макрорівень за механізмом ямкового відриву.

ВИСНОВКИ

Досліджено закономірності зародження руйнування моно- та біметалевих зразків з ролика машини безперервного литва зі сталі 35Г2, наплавленого сталлю 18Х11МНФБ (з основи в наплавлений шар і навпаки) за ударного навантаження. Проаналізовано вплив структури сталей (основної та наплавленої) на їх деформування та руйнування. Ударну в'язкість всіх типів вивчених зразків проаналізовано як сукупність енергозатрат на зародження та поширення тріщин у досліджених матеріалах. Показано, що енергозатрати на зародження тріщини в наплавленій сталі 18Х11МНФБ є вищі, ніж в сталі 35Г2 самого ролика, а на докритичний її ріст зафіксовано протилежну тенденцію.

Виявлено, що зародження та поширення тріщини у ферит-мартенситній сталі 18Х11МНФБ відбувається квазікрихко за механізмом зсуву, що пов'язано з її низькопластичною гетерофазною структурою, а в сталі 35Г2 – в'язко за механізмом ямкового відриву.

РЕЗЮМЕ. Исследована ударная вязкость трех серий образцов Шарпи, вырезанных из ролика машины непрерывного литья заготовок. Определена стадийность динамического деформирования и разрушения биметаллических и монометаллических образцов на микро-, мезо- и макроуровнях. С использованием сканирующей и просвечивающей микроскопии исследованы особенности микромеханизмов пластического деформирования и разрушения сталей с феррито-перлитной (35Г2) и феррито-мартенситной (18Х11МНФБ) структурами и проанализирована их ударная вязкость с учетом этих особенностей.

SUMMARY. The impact toughness of three series of Charpy specimens cut out from continuous casting machine roller was investigated. The stages of the dynamic deformation and fracture of bimetallic and monometallic specimens at the micro-, meso- and macrolevels were revealed. Using the scanning and transmission microscopies the specific features of micromechanisms of plastic deformation and fracture of steels with ferritic-pearlitic (35Г2) and ferritic-martensitic (18Х11МНФБ) structures were investigated. An impact toughness of these steels was analyzed with account of the revealed features.

Роботу фінансовано Державним фондом фундаментальних досліджень за грантом Президента України № GP/F 44/015

1. *Домбровский Ф. С., Лецинский Л. К.* Работоспособность наплавленных роликов машин непрерывного литья заготовок. – К.: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 1995. – 198 с.
2. *Wang J., Tian W., and Liu X.* Phase distribution and thermal fatigue property of two kinds of Ni-based alloy spray-welding coatings // *J. of Univ. of Sci. and Technology Beijing*. – 2008. – **30** (11). – P. 1275–1281.
3. *Властивості зони термічного впливу зварних з'єднань сучасних сталей стійких до повзучості / П. В. Ясній, П. О. Марущак, І. Б. Окіпний та ін. // Закл. звіт україно-словенського науково-досл. проекту (0111U005483). – Тернопіль: ТНТУ ім. І. Пулюя, 2011. – 60 с.*
4. *Lin J., Huang P., and He F.* Research of surfacing technology on continuous casting roller // *Adv. Mater. Research*. – 2011. – **189–193**. – P. 3370–3376.
5. *Korotkov V. A. and Baskakov L. V.* Cracking resistance of rolls of equipment for continuous casting of steel // *Welding Int.* – 1994. – **8** (2). – P. 129–131.
6. *Parameters affecting the fatigue strength of welds / V. Gliha, T. Vuherer, P. Maruschak et al. // Proc. of Int. conf. “In-service damage of materials, its diagnostics and prediction” (September 21–24). – Ternopil: TSTU, 2009. – P. 154–162.*
7. *ISO 14556 Steel Charpy V-Notch Pendulum Impact Test – Instrumented Test Method.* – 05.01.2005.
8. *Dynamic fracture toughness of steel of a continuous caster roll with a protective hard-faced layer / P. Yasniy, P. Maruschak, D. Varan et al. // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: Тематич. зб. наук. пр. – Краматорськ: ДДМА, 2007. – С. 47–51.*
9. *Марущак П. О., Бищак Р. Т., Вухерер Т.* Закономерности динамического разрушения двухслойных биметаллических композиций // *Металлург.* – 2011. – **55**, № 6. – С. 73–77. (*Maruschak P. O., Bishchak R. T., and Vuherer T.* Laws governing the dynamic fracture of two-layer bimetallic composites // *Metallurgist.* – 2011. – **55**, № 5–6. – P. 444–449.)
10. *Оценка состояния материала продуктопровода после его длительной эксплуатации / Н. А. Махутов, В. Н. Пермьяков, Ю. А. Кравцова, Л. Р. Ботвина // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2007. – 73, № 2. – С. 54–59.*
11. *Makarov P., Romanova V., and Balokhonov R.* Simulation of localised plastic deformation with allowing for plastic shear generation on the interfaces // *Phys. Mesomechanics.* – 2001. – **4**. – P. 29–39.
12. *A new type of submerged-arc flux-cored wire used for hardfacing continuous casting rolls / K. Yang, Z.-X. Zhang, W.-Q. Hu et al. // J. of Iron and Steel Research International. – 2011. – 18 (11). – P. 74–79.*
13. *Effect of strain localization at the crack tip and material hydrogenation on fracture toughness of heat resistant steel / P. Maruschak, I. Okipnyi, S. V. Panin, I. Konovalenko // Proc. of the 14th Int. Conference “Multiscaling and mesomechanics aspects of globalization in science and culture” (September 25-28). – Hungary: Budapest, 2012. – P. 175-178.*
14. *Temperature effect on impact fracture of 25Cr1Mo1V ferrite-pearlite steel / P. V. Yasniy, P. O. Maruschak, S. V. Panin et al. // Phys. Mesomechanics. – 2011. – 14. – P. 185–194.*
15. *Деградація зварних з'єднань парогонів теплоелектростанцій у наводнювальному середовищі / Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, І. Р. Дзіоба та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – № 6. – С. 105–110.*

- (Nykyforchyn H. M., Student O. Z., Dzioba I. R., Stepanyuk S. M., Markov A. D., Onyshchak Ya. D. Degradation of welded joints of steam pipelines of thermal electric power plants in hydrogenating media // *Materials Science*. – 2004. – **40**. – P. 836–843.)
16. Романова В. А., Балохонов Р. Р. Моделирование деформации образцов со сварными соединениями на мезо- и макроуровнях // *Тяжелое машиностроение*. – 2010. – № 9. – С. 27–32.
 17. Марущак П. О., Баран Д. Я., Готович Ю. А. Количественное исследование излома стали 25Х1М1Ф после ударного высокотемпературного разрушения // Тези міжн. наук.-техн. конф. “Теоретичні і прикладні задачі обробки металів тиском та автотехнічних експертиз” (30 травня–2 червня). – Вінниця: ВНТУ, 2011. – С. 96–97.
 18. Toughness and failure of heat resistant steel before and after hydrogenation / P. V. Yasniy, I. B. Okipnyi, P. O. Maruschak et al. // *Theor. and Appl. Fract. Mech.* – 2011. – **56**. – P. 63–67.
 19. Ясній П. В., Гладько В. Б., Марущак П. О. Вплив структури на мікромеханізми руйнування наплавленого шару ролика слябової машини безперервного лиття заготовок при ударному навантаженні // *Наук. нотатки: міжвуз. збірн. за напрямом “Інженерна механіка”*. – 2007. – **20**. – С. 591–595.
 20. Relaxation mechanism of rotational type in fracture of weld joints for austenitic steels / V. E. Panin, V. S. Pleshanov, S. A. Kobzeva, S. P. Burkova // *Theor. and Appl. Fract. Mech.* – 1998. – **29**. – P. 99–102.
 21. Fatigue strength of welds in the view of residual stresses / V. Gliha, P. Maruschak, O. Yasniy et al. // *Proc of the 6th Int. scientific-professional conf. “Modern technologies and processes in production of pressure equipment, welded metal constructions and products”* (October 26–28). – Croatia: Slavonski Brod, 2011. – P. 87–97.
 22. Interrelation between parameters of structural degradation and fracture toughness of heat-resistant steel / I. B. Okipnyi, P. O. Maruschak, R. T. Bishchak, A. P. Sorochak // *Proc. of 6th Int. conf. “Intelligent technologies in logistics and mechatronics systems”, ITELMS’2011* (May 5–6, Panevėžys). – Lithuania: Kaunas, 2011. – P. 39–42.
 23. Development of overlaying welding materials and process for long service life continuous casting rolls / D.-L. Sun, X.-B. Li, L.-S. Yao, C.-M. Liu // *J. of Northeastern Univ.* – 2008. – **29** (5). – P. 693–696.
 24. In-service degradation of gas trunk pipeline X52 steel / G. Gabetta, H. M. Nykyforchyn, E. Lunarska et al. // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2008. – **44**, № 1. – С. 88–99.
(Gabetta G., Nykyforchyn H. M., Lunarska E., Zonta P. P., Tsyurulnyk O. T., Nikiforov K., Hredil M. I., Petryna D. Yu., and Vuherer T. In-Service Degradation of Gas Trunk Pipeline X52 Steel // *Materials Science*. – 2008. – **44**, № 1. – P. 104–119.)

Одержано 18.12.2009