

УДК 622.24

Д.Ю. Петрина
ЗВ'ЯЗОК В'ЯЗКОСТІ РУЙНУВАННЯ З МІКРОБУДОВОЮ ЗЛОМІВ ЗРАЗКІВ
ВИСОКОМІЦНИХ ДОЛОТНИХ СТАЛЕЙ

Електроннофрактографічним аналізом вивчені зломи зразків, утворених при поширенні тріщини в загартованих долотних сталях з різним вмістом вуглецю в залежності від температур відпуску та випробувань. Встановлено, що зона втомого поширення тріщини найчастіше переходить безпосередньо в зону витяжки. Встановлені кореляційні залежності між шириною зони витяжки і рівнем в'язкості руйнування K_{IC} .

Ключові слова: електроннофрактографічний аналіз, злом, тріщини, витяжки.

Рис. 6. Форм. 3. Табл. 1. Літ. 7.

Д.Ю. Петрин
СВЯЗЬ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ С МИКРОБУДОВОЮ ЗЛОМ ОБРАЗЦОВ
ВИСОКОПРОЧНЫХ ДОЛОТНЫХ СТАЛЕЙ

Електроннофрактографічним аналізом изучены изломы образцов, образованных при распространении трещин в закаленных долотных сталях с разным содержанием углерода в зависимости от температур отпуска и испытаний. Установлено, что зона усталостного распространения трещины чаще всего переходит непосредственно в зону вытяжки. Установлены корреляционные зависимости между шириной зоны вытяжки и уровнем вязкости разрушения K_{IC} .

Ключевые слова: електроннофрактографічний аналіз, злом, тріщини, витяжки.

D.Yu. Petrin
FRACTURE TOUGHNESS RELATIONSHIP WITH SAMPLES MIKROBUDOVOYU
BREAKING DUCTILE DRILLING STEELS

Fracture diffraction fractography analysis investigates breaking-offs of the samples formed at spreading of flaws in hardened bit steels with a different carbon content depending on tempering temperatures and trials. It is established, that the zone of fatigue spreading of a flaw passes immediately in a zone of an draw-forming more often. Correlation dependences between width of a zone of an draw-forming and a level of fracture toughness K_{IC} are established.

Keywords: електроннофрактографічний аналіз, злом, тріщини, витяжки.

Вирішення важливої державної проблеми забезпечення паливно-енергетичного комплексу сировиною вимагає для цієї галузі розробки і впровадження високоефективного устаткування. Техніко-економічні показники бурових робіт в значній мірі залежать від стійкості породоруйнуючих інструментів на вибої. Тому при розробці нових типів породоруйнуючих інструментів особлива увага приділяється питанням підвищення їх довговічності на всіх етапах створення, починаючи з конструювання і закінчуючи технологічним його забезпеченням і виготовленням. Вказані напрямки нерозривно зв'язані між собою, тому тільки комплексне вдосконалення всіх стадій створення породоруйнуючого інструменту може дати позитивний ефект.

Розвиток науково-технічного прогресу в області створення прогресивних видів породоруйнуючих бурових інструментів неможливий без раціонального застосування матеріалів для виготовлення доліт, а також обґрунтованості використання режимів термічної та хіміко-термічної обробки. В останні роки накопичений великий статистичний матеріал із застосування конструкційних сталей в долотобудуванні. Проте аналіз цього матеріалу показує, що використання високоякісних сталей не має наукового обґрунтування і носить випадковий характер. Таке положення не дозволяє на науковій основі підходити до вибору та застосування зносостійких сталей, що є актуальною науковою та прикладною задачею.

На практиці деталі бурових доліт, як правило, піддаються одночасній дії зношування та зовнішнього силового навантаження, що приводить до втрати їх працездатності. Тому обґрунтований вибір сталей для виробництва деталей бурових доліт можливий тільки на основі комплексного вивчення закономірностей їх зношування і руйнування в різних умовах контактної взаємодії та зовнішнього силового навантаження [1].

При цьому як у випробуваннях, так і в розрахунках опір матеріалів розвитку тріщин не враховується. Разом з тим досвід експлуатації сучасних високонантажених деталей машин показав, то створити матеріали, а також виготовити деталі конструкцій без дефектів типу тріщин (технологічні концентратори, розшарування та ін.) практично неможливо. Крім цього, прагнення до зменшення металоємності конструкцій веде до більш широкого застосування високоміцних і, як правило, менш пластичних матеріалів з підвищеною схильністю до крихкого руйнування. Останнім часом в ряді робіт науково обґрунтований перехід виробництва доліт малих розмірів з цементованих сталей на високоміцні [2, 3]. Необхідно також враховувати і те, що в умовах

експлуатації діють фактори, які додатково знижують їх пластичність, в'язкість і підвищують небезпеку крихкого руйнування. До таких факторів відносяться концентратори напружень (надрізи), низькі температури, високі швидкості навантаження збільшення розмірів деталей (масштабний фактор), поверхнево-активні та корозійно-агресивні середовища і т.п.. Часті пошкодження, аварії бурових доліт викликали проведення досліджень зразків і конструкцій з тріщинами та розробки методів оцінки тріщиностійкості конструкційних матеріалів.

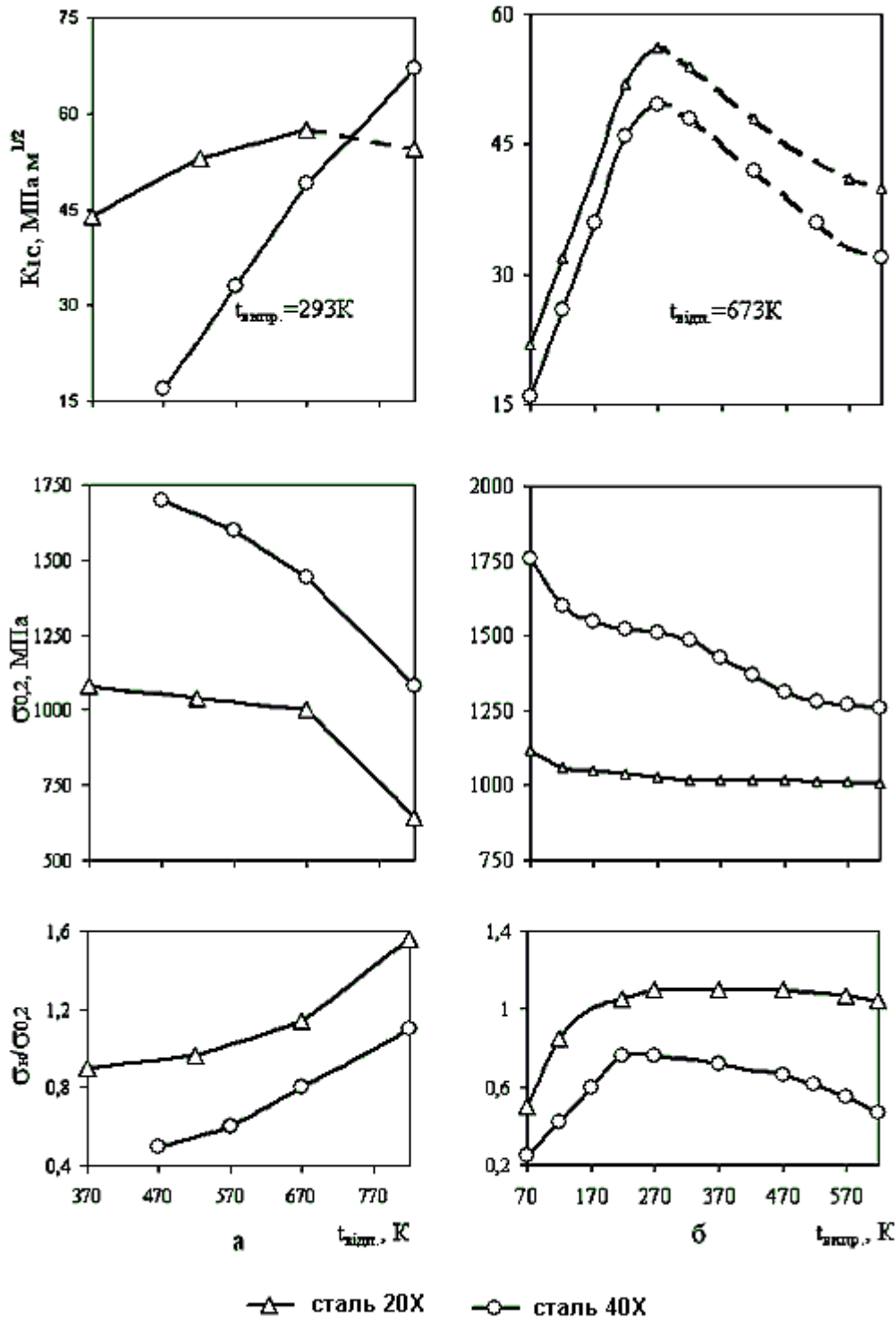


Рис. 1. Вплив температури відпуску (а) та температури випробувань (б) на механічні характеристики гартованих сталей

Питання про зв'язок мікробудови зломів зразків, на яких визначали в'язкість руйнування, з рівнем останньої заслуговує на значну увагу, оскільки структура злomu дає ключ для розуміння

механізму поширення критичної тріщини [4]. Щоб чіткіше з'ясувати мікромеханізм спонтанного зростання тріщини у високоміцних сталях внаслідок прикладення граничних навантажень, було проведено фрактографічне дослідження будови зломів, утворених при оцінці в'язкості руйнування деяких високоміцних долотних сталей [4]. При цьому вивченню підлягали перш за все стартові ділянки зломів, що відповідають початку спонтанного росту тріщини. В даній роботі ми ставили своєю метою дати мікроаналіз зломів, утворених при поширенні тріщин в загартованих долотних сталях з різним вмістом вуглецю, в залежності від температур відпуску та випробувань.

Випробуванням підлягали сталі 20Х і 40Х після гартування та відпуску, температуру якого змінювали в широкому діапазоні – від 373К до 923К. Дослідження проводили на циліндричних зразках з попередньо утвореною втомною кільцевою тріщиною, яку наводили шляхом циклічного тренування при обертовому згині зразків з концентратором типу V-подібної виточки. Методика визначення K_{IC} і нанесення тріщин описана в [5, 6].

Переважає більшість наших досліджень, була проведена при кімнатній температурі (рис. 1, а). Крім цього зроблено оцінку в'язкості руйнування і мікробудови зломів, одержаних при зміні температури випробувань в широкому діапазоні. Такий аналіз проведено на сталях 20Х та 40Х після відпуску при 673 К (рис. 1, б). Виявлено, що висока пластичність сталі 20Х при температурі випробувань вищій за кімнатну не дає підстав для використання відомих методик при оцінці в'язкості руйнування в цій області. Такий висновок підтверджується характером залежності $\sigma_H / \sigma_{0,2}$ від температури випробувань (рис. 1, б). На рис. 1 наведені для обох сталей залежності K_{IC} від температури відпуску і температури випробувань; при цьому штриховими лініями на графіку з'єднані значення K_{IC} , підраховані для області підвищеної пластичності, де коректність обчислень є сумнівною.

На рис. 2 показані характерні макрозломи зразків, одержані після згаданих випробувань. На зломах безпосередньо біля ділянки концентратора видно втомну ділянку кільцевої тріщини, решта перерізу відповідає короткочасному поширенню тріщини. Навіть візуальний аналіз показує істотні відмінності в будові зломів, утворених при різних температурах випробувань. В міру зростання пластичності сталі кристалічна будова злому поступається місцем волокнистій, при цьому на зразках з підвищеною пластичністю часто спостерігали волокнисті зони початкового підростання тріщини.



Рис. 2. Зломи циліндричних зразків з попередньо наведеними втомними тріщинами, зруйновані з метою оцінки K_{IC}

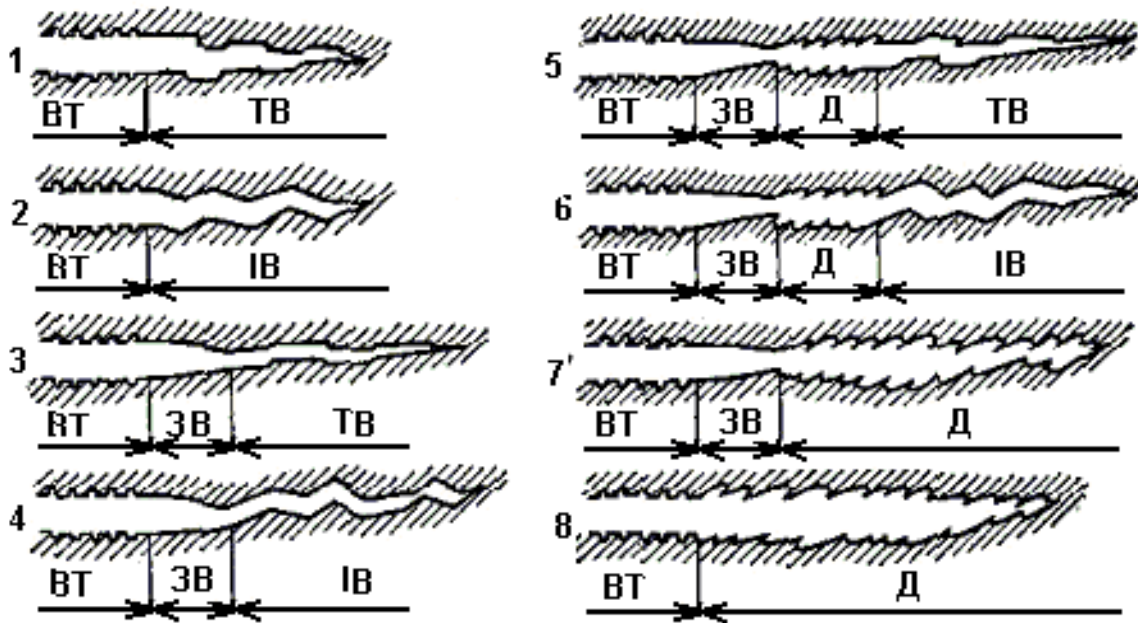
а, б, в – сталь 50ХН; $t_{\text{відп}}$ дорівнює відповідно 473, 773, 923 К,
г, д, е – сталь 20Х, $t_{\text{відп}}$ дорівнює відповідно 473, 773, 923 К

У зв'язку із значним збільшенням пластичності при підвищенні температури відпуску сталі 20Х до 923К характер макрозлому різко змінюється. Гладкі периферійні ділянки злому, які безпосередньо прилягають до втомної зони, перетворюються в скоси, орієнтовані приблизно під

кутом 45° до нормальної початкової площини злому (рис. 2). Для цього випадку стає очевидною неправомірність використання діаграм руйнування для оцінки K_{IC} .

Проведено мікрофрактографічний аналіз будови поверхні зломів залежно від рівня в'язкості руйнування, що змінювалась внаслідок зміни температур відпуску і випробувань. Таке дослідження полягало в прицільно-статистичній оцінці будови поверхні злому за радіусом зразка від втомної зони до центра. Електроннофрактографічний аналіз виявив істотні відмінності в будові зломів залежно від рівня в'язкості руйнування, а також структурних особливостей матеріалів і температурних умов випробувань. Особлива увага була приділена ділянкам злому безпосередньо за зоною втоми; саме з цих ділянок починається тріщина, розвиток якої звичайно мав спонтанний характер.

Вивчення мікробудови зломів засвідчило, що залежно від рівня K_{IC} , структури сталі та температури випробувань може реалізуватися щонайменше вісім схем зміни мікроутворень на поверхні злому (рис. 3). Про конкретні режими термообробки і випробувань, при яких здійснювались ці схеми, можна судити з таблиці 1. Було виявлено, що зона втомного поширення тріщини ВТ найчастіше переходить безпосередньо в зону витяжки ЗВ. Проте при низькому рівні K_{IC} ($23 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ і нижче) зона витяжки відсутня зовсім, а розкриття тріщини здійснюється шляхом транскристалітного або інтеркристалітного відколу (рис. 4, а, г). Приклади старту тріщини без утворення зон витяжки спостерігали не тільки при малопластичному відкольному руйнуванні. Дослідження показали, що зона витяжки може бути відсутньою також у випадках, коли під час руйнування реалізується висока в'язкість (рис. 4, в); цей випадок відповідає схемі 8, коли втомна зона переходить безпосередньо в ділянку в'язкого димплогового руйнування.



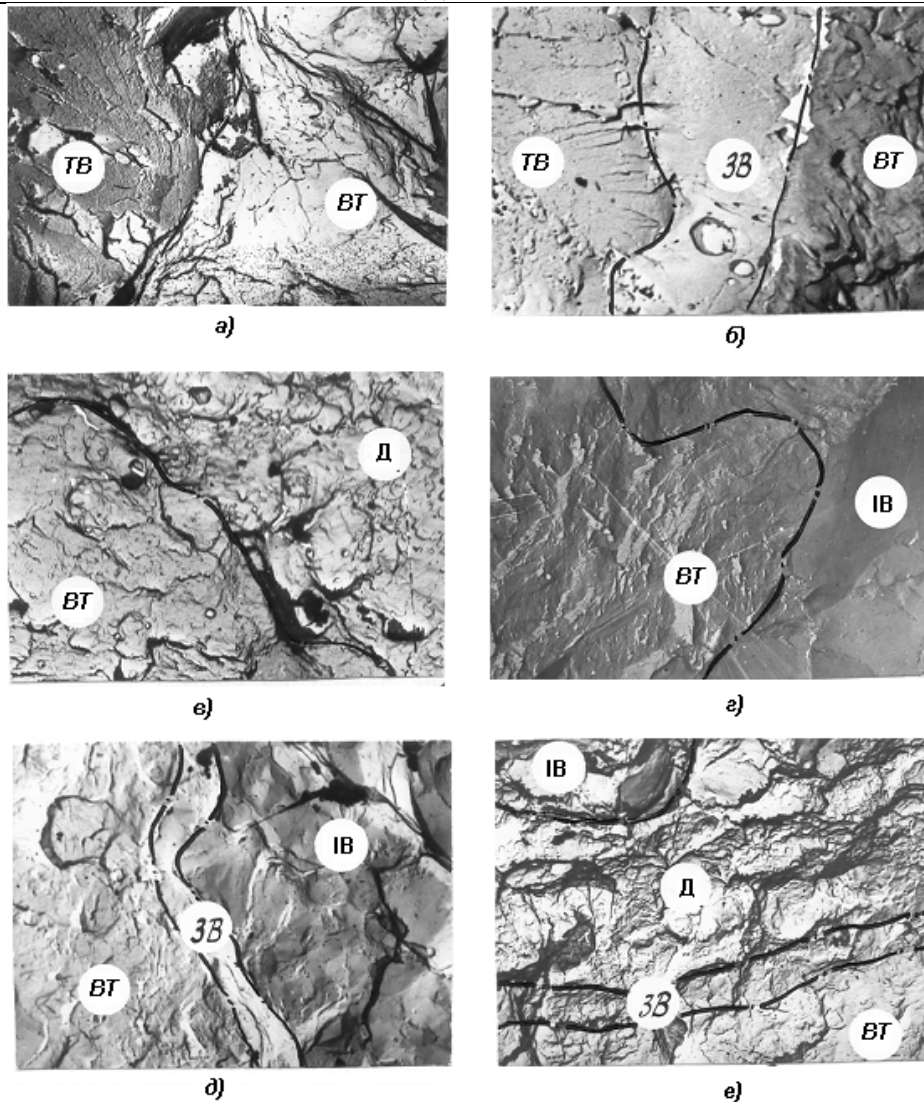
ВТ – зона втоми; ЗВ – зона витяжки; ТВ – транскристалітний відкол;
ІВ – інтеркристалітний відкол; Д – димплова зона

Рис. 3. Профільні схеми, що ілюструють імовірні типи мікробудови зломів, утворених при спонтанному розкритті втомної тріщини

Безструктурна зона витяжки найчастіше переходить в ділянку димплогового руйнування. Проте інколи у випадках низькоенергоємного руйнування спостерігався також перехід зони витяжки до відкольного руйнування (схеми 3 і 4, рис. 4 б, д). Було також помічено, що випадки руйнування досліджуваних сталей з середнім рівнем K_{IC} ($37 \dots 50 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$) відповідають багатоступеневим схемам руйнування 5 і 6; тоді в міру просування тріщини окрихченість злому звичайно зростає, оскільки, як правило, димплова ділянка Д переходить в зону відкольного руйнування ТВ або ІВ (рис. 5). Це зумовлено ростом швидкості спонтанно

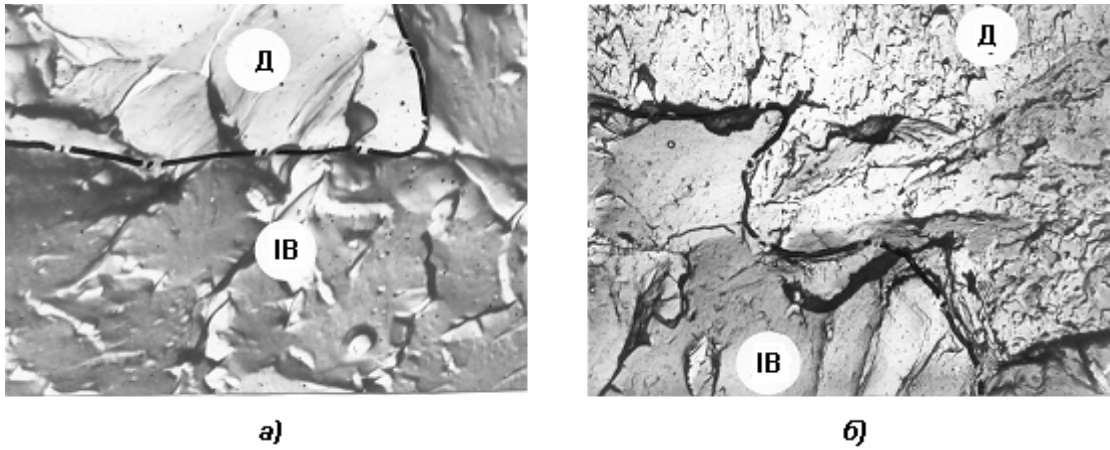
Таблиця 1. Особливості мікробудови зломів, утворених при оцінці сталей 20Х і 40Х (циліндричні зразки)

Сталь	K_{IC} МПа · $\sqrt{м}$	$t_{відп}$, К	$t_{випр}$, К	№ схеми	Реалізовані схеми зміни мікроутворень на поверхні злому*	Ширина зони втяжки, мкм	Середня довжина великих димплів, мкм			
20Х	35,65	673	173	1	BT → ТВ	1	1,5			
				3	BT → ЗВ → ТВ					
				5	BT → ЗВ → Д → ТВ					
	65,72	523	293	5	BT → ЗВ → Д → ТВ	5	7			
				86,8	673	293	5	BT → ЗВ → Д → ТВ	16	7
				108,5	823	293	7	BT → ЗВ → Д	20	7
				18,6	673	77	8	BT → Д	0	-
							2	BT → ІВ		
2	BT → ІВ									
40Х	46,5	523	293	4	BT → ЗВ → ІВ	1	2			
				65,1	673	293	6	BT → ЗВ → Д → ІВ	3	6
							93	823	293	6
				8	BT → Д					



а) - в) - сталь 20Х; г) - е) - сталь 40Х
 а) - схема 1; б) - схема 3; в) - схема 8; г) - схема 2; д) - схема 4; е) - схема 6
 а, б, г - х2700; в, д, е - х1500

Рис. 4. Характерні різновидності мікробудови зломів на ділянці переходу від втомного до короточасного руйнування



а) в'язке руйнування → транскристалітний відкол (сталь 20Х);
 б) в'язке руйнування → інтеркристалітний відкол (сталь 40Х)

Рис. 5. Приклади зміни мікробудови зламу на ділянках доламу (x2770)

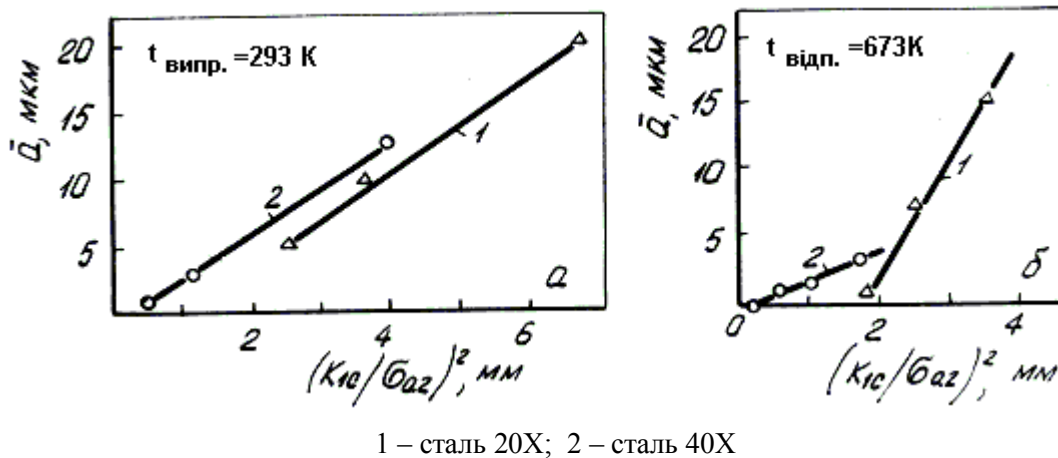


Рис. 6. Залежність ширини зони витяжки \bar{a} від $(K_{1c} / \sigma_{0.2})^2$ при зміні температури відпуску (а) та випробувань (б)

Зупинимось дещо детальніше на особливостях будови зони витяжки, якій, згідно з сучасними уявленнями про механізм розкриття критичної тріщини, відводиться роль бар'єрної ділянки, що забезпечує досяжний рівень в'язкості руйнування. Зона витяжки має зазвичай вигляд безструктурної гладкої смужки, розташованої безпосередньо за областю попереднього втомного руйнування. Проте часто поверхня зони витяжки має сліди вторинної смужкової фактури, що в умовах нечітко вираженої втомної боріздрчастості, характерної для високоміцних сталей, утруднює детермінацію границь зони витяжки. Явно виражені хвилясті лінії, які часто спостерігають в широких зонах витяжки в'язких сталей, підтверджують механізм розщеплення матеріалу шляхом поетапного зсуву. Для детермінації границь зони витяжки найбільше значення мають тіньові ефекти на її границях, оскільки внаслідок зміни нахилу поверхні руйнування освітленість суміжних ділянок істотно відмінна.

На значну увагу заслуговує питання про кореляцію між шириною зони витяжки та рівнем в'язкості руйнування K_{1c} . Спираючись на відомі аналітичні вирази для оцінки малої пластичної зони, що виникає в момент спонтанного поширення тріщини [7], при визначенні ширини зони витяжки використовують формулу

$$\bar{a} = B \left(\frac{K_{1c}}{\sigma_{0.2}} \right)^n, \quad (1)$$

де: B – постійна; n – показник, за величиною близький до двох.

Проте залежність (1) постулює існування зони витяжки незалежно від рівня K_{1c} . Разом з тим, наші дані свідчать про те, що для сталей з відносно низьким рівнем K_{1c} зона витяжки може бути відсутня зовсім, що характерно, зокрема, для випадків, коли поширення тріщини з самого початку

йде шляхом відколу. Відсутність зони витяжки характерна насамперед для сталей високої твердості із структурою мартенситу. Зона витяжки не властива також зломам, утвореним при руйнуванні високоміцних сталей в області низьких, зокрема криогенних температур. Як видно з характеру залежностей, представлених на рис. 6, зв'язок між шириною зони витяжки та K_{1C} задовільно описується формулою

$$\bar{a} = B \left(\frac{K_{1C}}{\sigma_{0,2}} \right)^2 - A, \quad (2)$$

де A – додаткова константа.

У випадку, коли рівняння (2) виражає зміну ширини зони витяжки залежно від зміни певних умов випробувань одного і того ж матеріалу, константа A характеризує мінімальний рівень K_{1C}^{\min} , при якому зникає зона витяжки

$$K_{1C}^{\min} = \sigma_{0,2} \sqrt{\frac{A}{B}}. \quad (3)$$

Отже, незважаючи на дуже сильний зв'язок рівня в'язкості руйнування з зоною витяжки, останню не можна признати універсальним структурним елементом, що визначає реалізований рівень K_{1C} . Додаткові спостереження, проведені на в'язких зломах з волокнистими ділянками докритичного підростання тріщини, свідчать також про те, що зона витяжки не є обов'язковим структурним елементом мікробудови злому, утвореного на ділянці, що відповідає спонтанному поширенню тріщини. Фрактографічний аналіз згаданих макрообластей докритичного підростання тріщини засвідчив, що вони складаються зазвичай з двох ділянок: безпосередньо до області втомних прилягає безструктурна зона витяжки, за нею спостерігається значно ширша від першої (вона покриває решту злому) ділянка в'язкого димплого розриву. В місці переходу злому з докритичної на критичну ділянку зона витяжки пов'язана зі стартом тріщини незалежно від того, який ріст тріщини знаменує собою цей старт – спонтанний чи докритичний.

Була також зроблена спроба виявити зв'язок між рівнем в'язкості руйнування та розміром (довжиною) ямок на димпловій поверхні злому (див. табл. 1). Констатували наявність в зломах великих і малих димплів (це стосується насамперед зломів високої в'язкості). При істотно крихкому руйнуванні переважають дрібні димпли. Якщо при оцінці кореляції в'язких сталей брати до уваги лише значні димпли, то із наведених у таблиці 1 даних складається враження про симбатну залежність в'язкості руйнування від довжини ямок – з ростом першої зростає розмір ямок. В зломах, одержаних при низьких значеннях в'язкості руйнування, переважають дисперсні димпли довжиною 1-2 мкм.

Отже, в роботі вивчено мікробудову зломів, що виникають при короткочасному руйнуванні зразків з високоміцних долотних сталей з попередньо нанесеними втомними тріщинами, призначеними для оцінки K_{1C} . Встановлені кореляційні залежності між шириною зони витяжки та рівнем в'язкості руйнування K_{1C} .

В подальших дослідженнях планується встановити кореляційні зв'язки між мікробудовою зломів зразків з цементованих сталей і рівнем їх в'язкості руйнування.

1. Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. посібник / Під заг.ред. В. В. Панасюка. – К.: Наук. думка, 1988. – Т 10: Міцність та довговічність нафтогазового обладнання / Під ред.. В.І. Похмурського, Є.І. Крижанівського. – Львів – Івано-Франківськ: Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України; Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, 2006. – 1193 с.
2. Бобров С.Н. О применении высокопрочных сталей как износостойкого конструкционного материала // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1993. – №8. – С. 13-17.
3. Сорокин Г.М. Системный анализ и комплексные критерии прочности сталей / Г.М. Сорокин, И.Б. куракин. – М. Недра, 2011. – 101 с.
4. Петрина Ю.Д., Павленко Т.В. Зв'язок в'язкості руйнування високоміцних долотних сталей з мікробудовою зломів // *Розвідка і розробка нафтових і газових родовищ.* – 1996. – № 33. – С. 116-119.
5. Пат. 85519 Україна, МПК G01N3/20 (2006.01). Спосіб нанесення осесиметричних вихідних втомних тріщин на циліндричних зразках / Петрина Д.Ю., Роп'як Л.Я.; патентовласник ІФНТУНГ. – № а200705249; заявл. 14.05.2007; опубл. 26.01.2009, Бюл. № 2.
6. ГОСТ 25.506–85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1985.– 62 с.
7. Механика разрушения и прочность материалов: Справочное пособие: В 4-х т. / Под. ред. В.В. Панасюка. Том 3. Характеристики кратковременной трещиностойкости материалов и методы их определения / С.Е.Ковчик, Е.М.Морозов. – К.: Наукова думка, 1988. – 435 с.

Стаття надійшла до редакції 30.09.2013.