

PACS numbers: 62.20.D-, 62.20.F-, 62.20.fk, 62.20.M-, 62.20.me, 62.20.mj, 81.30.Kf

Залежність величини критичної температури при випробуваннях на ударну в'язкість від параметрів мікроструктури мартенситних маловуглецевих сталей

С. О. Котречко, Ю. Я. Мешков, Р. В. Тельович, В. М. Грищенко

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадського, 36,
03680, МСП, Київ-142, Україна*

Наведено результати досліджень впливу мікроструктури маловуглецевих сталей після гартування та відпуску на температуру 100% -крихкої складової зразків Шарпі. На основі даних випробувань гладких зразків на одинісний розтяг і зразків Шарпі на динамічний вигин одержано значення ефективного перенапруження металу у фронті концентратора за критичної температури. Вказано інтервал розмірів мартенситних пакетів, де температура Шарпі контролюється розміром карбідних частинок. Сформульовано вимоги до розміру карбідних частинок, при яких зростання міцності сталі не супроводжується підвищенням температури 100% -крихкої складової.

Представлены результаты исследований влияния микроструктуры маловуглеродистых сталей после закалки и отпуска на температуру 100% -хрупкой составляющей образцов Шарпи. На основании данных испытаний гладких образцов на одноосное растяжение и образцов Шарпи на динамический изгиб получено значение эффективного перенапряжения металла во фронте концентратора при критической температуре. Указан интервал размеров мартенситных пакетов, где температура Шарпи контролируется размером карбидных частиц. Сформулированы требования к размеру карбидных частиц, при которых повышение прочности стали не сопровождается повышением температуры 100% -хрупкой составляющей.

The results of studies of the effect of microstructure of low-carbon steels after quenching and tempering on the temperature of a 100% -brittle component of Charpy specimens are presented. Based on the results of uniaxial tensile tests of smooth specimens and dynamic bending tests of Charpy specimens, the value of the effective overstress of a metal in front of the concentrator is obtained at the critical temperature. The range of martensitic-packet sizes, for which the size of carbide particles controls the Charpy temperature, is specified. The requirements to sizes of carbide particles, at which the increase in strength of steel is not accompanied by the increase of temperature of a 100% -brittle com-

ponent, are formulated.

Ключові слова: крихкість, в'язкість, в'язко-крихкий перехід, мартенситні сталі, зразки Шарпі, маловуглецеві сталі.

(Отримано 13 лютого 2014 р.)

1. СТАН ПРОБЛЕМИ

Сфера застосування сталей з мартенситною структурою визначається значною мірою рівнем їх в'язкості. На сьогодні для оцінки в'язкості сталей широко використовуються випробування Шарпі. При цьому як міру в'язкості металу зазвичай використовують величину температури в'язко-крихкого переходу T_C . Відповідно до наявних експериментальних даних найважливішими параметрами мікроструктури, що впливають на величину температури в'язко-крихкого переходу T_C при ударних випробуваннях Шарпі сталей після гартування та відпуску, вважаються розмір колишнього аустенітного зерна або мартенситного пакета і товщина карбідних частинок [1]. У роботах [2, 3] спостерігалась залежність температури в'язко-крихкого переходу від величини мартенситного пакета. Величина границі плинності суттєво впливає на T_C . Це означає, що величина T_C залежить від тих самих структурних складових, які впливають і на величину границі плинності сталей із відпущеним мартенситом. Для сталей, що розглядаються, вплив структури на величину умовної границі плинності $\sigma_{0,2}$ може бути описаний залежністю Холла-Петча [4], якщо за розмір дійсного зерна прийняти величину мартенситного пакета [4]. Величина $\sigma_{0,2}$ в цій залежності є функцією густини дислокацій, тому густина дислокацій також повинна впливати на температуру в'язко-крихкого переходу. Як правило, зростання величини границі плинності призводить до збільшення T_C . Для того, щоб кількісно описати вплив наведених факторів на величину T_C , запропоновано декілька емпіричних залежностей, які узагальнено в роботі [1]. На жаль, можливість застосування цих залежностей обмежена тими сталями, які були використані для їх одержання.

Мета роботи полягає у тому, щоб, виходячи з аналізу мікрOMEХАнізму руйнування розглянутих сталей, встановити закономірності впливу розмірів мартенситних пакетів та карбідних частинок на величину температури в'язко-крихкого переходу при випробуваннях Шарпі, і на цій основі сформулювати вимоги до параметрів мікроструктури сталі, які забезпечують низькі значення T_C .

2. МОДЕЛЬ

Відповідно до теперішніх уявлень [5, 6], умова крихкого руйнуван-

ня перед надрізом має такий вигляд:

$$\sigma_1 = \sigma_F, \quad (1a)$$

$$\bar{\sigma} = \sigma_Y (\bar{e}/e_Y)^n, \quad (1б)$$

де σ_1 — розтяжне напруження перед надрізом, $\bar{\sigma}$ — еквівалентне (за Мізесом) напруження плинності металу, σ_F — критичне напруження сколювання, \bar{e} — еквівалентна деформація, σ_Y — границя плинності металу, n — показник деформаційного зміцнення, e_Y — величина пластичної деформації в момент досягнення границі плинності.

Вираз (1б) означає, що руйнування ініціюється в локальній пластичній області в точці, де величина локальної пластичної деформації дорівнює \bar{e} . Якщо покласти $\bar{e} = e_Y$, то одержуємо класичний критерій руйнування на границі пружно-пластичної області [7].

Відповідно до даних [6, 8, 9], критичне напруження сколювання σ_F не є константою матеріалу — її значення залежить від радіуса надрізу та величини «process zone». Це зумовлено статистичною природою крихкого руйнування металу [9, 10]. У зв'язку з цим, доцільно виразити σ_F через іншу характеристику, яка характеризує властивості власне матеріалу і однозначно зв'язана з параметрами мікроструктури сталі. Такою характеристикою є «опір мікросколювання» R_{MC} , що визначається як мінімальне напруження крихкого руйнування в умовах одновісного розтягу (рис. 1). Вона характеризує мінімальний рівень міцності, яку може мати метал при крихкому руйнуванні. Найпростіше визначити величину крихкої міцності матеріалу R_{MC} шляхом виконання випробувань на одновісний розтяг ненадрізованих зразків. Інші методи її визначення розглянуто в роботі [11]. Зв'язок між критичним напруженням сколювання σ_F та крихкою міцністю металу R_{MC} описується залежністю:

$$\sigma_F = k_V R_{MC}. \quad (2)$$

Коефіцієнт k_V характеризує величину масштабного ефекту при крихкому руйнуванні перед надрізом. Цей ефект обумовлений локалізацією процесу ініціювання руйнування в гранично малих об'ємах ($V \leq 1 \text{ мм}^3$) перед надрізом [9, 10]. Для зразків типу Шарпі величина цього коефіцієнта змінюється в інтервалі 1,4–1,6. Підставляючи (2) у (1б), після перетворень одержуємо:

$$K_T (\bar{e}/e_Y)^{-n} = Q/k_{ss}, \quad (3)$$

де Q — коефіцієнт перенапруження ($Q = \sigma_1/\bar{\sigma}$) [7], K_T — коефіцієнт в'язкості металу ($K_T = R_{MC}/\sigma_Y$) [12, 13]. Залежність (3) описує руйнування в умовах статичного навантаження зразка з надрізом. Пе-

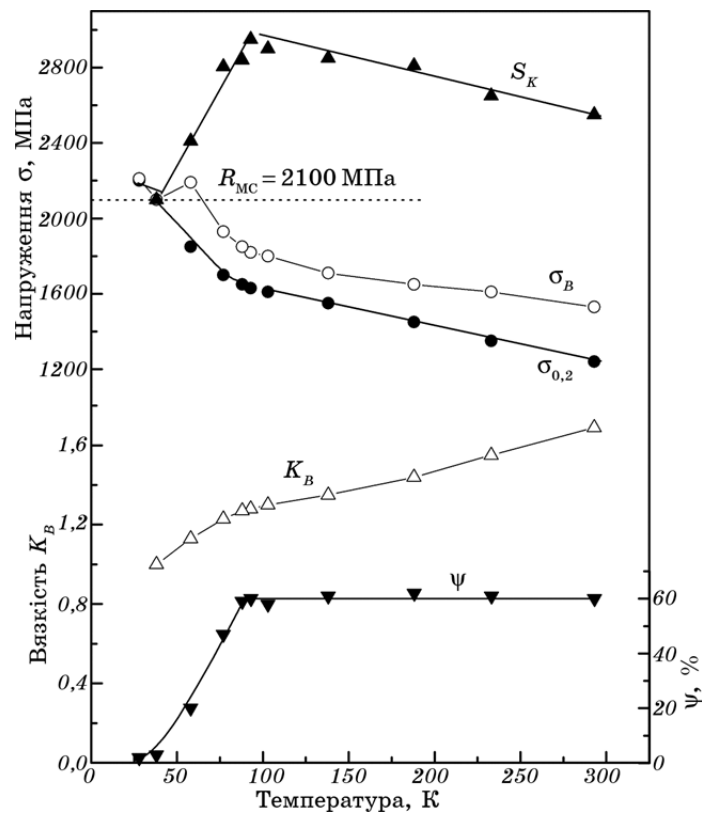


Рис. 1. Визначення величини крихкої міцності R_{MC} за результатами випробувань на одновісний розтяг.

рше наближення для динамічного навантаження можна записати таким чином:

$$K_T(\bar{e}/e_Y)^{-n} = \delta_U(Q/k_{ss}), \quad (4)$$

де параметр δ_U характеризує ступінь зростання напруження плинності в умовах переходу від статичного навантаження до динамічного ($\delta_U = \sigma_Y^{Dn}/\sigma_Y^{St}$, де σ_Y^{St} та σ_Y^{Dn} — значення границь плинності в умовах, відповідно, статичного та динамічного навантаження).

Відповідно до (4), для того, щоб протистояти крихкому руйнуванню в умовах динамічного навантаження, метал повинен мати рівень в'язкості K_T у δ_U разів більший, ніж при статичному навантаженні. Оскільки величина в'язкості зростає із збільшенням температури, то це означає, що в умовах динамічного навантаження крихке руйнування настане при більш високій температурі.

У залежності (4) параметр \bar{e} характеризує величину локальної

пластичної деформації перед надрізом у місці, де ініціюється руйнування. Її величина залежить від інтервалу температур руйнування. При атестації металів найбільш актуальним є визначення інтервалу температур переходу від їх в'язкого стану до крихкого. Виконані у [9, 10] методом скінченних елементів розрахунки показали, що для сталей при температурі, починаючи з якої частка в'язкої складової прямує до 100%, величина еквівалентної деформації в місці ініціювання крихкого руйнування складає приблизно 0,01–0,03. Поклавши, що $\bar{\epsilon} \cong 0,02$ та $\epsilon_Y \cong 0,002$, після підстановки цих значень у (4) одержуємо:

$$K_T(T_C)10^{-n(T_C)} = \delta_U(Q/k_{ss}). \quad (5)$$

Права частина залежності (5) визначає рівень в'язкості, яку має деформований на 2% метал при критичній температурі T_C . Ліва частина характеризує ефективне перенапруження, створюване надрізом в умовах динамічного навантаження при T_C .

Залежність (5) дозволяє на кількісному рівні проаналізувати основні фактори, що впливають на температуру в'язко-крихкого переходу при випробуваннях Шарпі. Для цього необхідно розв'язати нелінійне рівняння (5) відносно температури. Проте, для того, щоб в явному вигляді встановити зв'язок між T_C та механічними характеристиками металу, доцільно ввести спрощувальні припущення. Якщо знехтувати температурною залежністю показника деформаційного зміцнення, а температурну залежність границі плинності апроксимувати лінійною функцією, то вираз (5) можна записати у вигляді:

$$K_T [1 - \delta_T(T_0 - T_C)]10^{-n} \cong \delta_U(Q/k_{ss}), \quad (6)$$

де $\delta_T = [1 - \sigma_Y(T_0) / \sigma_Y(T_{fin})] / (T_0 - T_{fin})$ — параметр, що характеризує температурну залежність границі плинності металу у відносних одиницях; величини T_0 та T_{fin} визначають границі лінійної апроксимації температурної залежності границі плинності (для зручності аналізу і зменшення похибки апроксимації приймали, що $T_0 = 293$ К (+20°C) — кімнатна температура, а $T_{fin} = 213$ К (-60°C)), K_T та n — значення коефіцієнта в'язкості та показника деформаційного зміцнення при T_0 , тобто при кімнатній температурі.

Залежність (6) уможливило одержати вираз для критичної температури T_C крихкого руйнування надрізаного зразка. Перетворюючи (6) з урахуванням виразу для K_T , одержуємо:

$$T_C \cong T_0 - \left(1 - \delta_U \frac{Q}{k_{ss}} \frac{10^n \sigma_Y}{R_{MC}} \right) \frac{1}{\delta_T}. \quad (7)$$

Як показано в [12], рівень крихкої міцності сталі R_{MC} , залежно

від структурного стану сталі, може визначатися розміром феритного зерна, бейнітного або мартенситного пакета, діаметром карбідної частинки. Тому в залежності (7) цей параметр характеризує вплив мікроструктури сталі на величину температури Шарпі. Вплив субструктури на величину T_C можна описати (інтегрально) за допомогою значення границі плинності σ_Y та показника деформаційного зміцнення n .

3. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

Експериментальні дослідження передбачали виконання низькотемпературних випробувань на одновісний розтяг ненадріаних зразків. За результатами цих випробувань будувались температурні залежності границі плинності σ_Y , тимчасового опору руйнуванню σ_u , істинного напруження руйнування S_F , рівномірної деформації e_u , відносного звуження ψ , показника деформаційного зміцнення за Холломоном n ($\sigma_e = \sigma_Y(e/e_Y)^n$), де σ_e — напруження плинності, e_Y — деформація при границі плинності. Крім того, визначалося мінімальне напруження крихкого руйнування (крихка міцність сталі) R_{MC} .

Ударна в'язкість сталей визначалась за результатами випробувань зразків Шарпі в інтервалі температур 293 К (+20°C)–133 К (–140°C). За цими випробуваннями визначалась температура 100%-крихкого зламу зразка Шарпі T_C . Поверхня зламу зразків Шарпі досліджувалась за допомогою сканівного електронного мікроскопа. Розподіл карбідних частинок та їх розміри визначались із застосуванням трансмісійної електронної мікроскопії.

Як об'єкт досліджень, використовувались ті ж маловуглецеві легіровані сталі після гартування та відпуску. Хімічний склад сталей наведено в табл. 1.

Режими термічного оброблення та параметри мікроструктури подано в табл. 2.

ТАБЛИЦЯ 1. Хімічний склад досліджуваних сталей.

Сталь	Хімічний склад, %											Термо- оброб- лення
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	V	
12ХНЗМФ(1)	0,12	0,37	0,29	0,008	0,007	1,03	2,95	0,23	0,009	0,009	0,04	Гарту- ван- ня + від- пуск
12ХНЗМФ(2)	0,13	0,34	0,38	0,015	0,009	1,05	2,76	0,23	0,027	0,006	0,03	
12ХНЗМФ(3)	0,09	0,68	0,32	0,007	0,007	0,96	2,85	0,22	0,01	0,01	0,05	
12ХНЗМФ(4)	0,10	0,61	0,37	0,002	0,015	1,22	2,00	0,18	0,016	0,006	0,04	

ТАБЛИЦЯ 2. Режими термічної обробки та параметри мікроструктури досліджених сталей.

№	Режим термообробки	12ХНЗМФА (1)										
		3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
		Середній розмір аустен. зерна d_a , мкм	Середньо-квадр. відхилення розм. аустен. зерен $(d_a)^{1/2}$, мкм	Середній розмір пакету $<d>$, мкм	Найбільш ймовірний розмір пакету d_{mp} , мкм	Середньо-квадр. відхилення пакетів $(d_{in})^{1/2}$, мкм	Найбільш ймовірний розмір карбідних часток f_{mp} , мкм	Крихка міцність, R_{ms} , МПа	Гранниці твердості при $+20^\circ\text{C}$, МПа	Гранниці міцності при $+20^\circ\text{C}$, МПа	Відносне звуження ψ , %	
1	2											
	(п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_o = 660^\circ\text{C}$ (електронагрів)	7,6	4,3	5,2	4,7	0,448	0,037	1810	910	955	72	
2	(п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_o = 600^\circ\text{C}$ (електронагрів)	7,6	4,8	5,2	4,6	0,487	0,028	1950	960	1015	71	
3	(б) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_o = 600^\circ\text{C}$ (електронагрів)	11	5,7	7,1	6,5	0,416	0,028	1870	920	960	71	
4	(б) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_o = 650^\circ\text{C}$ (електронагрів)	11	5,7	7,1	6,5	0,416	0,037	1830	940	970	71	
5	(б) $T_a = 870^\circ\text{C}$, $T_o = 650^\circ\text{C}$ зав. (нагрів у масиві)	18,3	10,7	10,9	9,8	0,445	0,037	1820	830	880	72	
6	(п) $T_a = 870^\circ\text{C}$, $T_o = 650^\circ\text{C}$ зав. (нагрів у масиві)	15,4	7,8	9,4	8,7	0,406	0,037	1790	870	910	73	
7	(п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_o = 660^\circ\text{C}$ (електронагрів) тц	4,9	2,2	3,5	3,3	0,377	0,025	2070	990	1040	73	
10	(п) $T_a = 870^\circ\text{C}$, $T_o = 650^\circ\text{C}$ зав. (нагрів у масиві)	15,4	7,8	9,4	8,7	0,406	0,037	1790	870	910	73	

Продовження Таблиці 2.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
	12ХН3МФА (2)										
1	(6) $T_a=850^\circ\text{C}, V_n=1^\circ\text{C}/\text{хв},$ $T_{\text{омт}}=630^\circ\text{C}-3$ год (п)	19,8	13,2	11,6	10,3	0,481	0,045	1570	760	820	76
13	(6) $T_a=850^\circ\text{C}, T_{\text{омт}}=660^\circ\text{C}$ (електронагрів)	11,9	7,5	8,4	7,6	0,438	0,037	1720	860	920	73
2	(п) $T_a=850^\circ\text{C}, V_n=1^\circ\text{C}/\text{хв},$ $T_{\text{омт}}=^\circ\text{C}-3$ год (п)	19,8	13,2	11,6	10,3	0,481	0,045	1600	760	830	76
14	(п) $T_a=850^\circ\text{C}, T_{\text{омт}}=660^\circ\text{C}$ (електронагрів)	8,8	5,5	6,2	5,6	0,458	0,037	1980	950	1040	72
11	(п) $T_a=850^\circ\text{C}, T_{\text{омт}}=600^\circ\text{C}$ (електронагрів)	8,8	5,5	5,9	5,2	0,482	0,028	2000	970	1060	70
4	(6) $T_a=860^\circ\text{C}, V_n=5^\circ\text{C}/\text{с},$ $T_{\text{омт}}=620^\circ\text{C}-3$ год (п)	12	7,6	7,6	6,8	0,482	0,036	1830	920	970	73
6	(п) $T_a=860^\circ\text{C}, V_n=5^\circ\text{C}/\text{с},$ $T_{\text{омт}}=620^\circ\text{C}-3$ год (п)	12	7,6	7,6	6,8	0,482	0,036	1860	940	990	70
7	(п) $T_a=870^\circ\text{C}, V_n=3^\circ\text{C}/\text{с},$ $T_{\text{омт}}=650^\circ\text{C}$ зав (нагрів у масиві)	15,4	8	9,4	8,7	0,413	-	1720	840	900	73

Продовження Таблиці 2.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
12ХНЗМФА (3)											
1	(б) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_o = 600^\circ\text{C}$ (електронагрів)	15	7,1	9,2	8,6	0,386	0,028	1740	850	890	79
3	(п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_o = 600^\circ\text{C}$ (електронагрів)	13,6	6,4	8,5	7,9	0,385	0,028	1760	840	880	78
4	(п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_o = 660^\circ\text{C}$ (електронагрів)	13,6	6,1	8,5	7,9	0,371	0,037	1780	750	820	80
9	(п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $V_n = 1^\circ\text{C}/\text{хв}$, $T_o = 630^\circ\text{C}$ – 3 год (піч)	23	11,4	13,0	12,0	0,394	0,045	1500	670	740	80
5	(б) 5-1 $T_a = 870^\circ\text{C}$, $T_o = 650^\circ\text{C}$ зав (нагрів у масиві)	17,6	9,5	10,5	9,6	0,423	–	1600	740	810	80
6	(п) 5-1 $T_a = 870^\circ\text{C}$, $T_o = 650^\circ\text{C}$ зав (нагр. у мас.)	17,1	7,7	10,3	9,6	0,371	–	1580	710	820	81
7	(б) 5-2 $T_a = 1000^\circ\text{C}$, $T_o = 650^\circ\text{C}$ зав (нагр. у мас.)	67,5	38,4	22,4	21,3	0,311	–	1520	730	820	79
8	(п) 5-2 $T_a = 1000^\circ\text{C}$, $T_o = 650^\circ\text{C}$ зав (нагр. у мас.)	36	20,2	17,8	16,4	0,405	–	1500	710	790	81
10	(п) 5-1 $T_a = 850^\circ\text{C}$ –3, $T_o = 660^\circ\text{C}$ (електронагрів) тц	5,8	2,5	4,1	3,8	0,364	0,025	2200	900	1060	75
12ХНЗМФА (4)											
1	(п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_o = 600^\circ\text{C}$ (електронагрів)	12,2	7,4	7,7	6,9	0,467	0,028	1910	950	1040	73
2	(п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_o = 660^\circ\text{C}$ (електронагрів)	12,2	7,4	7,7	6,9	0,467	0,037	1840	860	900	75
3	(п) $T_a = 880^\circ\text{C}$, $V_n = 1^\circ\text{C}/\text{хв}$, $T_o = 630^\circ\text{C}$ – 3 год (п)	28	17	15,0	13,7	0,437	–	1600	700	760	77

4. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Використання залежності (7) для кількісних оцінок критичної температури T_C вимагає визначення величини ефективного перенапруження $\delta_U(Q/k_V)$ перед надрізом. Його значення можна знайти, використовуючи експериментальні дані щодо швидкісної залежності границі плинності δ_U та обчисливши величини Q та k_V за методом «local approach to fracture» [9]. Проте, наближену оцінку величини цього параметра можна одержати і простішим шляхом. Відповідно до (6), при критичній температурі T_C значення $\delta_U(Q/k_V)$ дорівнює величині $K_T(T_C)10^{-n(T_C)}$. Таким чином, для визначення величини ефективного перенапруження необхідно за результатами випробувань зразків Шарпі встановити величину температури 100%-крихкої складової T_C , і для цієї температури за даними на одновісний розтяг знайти значення коефіцієнта в'язкості $K_T(T_C)$ та показника деформаційного зміцнення $n(T_C)$.

Як було зазначено вище, добуток $K_T(T_C)10^{-n(T_C)}$ визначає критичний рівень в'язкості, яку має деформований на 2% метал в момент руйнування при T_C . Ця величина є мірою окрихчуваної дії концентратора напружень і характеризується параметром E_m [14]. На рисунку 2 наведено значення критичного рівня в'язкості металу випробуваних сталей при температурі 100%-в'язкої складової в зламі. За цими даними, величина E_m дорівнює $1,70 \pm 0,02$.

В роботі [14] було показано, що рівень крихкої міцності досліджуваних сталей (табл. 2) контролюється розміром карбідних частинок. У першому наближенні:

$$R_{MC} = K_F^c t^{-1/2}, \quad (8)$$

де t — найбільш ймовірна товщина карбідної частинки (у міліметрах), $K_F^c = 11 \text{ МПа} \cdot \text{мм}^{1/2}$.

За даними [14], залежність (8) виконується за умови, що розмір мартенситного пакета d не перевищує критичного значення:

$$d \leq (230-290)t. \quad (9)$$

При більших розмірах мартенситного пакета величина R_{MC} залежить від розміру мартенситного пакета. Фізичний зміст цього співвідношення полягає в тому, що в сталях з мартенситною структурою існує два мікромеханізми утворення зародкових тріщин. Вони можуть утворюватись як результат сколювання карбідних частинок або за дислокаційним механізмом. У першому випадку розмір зародкових тріщин визначається товщиною цементитних частинок, у другому — розміром мартенситного пакета. У такій ситуації величина напруження крихкого руйнування сталі буде контролю-

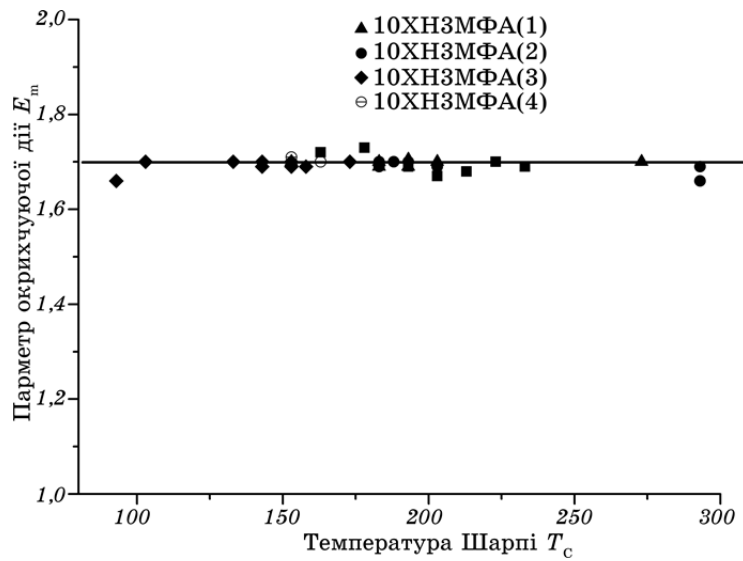


Рис. 2. Значення величини параметра окрихчуваної дії зразка Шарпі при критичній температурі T_c .

ватися тим мікромеханізмом, який дає найбільшу величину зародкової тріщини. Це залежить від співвідношення розмірів мартенситного пакета і карбідних частинок. Зміна мікромеханізму ініціювання руйнування визначається співвідношенням (9).

Слід відзначити, що напруження крихкого руйнування контролюється розмірами пакетів або карбідних частинок, що знаходяться у «хвості» статистичного розподілу їх розмірів. Проте, для зручності оцінок та зіставлення розрахункових значень із експериментальними даними, критичне співвідношення (9) записано в розмірах найбільш ймовірних пакетів та частинок. Існування інтервалу критичних значень (множника 230–290) враховує типовий діапазон зміни ступеню неоднорідності статистичного розподілу розмірів пакетів.

Підставляючи (8) у (7) з урахуванням, що $K_{T_2}^* = 1,70$, одержимо в явному вигляді залежність критичної температури Шарпі від товщини карбідної частинки:

$$T_c \approx T_0 - \left(1 - \frac{1,70 \cdot 10^n \sigma_Y \sqrt{t}}{K_F^c} \right) \frac{1}{\delta_T}. \quad (10)$$

На рисунку 3 наведено залежності температури 100%-в'язкої складової від кореня квадратного із найбільш ймовірного розміру карбідної частинки. При побудові теоретичних залежностей використовувались середні значення δ_T ($\delta_T = A - B\sigma_Y$, де $A = 0,00154$,

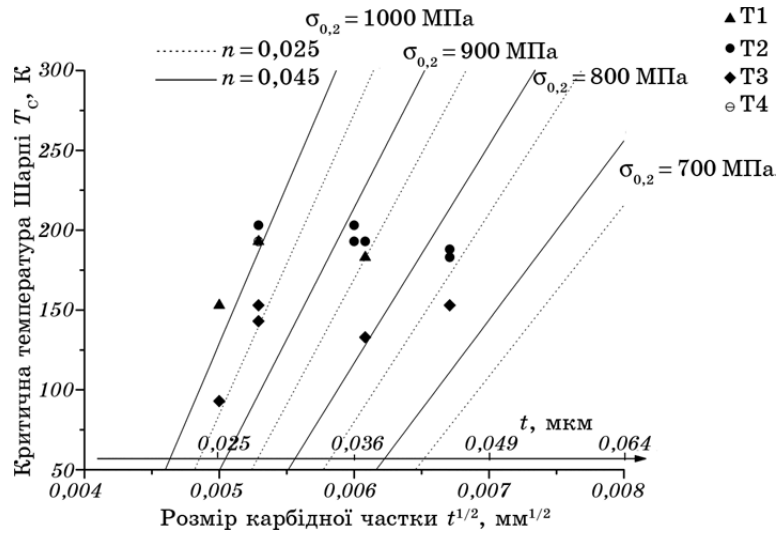


Рис. 3. Вплив розміру карбідних частинок на температуру Шарпі. Позначення ті ж, що й на рис. 2.

$B = 6,7 \cdot 10^{-7}$; рис. 4). Розрахунки виконувались для типового для цих сталей діапазону зміни величини показника деформаційного зміцнення 0,025–0,045. На цьому рисунку нанесено експериментальні значення T_c .

Деяке відхилення експериментальних даних від теоретичних залежностей зумовлено двома головними причинами. По-перше, лінеаризацію температурної залежності границі плинності було виконано для інтервалу температур 213–293 К, тому, чим нижче значення T_c , тим більша похибка лінеаризації. По-друге, величини δ_T мають великий розкид залежно від режиму термічного оброблення, а для побудови теоретичних залежностей використовувались середні значення цього параметра. Проте, одержані залежності правильно відображають головні закономірності впливу товщини карбідних частинок, величини границі плинності та значення показника деформаційного зміцнення на величину критичної температури Шарпі. За цими даними, подрібнення карбідних частинок призводить до зниження T_c . При цьому треба відзначити, що ця тенденція буде спостерігатися тільки за умови відповідного подрібнення мартенситних пакетів. Наприклад, гранично низьке значення температури Шарпі — 93 К (–180°C) — було одержано після трикратного електронагріву під гартування із наступним швидкісним електровідпуском. Швидкісна аустенізація забезпечила ефективне подрібнення зернової структури (найбільш ймовірний розмір мартенситного пакета склав 3,8 мкм (табл. 2)). Швидкісний електровідпуск дозволив одержати дисперсну карбідну фазу (найбільш ймовірна

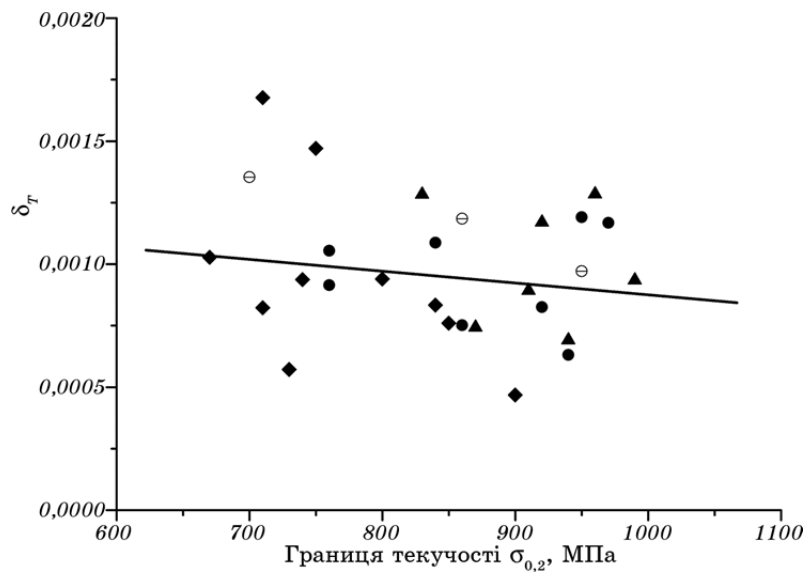


Рис. 4. Залежність параметра температурної чутливості границі плинності сталі від її міцності.

товщина карбідної частинки склала 0,025 мкм (табл. 2)). За даними таблиці 2, при заданому режимі термічного оброблення $d = 152t$, тобто, виконується умова (10).

Чутливість величини T_c до зміни розміру зерна значною мірою залежить від величини границі плинності $\sigma_{0,2}$ сталі та схильності її до деформаційного зміцнення n . Збільшення значень цих характеристик призводить до окрихчення металу, що виявляється в зростанні T_c . Ці два структурні параметри інтегрально відображають вплив субструктури і, в першу чергу, густини дислокацій, на температуру Шарпі. Із даних на рис. 3 випливає, що чим вища міцність сталі, тим у більшій мірі необхідно подрібнити структуру для того, щоб одержати ті ж самі значення критичної температури, що й для менших величин міцності. Залежність (10) дозволяє встановити, як повинен зменшуватись розмір карбідної частинки для того, щоб при зростанні границі плинності значення температури Шарпі залишалось постійним:

$$t_c = \left\{ \frac{K_F^c [1 - \delta_T (293 - T_c)]}{1,70 \cdot 10^n \sigma_Y} \right\}^2. \quad (11)$$

У графічному вигляді цю залежність представлено на рис. 5. На ній також вказано значення розмірів мартенситних пакетів, що забезпечують виконання вказаної умови. Наведені криві дозволяють

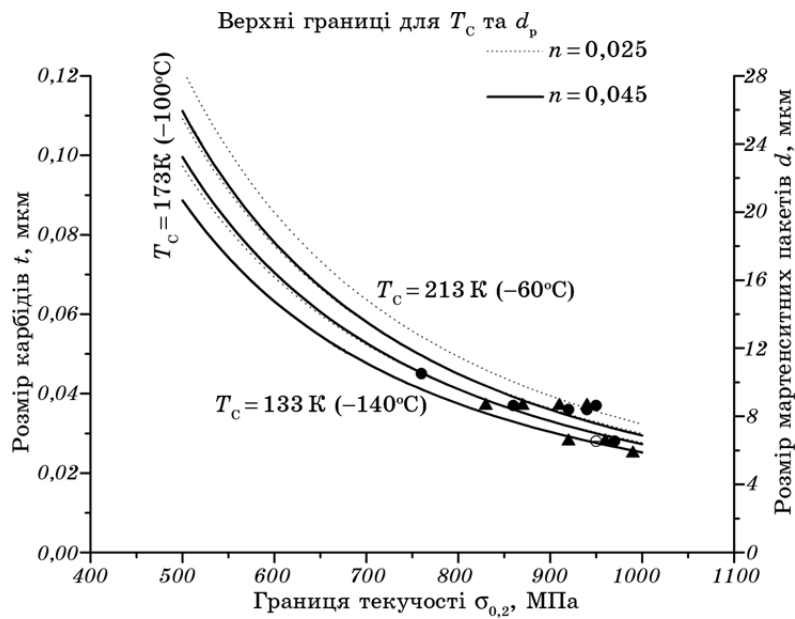


Рис. 5. Розміри карбідних частинок та мартенситних пакетів, що забезпечують постійні значення температури Шарпі при зростанні міцності сталі.

сформулювати вимоги до мікроструктури (оцінити розміри карбідних частинок та мартенситних пакетів), які забезпечують досягнення заданих значень міцності і температури в'язко-крихкого переходу за Шарпі маловуглецевих сталей після гартування та відпуску. Наприклад, для того, щоб температура в'язко-крихкого переходу за Шарпі для сталі із границею плинності $\sigma_{0,2} = 1000$ МПа складала $T_c \cong 173$ К (-100°C), середня товщина карбідних частинок не повинна перевищувати $0,027$ мкм, а середній розмір пакета повинен бути не більшим, ніж 8 мкм. Вимоги до параметрів мікроструктури сталей після гартування та відпуску, що забезпечують більш низькі значення критичної температури, можна оцінити за даними на рис. 5 або за залежністю (11).

Аналіз одержаних результатів показує перспективність використання швидкісного електротермооброблення для одержання високих рівнів в'язкості цього класу сталей. При такому термічному обробленні швидкісна аустенізація сприяє формуванню однорідної дрібнозернистої структури, а електровідпуск забезпечує одержання дисперсної карбідної фази.

5. ВИСНОВКИ

1. Для загартованих та відпущених сталей, в яких $d \leq (230-290)t$ (d

— середній розмір мартенситного пакета, t — середня товщина карбідних частинок) величина критичної температури по Шарпі пропорційна кореню квадратному із середньої товщини карбідних частинок.

2. Чутливість величини температури Шарпі до зміни розміру карбідних частинок залежить від міцності сталі та її схильності до деформаційного зміцнення. Чим більше значення границі плинності та величини показника деформаційного зміцнення сталі, тим рідше зростає температура Шарпі при збільшенні розміру карбідних частинок.

3. Узгоджене ($d/t \cong 230-290$) подрібнення мартенситних пакетів d та карбідних частинок t є одним із найбільш ефективних шляхів одержання високов'язких станів загартованих та відпущених сталей.

4. Для реалізації низьких значень температури Шарпі $T_C \leq 173$ К (-100°C) маловуглецевих сталей із границею плинності порядку $\sigma_{0,2} = 1000$ МПа середній розмір карбідних частинок не повинен перевищувати 0,027 мкм, а середній розмір пакета повинен бути не більший, ніж 8 мкм, що може бути реалізовано при швидкісному електронагріві під гартування із наступним швидкісним електровідпуском.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. T. Gladman and F. Pickering, *Flow and Fracture of Polycrystals* (New York: Cambridge: 1983).
2. H. Ohtani, F. Terasaki, and T. Kunitake, *Trans. ISI Japan*, **12**, No. 118: 90 (1972).
3. J. P. Navlor and P. R. Krahe, *Met. Trans. A*, **5**, No. 1699: 16 (1974).
4. V. J. Roberts, *Met. Trans.*, **1**, No. 32: 32 (1997).
5. S. A. Kotrechko, *Phys. Metals*, **12**, No. 5: 542 (1993).
6. S. A. Kotrechko, Yu. Ya. Meshkov, D. I. Nikonenko, and G. S. Mettus, *Strength of Materials*, **29**, No. 4: 319 (1997).
7. J. F. Knott, *Fundamentals of Fracture Mechanics* (London: Butterworth: 1975).
8. K. S. Kuhne and W. A. Dahl, *Arch. Eisenhüttenwes*, **3**, No. 11: (1983).
9. S. A. Kotrechko and Yu. Ya. Meshkov, *Met. Phys. Adv. Tech.*, **18**, No. 12: 1393 (2000).
10. С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, *Проблемы прочности*, **2**, № 3: 5 (1999).
11. A. S. Tetelman, T. R. Wilshaw, and C. A. Rau, *J. Fract. Mech.*, **4**, No. 4: 147 (1968).
12. Ю. Я. Мешков, Г. О. Пахаренко, *Структура металла и хрупкость стальных изделий* (Киев: Наукова думка: 1985).
13. S. A. Kotrechko, Yu. Ya. Meshkov, and G. S. Mettus, *Successes and Problems ICF-8 (June 8-14, 1993)* (Kyiv: 1993), part II, p. 325.
14. С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, *Предельная прочность. Кристаллы, металлы, элементы конструкций* (Киев: Наукова думка: 2008).

REFERENCES

1. T. Gladman and F. Pickering, *Flow and Fracture of Polycrystals* (New York: Cambridge: 1983).
2. H. Ohtani, F. Terasaki, and T. Kunitake, *Trans. ISI Japan*, **12**, No. 118: 90 (1972).
3. J. P. Navlor and P. R. Krahe, *Met. Trans. A*, **5**, No. 1699: 16 (1974).
4. V. J. Roberts, *Met. Trans.*, **1**, No. 32: 32 (1997).
5. S. A. Kotrechko, *Phys. Metals*, **12**, No. 5: 542 (1993).
6. S. A. Kotrechko, Yu. Ya. Meshkov, D. I. Nikonenko, and G. S. Mettus, *Strength of Materials*, **29**, No. 4: 319 (1997).
7. J. F. Knott, *Fundamentals of Fracture Mechanics* (London: Butterworth: 1975).
8. K. S. Kuhne and W. A. Dahl, *Arch. Eisenhüttenwes*, **3**, No. 11: (1983).
9. S. A. Kotrechko and Yu. Ya. Meshkov, *Met. Phys. Adv. Tech.*, **18**, No. 12: 1393 (2000).
10. S. A. Kotrechko and Yu. Ya. Meshkov, *Problemy Prochnosti*, **2**, No. 3: 5 (1999) (in Russian).
11. A. S. Tetelman, T. R. Wilshaw, and C. A. Rau, *J. Fract. Mech.*, **4**, No. 4: 147 (1968).
12. Yu. Ya. Meshkov and G. A. Pakhareno, *Struktura Metalla i Khrupkost' Stal'nykh Izdeliy (Structure and Brittleness of Steels)* (Kiev: Naukova Dumka: 1985) (in Russian).
13. S. A. Kotrechko, Yu. Ya. Meshkov, and G. S. Mettus, *Successes and Problems ICF-8 (June 8-14, 1993)* (Kyiv: 1993), part II, p. 325.
14. S. A. Kotrechko and Yu. Ya. Meshkov, *Predel'naya Prochnost'. Kristally, Metally, Ehlementy Konstruktsiy* (Kiev: Naukova Dumka: 2008) (in Russian).