

УДК 669.14.018.258

ВІДПУСКНА КРИХКІСТЬ ШТАМПОВОЇ СТАЛІ 4Х4Н5М4Ф2

О. М. СИДОРЧУК^{1,2}, К. О. ГОГАЄВ¹, О. К. РАДЧЕНКО¹,
М. ГЕЙБАТ ОГЛИ АСКЕРОВ¹, В. І. БОНДАРЧУК³¹ Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ;² Ningbo IPMS research and technology center Co., Ltd. No 218, Ningbo city, China;³ Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ

Досліджено термічно оброблену сталь 4Х4Н5М4Ф2 з регульованим аустенітним перетворенням у часі експлуатації і встановлено температурний діапазон (450...500°C), в якому проявилася її відпускна крихкість. Визначено ударну в'язкість зразків після різної температури відпуску та гартування сталі від 1100°C. Виявлено, що після відпуску 475°C досягається мінімальне значення ударної в'язкості за кімнатної температури (15 J/cm²). Проаналізовано роль нікелю як елемента заміщення типу Fe_{1-x}Ni_x та зафіксовані виділення вздовж меж зерен карбідної фази типу М₆С у твердому розчині, що призводить до зниження ударної в'язкості та підвищення крихкості сталі.

Ключові слова: сталь, термічна обробка, фазовий склад, кристалічна структура, механічні властивості.

Heat-treated 4Х4Н5М4Ф2 steel with adjustable austenitic transformation during operation was studied. The temperature range (450...500°C) in which the tempering brittleness of this steel was manifested was established. The impact toughness of the samples after different tempering temperatures and after steel hardening from 1100°C was determined and it was shown that after tempering at 475°C the minimum value of the impact toughness at room temperature (15 J/cm²) was reached. The role of Ni as a Fe_{1-x}Ni_x replacement element was analyzed, and the segregation along the grain boundaries of the М₆С carbide phase in the solid solution, which caused a decrease in the impact toughness and an increase in the brittleness of steel was recorded.

Keywords: steel, heat treatment, phase composition, crystal structure, mechanical properties.

Вступ. Для гарячого деформування виробів з кольорових металів та сплавів в інтервалі температур 400...650°C та вище 900°C застосовують матриці зі сталі типу 4Х4Н5М4Ф2. Додатковим введенням нікелю до складу легованої конструкційної сталі на феритній основі вдалося знизити критичні точки A_1 та A_3 [1]. Розроблено новий клас сталей, які при кімнатній температурі були феритними, а під час експлуатації ставали аустенітними. Їх названо сталями з регульованим аустенітним перетворенням в часі експлуатації (РАПЕ) [2, 3]. Проте нагрівання гартованої сталі з РАПЕ (нижче критичної точки A_1 у системі Fe–C за відпуску) призводить до виникнення відпускнуї крихкості першого роду (необерненої) у певному температурному інтервалі залежно від хімічного складу [4]. Мета дослідження – встановити передумови появи відпускнуї крихкості сталі, щоб уникнути певних температурних умов експлуатації (за квазістаціонарних витримок) матриць гарячого деформування кольорових металів та сплавів.

Матеріал і методика. Штампову сталь 4X4H5M4Ф2 для гарячого деформування кольорових металів та сплавів заздалегідь виготовили за технологією електрошлакового переплаву в корпорації “Tiangong International Co., Ltd.” (Danyang city, Jiangsu province, China) у вигляді виливків масою 300 kg Ø 180...200 mm і завдовжки 1100 mm. Високотемпературну механічну обробку (кування) не застосовували. Хімічний склад сталі, визначений стаціонарним спектрометром SPECTROMAX LMX07, такий (mass%): 0,40...0,42 C; 3,8...3,9 Cr; 5,0...5,1 Ni; 3,7...3,8 Mo; 1,7... 1,8 V; 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; 0,003...0,005 N; 0,072... 0,075 Si; 0,23... 0,24 Mn; 0,004...0,005 S; 0,003...0,004 P. Методики рентгенофазового та рентгеноструктурного аналізів описані раніше [5]. Поверхню зразків вивчали за допомогою сканівної електронної мікроскопії, використовуючи прилад VEGA3 (TESCAN), у режимах BSE – backscattered electrons (зворотно відбиті електрони) та SE – secondary electrons (вторинні). Локальний хімічний аналіз виконували, застосовуючи метод енергодисперсійної спектроскопії та детектор XFlash 610 M (Bruker). Ударну в’язкість (KC) зразків розмірами 10×10×55 mm без надрізу визначали на випробувальній машині NI300. Границю міцності (σ_{UTS}) розраховували під час розтягу циліндричних зразків Ø 6 mm і довжиною робочої частини 60 mm на універсальній установці GNT50 згідно з вимогами ГОСТ 1497-84. Твердість (HRC) встановлювали приладом HR150A. Статистично дані обробляли згідно з рекомендаціями ГОСТ 11.004–74.

Результати та їх обговорення. Надструктурночутливою характеристикою, яка пов’язана з фазово-структурним станом сталі, для визначення відпускнуї крихкості є її ударна в’язкість. Подано (рис. 1, криві 2, 3) результати вимірювання ударної в’язкості зразків, одержаних за температур відпуску 450...500°C та після охолодження у повітрі. Встановили, що, починаючи від температури 450°C і до 475°C, вона знижується максимально (на 12...18 J/cm²) (крива 2). Визначили оптимальну температуру відпуску (590±1°C), яка призвела до її підвищення вдвічі (крива 3). Таким чином, внаслідок повторного відпуску за вищої температури зменшується схильність сталі до відпускнуї крихкості в інтервалі небезпечних температур 450...500°C.

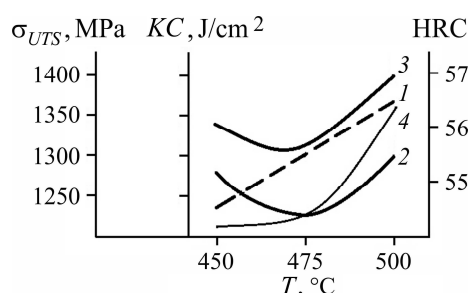


Рис. 1. Залежність механічних властивостей гартованої (1100±5°C) сталі 4X4H5M4Ф2 від температури відпуску: 1 – твердість; 2, 3 – ударна в’язкість (3 – за температури відпуску 590°C та подальшого нагріву); 4 – границя міцності.

Fig. 1. Dependence of the mechanical properties of hardened (1100±5°C) steel on the tempering temperature: 1 – hardness; 2, 3 – impact toughness (3 – tempering temperature of 590°C and subsequent heating); 4 – ultimate strength.

Зміни легувальних елементів у матриці (див. точки 1 та 2 на рис. 2 і таблицю) після відпуску сталі при 450...500°C не виявили. Під час хімічного аналізу на

поверхні зразків після відпуску зафіксували карбідні фази уздовж меж зерен у структурі металу: білі ділянки складної форми відповідали карбідам M_6C (див. точка 3 на рис. 2 і таблицю), а чорні – карбіду MC (точка 4). Під час гартування сталі карбід M_6C розчиняється в аустеніті, а після відпуску при підвищених температурах виділяється із мартенситу. Карбід MC (який утворюється головно з ванадію) практично не розчиняється в аустеніті, проте частина ванадію може переходити в карбід M_6C , якщо у сталі присутній молібден. Таким чином, можна стверджувати, що карбідна фаза MC (окрім M_6C) присутня у структурі металу до термічної обробки (гартування). За температур відпуску від 450 до 500°C виявили рівномірне розподілення заліза та нікелю у матриці, а за температур від 450 до 475°C параметр кристалічної ґратки сталі збільшувався від 2,8823 до 2,8843 Å через утворення твердого розчину заміщення (хімічна формула фази $Fe_{0,93}Ni_{0,056}$) [5], викликане зниженням ударної в'язкості (12...18 J/cm², рис. 2, крива 2) та підвищенням крихкості сталі. Максимальне значення параметра a кристалічної ґратки (2,8843 Å) підтверджує максимальну насиченість твердого розчину на основі системі Fe–C. Він поступово зменшується від 2,8843 до 2,8840 Å при температурі відпуску 475...500°C, а твердість, ударна в'язкість та поріг міцності поступово збільшуються до 57 HRC; 30 J/cm² та 1360 МПа, відповідно (рис. 1, криві 1, 2 та 4). Відпускну крихкості (необерненої) сталі вище 500°C не спостерігали.

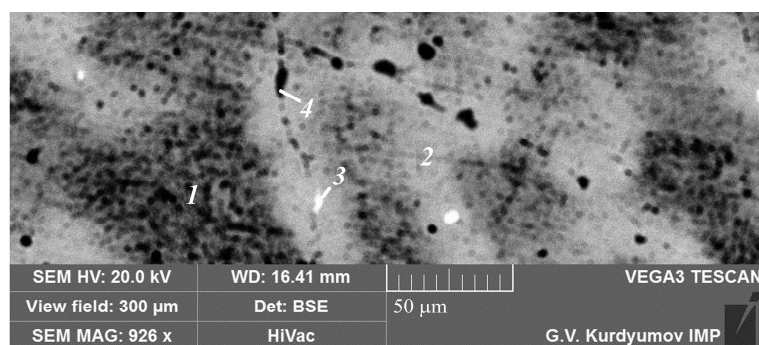


Рис. 2. Електронна структура сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержаної електрошлаковим переплавом, гартованої при 1100±5°C та відпущеної при 475°C.

Fig. 2. Electronic structure of 4X4H5M4Ф2 steel obtained by electroslag remelting, hardened at a temperature of 1100±5°C and tempered at 475°C.

**Локальний хімічний склад у позначених точках (див. рис. 2)
та параметр субструктури сталі 4Х4Н5М4Ф2,
гартованої за температури 1100±5°C та відпущеної при 475°C**

Легувальні елементи (mass%)					Точки	Фаза
Ni	V	Mo	Cr	Fe		
4,58	1,31	2,45	3,37	87,61	1	–
4,58	1,29	5,51	4,43	83,48	2	–
1,54	8,15	49,67	7,51	33,13	3	M_6C
0,16	86,72	4,36	3,53	5,23	4	MC

ВИСНОВОК

Встановлено, що відпускна крихкість (необернена) сталі 4X4H5M4Ф2 за температури відпуску 450...475°C пов'язана зі збільшенням параметра кристалічної ґратки a за утворення твердого розчину заміщення типу $\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x$ та додаткового виділення вздовж меж зерен карбідної фази типу M_6C у твердому розчині, що спричиняє зниження ударної в'язкості та підвищення крихкості сталі.

1. Криль Я. А., Геворкян Е. С., Луцак Д. Л. Матеріалознавство. Сталь: класифікація, виробництво, споживання, маркування. – Львів: Новий світ-2000, 2014. – 268 с.
2. Позняк Л. А. Инструментальные стали. – К.: Наук. думка, 1996. – 488 с.
3. Переполькіна М. Н., Грабовський В. Я. Вибір ефективного легування нових штампових сталей з аустенітним перетворенням при експлуатації // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2016. – № 1. – С. 11–15.
DOI: <https://doi.org/10.15588/v0i1.98826>
4. Кондратюк С. С., Кіндрачук М. В., Степаненко В. О. Металознавство та обробка металів. – К.: Вікторія, 2000. – 372 с.
5. 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 // Металофізика і новітні технології. – 2021. – **43**, № 11. – С. 1523–1536.
DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.11.1523>

Одержано 27.04.2023