PHYSICS OF STRENGTH AND PLASTICITY

PACS numbers: 61.05.cp, 62.20.-x, 64.75.-g, 81.05.Bx, 81.30.Kf, 82.80.Ej

Рентгенівський аналіз особливостей формування кристалічної структури основних фаз та властивостей сталі 4X4H5M4Ф2 у разі відпуску

О. І. Биков*, О. М. Сидорчук**, Л. А. Миронюк**,
Д. В. Миронюк**, Г. Л. Шведова**, В. П. Коновал**,
С. Ф. Корічев*, А. П. Позній*

*Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Кржижановського, 3,
03142 Київ, Україна

**Ningbo IPMS Research and Technology Center Co., Ltd.
218 Fengshan Road, 315600 Ninghai County,
Ningbo City, Zhejiang Province, P. R. China

***Київський національний торговельно-економічний університет,
вул. Кіото, 19,
02156 Київ, Україна

Методами рентгенофазового та рентгеноструктурного аналізу досліджено особливості формування структури сталі 4X4H5M4Ф2 за зміненої температури відпуску. Гартування сталі проводили за температури 1110 ± ± 5°C, а відпуск — в інтервалі температур від 180 до 650°C з охолодженням на повітрі. Встановлено залежність змінення параметра кристалічної

Corresponding author: Denys Myroniuk, Oleh Sydorчук
E-mail: denysmyroniuk@gmail.com, sedoroleg@ukr.net

*I. M. Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3 Krzhyzhanovsky Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine

**Ningbo IPMS Research and Technology Center Co., Ltd.
218 Fengshan Road, 315600 Ninghai County,
Ningbo City, Zhejiang Province, P. R. China

***Kyiv National University of Trade and Economics,
19 Kyoto Str., UA-02156 Kyiv, Ukraine

Citation: O. I. Bykov, O. M. Sydorчук, L. A. Myroniuk, D. V. Myroniuk,
H. L. Shvedova, V. P. Konoval, S. F. Korichev, and A. P. Pozniy, X-Ray Analysis of
Features Formation of Both Crystalline Structure of Main Phases and Properties of
4Kh4N5M4F2 Steel (RATE Steel) at Handling, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**,
No. 11: 1523–1536 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.11.1523](https://doi.org/10.15407/mfint.43.11.1523).

ґратниці мартенситу від температури відпуску. Визначені змінення фазових співвідношень у твердих розчинах залізо–вуглець та карбідних фазах у разі збільшення температури відпуску. Запропоновано трактовку зв'язку вказаних особливостей кристалічної структури сталі та її фізико-механічних властивостей, де максимальне значення параметра a кристалічної ґратниці відображає максимальну насиченість α -твердого розчину, що сприяє підвищенню опору кристалічної ґратниці деформації зі збільшенням питомого опору, збільшення твердості мартенситу, зменшення ударної в'язкості і підвищення його крихкості в діапазоні температур відпуску (450–500°C) досліджуваної сталі 4X4H5M4Ф2. Це пояснюється тим, що високі значення твердості сталі за температур відпуску 450–500°C пов'язані зі збереженням кількості низькотемпературних та збільшенням кількості високотемпературних карбідів. Максимальне значення параметра a кристалічної ґратниці досягається за температури 475°C. Такі високі значення можна пояснити формуванням твердого розчину заміщення.

Ключові слова: штампова сталь, структура, кристалічна ґратниця, залишковий аустеніт, мартенсит, карбідні фази, твердість, ударна в'язкість.

The features of the formation of the structure of 4Kh4N5M4F2 (RATE Steel) steel with a change in the tempering temperature have been studied by methods of X-ray phase and X-ray structural analysis. Steel hardening is carried out from a temperature of $1110 \pm 5^\circ\text{C}$, and tempering—in the range from 180 to 650°C with air cooling. The dependence of the change in the parameter of the crystal cell of martensite on the tempering temperature has been established. Changes in phase relationships in solid solutions 'iron-carbon' and carbide phases with an increase in tempering temperature have been determined. An interpretation of the relationship between the specified features of the crystal structure of steel and its physical and mechanical properties is proposed, where the maximum value of the parameter a of the crystal cell reflects the maximum saturation of the α -solid solution, which contributes to an increase in the resistance of the crystal lattice to deformation with an increase in resistivity, an increase in the hardness of martensite, a decrease in the toughness and an increase in its brittleness in the tempering temperature range (450–500°C) of the investigated steel 4Kh4N5M4F2. This explains the high values of the thermal conductivity of steel in the tempering temperature range of 450–500°C, which is associated with the retention of the amount of low-temperature carbides and an increase in the amount of high-temperature carbides with increased hardness. The maximum value of the parameter a of the crystal cell is achieved at a temperature of 475°C. Such high values can be explained by the formation of a substitutional solid solution.

Key words: die steel, structure, crystal lattice, retained austenite, martensite, carbide phases, hardness, impact strength.

(Отримано 18 січня 2021 р.; остаточн. варіант — 31 серпня 2021 р.)

1. ВСТУП

Рентгенофазовий та рентгеноструктурний аналізи сталей дозволяє пояснити механізми формування структури та властивостей сталі після гартування та відпуску на основі виявлення змін її кристалічної структури. Проте у випадку дослідження середньолегованих сталей [1–10], до яких відносять сталь 4Х4Н5М4Ф2, зустрічається ряд утруднень. Насамперед, необхідно сказати про складність опису змін кристалічної ґратниці мартенситу. За загальної кількості вуглецю у сталі на рівні 0,4% мас. і менш тетрагональні спотворення ОЦК-ґратниці твердого розчину у разі рентгеноструктурного аналізу не виявлено, а виникає тільки розширення ліній ОЦК-твердого розчину. Рентгенівські піки мартенситу також зазнають розширення у зв'язку з утворенням кристалітів високої дисперсності ($D < 100$ нм) і наявністю мікровикривлення кристалічної ґратниці — $\Delta a/a$. У разі зміни режимів відпуску формується структура аустеніту та мартенситу з різною концентрацією розчиненого вуглецю, що призводить до зміщення центрів тяжіння і так само розширенню відповідних піків дифрактограм. Такі особливості дифрактограм призводять дослідників до різних результатів у разі аналізу структури загартованих легованих конструкційних сталей, а також змін у процесі відпуску.

Метою роботи було виявлення особливостей кристалічної структури та фазового складу левованої конструкційної сталі, що впливають на зміну її основних фізико-механічних властивостей після відпуску в широкому інтервалі температур.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ МЕТОДИКИ

Комплексно-легована сталь марки 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування кольорових металів та стопів попередньо визначена із застосуванням технології електрошлакового перетоплення в корпорації «Tiangong International Co., Ltd.» (Danyang city, Jiangsu province, China). Було виготовлено стопки масою 300 кг, розмірами: $\varnothing 180\text{--}200$ мм, довжиною 1100 мм. Загальна маса стопків становила три тони. Хімічний склад дослідженої сталі визначали за допомогою стаціонарного спектрометра SPECTROMAX LMX07. Хімічний склад зразка одержаної сталі: 0,40–0,42% С; 3,8–3,9% Cr; 5,0–5,1% Ni; 3,7–3,8% Mo; 1,7–1,8% V та домішків 0,003–0,005% N; 0,004–0,005% S; 0,003–0,004% P; 0,072–0,075% Si; 0,23–0,24% Mn; 0,014–0,016% Al; 0,040–0,043% W; 0,010–0,013% Co; 0,018–0,020% Nb; 0,065–0,067% Cu; 0,002–0,003% Ca.

Термообробку сталі провели за наступними режимами: гарту-

вання за температури $1100 \pm 5^\circ\text{C}$, охолодження в оливі та відпуск від 180 до 650°C охолодження на повітрі. Структуру металу досліджували за допомогою металографічного мікроскопа МІМ 10 (збільшення, $\times 400$). Випробування на твердість проводили за методом Роквелла на стаціонарному твердомірі HR-150A. Ударну в'язкість визначали на випробувальній машині NI300 (зразки розмірами $10 \times 10 \times 55$ мм, без надрізу). Для одержання дифракційних картин використовували модернізований рентгенівський дифрактометр ДРОН-3, оснащений комп'ютерною системою запису дифрактограм і рентгенівською трубкою з мідним анодом. У процесі досліджень одержали як повні дифракційні картини в діапазоні кутів $2\theta = 20$ – 130° з кроком сканування $0,05$ град, так і дифрактограми окремих дифракційних піків з більш високою точністю запису. Для застосовуваного $\text{CuK}\alpha$ -випромінювання використовували графітовий монохроматор. Для якісного і кількісного РФА використовували програму «Match». Дані про інтенсивність і центр тяжіння піків дифрактограм одержані в результаті апроксимації піків Гауссовими і Фойгтовими функціями. Стандартні рентгенівські дані одержані з бази даних «PDF-2».

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ І ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Дифрактограми загартованої сталі після відпуску в діапазоні температур 180 – 450°C демонструють наявність 2-х основних фаз — аустеніту та мартенситу (рис. 1), а також карбідів систем Fe–C, Cr–C

Рис. 1. Дифрактограма сталі після відпуску за температури 180°C з позначенням основних піків фаз.

Fig. 1. Diffraction pattern of steel after tempering at temperature 180°C with the designation of the main peaks of the phases.

та V–C. Зі збільшенням температури відпуску сателітний пік біля піку (110) мартенситу ($2\theta = 44,5^\circ$) в діапазоні $2\theta = 43\text{--}44^\circ$ зникає.

На дифрактограмах, одержаних скануванням поверхні шліфа, здебільшого, представлені тільки сильні лінії складових фаз.

Тому, за наявності піків в районі $2\theta = 24,9^\circ$ і $2\theta = 21,5^\circ$ можна припустити, що в сталі після відпуску за температур 280 і 475°C формуються, крім зазначених фаз, фаза системи Fe–Ni. Хімічна формула цієї фази $\text{Fe}_{0,93}\text{Ni}_{0,056}$ (PDF файл 44-1088). Коефіцієнт збігу по позиції піків, одержаний у разі обробки дифракційної картини у програмі «Match» становить 0,845. Кількісний аналіз матричних фаз на основі α - і γ -заліза проведено за допомогою програми «Match».

Відносна кількість (% мас.) аустеніту та мартенситу в сталі після відпуску за температури 180°C становить 78% і 22% відповідно. Наявність значної кількості пластичного аустеніту, що володіє відносно низькою твердістю, компенсує зростання твердості, що викликається зростанням кількості, формуються за відпуску карбідних фаз. З ростом температури відпуску відносна кількість залишкового аустеніту знижується (рис. 2).

У зв'язку з цим можна очікувати, що ударна в'язкість сталі може зменшуватися в діапазоні температур $475\text{--}500^\circ\text{C}$ (рис. 3).

У цьому інтервалі температур так само відбувається зміна структури сталі (рис. 4, а, б).

Під час аналізу кристалічної ґратниці мартенситу основну увагу

Рис. 2. Зміна відносного змісту мартенситу і аустеніту у разі збільшення температури відпуску.

Fig. 2. Change in the relative content of martensite and austenite with increasing tempering temperature.

Рис. 3. Залежність ударної в'язкості (Дж/см²) і твердості (HRC) від температури відпуску сталі 4X4H5M4F2. Сталь попередньо загартували за температури $1100 \pm 5^\circ\text{C}$.

Fig. 3. Dependences of impact toughness and hardness on tempering temperature of steel 4Kh4N5M4F2. The steel is pre-hardened at a temperature of $1100 \pm 5^\circ\text{C}$.

приділили її тетрагональності та еволюції параметрів у разі зміни температури відпуску в діапазоні температур $180\text{--}600^\circ\text{C}$.

Тетрагональність мартенситу в більшості випадків відображає кількість розчиненого вуглецю в α -залізі, і тим самим фізико-механічні властивості мартенситу. З іншого боку, цей параметр кристалічної ґратниці мартенситу дозволяє судити про ступінь виділення вуглецю з твердого розчину і відповідно збільшенню кіль-

Рис. 4. Мікроструктура досліджуваної сталі після відпуску за температур 475°C (а) та 490°C (б).

Fig. 4. Microstructure of the investigated steel after tempering at the temperatures of 475°C (a) and 490°C (b).

кості карбідних фаз. На параметри самого інтенсивного піку мартенситу (110) в нашому випадку можуть впливати накладення відображень інших фаз, тому були розглянуті відображення (211) та (220) (рис. 5, а, б).

У разі формування тетрагональної кристалічної ґратниці названі відображення поділяються відповідно на дублети: (211)–(112) та

Рис. 5. Фрагменти дифрактограм сталі після відпуску з накладенням розрахункових піків за Гауссом, Фойгтом і Лоренцом: $T = 280^\circ\text{C}$, пік (211) (а); $T = 360^\circ\text{C}$, пік (220) (б).

Fig. 5. Fragments of diffraction patterns of steel after tempering, with the superposition of the calculated peaks according to Gauss, Voigt, and Lorentz: $T = 280^\circ\text{C}$, peak (211) (a); $T = 360^\circ\text{C}$, peak (220) (b).

(220)–(202) [11]. У разі формування твердого розчину заміщення на основі α -заліза в легованих сталях можливе зменшення параметра c елементарної ґратниці до величини параметра a [12].

Одержані піки дифрактограм для всіх режимів відпуску не допускають поділу на названі дублети. Це свідчить про деформацію кристалічної ґратниці мартенситу, обумовленою сильними зв'язками карбідоутворень метал–вуглець. В результаті цієї деформації параметри c і a стають рівними, і елементарна ґратниця переходить в ОЦК. Атомами, що заміщають Ферум, служать атоми легувальних елементів.

Раніше були одержані дані про відсутність, або малу величину і незмінності тетрагональних спотворень кристалічної ґратниці сталей за вмісту Карбону в ній у діапазоні 0,1–0,4% мас. Таким чином, можна сказати, що параметр a елементарної комірки мартенситу в даному випадку можна розрахувати за формулою, яку застосовують для ОЦК-ґратниці. Результати розрахунку з використанням лінії (220) та згладжених β -сплайнів представлено на рис. 6.

Високі значення параметра a кристалічної ґратниці мартенситу формуються за температур відпуску в діапазоні 280–550°C. Максимальне значення параметра кристалічної ґратниці досягається за температури 475°C.

Такі високі значення можна пояснити формуванням твердого розчину заміщення, що можна охарактеризувати як наукову новизну даної роботи.

Рис. 6. Зміна параметра кристалічної ґратниці мартенситу залежно від температури відпуску.

Fig. 6. Change in the parameter of the crystal lattice of martensite depending on the tempering temperature.

Одержані результати можна порівнювати з результатами, заснованими на іншому підході, який передбачає наявність незначної дублетності у легованих конструкційних сталях. Деякі автори повідомляють про відсутність, або незначну тетрагональність кристалічної ґратниці мартенситу за концентрації вуглецю в сталі до 0,4% мас. Якщо передбачається існування зазначеного тетрагонального поділу рентгенівських відображень, то його величину прирівнюють до розширення дифракційних піків. Істинне фізичне розширення розраховали для випадку апроксимації піків зразка та еталона Гауссовою функцією за формулою (1):

$$\beta = \frac{(B'_2 - B_2)}{2}, \quad (1)$$

де B' и B — ширина кривої розподілу інтенсивності на половині висоти максимуму (напівширини) досліджуваного зразка та еталона відповідно. Еталоном служив зразок, відпалений за температури 750°C. Згладжену сплайном залежність зміни істинного розширення лінії (220) від температури відпуску представлено на рис. 7.

Експериментальні значення величини напівширини зразка та еталона одержали в результаті математичної обробки (апроксимації піків гауссіаном) дифрактограм в області відповідних кутів 2θ . Такі записи дифрактограм у відповідних інтервалах одержали з кроком сканування 0,02°.

Рис. 7. Зміна істинного розширення лінії (220) мартенситу залежно від температури відпуску сталі.

Fig. 7. Change in the true broadening of the (220) martensite line depending on the tempering temperature of the steel.

Відомо, що розширення рентгенівських ліній пов'язано також з дисперсністю кристалітів відповідної фази D та мікронапруженнями 2-го роду — мікровикривлюваннями кристалічної ґратниці — $\Delta a/a$. У нашому випадку очевидно, що у зв'язку з проходженням процесів карбідоутворення та розпаду аустеніту, розширення можуть викликати усі згадані фактори. Зазначені характеристики субструктури мартенситу, що не містить леґувальних елементів, змінюються переважно за температур відпуску 100–450°C. В інтервалі температур 400–450°C мікровикривлення зникають, а розмір кристалітів швидко росте, що різко зменшує вклад цих характеристик у розширення. Проте наявність леґувальних елементів гальмує зазначені процеси [13].

Необхідно відзначити, що ставлення ліній інтенсивностей тетрагонального дублета рівно 2: $I(202)/I(220) = 2$. Лінія (202) зміщена в бік менших кутів і тому зміщує центр ваги піку в тому самому напрямку. Істинне фізичне розширення лінії (220)/(202) мартенситу формується за температури відпуску 475°C (0,547 град), близької до мінімальних значень у температурному інтервалі 180–550°C. Це може свідчити про малу кількість вуглецю у твердому розчині і низькому рівні спотворень кристалічної ґратниці.

Для розрахунку параметра a з урахуванням міждублетної кутової різниці використали суми експериментально визначених центрів ваги лінії (220) з величинами $\beta t/2$ для відповідної температурної точки. βt — істинне розширення лінії, одержане з дифрактограми матеріалу. Результати розрахунку, згладжені β -сплайнами, представлено на рис. 8.

Зазначені результати демонструють зниження параметра кристалічної ґратниці мартенситу в усьому температурному інтервалі термообробки порівняно з розрахунком для випадку $a = c$. Можна сказати, що теоретична формула Курдюмова для твердого розчину Fe–C показує зіставні результати. Згідно формули (2) параметр ґратниці a пропорційно зменшується з ростом концентрації вуглецю:

$$a = a_0 - 0,015p, \quad (2)$$

де p — масовий відсоток вуглецю, a_0 — параметр ґратниці фериту для вуглецевої сталі — 0,2861 нм. Максимальне значення a — 0,2876 нм (рис. 6) може досягатись для $a_0 = 0,2877$ нм, якщо $p = 0,1\%$ та для $a_0 = 0,2880$ нм, якщо $p = 0,3\%$ мас.

Параметр елементарної ґратниці ОЦК-заліза у використаній роботі після відпалу сталі, розрахований за експериментальної дифрактограми, що відповідає параметру кристалічної ґратниці $a = 0,28722$ нм. Для леґованої конструкційної сталі марки 40X пропонують параметр кристалічної ґратниці $a_0 = 0,28725$ нм. У разі ро-

зрахунку за формулою (2) для випадку $a_0 = 0,28722$ нм одержуємо: (I) для $p = 0,1\%$ $a = 0,2871$ нм; (II) для $p = 0,3\%$ $a = 0,2868$ нм. Можна припустити, що для досліджуваної сталі додаткове зниження розрахункових значень параметра a обумовлено внеском в розширення рентгенівських піків факторів дисперсності кристалітів та мікрвикривлювання кристалічної ґратниці.

Проте, цей факт не змінює головного результату, одержаного у разі побудови залежностей параметра кристалічної ґратниці мартенситу від температури відпуску: максимальне значення цієї характеристики досягається за температури 475°C .

Максимальне значення параметра a відображає максимальну насиченість α -твердого розчину на основі системи Fe–C. Це забезпечує підвищення опору кристалічної ґратниці деформації, і тим самим збільшення твердості мартенситу та його крихкості. Зазначені обставини призводять до зменшення ударної в'язкості сталі в діапазоні температур відпуску $450\text{--}500^\circ\text{C}$. Максимальне насичення твердого розчину призводить до збільшення питомого опору (табл. 1).

Для аналізу складу карбідних фаз та їхньої кількості у разі використання методики X-променевого фазового аналізу сталі вибрали інтервал інтенсивності дифрактограм в діапазонах $2\theta = 43\text{--}44^\circ$ та $2\theta = 35\text{--}41^\circ$. Перший діапазон кутів представляє в основному піки кристалітів системи Fe–C. До них відносять аустеніт та карбіди за-

Рис. 8. Залежність параметра a елементарної кристалічної ґратниці мартенситу сталі 4Х4Н5М4Ф2 від температури відпуску з урахуванням тетрагональності.

Fig. 8. Dependence of the parameter a of the unit crystal lattice of martensite of steel 4Kh4N5M4F2 on the tempering temperature, taking into account tetragonality.

ліза. У другому знаходяться піки більш високотемпературних карбідів, зокрема карбідів системи V–C, Mo–C. Пік (110) твердого розчину на основі α -Fe (мартенситу) збігається з піками інших, можливо присутніх фаз, зокрема піками карбідів на основі системи Fe–C, зокрема подвійного карбіду системи Cr–Fe–C, наприклад, $\text{Cr}_{15,58}\text{Fe}_{7,42}\text{C}_6$. Тому для оцінки співвідношення кількості карбідних фаз і матричного матеріалу — мартенситу обчислили відносні інтенсивності піків у зазначених вище діапазонах 2θ до інтенсивності піку (211) твердого розчину на основі α -Fe (рис. 9).

Для діапазону $2\theta = 43\text{--}44^\circ$ обчислили співвідношення $I(c)/I(211)$; для $2\theta = 35\text{--}41^\circ$ — $I(c_2)/I(211)$. У випадку аналізу еволюції карбідних фаз досліджуваної сталі необхідно сказати про різницю термодинамічних та фізико-механічних характеристик карбідів заліза, хрому та карбідів перехідних металів 4–5 груп. За температури нагрівання карбід хрому та заліза близькі за своїми значеннями і знаходяться в діапазоні температур $1500\text{--}1890^\circ\text{C}$, тоді як карбід ванадію відноситься до високотемпературних карбідів і має температу-

ТАБЛИЦЯ 1. Залежність питомого опору від температури відпуску сталі 4X4H5M4Ф2.

TABLE 1. Dependence of the resistivity on the tempering temperature of steel 4Kh4N5M4F2.

Температура відпуску, $^\circ\text{C}$	Питомий опір, (Ом·мм ²)/м	
	Товщина зразка 5 мм	Товщина зразка 2,8 мм
190 ± 10	0,068	0,074
210 ± 10	0,073	0,063
250 ± 10	0,064	0,068
300 ± 10	0,065	0,066
350 ± 10	0,066	0,062
400 ± 8	0,064	0,067
450 ± 1	0,064	0,062
465 ± 1	0,065	0,057
470 ± 1	0,078	0,080
475 ± 1	0,088	0,116
480 ± 1	0,205	0,144
485 ± 1	0,150	0,096
490 ± 1	0,160	0,097
500 ± 1	0,053	0,051
540 ± 1	0,056	0,041
560 ± 1	0,056	0,051
580 ± 1	0,056	0,048
590 ± 1	0,053	0,046
600 ± 1	0,064	0,037

Рис. 9. Зміна відносних інтенсивностей піків в інтервалі $2\theta = 43\text{--}44^\circ$ — $I(c)/I(211)$ — крива 2, та в інтервалі $2\theta = 35\text{--}41^\circ$ — $I(c_2)/I(211)$ — крива 1 у разі зміни температури відпуску.

Fig. 9. Change in the relative intensities of peaks in the interval $2\theta = 43\text{--}44^\circ$ — $I(c)/I(211)$ —curve 2, and in the range $2\theta = 35\text{--}41^\circ$ — $I(c_2)/I(211)$ —curve 1 at tempering temperature changes.

ру топлення 2648°C . Мікротвердість карбіду Fe_3C становить 8–9 ГПа, а у разі утворення подвійного карбіду в системі $\text{Cr}\text{--}\text{Fe}\text{--}\text{C}$ його мікротвердість досягає 12 ГПа.

Мікротвердість карбіду ванадію в області гомогенності, близька за стехіометричним складом і змінюється в інтервалі 22–25 ГПа. Карбіди хрому демонструють проміжні значення мікротвердості в інтервалі 17–19 ГПа [14, 15].

4. ВИСНОВОК

Досліджено особливості формування фазового складу і структури мартенситу легованої конструкційної сталі 4Х3Н5М4Ф у разі зміни температури відпуску в інтервалі $180\text{--}650^\circ\text{C}$. Показано, що кристалічна структура твердого розчину на основі α -заліза характеризується незначними тетрагональними спотвореннями. Максимально високі значення параметра кристалічної ґратниці досягаються за температур $450\text{--}500^\circ\text{C}$. Це може служити однією з причин зниження ударної в'язкості сталі та підвищення крихкості. Високі значення теплостійкості відпущеної сталі спостерігаються за температур $450\text{--}500^\circ\text{C}$. Це пов'язано з тим, що відбувається інтенсифікація дифузії легувальних елементів, а також зберігається кількість низькотемпературних та високотемпературних карбідних фаз.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. O. M. Sydorchuk, *Sovremennyye Problemy Fizicheskoho Materialovedeniya* [The Modern Problems of Physical of Materials Science] (Kyiv: 2013) (Prepar./N.A.S. of Ukraine. I. M. Frantsevich Institute of Problem of Materials. No. 22, 2013) (in Russian).
2. K. O. Hohaev, O. M. Sydorchuk, O. K. Radchenko, A. A. Mamonova, O. Yu. Koval, and V. V. Luk'ianchuk, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, No. 1: 40 (2014) (in Ukrainian).
3. K. O. Hohayev, O. M. Sydorchuk, O. K. Radchenko, and V. V. Luk'yanchuk, *Sposib Termichnoyi Obrobky Stali dlya Garyachogo Presuvannya* [The Method of Heat Treatment of Steel for Hot Pressing]: Patent 94746 UA MPK (2014.01) C21 D8/00, Ukraine (2014) (in Ukrainian).
4. K. O. Hohaev, O. K. Radchenko, and O. M. Sydorchuk, *Problemy Resursu i Bezpeky Ekspluatatsiyi Konstruktsiy, Sporud ta Mashyn* [Issues of Resource and Safety for Structures, Buildings and Machines] (Kyiv: 2015) (Prepr./N.A.S. of Ukraine E. O. Paton Electric Welding Inst. No. 669, 2015) (in Ukrainian).
5. K. O. Hohaev, O. M. Sydorchuk, O. K. Radchenko, M. V. Karpets, and S. H. Piatachuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 12: 1653 (2015) (in Ukrainian).
6. K. O. Hohaiev, O. M. Sydorchuk, and O. K. Radchenko, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, No. 3: 18 (2016) (in Ukrainian).
7. K. O. Hohaev, O. M. Sydorchuk, O. K. Radchenko, V. V. Luk'ianchuk, and H. H. Orel, *Sovremennyye Problemy Fizicheskoho Materialovedeniya* [The Modern Problems of Physical Materials Science] (Kyiv: 2016) (Prepar./N.A.S. of Ukraine. I. M. Frantsevich Institute of Problem of Materials. No. 25, 2016) (in Russian).
8. O. M. Sydorchuk, D. V. Myroniuk, O. K. Radchenko, K. O. Gogaev, and Ye. Hongguang, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, **90**, No. 2: 19 (2019) (in Ukrainian).
9. O. M. Sydorchuk, K. O. Gogaev, O. K. Radchenko, L. A. Myroniuk, and D. V. Myroniuk, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, **26**: 29 (2020) (in Ukrainian).
10. K. O. Hohaiev, O. K. Radchenko, O. M. Sydorchuk, and D. V. Myroniuk, *Shtampova Stal* [Stamped Steel]: Patent Yu 141447 UA MPK (2020.04) C22C 38/00. Ukraine (2020) (in Ukrainian).
11. S. S. Horelik, L. N. Rastorhuev, and Yu. A. Skakov, *Rentgenovskiy i Elektronoskopicheskiy Analiz* [X-Ray Electronoscopic Analysis] (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).
12. L. S. Kremnev, *Zhurnal Tekhnicheskoy Fiziki*, **83**: 47 (2013) (in Russian).
13. H. F. Kosolapov, *Rentgenografiya* [Radiography] (Moscow: Vyshechaya Shkola: 1962) (in Russian).
14. S. V. Bobir, N. I. Repina, and P. D. Hrushko, *Fundamentalnye i Prikladnye Problemy Chernoy Metallurgii* [Problems of Fundamental and Ferrous Metallurgy] (Kiev: Naukova Dumka: 2005) (in Ukrainian).
15. H. V. Samsonov, *Tugoplavkie Soedineniya* [Refractory Compounds] (Moscow: Metallurgiya: 1976) (in Russian).