

PACS numbers: 06.60.Vz, 62.20.M-, 68.37.Hk, 68.37.Lp, 81.20.Vj, 81.70.Bt, 89.20.Bb

Структура та фізико-механічні властивості високоміцної низьковуглецевої сталі Alform 620M за імітації термічних циклів зварювання

**Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков, О. М. Берднікова,
Т. О. Алексеєнко, С. Л. Жданов, Є. В. Половецький**

*Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України,
вул. Казимира Малевича, 11,
03150 Київ, Україна*

У роботі представлено результати експериментальних досліджень структури та фазового складу основного металу та металу зони термічного впливу (ЗТВ) модельних зразків високоміцної низьковуглецевої сталі Alform 620M в умовах різних швидкостей охолодження ($W_{6/5}$) з використанням комплексу методів дослідження, що включають світлову, сканувальну та просвічувальну електронну мікроскопію. Метою роботи було вивчення на всіх структурних рівнях (від зеренного до дислокаційного) впливу структурно-фазового складу металу зони термічного впливу на його фізико-механічні властивості залежно від технологічних параметрів дугового зварювання ($W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$, $12^\circ\text{C}/\text{с}$ та $25^\circ\text{C}/\text{с}$), а також умов подальшої експлуатації (зовнішнього статичного та динамічного навантаження). Досліджено структурно-фазові характеристики — розмір зеренної, субзеренної структури, розподіл фазових виділень, особливості зон крихкого та в'язкого руйнування, характер розподілення густини дислокацій в металі ЗТВ модельних зразків. Комплексні дослідження дозволили оцінити диференційний внесок окремих структурно-фазових складових, що формуються за різних режимів зварювання, в оптимізацію найбільш зна-

Corresponding author: Valeriy Dmytrovych Pozniakov
E-mail: paton39@ukr.net

*E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,
11 Kazymyr Malevych Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine*

Citation: G. M. Hryhorenko, V. D. Pozniakov, O. M. Berdnikova, T. O. Alekseenko, S. L. Zhdanov, and Ye. V. Polovetskiy, Structure and Physical-Mechanical Properties of High-Strength Low-Carbon Steel Alform 620M under Simulate of Welding Thermal Cycles, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 8: 1119–1134 (2020) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.42.08.1119](https://doi.org/10.15407/mfint.42.08.1119).

чущих для експлуатаційних умов механічних характеристик зварних з'єднань. Дослідженнями показано, що основний метал високоміцної сталі Alform 620M має дрібнозернисту бейнітну структуру за рівномірного розподілу густини дислокацій та відсутності крихкого руйнування, що забезпечує високий рівень механічних властивостей (міцність, пластичність) та тріщиностійкості металу. У модельних зразках сталі зі збільшенням швидкості охолодження від $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$ до $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$ структурний склад металу змінюється зі зростанням кількості нижнього бейніту та диспергуванням структурних складових за рівномірного розподілу густини дислокацій. Встановлено оптимальний режим швидкості охолодження ($W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$), який з точки зору структури та фазового складу забезпечує найвищий рівень механічних властивостей і тріщиностійкості металу зварних з'єднань високоміцної сталі Alform 620M.

Ключові слова: високоміцна сталь, імітація зварювання, швидкість охолодження, зона термічного впливу, механічні властивості, мікроструктура, густина дислокацій.

The results of experimental studies of the structure and phase composition of the base metal and metal of the heat affected zone (HAZ) of model samples of high-strength low-carbon steel Alform 620M in conditions of various cooling rates ($W_{6/5}$) are presented, using a set of research methods including light, scanning and transmission electron microscopies. The goal is to study the influence of the structural and phase composition of the heat affected zone metal on its physical and mechanical properties, depending on the technological parameters of arc welding ($W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{s}$, $12^\circ\text{C}/\text{s}$ and $25^\circ\text{C}/\text{s}$) at all structural levels (from grain to dislocation), as well as conditions for further operation (external static and dynamic load). Structural-phase characteristics are investigated—grain and sub-grain structure size, phase separation distribution, features of brittle and ductile fracture zones, distribution patterns of dislocation density in HAZ metal models. Comprehensive studies have made it possible to evaluate the differential contribution of certain structural-phase components that are formed under various welding modes, in optimizing the most important for operating conditions of mechanical characteristics of welded joints. Studies have shown that the base metal of high-strength Alform 620M steel has a fine-grained bainite structure with homogeneously distributed dislocation density and a lack of fragile destruction, which provides a high level of mechanical properties (strength, plasticity) and crack resistance of the metal. In model steel samples, when the cooling rate increases from $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{s}$ to $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{s}$, the structural composition of the metal changes with an increase in the amount of lower bainite and dispersion of the structural components with homogeneous distribution of dislocation density. The optimum mode of cooling ($W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{s}$) is revealed, which, in point of view of the structure and phase composition, provides the highest level of mechanical properties and crack resistance of the Alform 620M high-strength steel welded joints.

Key words: high-strength steel, simulation of welding, cooling rate, heat affected zone, mechanical properties, microstructure, dislocation density.

(Отримано 11 липня 2019 р.; остаточн. варіант — 9 квітня 2020 р.)

1. ВСТУП

Нині відповідальні конструкції тривалого та спеціального призначення виготовляють з високоміцних сталей [1–12]. Відомо, що на механічні властивості зварних з'єднань високоміцних сталей та опір утворенню холодних тріщин впливає структура металу швів та зони термічного впливу (ЗТВ) з'єднань [13–17]. У даний час досить добре вивчено процеси структуроутворення в металі ЗТВ зварних з'єднань під впливом термічних циклів зварювання [18–25]. Одержано численні експериментальні дані про те, як змінюється структура металу швів і ЗТВ зварних з'єднань сталей з межею плинності до 600 МПа (10Г2ФБ, 17Х2М та ін.) залежно від швидкості їх охолодження, жорсткості закріплення, легування металу швів, а також під впливом зовнішнього навантаження. На базі структурно-аналітичних оцінок авторами зроблено прогноз можливих шляхів підвищення міцності зварних з'єднань, а також їхньої тріщиностійкості за рахунок забезпечення певного фазового складу та параметрів структури, що формується.

Однак в сучасній промисловості та техніці застосовують високоміцні сталі з межею плинності понад 600 МПа, які мають високий рівень ударної в'язкості, пластичності та опір крихкому руйнуванню. До того ж для сталей такого типу недостатньо вивчено вплив режимів дугового зварювання на структуру та механічні властивості металу зварних з'єднань, зварювання яких здійснюють в умовах жорсткого закріплення.

Одну з проблем розробки технологій зварювання досі не з'ясовано, а саме, які структурно-фазові фактори і параметри структур, що формуються, впливають на поліпшення механічних властивостей та забезпечення тріщиностійкості зварних з'єднань, на які структури орієнтуватися з точки зору експлуатаційної надійності одержуваних з'єднань. Для того, щоб оцінити роль структури, необхідні дослідження на всіх структурних рівнях (від зеренного до дислокаційного). Необхідні дослідження найбільш значущих для експлуатаційних властивостей структурних показників: фазового складу, вмісту легувальних елементів, розміру зеренної та субзеренної структури, що формуються, і що дуже важливо — характеру розподілу густини дислокацій. Великого значення одночасно набувають дослідження впливу структурних факторів на тріщиностійкість з'єднань високоміцних сталей в умовах зовнішнього навантаження, що також вказує на необхідність проведення запропонованих досліджень на всіх структурних рівнях.

Тому метою цієї роботи є вивчення на всіх структурних рівнях

закономірностей впливу структурно-фазового складу металу ЗТВ високоміцної сталі на експлуатаційну надійність залежно від технологічних параметрів дугового зварювання (швидкості охолодження, $W_{6/5}$) за імітації термічних циклів зварювання, а також умов зовнішнього статичного та динамічного навантаження.

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1. Матеріали досліджень

Роботу виконували на зразках високоміцної низьковуглецевої сталі Alform 620M (0,08% C; 0,38% Cr; 2,0% Mn; 0,02% Ni; 0,21% Mo; 0,01% V; 0,37% Si; 0,043% Nb; 0,027% Al; 0,0175% Ti; 0,005% P та 0,01% S).

За даними компанії Voestalpine Grobblech GmbH (дочірня компанія voestalpine Stahl GmbH, що базується в Лінці/Австрія, www.voestalpine.com/grobblech) сталь Alform 620M — це сталь нового покоління для створення зварних конструкцій, що працюють в умовах динамічного і змінного навантаження. Сталь Alform 620M поставляється у стані, якого набуває після контрольованого вальцювання і пришвидшеного охолодження. Дана сталь за товщини листового прокату $\delta \leq 50$ мм характеризується наступними механічними властивостями: підвищеними характеристиками міцності $\sigma_t > 620$ МПа, $\sigma_b = 700\text{--}890$ МПа (випробування на розтяг згідно з EN 10002 на поперечних зразках); високою пластичністю ($\delta_5 = 23\%$) і ударною в'язкістю ($KCV > 34$ Дж/см², випробування на вигин відповідно до EN 10045 для поздовжніх зразків Charpy-V за температури -40°C). Механічні властивості листової сталі Alform 620M відповідають стандарту EN 10025-6 для сталі марки S620QL. Високі механічні властивості даної сталі забезпечує дрібнозерниста структура, одержана контрольованою прокаткою і подальшим пришвидшеним охолодженням. Дана сталь має переважно бейнітну структуру [20].

2.2. Імітація термічних циклів зварювання

На модельних зразках-імітаторах під впливом термічних циклів зварювання одержано імітацію зони термічного впливу нагріванням та охолодженням за режимів, які застосовують для реальних зварних з'єднань.

Імітацію проводили на установці МСР-75, яку розроблено в Інституті електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України. Для цього з листового прокату (товщиною 16 мм) сталі Alform 620M було виготовлено зразки двох типів: розміром $120 \times 12 \times 12$ мм (для ме-

ханічних випробувань) та 120×12×2 мм (для структурних досліджень). Спочатку зразки нагрівали струмом, що проходив через них, зі швидкістю 150°C/с до температури 1230–1250°C, що відповідає умові нагрівання металу в зоні термічного впливу, а потім охолоджували у потоці інертного газу (аргону). Швидкість охолодження регулювали за рахунок зміни витрат газу в інтервалі температур найменшої стійкості аустеніту 600–500°C ($W_{6/5}$). За критерій термічного циклу зварювання приймали швидкість охолодження металу $W_{6/5} = 3, 12$ та 25°C/с. Швидкість нагрівання та охолодження зразків контролювали хромель-алюмінієвою термопарою. У подальшому досліджували ділянку ЗТВ з максимальною температурою нагрівання, що вище температури росту зерна (1230–1250°C) — ділянку перегріву, відповідно ділянці ЗТВ у зварних з'єднаннях.

2.3. Механічні випробування

Для випробування на статичний розтяг зі сталі механічним способом виготовляли зразки типу II відповідно до ГОСТ 6996-96 (по три зразки на кожну швидкість охолодження). Випробування на ударну в'язкість виконували за ГОСТом 6996-66 (тип IX).

За результатами механічних випробувань основного металу та модельних зразків сталі Alform 620M встановлено (табл. 1), що найви-

ТАБЛИЦЯ 1. Механічні властивості основного металу (ОМ) і модельних зразків сталі Alform 620M.

TABLE 1. Mechanical properties of the base metal (OM) and model steel samples Alform 620M.

Режим	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_5	ψ	$KCV, \text{Дж/см}^2$		
	МПа		%		$T_{\text{вип}} = +20^\circ\text{C}$	$T_{\text{вип}} = -20^\circ\text{C}$	$T_{\text{вип}} = -40^\circ\text{C}$
ОМ	667	716	23,8	77,3	340,0	325,0	286,4
					343,9	350,6	302,6
					341,9	313,9	332,8
3	555,0	721,5	19,7	75,0	24,3	12,6	11,7
					18,2	15,9	17,9
					21,2	30,0	13,4
$W_{6/5},$ °C/с	12	763,9	21,3	76,7	341,0	46,9	40,0
					343,0	25,8	22,5
					343,0	112,3	18,8
25	578,9	789,0	21,3	76,8	341,0	336,0	79,7
					338,0	266,3	154,6
					338,0	336,7	49,3

щим тимчасовим опором (σ_B) та межею плинності ($\sigma_{0,2}$) характеризуються модельні зразки, виконані за $W_{6/5} = 12^\circ\text{C}/\text{с}$ та $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$, що на 10% більше, ніж для основного металу. Деяко менші значення σ_B характерні для $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$. До того ж, показники пластичності (δ_5 , ψ) для всіх швидкостей охолодження знаходяться приблизно на одному рівні. Результати випробувань зразків на ударний вигин за температур випробувань $T_{\text{вип}} = +20, -20, -40^\circ\text{C}$ показали, що низькі значення ударної в'язкості ($KCV_{-40^\circ\text{C}} = 11,7\text{--}13,4 \text{ Дж/см}^2$) спостерігаються для модельних зразків, які виконано за $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$. Найвищими значеннями $KCV_{-40^\circ\text{C}} = 286,4\text{--}332,3 \text{ Дж/см}^2$ та $KCV_{-40^\circ\text{C}} = 49,3\text{--}154,6 \text{ Дж/см}^2$ відрізняються зразки основного металу та модельні зразки, одержані за $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$, відповідно. Таким чином, з результатів механічних випробувань видно, що режими термічних циклів зварювання впливають на механічні властивості зварних з'єднань, що пов'язано з особливостями структури, що формується.

2.4. Методики експерименту

Структурно-фазові характеристики — розмір зеренної, субзеренної структури, розподіл фазових виділень, особливості зон крихкого та в'язкого руйнування, характер розподілення густини дислокацій у металі ЗТВ модельних зразків вивчали на всіх структурних рівнях за допомогою комплексу експериментальних методів сучасного фізичного металознавства, включно з оптичною металографією (мікроскопи «Versamet-2», «Neophot-32»), аналітичною растровою (SEM-515, фірми PHILIPS) та трансмісійною електронною мікроскопією (ТЕМ) (JEM-200CX, фірми JEOL). Мікротвердість металу вимірювали на мікротвердомірі М-400 фірми «Лесо» за навантажень 0,1 кг.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

На першому етапі експериментальних досліджень вивчено структурно-фазовий склад основного металу сталі Alform 620М та його зміну під впливом статичних та динамічних випробувань. Під час металографічних досліджень (рис. 1) вивчено структури: бейніту верхнього (B_B) та нижнього (B_H), їхні параметри — розмір пакетів (D_n), а також відповідні значення мікротвердості (HV).

Для основного металу сталі Alform 620М у стані термомеханічної прокатки у разі швидкого охолодження встановлено, що структура складається з бейніту нижнього та верхнього з мікротвердістю $HV(B_H) = 2800\text{--}2900 \text{ МПа}$ та $HV(B_B) = 2680\text{--}2800 \text{ МПа}$, коли розміри пакетів $D_n(B_H) = 5\text{--}35 \text{ мкм}$ та $D_n(B_B) = 5\text{--}40 \text{ мкм}$ (рис. 1, а).

Детальними дослідженнями тонкої структури основного металу

Alform 620M показано, що в основному металі формується переважно структура бейніту нижнього, якщо кількість бейніту верхнього та відпущеного мартенситу невеликі. Розмір рейок бейнітних складових: $h_p(B_n) = 0,4-0,8$ мкм (рис. 2, *а*), $h_p(B_v) = 0,4-0,9$ мкм (рис. 2, *б*) та відпущеного мартенситу — $h_p(M_{від}) = 0,7-1,0$ мкм (рис. 2, *в*). Розподілення густини дислокацій (ρ) рівномірне за $\rho = (3-4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Таким чином, основний метал має дрібнозернисту бейнітну структуру за рівномірного розподілу густини дислокацій та відсутності крихкого руйнування, яка забезпечує високий рівень механічних властивостей (міцність, пластичність) та тріщиностійкості металу.

Дослідженнями зламів основного металу сталі Alform 620M після динамічних випробувань на ударний вигин за різних температур

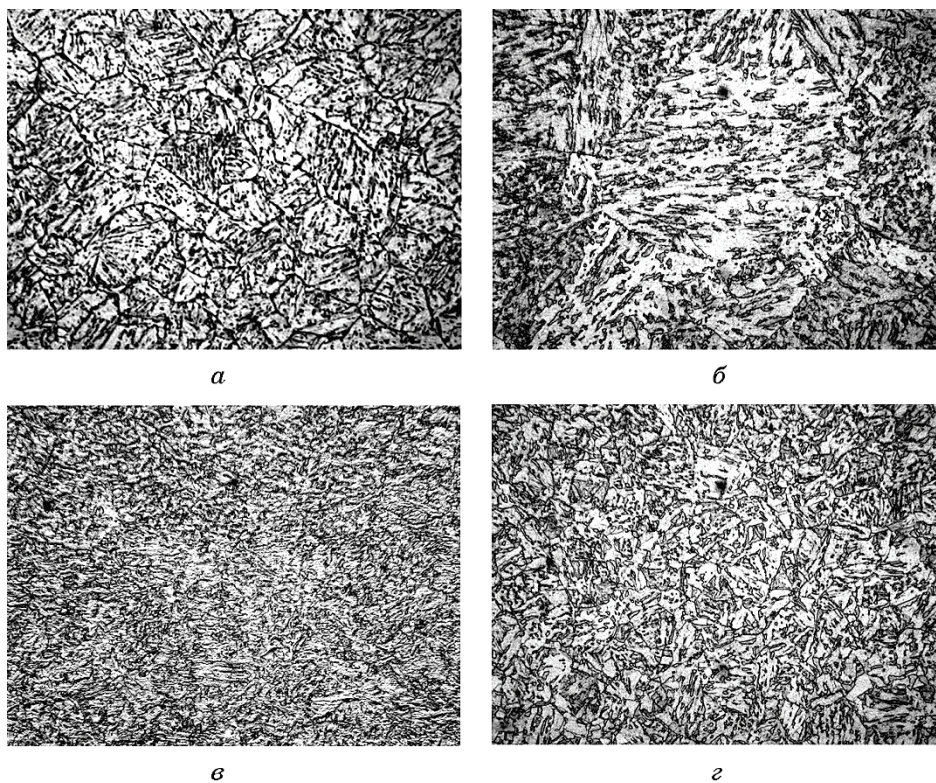


Рис. 1. Мікроструктура основного металу (*а*) та ЗТВ модельних зразків сталі Alform 620M, що охолоджені за різних швидкостей ($W_{6/5}$): $W_{6/5} = 3^\circ\text{C/c}$ (*б*), $W_{6/5} = 12^\circ\text{C/c}$ (*в*), $W_{6/5} = 25^\circ\text{C/c}$ (*г*), $\times 1000$.

Fig. 1. The microstructure of the base metal (*a*) and HAZ of model samples of steel Alform 620M, which is cooled at various rates ($W_{6/5}$): $W_{6/5} = 3^\circ\text{C/c}$ (*б*), $W_{6/5} = 12^\circ\text{C/c}$ (*в*), $W_{6/5} = 25^\circ\text{C/c}$ (*г*), $\times 1000$.

($T_{\text{вищ}} = +20, -20, -40^\circ\text{C}$) проводили по зонам зламів: I — зона біля надрізу, II — зона магістрального руйнування, III — зона доламування. Для всіх досліджуваних зламів руйнувань зоні доламування III характерне в'язке руйнування у присутності як дрібних ямок ($d_{\text{я}} = 1,5\text{--}7\text{ мкм}$), так і крупних ($d_{\text{я}} = 20\text{--}60\text{ мкм}$).

За $T_{\text{вищ}} = +20^\circ\text{C}$ по всім зонам зламу характер руйнування в'язкий, рис. 4, в. У зоні I у надрізі спостерігаються поодинокі вторинні тріщини розміром 20–100 мкм. У випадку зниження $T_{\text{вищ}}$ до -20°C (рис. 4, а–в) та $T_{\text{вищ}}$ до -40°C (рис. 4, з–е) у зоні I характер руйнувань

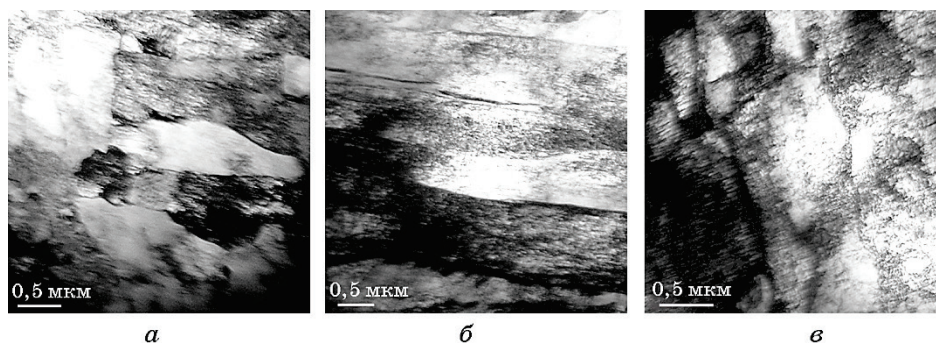


Рис. 2. Тонка структура основного металу сталі Alform 620M: а — нижнього бейніту ($\times 25000$), б — верхнього бейніту ($\times 22000$), в — мартенситу ($\times 25000$).

Fig. 2. The fine structure of the base metal of Alform 620M steel: а—lower bainite ($\times 25,000$), б—upper bainite ($\times 22,000$), в—martensite ($\times 25,000$).

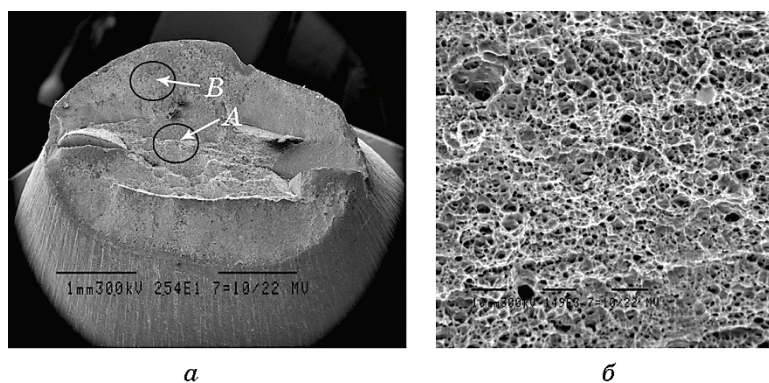


Рис. 3. Загальний вигляд (а, $\times 25$) зразка сталі Alform 620M із зонами руйнування (А, В) у випадку статичних випробувань та в'язкого характеру руйнування (б, $\times 1490$).

Fig. 3. General view (а, $\times 25$) of an Alform 620M steel fracture sample with fracture zones (А, В) under static tests and ductile fracture pattern (б, $\times 1490$).

переважно в'язкий (рис. 4, *а* і *з*) з невеликою часткою квазікрихкого руйнування (рис. 4, *б* і *д*). У цій зоні спостерігаються вторинні тріщини розміром 20–200 мкм. У разі переходу до зони магістрального руйнування II переважає в'язке руйнування, але збільшується об'ємна частка квазікрихкого руйнування зі збільшенням розмірів вторинних тріщин (рис. 3, *в* і *е*).

Таким чином, для основного металу сталі Alform 620M після динамічних випробувань на ударний вигин показано, що у випадку переходу від $T_{\text{вип}} = +20^\circ\text{C}$ до $T_{\text{вип}} = -20^\circ\text{C}$ та $T_{\text{вип}} = -40^\circ\text{C}$ об'ємна частка в'язкого характеру руйнування зменшується незначно (до 90–95% та 80–95%). Водночас спостерігаються поодинокі вторинні тріщини, але в'язкий тип руйнування превалює, що забезпечує високу тріщиностійкість металу.

Наступні дослідження структури та фазового складу металу ЗТВ проводили на модельних зразках сталі Alform 620M в умовах різ-

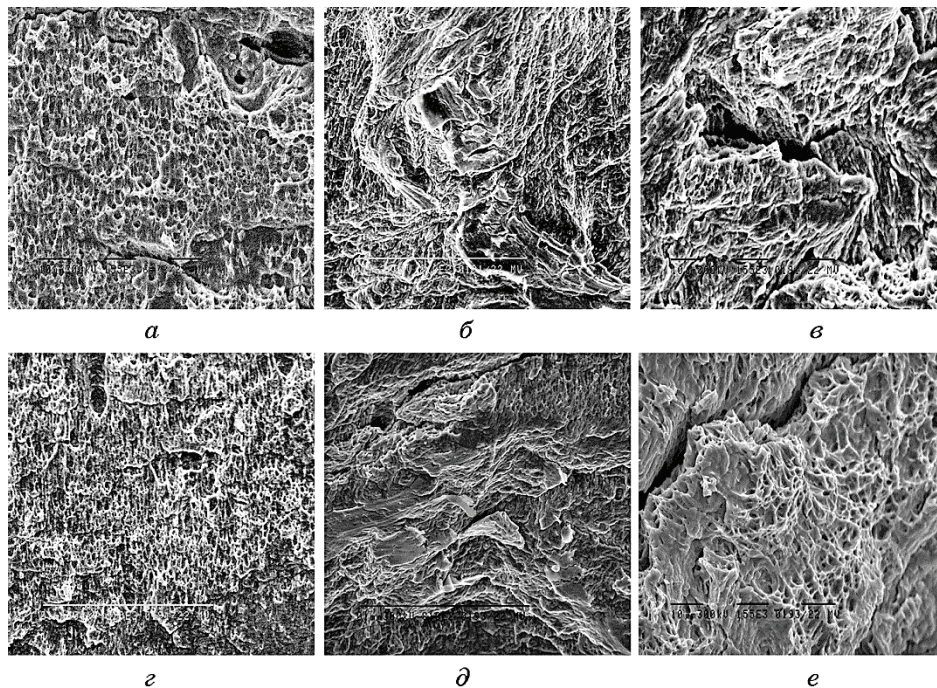


Рис. 4. Характер руйнування по зонам зламів основного металу сталі Alform 620M: *а* ($\times 1550$), *б*, *з*, *д* ($\times 880$) — біля надрізу (I); *в*, *е* ($\times 1550$) — магістральної тріщини (II) за різних температур випробувань (*а–в* — $T_{\text{вип}} = -20^\circ\text{C}$; *з–е* — $T_{\text{вип}} = -40^\circ\text{C}$).

Fig. 4. The nature of fracture by zones of fractures of the base metal of Alform 620M steel: *a* ($\times 1550$), *б*, *з*, *д* ($\times 880$)—at the notch (I); *в*, *е* ($\times 1550$)—main crack (II) at various test temperatures (*а–в*— $T_{\text{вип}} = -20^\circ\text{C}$; *з–е*— $T_{\text{вип}} = -40^\circ\text{C}$).

них швидкостей охолодження ($W_{6/5} = 3, 12$ та $25^\circ\text{C}/\text{с}$). Для зразка зі швидкістю охолодження $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$ в ділянці перегріву (рис. 1, б) встановлено, що структура складається з бейніту нижнього та верхнього з мікротвердістю $HV(\text{Б}) = 2210\text{--}2360$ МПа, коли розміри пакетів $D_{\text{п}} = 40\text{--}60$ мкм. Зі збільшенням швидкості охолодження до $W_{6/5} = 12^\circ\text{C}/\text{с}$ в ділянці перегріву (рис. 1, в) формується також бейнітна структура з мікротвердістю $HV(\text{Б}) = 2360\text{--}2540$ МПа та розміром пакетів $D_{\text{п}} = 15\text{--}25$ мкм. За максимальної швидкості охолодження $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$ у ділянці перегріву (рис. 1, г) структура також бейнітна з мікротвердістю $2360\text{--}2720$ МПа та $D_{\text{п}} = 5\text{--}15$ мкм.

Таким чином, металографічними дослідженнями показано, що зі збільшенням швидкості охолодження від $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$ до $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$ структурно-фазовий склад металу модельних зразків сталі Alform 620М не змінюється (бейнітна структура), але значно подрібнюється зеренна структура та збільшується мікротвердість.

Дослідженнями тонкої структури модельного зразка за $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$ показано, що під час формування переважно структури бейніту верхнього з шириною рейок $h_{\text{р}}(\text{Б}_\text{в}) = 0,8\text{--}1,9$ мкм, густина дислокацій $\rho = (3\text{--}8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 5, а-в). Водночас розмір фрагментів нижнього бейніту складає $d_{\text{с}}(\text{Б}_\text{н}) = (0,7\text{--}1,0) \times (0,7\text{--}1,5)$ мкм (рис. 5, в).

Для модельного зразка за $W_{6/5} = 12^\circ\text{C}/\text{с}$ встановлено, що формується переважно структура бейніту нижнього з розміром фрагментів $d_{\text{с}}(\text{Б}_\text{н}) = (0,5\text{--}0,7) \times (0,7\text{--}1,3)$ мкм, густина дислокацій $\rho = (3\text{--}6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 5, г-е). Розмір рейок верхнього бейніту складає $h_{\text{р}}(\text{Б}_\text{в}) = 0,7\text{--}1,5$ мкм (рис. 5, е).

За $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$ у структурі формується переважно бейніт нижній з розміром фрагментів $d_{\text{с}}(\text{Б}_\text{н}) = (0,4\text{--}0,85) \times (0,6\text{--}1,2)$ мкм, густина дислокацій $\rho = (3\text{--}5) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 6, є-з). Ширина рейок верхнього бейніту $h_{\text{р}}(\text{Б}_\text{в}) = 0,4\text{--}1,1$ мкм (рис. 5, з).

Таким чином, у результаті досліджень тонкої структури показано, що зі збільшенням швидкості охолодження (від $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$ до $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$) структурний склад металу змінюється — збільшується кількість нижнього бейніту в разі подрібнення рейкової структури. Густина дислокацій у структурних складових змінюється незначно, але найбільш рівномірний її розподіл у структурі нижнього бейніту, об'ємна частка якого переважає за $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$. Найбільші градієнти густини дислокацій спостерігаються за $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$, що може негативно впливати на тріщиностійкість металу [13–16].

Після випробувань на ударний вигин ($T_{\text{вип}} = +20, -20$ та -40°C) модельних зразків сталі Alform 620М, охолоджених за різних швидкостей фрактографічними дослідженнями, встановлено наступне. У разі $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$ $T_{\text{вип}} = +20, -20$ та -40°C (рис. 6, а-в) показано, що у ділянці І тип руйнування в'язкий (рис. 6, а). Розмір цієї ділянки складає $50\text{--}120$ мкм, 30 та 50 мкм відповідно.

Під час переходу у ділянку II характер руйнування крихкий у присутності вторинних тріщин довжиною 10–400 мкм ($T_{\text{виц}} = +20^\circ\text{C}$), 20–100 мкм ($T_{\text{виц}} = -20^\circ\text{C}$) та 10–150 мкм ($T_{\text{виц}} = -40^\circ\text{C}$)

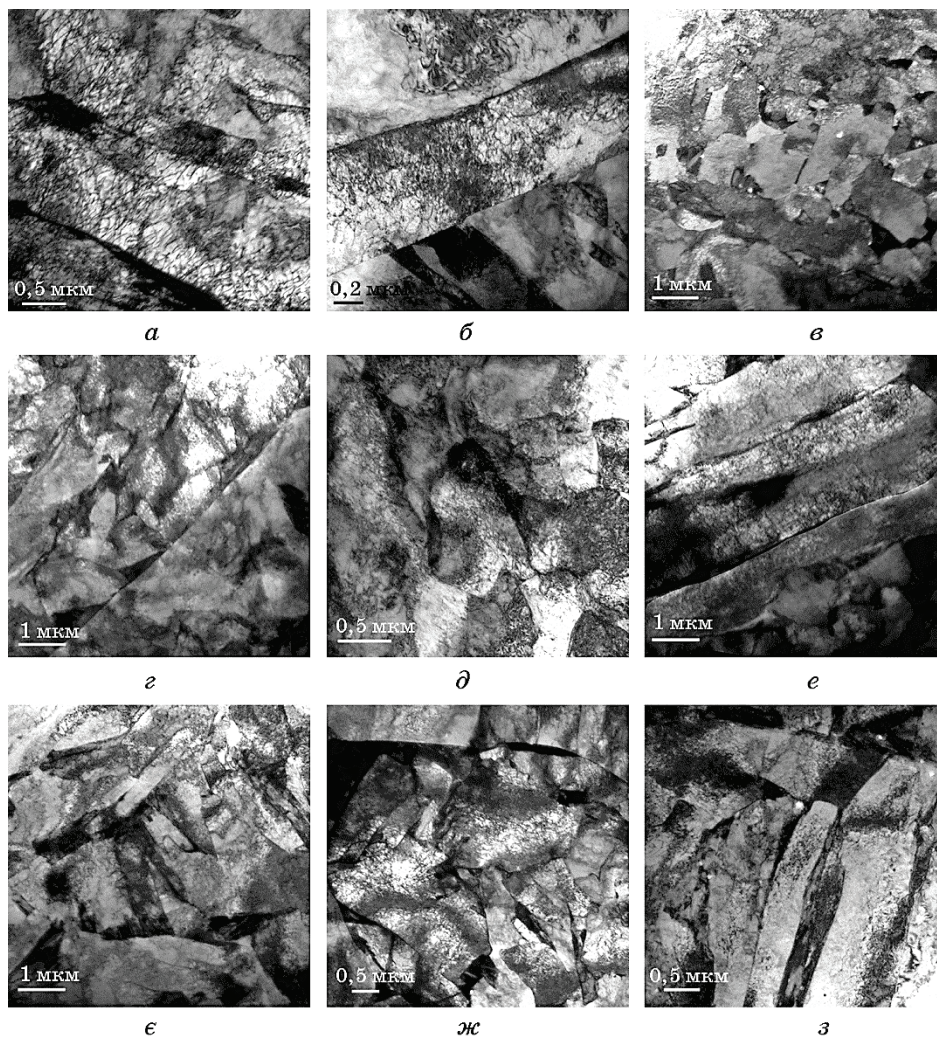


Рис. 5. Тонка структура верхнього бейніту (*а*, $\times 22000$; *б*, $\times 35000$; *в*, $\times 11000$; *г*, $\times 18000$) та нижнього бейніту (*є*, $\times 11000$; *д*, $\times 11000$; *е*, $\times 11000$; *ж*, $\times 14000$) у металі сталі Alform 620M за різних швидкостей охолодження: *а-в* — $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$; *г-е* — $W_{6/5} = 12^\circ\text{C}/\text{с}$; *є-з* — $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$.

Fig. 5. The fine structure of the upper bainite (*a*, $\times 22000$; *б*, $\times 35000$; *в*, $\times 11000$; *г*, $\times 18000$) and lower bainite (*є*, $\times 11000$; *д*, $\times 11000$; *е*, $\times 11000$; *ж*, $\times 14000$) in the metal of Alform 620M steel at various cooling rates: *а-в* — $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$; *г-е* — $W_{6/5} = 12^\circ\text{C}/\text{с}$; *є-з* — $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$.

(рис. 6, б).

У ділянці ІІІ, розміром 175–400 ($T_{\text{виш}} = +20^\circ\text{C}$), 200 мкм ($T_{\text{виш}} = -20^\circ\text{C}$) та 100 мкм ($T_{\text{виш}} = -40^\circ\text{C}$), в'язкий тип руйнування (рис. 6, в).

Таким чином, за від'ємних температур випробувань у зразках

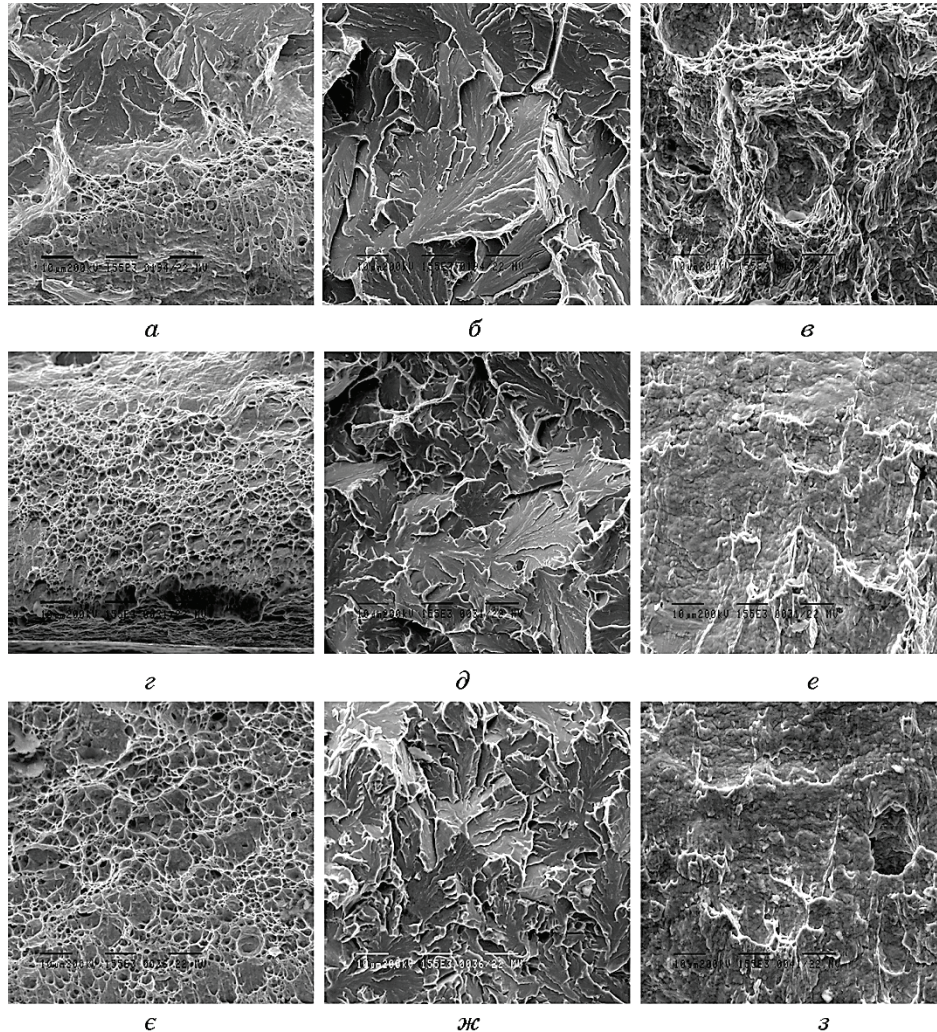


Рис. 6. Мікроструктура поверхні руйнування модельних зразків сталі Alform 620M за $T_{\text{виш}} = -40^\circ\text{C}$ по зонам І (*а, г, є*); ІІ (*б, д, ж*); ІІІ (*в, е, з*) за різних швидкостей охолодження: *а-в* — $W_{6/5} = 3^\circ\text{C/c}$; *г-е* — $W_{6/5} = 12^\circ\text{C/c}$; *є-з* — $W_{6/5} = 25^\circ\text{C/c}$, $\times 1550$.

Fig. 6. The microstructure of the fracture surface of model samples of Alform 620M steel at $T_{\text{виш}} = -40^\circ\text{C}$ in zones І (*a, g, e*); ІІ (*b, d, zh*); ІІІ (*v, e, z*) at various cooling rates: *a-v* — $W_{6/5} = 3^\circ\text{C/c}$; *g-e* — $W_{6/5} = 12^\circ\text{C/c}$; *e-z* — $W_{6/5} = 25^\circ\text{C/c}$, $\times 1550$.

зламів сталі Alform 620M за $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$ зона в'язкого руйнування зменшується у 2–3 рази біля надрізу та у 2 рази ділянка доламування зі збільшенням розміру ділянки магістральної тріщини. До того ж розмір елементів мікрорельєфу — ямок в'язкого та фасеток крихкого руйнування не змінюється.

Фрактографічними дослідженнями модельного зразка зі швидкістю охолодження $W_{6/5} = 12^\circ\text{C}/\text{с}$ встановлено, що в ділянці I відбувається в'язке руйнування (рис. 4, з). Розмір цієї ділянки складає 120 мкм ($W_{6/5} = -20^\circ\text{C}$) та 85 мкм ($T_{\text{виц}} = -40^\circ\text{C}$).

У випадку переходу до ділянки II (магістральної тріщини) характер руйнування крихкий (рис. 6, д). Для поверхні руйнування в ділянці магістральної тріщини характерна присутність вторинних мікротріщин довжиною 10–35 мкм ($T_{\text{виц}} = -20^\circ\text{C}$) та 10–50 мкм ($T_{\text{виц}} = -40^\circ\text{C}$). У ділянці III тип руйнування в'язкий у вигляді ямок зрізу (рис. 6, е).

Таким чином, за від'ємних температур випробувань у зразках зламів сталі Alform 620M за $W_{6/5} = 12^\circ\text{C}/\text{с}$ порівняно з $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$ збільшується у 2–4 рази зона в'язкого руйнування в ділянці біля надрізу зі зменшенням довжини зони магістральної тріщини, розміру фасеток крихкого руйнування та вторинних тріщин. Такі структурні зміни у результаті подрібнення структурних складових повинні забезпечувати тріщиностійкість металу.

Дослідженнями зламів модельних зразків за $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$ для всіх температур випробувань в ділянці I — біля надрізу характер руйнування в'язкий (рис. 6, є). Розмір цієї ділянки складає 3155 мкм ($T_{\text{виц}} = -20^\circ\text{C}$) та 300 мкм ($T_{\text{виц}} = -40^\circ\text{C}$). У випадку переходу у ділянку II характер руйнування змішаний: квазікрихкий з в'язким ($T_{\text{виц}} = -20^\circ\text{C}$) та квазікрихкий ($T_{\text{виц}} = -40^\circ\text{C}$) за присутності вторинних мікротріщин довжиною 10–30 мкм (рис. 6, ж). У ділянці III — доламування розміром 2435 мкм ($T_{\text{виц}} = -20^\circ\text{C}$) та 230 мкм ($T_{\text{виц}} = -40^\circ\text{C}$) тип руйнування в'язкий (рис. 6, з).

Таким чином, встановлено, що за від'ємних температур випробувань у ділянці магістрального розвитку тріщин сталі Alform 620M з підвищенням швидкості охолодження модельних зразків характер руйнування змінюється від крихкого до квазікрихкого. Водночас зі зростанням швидкості охолодження зменшується розмір фасеток, що пов'язано з подрібненням бейнітної структури.

4. ВИСНОВКИ

Основний метал високоміцної сталі Alform 620M має дрібнозернисту бейнітну структуру, переважно бейніту нижнього, за рівномірного розподілу густини дислокацій ($\rho = (3-4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) та відсутності крихкого руйнування (переважає в'язкий тип руйнування), що забезпечує високий рівень механічних властивостей ($\sigma_{0,2} > 600 \text{ МПа}$,

$\sigma_B > 700$ МПа) та тріщиностійкості металу ($K_{CV} > 300$ Дж/см²).

У модельних зразках сталі Alform 620M за швидкості охолодження $W_{6/5} = 3^\circ\text{C}/\text{с}$ структура металу зони термічного впливу крупнозерниста, переважно бейніт верхній з розміром пакетів 40–60 мкм та густиною дислокацій $\rho = (3-8) \cdot 10^{10}$ см⁻². В умовах динамічних випробувань за від'ємних температур зменшується у 2–3 рази зона в'язкого руйнування біля надрізу зі збільшенням розміру ділянки магістральної тріщини за превалювання крихкого руйнування та присутності вторинних тріщин.

З підвищенням швидкості охолодження $W_{6/5} = 12^\circ\text{C}/\text{с}$ зростає кількість бейніту нижнього, пакетна структура подрібнюється до 15–25 мкм за густини дислокацій $\rho = (3-6) \cdot 10^{10}$ см⁻², збільшується у 2–4 рази зона в'язкого руйнування в ділянці біля надрізу зі зменшенням розмірів фасеток крихкого руйнування та вторинних тріщин у ділянці магістральної тріщини.

Швидкість охолодження $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$ забезпечує формування переважно структури нижнього бейніту за її диспергування до 5–15 мкм та рівномірного розподілу густини дислокацій ($\rho = (3-5) \cdot 10^{10}$ см⁻²). В умовах зовнішнього навантаження за від'ємних температур випробувань у ділянці магістрального розвитку тріщини характер руйнування змінюється від крихкого до квазікрихкого, зменшується розмір фасеток у результаті подрібнення структурних складових металу.

Максимальна швидкість охолодження $W_{6/5} = 25^\circ\text{C}/\text{с}$ модельних зразків високоміцної сталі Alform 620M забезпечує високий рівень механічних властивостей ($\sigma_{0,2}$ до 595 МПа, σ_B до 780 МПа) та тріщиностійкості металу зони термічного впливу ($K_{CV} > 300$ Дж/см² за $T_{\text{вип}} = +20, -20^\circ\text{C}$ та K_{CV} до 155 Дж/см² за $T_{\text{вип}} = -40^\circ\text{C}$) за рахунок формування дрібнозернистої структури переважно бейніту нижнього за рівномірного розподілу густини дислокацій.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. M. S. Rashid, *Science*, **208**, No. 4446: 862 (1980).
2. W. B. Morrison, *Mater. Sci. Technol.*, **25**, No.9: 1066 (2009).
3. M. Hever and F. Schröter, *5-th Int. Symp. on Steel Bridges (Mar., 2003, Barcelona)* (Barcelona: 2003), p. 80.
4. J. Adamczyk, *J. Achievements Mater. Manuf. Eng.*, **20**, Nos. 1–2: 399 (2007).
5. N. J. Kim, *JOM*, **35**, No.4: 21 (1983).
6. D. A. Skobir, *Mater. Technol.*, **45**, No. 4: 295 (2011).
7. М. Х. Шоршоров, В. В. Белов, *Фазовые превращения и свойства стали за сварке* (Москва: Наука: 1972).
8. K. Madej and R. Jachym, *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, No. 2: 6 (2017).
9. M. Ryżański, S. Stano, and A. Grajcar, *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, No. 6: 6 (2016).
10. K. Madej, S. Świdergoń, and P. Jakubiec, *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*,

- No. 6: 11 (2015).
11. В. Ф. Мусяченко, Л. И. Миходуй, С. Л. Жданов и др., *Автоматическая сварка*, № 4: 10, 18 (1985).
 12. G. M. Grigorenko and V. A. Kostin, *Welding Int.*, **27**, No. 10: 815 (2013).
 13. L. Markashova, O. Berdnikova, A. Bernatskyi, M. Iurzhenko, and V. Sydorets, *IEEE Int. Young Sci. Forum on Appl. Phys. Eng. (17-20 October 2017, Lviv)* (Lviv: IEEE: 2017), p. 88.
 14. L. Markashova, O. Berdnikova, T. Alekseenko, A. Bernatskyi, and V. Sydorets, *Nanostructures in Welded Joints and Their Interconnection with Operation Properties. In: Advances in Thin Films, Nanostructured Materials, and Coatings* (Eds. A. D. Pogrebnjak and V. Novosad) (Singapore: Springer: 2019).
 15. L. Markashova, O. Berdnikova, A. Bernatskyi, V. Sydorets, and O. Bushma, *IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci.*, **224**, No. 1: 012013 (2019).
 16. O. Berdnikova, V. Sydorets, and T. Alekseenko, *Appl. Mech. Mater.*, **682**: 240 (2014).
 17. V. A. Kostin and G. M. Grigorenko, *Welding Int.*, **28**, No. 2: 147 (2014).
 18. V. D. Poznyakov, L. I. Markashova, A. A. Maksimenko, E. N. Berdnikova, T. A. Alekseenko, and S. B. Kasatkin, *Paton Welding J.*, Iss. 5: 2 (2014).
 19. Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, Т. А. Алексеенко, Е. Н. Бердникова, С. Л. Жданов, О. С. Кушнарева, А. А. Максименко, *Автоматическая сварка*, № 4: 7 (2011).
 20. V. D. Poznyakov, A. V. Zavdoveev, S. L. Zhdanov, and A. V. Maksimenko, *Paton Welding J.*, Iss. 10: 9 (2018).
 21. I. L. Semenov, I. V. Krivtsun, and U. Reisgen, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **49**, No. 10: 105204 (2016).
 22. В. Ю. Хаскин, А. В. Бернацкий, А. В. Сиора, А. Т. Никулин, *Металлофиз. новейшие технол.*, **33**, спец. выпуск: 561 (2011).
 23. S. Akhonin, V. Belous, V. Berezos, and R. Selin, *Mater. Sci. Forum*, **927**: 112 (2018).
 24. V. Shelyagin, V. Khaskin, A. Bernatskyi, A. Siora, V. Sydorets, and D. Chinakhov, *Mater. Sci. Forum*, **927**: 64 (2018).
 25. V. Yerofeyev, R. Logvinov, V. Nesterenkov, and A. Mazo, *Welding Int.*, **28**: 557 (2014).

REFERENCES

1. M. S. Rashid, *Science*, **208**, No. 4446: 862 (1980).
2. W. B. Morrison, *Mater. Sci. Technol.*, **25**, No. 9: 1066 (2009).
3. M. Hever and F. Schröter, *5-th Int. Symp. on Steel Bridges (March, 2003, Barcelona)* (Barcelona: 2003), p. 80.
4. J. Adamczyk, *J. Achievements Mater. Manuf. Eng.*, **20**, Nos. 1–2: 399 (2007).
5. N. J. Kim, *JOM*, **35**, No. 4: 21 (1983).
6. D. A. Skobir, *Mater. Technol.*, **45**, No. 4: 295 (2011).
7. М. Kh. Shorshorov and V. V. Belov, *Fazovye Prevrashcheniya i Svoystva Stali pri Svarke* [Phase Transformations and Properties of Steel at Welding] (Moscow: Nauka: 1972) (in Russian).
8. K. Madej and R. Jachym, *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, No. 2: 6 (2017).
9. M. Ryżański, S. Stano, and A. Grajcar, *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*,

- No. 6: 6 (2016).
10. K. Madej, S. Świdergoń, and P. Jakubiec, *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, No. 6: 11 (2015).
 11. V. F. Musiyachenko, L. I. Mikhoduy, S. L. Zhdanov, *et al.*, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 4: 10, 18 (1985) (in Russian).
 12. G. M. Grigorenko and V. A. Kostin, *Welding Int.*, 27, No. 10: 815 (2013).
 13. L. Markashova, O. Berdnikova, A. Bernatskyi, M. Iurzhenko, and V. Sydorets, *IEEE Int. Young Sci. Forum on Appl. Phys. Eng. (17-20 October 2017, Lviv)* (Lviv: IEEE: 2017), p. 88.
 14. L. Markashova, O. Berdnikova, T. Alekseienco, A. Bernatskyi, and V. Sydorets, *Nanostructures in Welded Joints and Their Interconnection with Operation Properties. In: Advances in Thin Films, Nanostructured Materials, and Coatings* (Eds. A. D. Pogrebnjak and V. Novosad) (Singapore: Springer: 2019).
 15. L. Markashova, O. Berdnikova, A. Bernatskyi, V. Sydorets, and O. Bushma, *IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci.*, 224, No.1: 012013 (2019).
 16. O. Berdnikova, V. Sydorets, and T. Alekseienco, *Appl. Mech. Mater.*, 682: 240 (2014).
 17. V. A. Kostin and G. M. Grigorenko, *Welding Int.*, 28, No. 2: 147 (2014).
 18. V. D. Poznyakov, L. I. Markashova, A. A. Maksimenko, E. N. Berdnikova, T. A. Alekseenko, and S. B. Kasatkin, *Paton Welding J.*, Iss. 5: 2 (2014).
 19. L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, T. A. Alekseenko, E. N. Berdnikova, S. L. Zhdanov, O. S. Kushnareva, and A. A. Maksimenko, *Paton Welding J.*, Iss. 4: 7 (2011) (in Russian).
 20. V. D. Poznyakov, A. V. Zavdoveev, S. L. Zhdanov, and A. V. Maksimenko, *Paton Welding J.*, Iss. 10: 9 (2018).
 21. I. L. Semenov, I. V. Krivtsun, and U. Reisgen, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 49, No. 10: 105204 (2016).
 22. V. Yu. Khaskin, A. V. Bernatsky, A. V. Siora, and A. T. Nikulin, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 33, Special Iss.: 561 (2011) (in Russian).
 23. S. Akhonin, V. Belous, V. Berezos, and R. Selin, *Mater. Sci. Forum*, 927: 112 (2018).
 24. V. Shelyagin, V. Khaskin, A. Bernatskyi, A. Siora, V. Sydorets, and D. Chinakhov, *Mater. Sci. Forum*, 927: 64 (2018).
 25. V. Yerofeyev, R. Logvinov, V. Nesterenkov, and A. Mazo, *Welding Int.*, 28: 557 (2014).