

УДК 621.791;669.14;539.4.014

ЗАЛИШКОВІ НАПРУЖЕННЯ У ЗВАРНИХ З'ЄДНАННЯХ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ

Л. ЛОБАНОВ, В. ПОЗНЯКОВ, В. ПІВТОРАК, О. МІХОДУЙ,
В. ОРЛОВСЬКИЙ

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ

З використанням комплексу “GLEEBLE-3800” експериментально досліджено динаміку зміни границі текучості металу зони термічного впливу (ЗТВ) низьковуглецевих високоміцних сталей за різних швидкостей охолодження зварних з'єднань. Експериментальними та розрахунковими методами визначено вплив погонної енергії і термічних циклів зварювання на формування залишкових напружень у різних за хімічним складом та властивостями зварних з'єднаннях сталей. Встановлена залежність між залишковими напруженнями, режимами тепловкладення та часом перебування металу ЗТВ при температурах вище точки A_{C3} .

Ключові слова: зварні з'єднання, високоміцні сталі, залишкові напруження, дугове зварювання.

Застосування високоміцних низьковуглецевих сталей з границею текучості 600...1000 МПа для виготовлення високонавантажених зварних конструкцій дає змогу знизити їх матеріаломісткість і підвищити надійність експлуатації зварних інженерних споруд. Головні проблеми під час зварювання таких сталей пов'язані з утворенням у зварних з'єднаннях (ЗЗ) холодних тріщин, на розвиток яких суттєво впливають структура металу шва (МШ) і зони термічного впливу (ЗТВ), концентрація дифузійного водню ($[H]_{diff}$) у наплавленому металі і зварювальні напруження в ЗЗ [1], які формуються як результат складної взаємодії теплових процесів і структурних перетворень. Теплові напруження спричинені нерівномірним розподілом і зміною температурних полів через нагрівання–охолодження ЗЗ. Зі зміною температури металу змінюються також його фізичні і механічні характеристики. Структурні ж напруження виникають внаслідок $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення і супроводжуються зміною питомого об'єму металу. Їх визначали за формулою $\sigma_C = \varepsilon(T) \cdot E(T)$ для температурного інтервалу структурних перетворень.

Мета дослідження – розширити уявлення про вплив технологічних факторів на формування напружень у ЗЗ низьковуглецевих високоміцних сталей.

Матеріали та методи досліджень. Вивчали низьковуглецеві леговані сталі 12ГН2МФАЮ, 14ХГ2САФД, 12ХГН2МФБДАЮ та 12ГН3МФАЮДР [2, 3] із умовною границею текучості $\sigma_{0,2} = 590...850$ МПа (табл. 1).

Сучасні методи досліджень, зокрема імітування термічних циклів зварювання на повномірних зразках і високотемпературні випробування, дають змогу проаналізувати зміну міцності і пластичності металу під час нагрівання–охолодження. Особливості фазових і структурних перетворень у МШ і ЗТВ можна оцінити за результатами дилатометричних досліджень.

Таблиця 1. Хімічний склад та механічні властивості низьковуглецевих високоміцних сталей

Марка сталі	Масова частка елементів, %												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	Nb	N ₂	V	B
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
12ГН2МФАЮ	0,12	0,50	1,2	0,5	1,5	0,19	–	0,10	–	–	0,027	0,07	–
14ХГ2САФД	0,13	0,57	1,42	0,44	0,16	0,03	0,39	0,08	0,04	0,01	–	0,08	–
12ГН3МФАЮДР	0,12	0,23	1,26	–	3,08	0,33	0,40	0,02	–	–	0,015	0,05	0,003
12ХГН2МФБДАЮ	0,13	0,41	1,11	0,76	1,63	0,53	0,55	0,03	–	–	0,020	0,08	–

Марка сталі	P_{CM}^*	Властивості сталей			
		$\sigma_{0,2}$, МПа	T_b , °С	KCU , J/cm ²	KCV , J/cm ²
	14	15	16	17	18
12ГН2МФАЮ	0,27	628	–70	46	–
14ХГ2САФД	0,34	635	–40	43	–
12ГН3МФАЮДР	0,303	768	–70	–	72
12ХГН2МФБДАЮ	0,334	994	–70	47	–

Примітка: $P_{CM} = C + \frac{Mn+Cr+Cu}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$.

Зважаючи на те, що структура металу ЗТВ неоднорідна, а її ширина становить 0,5...1,0 mm, її моделювали на зразках-імітаторах діаметром 10 mm і завдовжки 160 mm, які нагрівали до 1200°C зі швидкістю 150°C/s, а потім охолоджували за різними термічними циклами. Для цього використали комплекс “GLEEBLE-3800”, оснащений терморестором, високошвидкісним дилатометром, навантажувальним пристроєм, що давало можливість розтягувати та стискати зразки і фіксувати рівень навантаження. Швидкість охолодження зразків змінювали від 5 до 40°C/s. За визначених температур, що відповідають початку та завершенню структурних перетворень, а також на стадії, що передують фазовим перетворенням і їх завершенню, охолодження припиняли і зразки миттєво розривали. Під час випробувань фіксували зміну навантаження і розмірів зразка.

Результати та їх аналіз. Узагальнено (рис. 1) інформацію про вплив умов охолодження і температури випробувань на зміну значень $\sigma_{0,2}$ металу ЗТВ сталей. Виявлено, що перед початком фазових перетворень, поки метал знаходиться в аустенітному стані, його границя текучості збільшується зі зниженням температури (від 50 МПа при $T \approx 827^\circ\text{C}$ до 320 МПа при $T \approx 400^\circ\text{C}$), причому практично незалежно від швидкості охолодження зразків. З початком мартенситного перетворення границя текучості металу різко (зі швидкістю 120...145 МПа/°C) зростає до 850...900 МПа і трохи повільніше (зі швидкістю 45...65 МПа/°C) – до 700...800 МПа внаслідок утворення бейніту. За подальшого охолодження границя текучості також збільшується, але значно менше (орієнтовно на 150...250 МПа). Зумовлено це ростом пружності середовища зі зниженням температури металу. Динамічне зростання границі текучості металу ($\sigma_{0,2}$) внаслідок мартенситного перетворення спричинене його природою. Характерною рисою такого перетворення є автокаталітичність, внаслідок чого процес деякий час розвивається лавиноподібно [4]. Пов’язано це з когерентністю ґраток нової і початкової фаз на межі зростального крис-

тала мартенситу, що зумовлена закономірною упорядкованою перебудовою ґратки Fe- γ у Fe- α . Для утворення бейніту потрібен інкубаційний період, що сповільнює цей процес, хоча загалом він також досить динамічний.

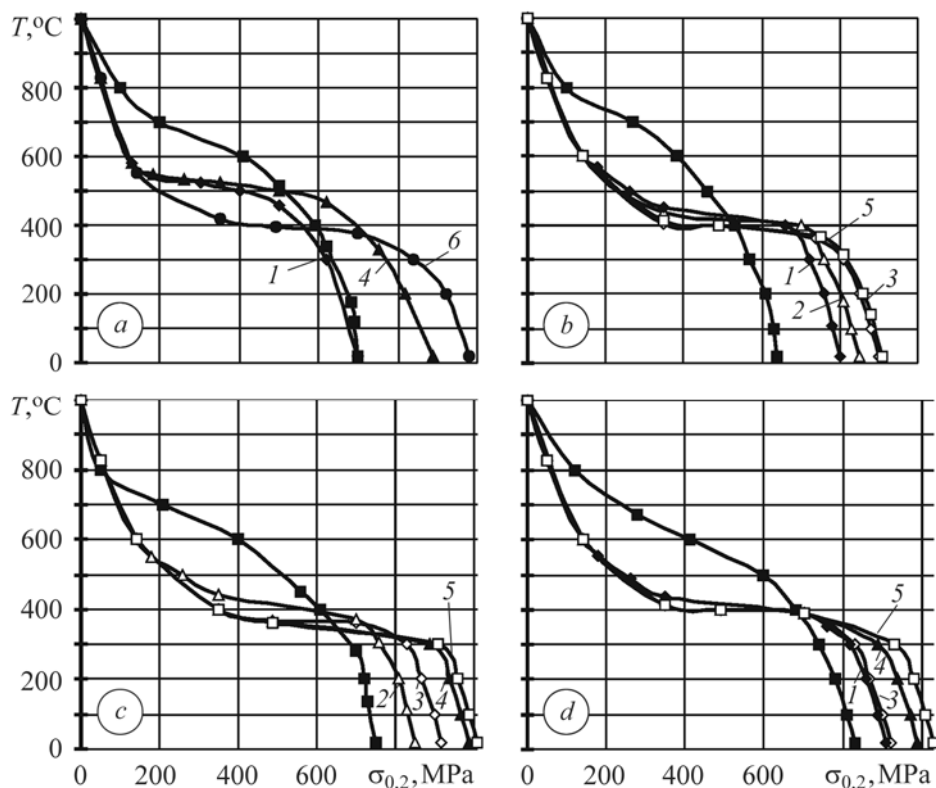


Рис. 1. Зміна границі текучості $\sigma_{0.2}$ ЗТВ, модельованої на зразках із сталей 12ГН2МФАЮ (a), 14ХГ2САФД (b), 12ГН3МФАЮДР (c) та 12ХГН2МФБДАЮ (d), визначена при різних температурах на стадії їх нагрівання і охолодження зі швидкістю $W_{6/5}$: 1 – 5°C/s (◆); 2 – 8 (Δ); 3 – 15 (◇); 4 – 25 (▲); 5 – 40 (□) і 6 – 100°C/s (●). Стрілками позначено напрям зміни температури зразка.

Fig. 1. Values of conditional yield strength, $\sigma_{0.2}$, of the heat-affected zone (HAZ) of 12ГН2МФАЮ (a), 14ХГ2САФД (b), 12ГН3МФАЮДР (c) and 12ХГН2МФБДАЮ (d) steels, determined at different temperatures at the stage of heating and cooling of metal with the rates $W_{6/5}$: 1 – 5°C/s (◆); 2 – 8 (Δ); 3 – 15 (◇); 4 – 25 (▲); 5 – 40 (□) and 6 – 100°C/s (●). Arrows indicate the change of the specimen temperature.

Для вивчення процесів під час структурних перетворень виконали дилатометричні випробування. При цьому фіксували абсолютну зміну довжини зразка ΔL на базі вимірювання L і визначили її відносну зміну $\varepsilon = \frac{\Delta L}{L} \cdot 100\%$ для кожного конкретного варіанта.

Інформацію про фазово-структурні зміни сталей узагальнено в табл. 2. Діапазон зміни швидкості охолодження $W_{6/5}$ в інтервалі 600...500°C становив від 5 до 40°C/s, що найхарактерніше для дугового зварювання таких сталей.

Використовуючи методичний підхід [5], оцінили вплив швидкості охолодження на напруження у ЗТВ внаслідок структурних перетворень, а також на загальний рівень залишкових напружень. Для обчислення тимчасових напружень $\sigma_X^{T_i}$ використали відому залежність $\sigma_X^{T_i} = \alpha^{T_i} \cdot T_i \cdot E^{T_i}$, де T_i – темпера-

тура в i -му інтервалі; $\sigma_X^{T_i}$, α^{T_i} і E^{T_i} – відповідно напруження, коефіцієнт лінійного розширення і модуль пружності металу в i -му температурному інтервалі. Розраховані напруження порівняли зі значеннями $\sigma_{0,2}$ металу, визначеними за результатами випробувань на розтяг (при заданій температурі) зразків, які попередньо нагрівали і охолоджували згідно з заданим термічним циклом, що відповідав зварювальному. Якщо розраховані напруження були менші за границю текучості металу для цієї ж температури, їх приймали як σ_x , а якщо перевищували, то вважали, що поздовжні напруження дорівнюють $\sigma_{0,2}$. Побудовано залежності (рис. 2) динаміки розвитку тимчасових напружень на ділянці перегріву металу ЗТВ високоміцних сталей від швидкості охолодження металу.

Таблиця 2. Фазово-структурні перетворення в зварних з'єднаннях низьковуглецевих високоміцних сталей

Марка сталі	$T_s, ^\circ\text{C}$	$T_f, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon_c, \%$	Складники мікроструктури
12ГН2МФАЮ	575...410	325...245	0,20...0,33	Бейніт, мартенсит
14ХГ2САФД	580...411	420...232	0,18...0,28	Ферит, бейніт, мартенсит
12ГН3МФАЮДР	460...404	228...203	0,33...0,47	Бейніт, мартенсит
12ХГН2МФБДАЮ	480...430	300...255	0,32...0,36	Бейніт, мартенсит

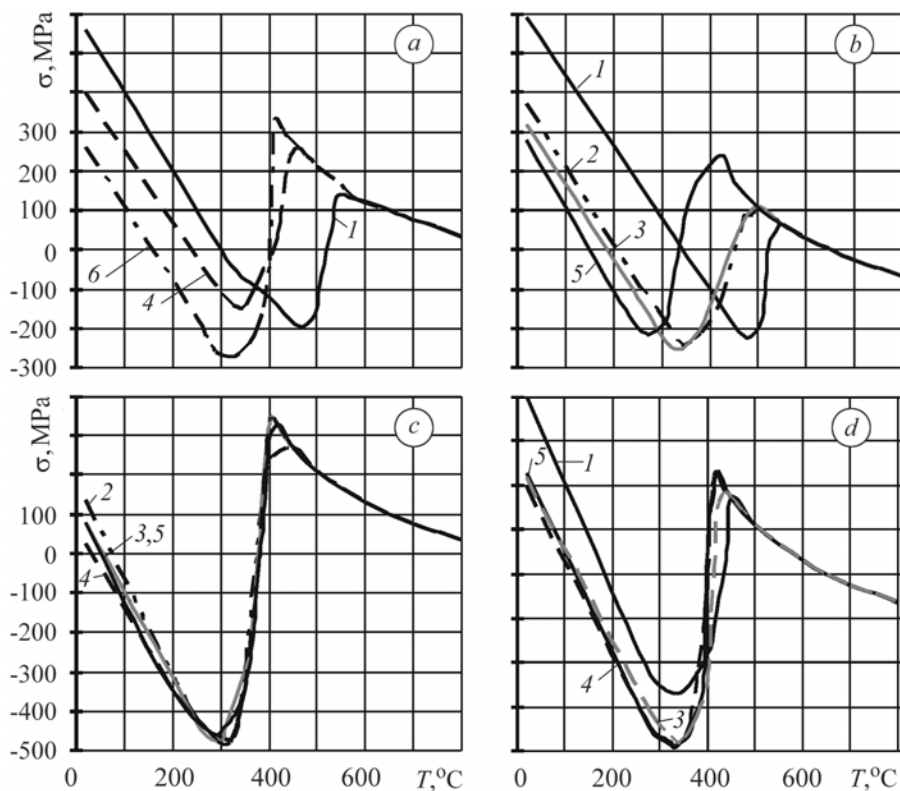


Рис. 2. Розраховані залежності, що характеризують зміну тимчасових напружень σ_x під час охолодження на ділянці перегріву металу ЗТВ сталей 12ГН2МФАЮ (а), 14ХГ2САФД (b), 12ГН3МФАЮДР (c) і 12ХГН2МФБДАЮ (d):

1 – $W_{6/5} = 5^\circ\text{C/s}$; 2 – 8; 3 – 15; 4 – 25; 5 – 40; 6 – 100°C/s .

Fig. 2. Calculated dependences, characterizing the change in temporary stresses, σ_x , during cooling in the region of overheating of HAZ of 12ГН2МФАЮ (a), 14ХГ2САФД (b), 12ГН3МФАЮДР (c) and 12ХГН2МФБДАЮ (d) steels:

1 – $W_{6/5} = 5^\circ\text{C/s}$; 2 – 8; 3 – 15; 4 – 25; 5 – 40; 6 – 100°C/s .

Виявлено, що під час нагріву до температури $\approx 220^\circ\text{C}$ у зразках виникає пружна деформація, що зумовлює напруження стиску. За подальшого її підвищення метал пластично деформується, внаслідок чого при $\approx 500\dots 550^\circ\text{C}$ виникають напруження стиску, які можуть досягти границі текучості. Те, що при 700°C метал зберігає відносно високу міцність ($\approx 200\dots 270$ МПа), свідчить про високу тривкість структури сталей. Після фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення і нагрівання до 1200°C у металі зберігаються невеликі (≈ 10 МПа) напруження стиску.

Під час охолодження зразків спостерігали складнішу закономірність. В інтервалі від 800°C до температури початку фазового перетворення (T_s), виникають і ростуть напруження розтягу. У всьому температурному діапазоні вони близькі до значень $\sigma_{0.2}$ (за відповідної температури) сталі в аустенітному стані. Оскільки досліджені сталі за цих умов мають однакову міцність, то і напруження у них також близькі.

Подальшу зміну напружень у зразках визначають характер і обсяг структурних перетворень у переохолодженому металі. З моменту їх початку (температура початку і закінчення фазових перетворень залежить від хімічного складу і швидкості охолодження зразків) і до повного завершення в металі, крім температурних напружень розтягу, виникають ще і структурні напруження стиску. Їх сумарне значення і знак, в основному, залежать від того, який із двох факторів домінує на цей момент часу.

З початком структурних перетворень збільшується не тільки швидкість зміни напружень, але і спрямованість їхньої дії – вони стають стискальними. Це зумовлено перетворенням аустеніту в бейніт або мартенсит і пов'язано зі збільшенням об'єму металу [6]. Очевидно, що найшвидше напруження стиску збільшуються на початку цього перетворення. Тоді структурні напруження настільки великі, що перевищують температурні розтягу. Як наслідок сумарні напруження стають стискальними і подекуди можуть досягти границі текучості металу при цій температурі. Аналізуючи залежності, що характеризують кінетику зміни напружень і структурних перетворень у металі, можна зауважити, що ці явища протікають до тих пір, поки перетворення аустеніту в металі не реалізується на 50%. Слід зазначити, що при цьому метал досягає основних показників міцності (рис. 1). Після цього інтенсивність перетворень у ньому падає. Зменшується також і частка структурних напружень стиску. Зразки починають скорочуватись, і в них знову домінують температурні напруження розтягу. Після завершення структурних перетворень характер зміни тимчасових напружень у металі більше не міняється.

Встановлено, що з переходом від бейнітного перетворення до мартенситного інтенсивність наростання структурних напружень (σ_c) зростає (рис. 3). Суттєво на ці процеси впливає швидкість охолодження металу. З її підвищенням показник σ_c збільшується. Причому найінтенсивніше за такої швидкості охолодження $W_{6/5}$, коли в металі гальмується бейнітне і пришвидшується мартенситне перетворення. Коли в металі завершується формування мартенситної структури, темп наростання структурних напружень істотно знижується, і, врешті, стабілізується. Встановлено, що за малих швидкостей охолодження, характерних для зварювання на підвищених режимах (за великого тепловкладення), структурні напруження не повністю компенсують температурні розтягу. Тому їх сумарне значення на момент завершення охолодження може залишитися досить високим. Під час зварювання за режимами з обмеженим тепловкладенням швидкість охолодження металу збільшується, а фазові пе-

ретворення в ньому зміщуються в область нижчих температур. За таких умов у ЗТВ формуються високі напруження стиску, викликані зміною структури металу. При $W_{6/5} \approx 40^\circ\text{C/s}$ залишкові напруження для досліджених сталей можуть досягати 450...820 МПа. Як результат – сумарні напруження в ЗТВ є напруженнями стиску.

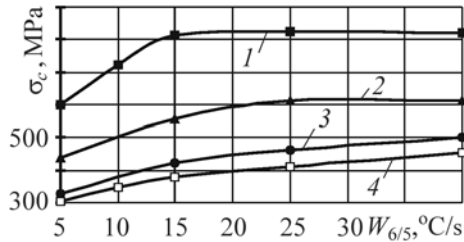


Рис. 3. Вплив швидкості охолодження $W_{6/5}$ на структурні напруження σ_c на ділянці перегріву металу ЗТВ сталей 12ГНЗМФАЮДР (1), 12ХГН2МФБДАЮ (2), 12ГН2МФАЮ (3) і 14ХГ2САФД (4).

Fig. 3. Effect of cooling rate, $W_{6/5}$, on the structural stresses, σ_c , in the region of overheating of HAZ of 12ГНЗМФАЮДР (1), 12ХГН2МФБДАЮ (2), 12ГН2МФАЮ (3) and 14ХГ2САФД (4) steels.

Таким чином, у результаті спільної дії температурних і структурних напружень у ЗТВ досліджених сталей формуються переважно поздовжні залишкові напруження розтягу, які залежатимуть як від особливостей протікання термодформаційних процесів, так і хімічного складу конкретних сталей. Цілком очевидно, що результати подібних досліджень доцільно використовувати для аналізу загальної тенденції зміни залишкових напружень у ЗЗ, а значення самих напружень можна інтерпретувати лише для однопрохідного наплавлення металу на масивну плиту.

Тому надалі, щоб дослідити вплив погонної енергії і термічних циклів зварювання на формування залишкових напружень у ЗЗ високоміцних сталей, використали зразки з одношаровим наплавленням. За головні параметри термічного циклу зварювання прийняли: час перебування металу ЗТВ вище точки A_{C3} (τ , s) і в діапазоні температур $800...100^\circ\text{C}$ ($\tau_{8/1}$, s), а також швидкість його охолодження в інтервалі $600...500^\circ\text{C}$ на початку бейнітно-мартенситного перетворення ($W_{6/5}$, $^\circ\text{C/s}$). Такі режими дали можливість регулювати параметри охолодження зразків у досить широких межах.

Досліджували пластини $30 \times 250 \times 350$ mm зі сталі 14ХГ2САФД. Поздовжні ривчаки на зразках, виконані механічно, заплавляли в один прохід автоматичним зварюванням під флюсом і ручним електродувом.

Під час автоматичного зварювання під флюсом (АН-43) використали суцільний дріт Св-07ХНЗГМФТЮ діаметром 2,0...4,0 mm, що дало можливість змінювати в досить широкому діапазоні ($10,0 \dots 30,0$ kJ/cm²) погонну енергію зварювання Q_w (варіанти $A_1 - A_3$ у табл. 3). Для ручного дугового зварювання вживали високопродуктивні електроди АНП-6П діаметром 4,0 mm. Погонну енергію зварювання змінювали від 10,0 до 18,6 kJ/cm² (варіанти $P_1 - P_3$ у табл. 3). Зазначимо, що для досліджень обрали зварювальні матеріали, які забезпечують формування швів із мартенситно-бейнітною структурою і механічними властивостями, рівноцінними основному металу.

Узагальнення результатів виявило взаємозв'язок між погонною енергією зварювання та основними параметрами нагрівання-охолодження металу ЗЗ, виконаних автоматично під флюсом і вручну (рис. 4). Виявлено, що залежно від режимів зварювання істотно змінюються умови протікання термічних

циклів. Найвідчутніше погонна енергія зварювання впливає на теплові процеси у високотемпературній області. За підвищення тепловкладення від 10 до 30 kJ/cm^2 і переміщення потужного джерела енергії прямолінійно з постійною швидкістю уздовж осі зразка час перебування металу за температури вищої A_{C3} за критичну, збільшується у 2,5 рази і практично в п'ять разів зростає швидкість охолодження ЗТВ в інтервалі 600...500°C. З подальшим охолодженням температурне поле ЗТВ наближається до сталого квазістаціонарного і залишається незмінним. Тому в низькотемпературній області швидкість охолодження металу ЗТВ також сповільнюється, але менш інтенсивно, ніж у високотемпературній.

Таблиця 3. Режими зварювання зразків

Спосіб зварювання	Позначення	Режими зварювання			η_{eff}	Q_w , kJ/cm	T_{ph} , $^{\circ}\text{C}$
		I_w , A	U_d , V	V_w , m/h			
Автоматичне під флюсом	A ₁	300...310	30...32	30,0	0,9	10,0	20
	A ₂	400...410	32...34	21,0	0,9	20,0	20
	A ₃	540...550	32...34	19,0	0,9	30,0	20
Ручне дугове покритими електродами	P ₁	160...170	24...25	10,0	0,75	10,0	20
	P ₂	220...230	30...32	18,0	0,75	10,0	20
	P ₃	240...250	32...34	12,0	0,75	18,0	20

* Параметри режиму зварювання: η_{eff} – ефективний коефіцієнт корисної дії; Q_w – погонна енергія зварювання.

Рис. 4. Вплив погонної енергії зварювання Q_w на параметри охолодження металу ЗТВ з'єднань з одношаровим наплавленням, виконаним ручним дуговим (1) та автоматичним зварюванням під флюсом (2). (τ'' – час перебування металу ЗТВ вище критичної температури A_{C3} за охолодження ЗТВ в інтервалі температур 800...100°C; $\tau_{8/1}$ – час охолодження металу ЗТВ в інтервалі температур 600...500°C; $W_{6/5}$ – швидкість охолодження металу ЗТВ в інтервалі 600...500°C).

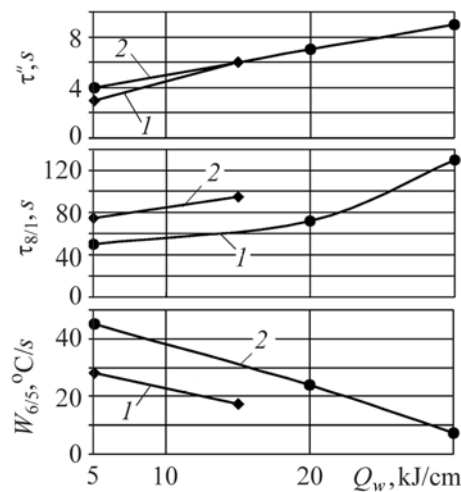


Fig. 4. Effect of heat input, Q_w , of welding on parameters of HAZ metal cooling in joints with a single-layer deposition, made by manual arc (1) and automatic submerged arc welding (2) (τ'' is the time of HAZ metal duration above critical temperature A_{C3} in welded joint cooling; $\tau_{8/1}$ is the time of HAZ metal cooling within the 800...100°C temperature range; $W_{6/5}$ is the rate of HAZ metal cooling within the 600...500°C temperature range).

Залишкові напруження у ЗЗ визначали методом електронної спекл-інтерферометрії [7]. Використали оптичну схему інтерферометра, в якій досліджувану ділянку об'єкта освітлювали симетрично з двох напрямків під однако-

вим кутом. Це дало змогу визначати компоненти вектора переміщень, які характеризують деформацію об'єкта в його площині. Для знаходження залишкових напружень в елементах конструкцій створений малогабаритний спекл-інтерферометр, який можна розташовувати безпосередньо на поверхні об'єкта і контрольовану ділянку освітлювати лазерним променем. Відбита хвиля, яка характеризує початковий стан контрольованої ділянки, за допомогою ССD-камери фіксується в пам'яті комп'ютера. Після пружної релаксації залишкових напружень, яку досягають висвердлюванням ненаскрізного отвору діаметром та глибиною 1...2 мм, фіксується нова відбита хвиля. Після комп'ютерного оброблення інформації про обидві хвилі перед та після локальної пружної релаксації залишкових напружень на моніторі спостерігається інтерференційна картина смуг в околі висвердленого отвору, за якою можна судити про залишкові напруження в контрольованій точці ділянки об'єкта.

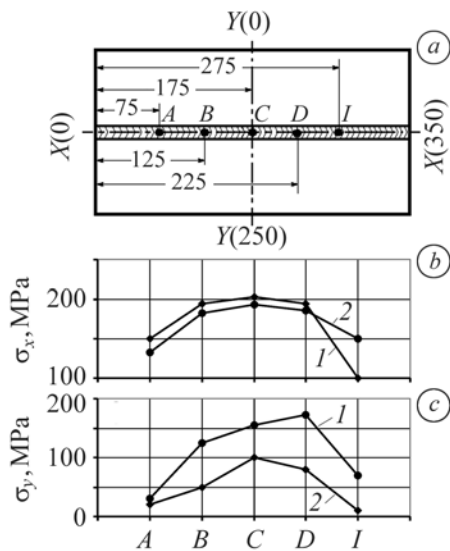


Рис. 5. Схема зразка, на якій точками вказані місця замірів напружень (a), характерний розподіл поздовжніх σ_x (b) і поперечних σ_y (c) напружень вздовж осі шва на лицьовій поверхні ЗЗ з одношаровими наплавленнями ручним дуговим (1) та автоматичним зварюванням під флюсом (2) при $Q_w = 10 \text{ kJ/cm}$.

Fig. 5. A scheme of the specimen with indicated points of stress measurement (a) and typical distribution of longitudinal σ_x (b) and transverse σ_y (c) stresses along the weld axis on the joint surface with a single-layer deposition, made by manual arc (1) and automatic submerged arc welding (2) at $Q_w = 10 \text{ kJ/cm}$.

Встановлено (рис. 5) розподіл напружень на поверхні швів ЗЗ з одношаровим наплавленням, виконаних ручним дуговим і автоматичним зварюванням під флюсом за режимами A_1 і P_1 (табл. 3). Як бачимо, найбільші і поздовжні ($\sigma_x \approx 190 \dots 200 \text{ MPa}$), і поперечні ($\sigma_y \approx 100 \dots 170 \text{ MPa}$) залишкові напруження розтягу формуються в центральній частині зразків. З віддаленням від центра шва до його початку або кінця вони знижуються, різкіше – поперечні. Тому детальніше аналізували розподіл напружень у поперечному перерізі ЗЗ, розташованому на віддалі 175 mm від початку шва. Використовували зразки, виготовлені за різної погонної енергії зварювання: від 10,0 до 30,0 kJ/cm^2 .

Епюри, що характеризують розподіл залишкових напружень у поперечному перерізі ЗЗ з одношаровим наплавленням, виконаних автоматично під флюсом і ручним дуговим зварюванням, подано на рис. 6. Оскільки за одношарового наплавлення розподіл напружень симетричний відносно осі шва, то надалі його наведено тільки для однієї сторони ЗЗ. Отже, рівень залишкових напружень тут істотно залежить від режимів зварювання. Найнижчі залишкові напруження формуються в ЗЗ, виконаних автоматично під флюсом і ручним дуговим способом за мінімального тепловкладення ($Q_w = 10,0 \text{ kJ/cm}^2$). У поперечному напрямку МШ знаходиться під дією залишкових напружень розтягу. Напруження σ_y тут не перевищують 200 MPa. Близькі за значенням ($\sigma_y \approx 180 \text{ MPa}$) максимальні напруження розтягу і у металі ЗТВ з'єднань, ви-

конаних автоматично під флюсом, на відстані 2,0...3,0 mm від межі шва (рис. 6а, крива 1). У зразках, що зварювали покритими електродами, поперечні напруження в ЗТВ вищі ($\sigma_y \approx 300$ МПа; рис. 6с, крива 4), ніж за автоматичного під флюсом. Це, очевидно, зумовлено тривалішим перебуванням металу ЗТВ при температурах, вищих, ніж у точці Ас₃ (відповідно $\tau'' \approx 4,0$ і 3,0 s).

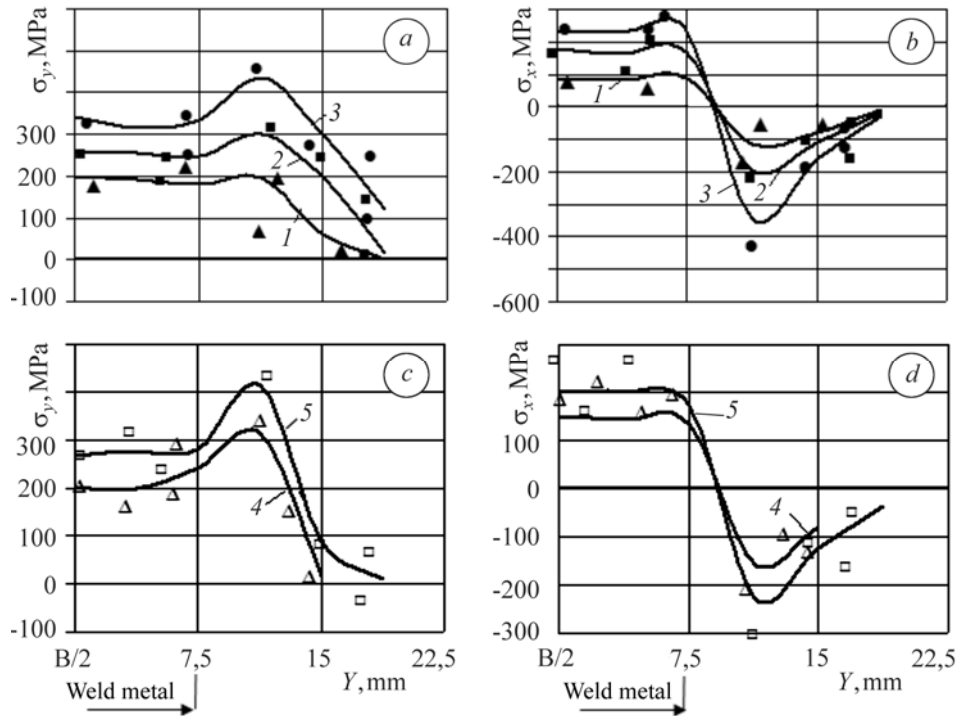


Рис. 6. Розподіл поперечних σ_y (a, c) і поздовжніх σ_x (b, d) залишкових напружень у поперечному перерізі центральної частини зразків з одношаровим наплавленням, виконаним автоматичним під флюсом (a, b) та ручним дуговим зварюванням (c, d):

1 – А1 (▲); 2 – А2 (■); 3 – А3 (●); 4 – Р1 (△); 5 – Р3 (□).

Параметри режимів А1, А2, А3, Р1, Р3 – розшифровано в табл. 3.

Fig. 6. Distribution of transverse σ_y (a, c) and longitudinal σ_x (b, d) residual stresses in transverse cross-section of the middle part of specimens with a single-layer deposition made by automatic submerged (a, b) and manual arc welding (c, d):

1 – A1 (▲); 2 – A2 (■); 3 – A3 (●); 4 – M1 (△); 5 – M3 (□).

A1, A2, M1, M3 – parameters of regimes are given in Table 3.

З підвищенням погонної енергії зварювання від 10,0 до 30,0 kJ/cm^2 залишкові напруження розтягу збільшуються на всіх ділянках ЗЗ. У МШ – орієнтовно в 1,5 рази, а в ЗТВ – у 2 рази (рис. 6а, с). Час τ'' при $Q_w = 30,0 \text{ kJ/cm}^2$ також зріс більше ніж удвічі (див. рис. 4).

У поздовжньому відносно осі зразка напрямку в МШ за мінімальної погонної енергії формуються відносно невисокі залишкові напруження розтягу ($\sigma_x \approx 100...150$ МПа), а в ЗТВ – напруження стиску $\sigma_x \approx -110...-150$ МПа (рис. 6b, d, криві 1 і 4). З підвищенням тепловкладення їх рівень і у МШ, і в ЗТВ збільшується. Напруження σ_x зростають пропорційно до Q_w і можуть досягати в МШ 240 МПа, а в ЗТВ становлять 350 МПа.

Неоднакову чутливість МШ і ЗТВ до впливу погонної енергії зварювання на залишкові напруження можуть зумовлювати різні обсяги структурних

перетворень у МШ і ЗТВ, а також різна ширина зони пластичної деформації b_p . Згідно з літературними даними [8], ширину зони термопластичності для низьковуглецевих сталей визначає ізотерма $T = 600^\circ\text{C}$, оскільки тоді $\sigma_{0,2} \approx 0$. Для високоміцної сталі ця температура значно вища ($T = 760^\circ\text{C}$), тому зона b_p буде вужча, ніж у звичайних низьковуглецевих сталях.

Отже, узагальнені результати, наведені на рис. 6, свідчать, що для досягнення мінімальних залишкових напружень у ЗЗ високоміцних сталей режими їх зварювання необхідно обмежувати. Встановлено також, що крім погонної енергії зварювання, на формування залишкових напружень у таких ЗЗ впливають умови їх нагрівання–охолодження, зокрема, час перебування металу досліджуваної ділянки при температурі, вищій, ніж у точці A_{C3} . Збільшення часу τ за відповідних значень Q_w сприяє росту напружень розтягу у металі ЗТВ зварних з'єднань.

РЕЗЮМЕ. С использованием комплекса “GLEEBLE-3800” экспериментально исследована динамика изменения предела текучести металла зоны термического влияния (ЗТВ) высокопрочных сталей при различных скоростях охлаждения сварных соединений. Экспериментальными и расчетными методами определено влияние погонной энергии и термических циклов сварки на формирование остаточных напряжений в сварных соединениях высокопрочных сталей с различными химическим составом и свойствами. Установлена зависимость между остаточными напряжениями и режимами тепловложения, временем пребывания металла ЗТВ при температуре выше точки A_{C3} .

SUMMARY. Using the “GLEEBLE-3800” complex the experimental investigations of the dynamics in change of yield strength of the heat-affected zone (HAZ) metal of high-strength steels at different cooling rates of the welded joints were performed. Experimental and calculated methods were used to determine the effect of heat input and thermal cycles of welding on the formation of residual stresses in welded joints of high-strength steels of different chemical composition and properties. The relationship between the residual stresses and conditions of heat input and HAZ metal duration at temperatures above point A_{C3} was established.

1. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 248 с.
2. Структурные превращения при сварке стали 08Х4Н2М и свойства сварных соединений / В. Ф. Мусияченко, Л. И. Миходуй, С. Л. Жданов и др. // Автомат. сварка. – 1989. – № 2. – С. 53–57.
3. Довженко В. А., Малевский Ю. Б., Васильев В. Г. Кинетика превращения аустенита в стали 12ГН2МФАЮ при сварочном термическом цикле // Там же. – 1976. – № 11. – С. 4–6.
4. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
5. Особенности протекания термомодеформационных процессов при дуговой сварке высокопрочных сталей / Л. М. Лобанов, Л. И. Миходуй, В. Г. Васильев и др. // Автомат. сварка. – 1999. – № 3. – С. 3–11.
6. Металлография железа. Т. 1: Основы металлографии / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1972. – 246 с.
7. Методика определения остаточных напряжений в сварных соединениях и элементах конструкций с использованием электронной спекл-интерферометрии / Л. М. Лобанов, В. А. Пивторак, В. В. Савицкий, Г. И. Ткачук // Автомат. сварка. – 2006. – № 1. – С. 25–30.
8. Винокуров В. А., Григорьянц А. Г. Теория сварочных деформаций и напряжений. – М.: Машиностроение, 1984. – 279 с.

Одержано 15.12.2008