

PACS numbers: 61.66.Dk, 62.20.Qr, 64.70.kd, 81.30.Kf, 81.40.Ef, 81.40.Gh

Структура та властивості загартованої сталі 40ХЗН5МЗФ, одержаної електрошлаковим перетопленням за високих температур

К. О. Гогаєв, О. М. Сидорчук, О. К. Радченко, М. В. Карпець,
С. Г. Пятачук

*Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Кржижановського, 3,
03680, МСП, Київ-142, Україна*

Показано, що структура загартованої сталі 40ХЗН5МЗФ при нагріванні від кімнатної температури до температури експлуатації (800°C) змінюється: мартенситна структура перетворюється на аустенітну. Залежність кількості аустеніту від температури близька до експоненційної. Підтверджено, що в інтервалі температур експлуатації (750–800°C) дослідна сталь має аустенітну структуру з невеликою кількістю карбідної складової (1,55–1,68%).

Ключові слова: сталь, термічне оброблення, структура, твердість.

Показано, что структура закалённой стали 40ХЗН5МЗФ при нагреве от комнатной температуры до температуры эксплуатации (800°C) изменяется: мартенситная структура превращается в аустенитную. Зависимость количества аустенита от температуры близка к экспоненциальной. Подтверждено, что в интервале температур эксплуатации (750–800°C) исследованная сталь имеет аустенитную структуру с небольшим количеством карбидной составляющей (1,55–1,68%).

Ключевые слова: сталь, термическая обработка, структура, твёрдость.

Corresponding author: Oleg Mykolayovych Sydorчук
E-mail: sidor_o@bigmir.net

*I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3, Krzhizhanovsky Str., 03680 Kyiv-142, Ukraine*

K. O. Gogaev, O. M. Sydorчук, O. K. Radchenko, M. V. Karpets, and S. G. Piatachuk,
Structure and Properties of Tempered Steel 40H3N5M3F Obtained by Electroslag
Remelting at High Temperatures, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 37, No. 12: 1653–
1661 (2015) (in Ukrainian).

As shown, the structure of tempered steel 40H3N5M3F changes under heating from room temperature to operating temperature (800°C), namely, martensitic structure transforms to austenitic one. Dependence of the austenite amount on temperature is close to exponential. As confirmed, at operating temperatures (750–800°C), the investigated steel has austenitic structure with a small amount of carbide component (1.55–1.68%).

Keywords: steel, heat treatment, structure, hardness.

(Отримано 29 вересня 2015 р.)

1. ВСТУП

Сталі аустенітного класу після гартування мають аустенітну структуру [1]. Ці сталі, в порівнянні зі сталлю з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації (РАПЕ), вирізняються тим, що після гартування мають мартенситну структуру, але при роботі штампового інструмента за робочих температур $\cong 800^\circ\text{C}$ вони працюють в аустенітній області [2]. Тобто сталі аустенітного класу відрізняються від сталей РАПЕ саме відсутністю поліморфного перетворення [3]. Механізм РАПЕ сталі забезпечується легуванням елементами (наприклад, Ni), які розчиняються в залізі та забезпечують поліморфне перетворення і розширюють температурний інтервал існування $\gamma\text{-Fe}$ модифікації [3, 4]. Легувальні елементи впливають на положення мартенситного перетворення. Так для сталі 40X3H5M3F елементи Cr, Mo, Ni понижують точку мартенситного перетворення та забезпечують підвищення загартування [4, 5]. Для одержання кінцевих властивостей цієї сталі механічно оброблені заготовки піддають гартуванню за температури $1020\pm 10^\circ\text{C}$ [6, 7], одночасно в структурі металу утворюється голкуватий мартенсит [8].

В роботах [6, 7] показано, що при використанні сталі з РАПЕ марки 40X3H5M3F як матриць, одержаних литтям у кокіль, температурний інтервал експлуатації становить $700\text{--}800^\circ\text{C}$. При виготовленні матриць необхідно виконувати енергомісткі технологічні процеси — кування за температури 1180°C та складний процес перекристалізації (повний відпал 860°C та відпуск за 680°C). Для скорочення технологічних процесів (зменшення енергомісткості), за рахунок зміни вихідної структури сталі, в роботах [9–11] використано технологію електрошлакового переготування, що дозволило в подальшому не піддавати сталь пластичній деформації. Також у роботі [10] розроблено оптимальний режим термічного оброблення сталі (неповний відпал при $750\pm 20^\circ\text{C}$), за якого відбувається часткова перекристалізація та сфероїдизація карбідної складової на відміну від пластинчастої, що утворюється при повному відпалі. Така структура дає можливість покращити механічне оброблення різанням. Але після оброблення різанням необхідно термічно зміцнити

сталь за рахунок її гартування та дослідити фазово-структурний стан за високотемпературних умов експлуатації. Матриці для гарячого пресування стопів (наприклад, мідних) у ході експлуатації за робочих температур вище 700°C повинні мати підвищену твердість та термічну тривкість. Для підвищення твердості сталі виконують основну термічну операцію — гартування. При гартуванні сталі відбувається процес розчинення карбідотвірних фаз у гомогенному аустеніті, а при охолодженні вона перенасичується вуглецем в α -Fe, що призводить до зсуву міжатомних площин кристалічної ґратниці твердого розчину і не супроводжується дифузійним перенасиченням атомів вуглецю та заліза в ґратниці аустеніту, внаслідок чого утворюється мартенситна структура [3, 8, 12, 13].

Таким чином, метою запропонованої роботи є дослідження фазово-структурного стану загартованої сталі 40X3H5M3Ф, одержаної електрошлаковим перетопленням в інтервалі температур від кімнатної до температур експлуатації матриць та встановлення структури, яку вона має в ході експлуатації.

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

В роботі використовували сталь 40X3H5M3Ф, що за хімічним складом відповідає стандарту. Вона була одержана електрошлаковим перетопленням. Заготовку піддавали неповному відпалу за температури 750±20°C. Із заготовок вирізали зразки розмірами 10×10×5 мм³, які гартували за температури 1020±10°C. Один зразок досліджували за кімнатної температури, інші зразки нагрівали до температур 500°C, 700°C, 750°C та 800°C і піддавали дослідженню в нагрітому стані.

Дослідження мікроструктури сталі виконували за допомогою мікроскопа МІМ-10 згідно з вимогами ГОСТ 5640-68. Спостереження та фотографування мікроструктури виконували при збільшенні від 100 до 500 разів у світлому полі при прямому освітленні.

Для визначення структури сталі при нагріванні за температур від кімнатної до 800°C виконували високотемпературну рентгенофазову аналізу за допомогою дифрактометра ДРОН-УМ1 в монохроматичному CuK_α -випромінненні. Високотемпературні рентгенографічні дослідження зразків виконували з використанням приставки УВД-2000 в атмосфері гелію. Під час зйомок дифрактограм при високих температурах об'єм приставки продувався гелієм із надлишковим тиском 20 кПа. Аналізу даних дифрактометричного експерименту виконували за Рітвельдовою методою з використанням програми для повнопрофільної аналізу дифракційних картин від суміші полікристалічних фаз Powder cell. До того ж виконували врахування текстури в зразках з використанням моделю March-Dollase.

Твердість за Роквеллом (HRC) визначали на приладі ТК-2 відповідно до ГОСТ 13407-67, а за Віккерсом (HV) — ГОСТ 13408-67.

Термічне оброблення (гартування) сталі виконували в електричній печі СНОЛ-1,6.2,5.1/11-ИЗ з використанням термопари хромель-алюмель. Для вимірювання температури використовували потенціометр постійного струму згідно з ГОСТ 9245-79.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Мікроструктура загартованої сталі за даними світлової мікроскопії при кімнатній температурі має структуру голкуватого мартенситу (темні ділянки) з невеликою кількістю залишкового аустеніту (ді-

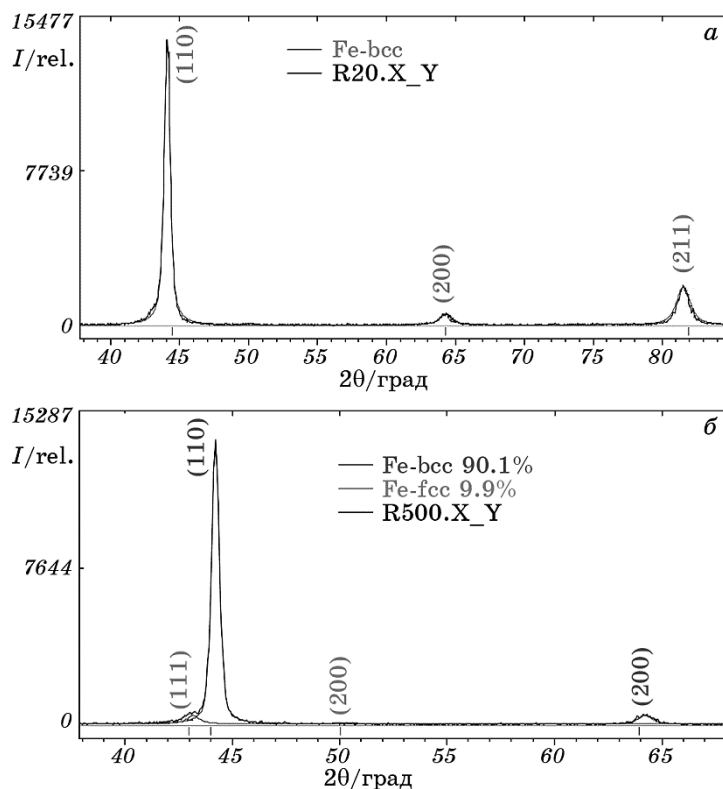


Рис. 1. Дифрактограми сталі 40Х3Н5М3Ф, одержаної електрошлаковим литтям після термічного зміцнення за температури гартування $1020\pm 10^\circ\text{C}$, при 20°C (а) та за нагріву до 500°C (б), 700°C (в), 750°C (г), 800°C (д).

Fig. 1. The diffraction patterns of 40H3N5M3F steel obtained by electroslag casting and following thermal hardened at the $1020\pm 10^\circ\text{C}$, at 20°C (a) and under heating to 500°C (b), 700°C (c), 750°C (d), 800°C (e).

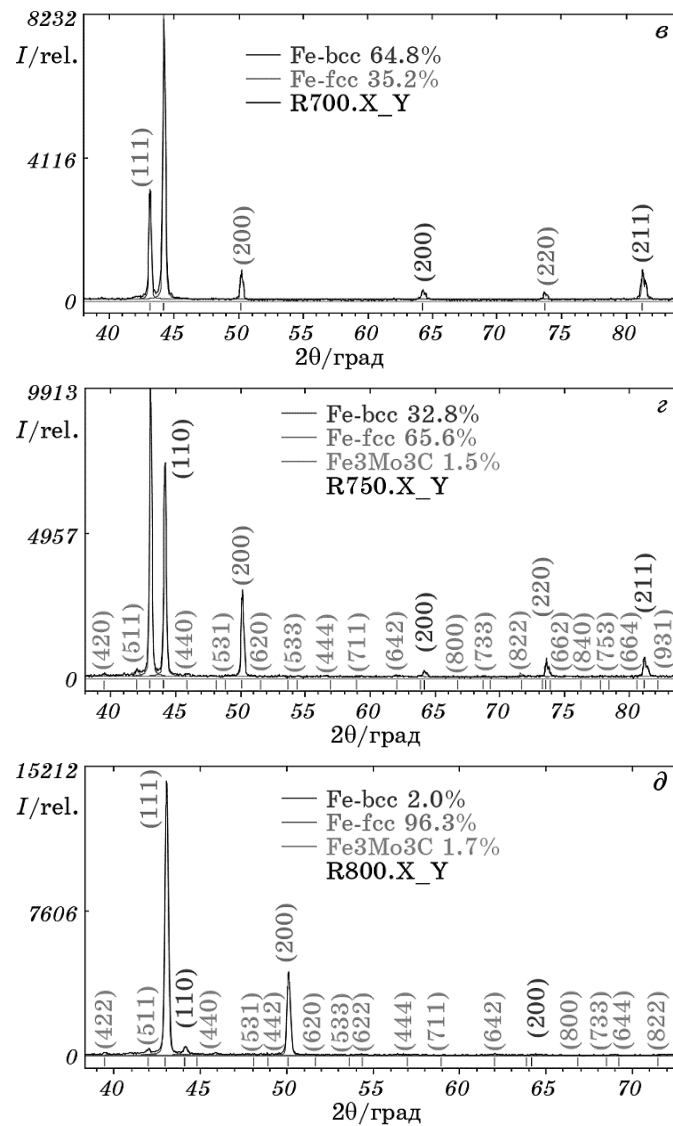


Рис. 1 (продовження).

Fig. 1 (continuation).

лянки світлого кольору), що підтверджує результати попередніх досліджень [4, 5, 8, 13, 14]. Дифрактограма, одержана з цього зразка, показує наявність мартенситної структури (рис. 1, а) і має три визначених інтенсивних піки від площин (110), (200), (211) α -Fe. Твердість сталі становить 48–49 HRC, що відповідає мартенситній структурі.

Наступні зразки сталі досліджували за температур 500°C, 700°C, 750°C та 800°C. За дифрактограмами (*in situ*), рис. 1, б, в, з, д, були розраховані (за Рітвельдовою методою) вагові кількості структурних складових (мартенситу та залишкового аустеніту). Встановлено, що до температури 500°C збільшення аустеніту відбувається дуже повільно, і його кількість становить всього 9,9% від загального об'єму зразка (табл. 1). Вище температури 500°C починається різке збільшення кількості аустеніту і при температурі 800°C досягає 96,3%. Починаючи з температури 750°C, фіксується утворення карбідної фази Fe₃Mo₃C в кількості 1,6%, яка за температури 800°C становить 1,7%. Крім того, виконана високотемпературна рентгенофазова аналіза сталі 40X3H5M3F підтвердила правильність визначених дилатометричною аналізою критичних точок A₁ = 700°C та A₃ = 850°C [9, 11].

Досліджено (*in situ*) твердість зразків сталі (табл. 2) за температури експлуатації матриць для пластичного деформування мідних стопів (700–800°C). При температурі 700°C твердість за Віккерсом становить 1,85 ГПа (89 HRB), що характерно для аустенітної структури. При збільшенні температури твердість сталі різко зменшу-

ТАБЛИЦЯ 1. Фазово-структурний стан термічно зміцненої сталі 40X3H5M3F.

TABLE 1. Phase and structural state of the thermally hardened steel 40H3N5M3F.

Температура, °C	Фаза, ваг. %		
	α-Fe	γ-Fe	Fe ₃ Mo ₃ C
20	97,3	2,7	–
500	90,1	9,9	–
700	64,8	35,2	–
750	32,8	65,6	1,6
800	2,0	96,3	1,7

ТАБЛИЦЯ 2. Твердість термічно зміцненої сталі 40X3H5M3F в інтервалі робочих температур штампного інструмента.

TABLE 1. The hardness of thermally hardened steel 40H3N5M3F in the range of the stamping tools operating temperature.

Температура нагріву сталі, °C	Твердість	
	HV, ГПа	HRB
700	1,85	89
750	0,85	–
800	0,65	–

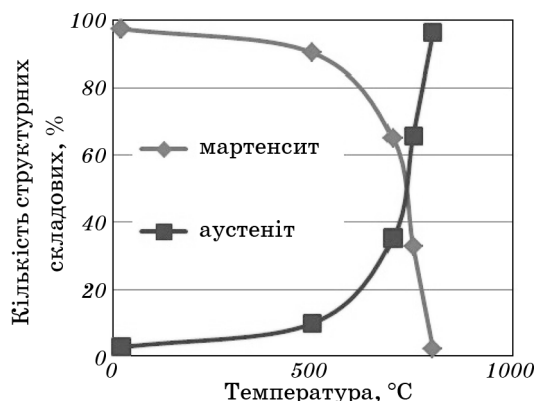


Рис. 2. Зміна кількості аустенітної і мартенситної складових, розрахованих за Рітвельдовою методою, від температури в загартованій сталі 40ХЗН5МЗФ.

Fig. 2. Dependence of the quantity changes of austenitic and martensitic components calculated by Rietveld method on the temperature of tempered steel 40НЗН5МЗФ.

ється і за температури 800°C становить 0,65 ГПа. Аустенітна структура сталі також підтверджується дифрактограмами, зробленими за цих температур (рис. 1, *в–д*).

В попередніх роботах, де також досліджувалася сталь 40ХЗН5МЗФ [9–11], було створено структуру з твердістю, прийнятною для подальшого механічного оброблення. У виконаній роботі, яка є продовженням цих робіт, використано режим гартування, розроблений для литої сталі [6, 7]. Залежність кількості аустеніту від температури нагріву в інтервалі від 20 до 800°C має нелінійний характер, близький до експоненційного (рис. 2). Результати попередніх робіт [10, 11] показали доцільність використання електрошлакового перетоплення при виготовленні матриць, що використовуються за високих температур для виготовлення виробів (прутків, трубних заготовок) з мідних стопів. Це дозволило скоротити енерговитрати на технологічні операції, які мали місце при одержанні матриць за технологією лиття в кокіль, та підвищити стійкість матриць із сталі 40ХЗН5МЗФ в три рази в порівнянні з матрицями із сталі 3ХЗМЗФ.

4. ВИСНОВКИ

1. Структура загартованої сталі 40ХЗН5МЗФ, одержаної електрошлаковим перетопленням при нагріванні від кімнатної температури до температур експлуатації (750–800°C), змінюється з мартенситної на аустенітну.
2. В інтервалі температур експлуатації матриць для пластичного

деформування мідних стопів структура дослідженої сталі 40ХЗН5МЗФ складається переважно з аустеніту та невеликої кількості карбідної складової.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. П. А. Антикайн, *Металловедение* (Москва: Металлургия: 1972).
2. Л. А. Позняк, *Инструментальные стали* (Киев: Наукова думка: 1996).
3. С. Г. Богданов *Металловедение и термическая обработка стали* (Москва: МАШГИЗ: 1954).
4. А. П. Гуляев, *Металловедение* (Москва: Металлургия: 1986).
5. А. П. Гуляев, *Термическая обработка стали* (Москва: МАШГИЗ: 1953).
6. А. Д. Озерский, А. А. Кругляков, А. Н. Данилов, *Цветные металлы*, № 8: 83 (1981).
7. А. Д. Озерский, А. А. Кругляков, А. Н. Данилов, *Цветные металлы*, № 10: 76 (1984).
8. Л. И. Лысак, Б. И. Николин, *Физические основы термической обработки стали* (Киев: Техніка: 1975).
9. О. М. Сидорчук, *Современные проблемы физического материаловедения: Труды Института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины*, № 22: 186 (Киев: ИПМ им. И. Н. Францевича НАН Украины: 2013).
10. К. О. Гогаєв, О. М. Сидорчук, О. К. Радченко, В. В. Лук'яничук, *Патент* № 94746, Україна UA, МПК (2014.01) C21 D 8/00 (25.11.2014 р.).
11. К. О. Гогаєв, О. М. Сидорчук, О. К. Радченко, А. А. Мамонова, О. Ю. Коваль, В. В. Лук'яничук, *Металознавство та обробка металів*, № 1: 40 (2014).
12. М. Е. Блантер, *Фазовые превращения при термической обработке стали* (Москва: Металлургиздат: 1962).
13. Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева, *Материаловедение* (Москва: Машиностроение: 1980).
14. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков, *Рентгенографический и электронно-графический анализ металлов* (Москва: Металлургиздат: 1963).

REFERENCES

1. P. A. Antikayn, *Metallovedenie* (Moscow: Metallurgiya: 1972) (in Russian).
2. L. A. Poznyak, *Instrumental'nye Stali* (Kiev: Naukova Dumka: 1996) (in Russian).
3. S. G. Bogdanov, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Stali* (Moscow: MASHGIZ: 1954) (in Russian).
4. A. P. Gulyaev, *Metallovedenie* (Moscow: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
5. A. P. Gulyaev, *Termicheskaya Obrabotka Stali* (Moscow: MASHGIZ: 1953) (in Russian).
6. A. D. Ozerskiy, A. A. Kruglyakov, and A. N. Danilov, *Tsvetnye Metally*, No. 8: 83 (1981) (in Russian).

7. A. D. Ozerskiy, A. A. Kruglyakov, and A. N. Danilov, *Tsvetnye Metally*, No. 10: 76 (1984) (in Russian).
8. L. I. Lysak and B. I. Nikolin, *Fizicheskie Osnovy Termicheskoy Obrabotki Stali* (Kiev: Tekhnika: 1975) (in Russian).
9. O. M. Sydorhuk, *Sovremennye Problemy Fizicheskogo Materialovedeniya: Transactions of I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science, N.A.S. of Ukraine*, No. 22: 186 (Kiev: I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science, N.A.S. of Ukraine: 2013) (in Russian).
10. K. O. Gogaev, O. M. Sydorhuk, O. K. Radchenko, and V. V. Luk'yanchuk, Patent No. 94746, Ukraine UA, MPK (2014.01) S21 D 8/00 (25.11.2014) (in Ukrainian).
11. K. O. Gogaev, O. M. Sydorhuk, O. K. Radchenko, A. A. Mamonova, O. Yu. Koval, and V. V. Luk'yanchuk, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, No. 1: 40 (2014) (in Ukrainian).
12. M. E. Blanter, *Fazovye Prevrashcheniya pri Termicheskot Obrabotke Stali* (Moscow: Metallurgizdat: 1962) (in Russian).
13. Yu. M. Lakhtin and V. P. Leont'eva, *Materialovedenie* (Moscow: Mashinostroenie: 1980) (in Russian).
14. S. S. Gorelik, L. N. Rastorguev, and Yu. A. Skakov, *Rentgenograficheskiy i Elektronno-Graficheskiy Analiz Metallov* (Moscow: Metallurgizdat: 1963) (in Russian).