

Лита сталь з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, одержана електрошлаковим переплавом

О. М. Сидорчук¹, А. А. Мамонова¹, В. В. Лук'янчук¹,
К. О. Гогаєв¹, О. К. Радченко¹, Л. А. Миронюк¹,
В. П. Коновал¹, Г. Л. Шведова², Д. В. Миронюк^{1*}

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України
03142, Київ, Україна, вул. Кржижановського, 3

*E-mail: denysmyroniuk@gmail.com

²Київський національний торговельно-економічний університет
02156, Київ, Україна, вул. Кіото, 19

Розроблено лігатуру для дошихтовки базової сталі 3Х3М3Ф для одержання сталі з регульованим аустенітним перетворенням марки 4Х3Н5М3Ф. Отримано зливки (лігатура системи Fe—Ni—Mo—V—Mn) масою 25 кг. Лігатуру одержували в індукційній печі в розливіці у кокіль. Температура металу в печі перед випуском була 1550 °С. Тривалість рафінування не перевищувала 20 хв. Вивчено фазово-структурний стан литої сталі. Показано рівномірний розподіл легуючих компонентів по тілу зерен, а також відсутність карбідної евтектики грубої форми у металі. Це дозволяє скоротити енергосміні технологічні операції (дифузійний відпал, ковку) для виготовлення штампного інструменту. Наявність мартенситної структури в сталі у литому стані дослідженого зливка потребує проведення основної термічної операції — відпалу. Встановлено, що неповний відпал за температури 750 ± 20 °С за умови часткової перекристалізації дослідженої сталі дає змогу покращити механічну обробку (різання) для виготовлення штампного інструменту. Визначено, що досліджена гартована сталь розміцнюється вище за температури відпуску 620 °С, оскільки теплостійкість сталі зменшується (нижче 40 HRC). Таким чином, виготовлений штампний інструмент з дослідженої сталі для гарячого деформування здатний працювати до температури 620 °С.

Ключові слова: сталь, лігатура, температура, структура, твердість.

Вступ

Штампи та матриці для гарячого деформування кольорових металів та сплавів (головним чином для гарячого деформування сплавів на основі міді) виготовляють зі сталей феритного класу марок 5ХНМ, 3Х3М3Ф, 4Х5МФ1С, 5Х5МНФС, 4Х5В2ФС, 4Х3ВМФ, 4Х4ВМФС, 4Х2В2МФС, 3Х2В8Ф, 5Х3В3МФС, 4Х2В5МФ, 4Х4В4М2К4Ф, 3Х3В9Ф, 6ХВ6М5Ф2, 6Х4В9М1Ф, 3Х2В9К5Ф, Х2В7М6К12Н2, 2Х6В3М2К8, 3Х10В7М2К10 і т. д. [1—6]. За температурних умов експлуатації 900—1000 °С гарячого пресування мідно-нікелевого сплаву штампні сталі феритного класу мають низький ресурс експлуатації. Вибір сталі для матриць гарячого деформування мідних сплавів розглядався рядом авторів [7—15]. Встановлено, що під дією високих температур та певного навантаження (тиску) у кожному циклі пресування мідного сплаву

© О. М. Сидорчук, А. А. Мамонова, В. В. Лук'янчук, К. О. Гогаєв,
О. К. Радченко, Л. А. Миронюк, В. П. Коновал, Г. Л. Шведова,
Д. В. Миронюк, 2020

відбувається пластична деформація поверхневого шару інструменту. Накопичення такої деформації не зміцнює штампову сталь з ОЦК граткою, але може зміцнювати сталі з ГЦК граткою [16—18]. Тобто у процесі роботи (гаряче деформування) штампів сталі в аустенітному стані повинні мати підвищену термічну стійкість, а також підвищену стабільність переохолодженого аустеніту.

Мета роботи полягала у одержанні сталі 4Х3Н5М3Ф електрошлаковим переплавом з урахуванням розробленої лігатури для дошихтовки базової сталі 3Х3М3Ф та вивченні фазово-структурного стану литої дослідної сталі, а також встановленні максимального значення температурного режиму (відпуску) дослідної сталі, яка здатна працювати в процесі експлуатації штампів інструменту для гарячого деформування.

Методика досліджень

Метод відбору проб для сталі проводили за ГОСТ 7565-81. Хімічний склад сталі визначали за методом спектрального аналізу [19—21]. Вміст вуглецю у сталі встановлювали за допомогою експрес-аналізаторів АН 7560М та АН 7529М. Досліджували мікрошліфи сталі після травлення травником: 10%-ний розчин азотної кислоти в етиловому спирті з добавкою пікринової кислоти за методикою [22] та ГОСТ 10243-75. Структуру та мікрохімічну неоднорідність розподілення легуючих елементів по тілу зерна та міжзеренних границях зразків визначали за допомогою локального енергодисперсійного спектрального аналізу на приставці до скануючого електронного мікроскопа Jeol Superprobe-733 (Японія) в Інституті проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України. Для одержання більш чіткої структури сталі (зерен та карбідної фази) використовували як пряме електронне зображення (SEI), так і електронне зображення, отримане зі зворотно відбитих електронів (BEI). Мікротвердість досліджували за допомогою цифрової напівавтоматичної системи випробувань мікротвердості EM-4500L (на основі мікротвердоміра MH-5L) у Центрі досліджень і технологій ІПМ Нінбо (повітове місто Нінхай, провінція Чжецзян, Китайська Народна Республіка). Спостереження та фотографування мікроструктури сталі з відбитками алмазного конуса проводили зі збільшенням у 500 разів. Всі вимірювання здійснювали за однакових умов та кімнатної температури. Навантаження на алмазну пірамідку становило 0,1 Н. Час витримки під навантаженням становив 11 с (EM-4500L). Рентгеноструктурні дослідження виконували на дифрактометрі ДРОН-3 у Co- K_{α} -випромінюванні. Твердість штампової сталі після проведення термічної обробки визначали за методом Роквелла на приладі ТК-2 (ГОСТ 9013-73). Термічну обробку сталі проводили в електричній печі СНОЛ-1,6,2,5.1/11-ИЗ за ТУ 16-681.139-86 з використанням для вимірювання температури термопари хромель-алюмель.

Результати та їх обговорення

Для виготовлення дослідно-промислової партії штампів інструменту для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1 застосовано установку електрошлакового лиття ПАТ “Рівненський науково-дослідний інститут технології машинобудування” (м. Рівне, Україна). Одержано зливки (маса одного зливка становила 15 кг) зі сталі з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації (РАПЕ) марки 4Х3Н5М3Ф. У ході виплавки електрошлаковим переплавом для виготовлення сталі з РАПЕ було прийняте рішення використовувати

лігатуру системи Fe—Ni—Mo—V—Mn та відходи штампової сталі марки 3X3M3Ф. Лігатуру системи Fe—Ni—Mo—V—Mn виплавляли в індукційній печі та розливали у кокілі, в результаті чого нами було одержано зливки (лігатури) масою 25 кг. Масовий склад шихти (лігатури) наведено у табл. 1, результати розрахунку шихтового матеріалу — у табл. 2. Лігатура масою 25 кг становила 75% від маси сталі 3X3M3Ф. Температуру металу підвищували до 1550—1600 °С. Температура металу у печі перед випуском була 1550 °С. Тривалість рафінування не перевищувала 20 хв.

В процесі електрошлакового переплаву для виплавки дослідної сталі з РАПЕ застосовували лом сталі марки 3X3M3Ф, електролітичний нікель Н1 (ГОСТ 849-70) і феррохром марки ФХ006 (ГОСТ 4757-79), металевий марганець марки Мн1 (ГОСТ 6008-75), силікокальцій марки СК30 (ГОСТ 4762-71). Усі шихтові матеріали підбиралися з мінімально можливим вмістом сірки та фосфору. В результаті одержували зливки зі сталі РАПЕ марки 4X3H5M3Ф наступного складу: 0,40—0,44% С, 2,80—3,00% Cr, 4,70—5,50% Ni, 2,44—2,60% Mo, 1,34—1,36% V, 0,34—0,35% Si, 0,002—0,003% P, 0,003—0,004% S.

Заготовка для матриці, одержана електрошлаковим литтям, показана у роботі [23]. Дослідження структури металу заготовки виявило зерна різного розміру (від 50 до 250 мкм) світлого кольору, міжзеренні границі темного кольору та включення темного кольору (рис. 1, а). За достатнім збільшенням

Т а б л и ц я 1. Масовий склад шихти (лігатура системи Fe—Ni—Mo—V—Mn) для сталі марки 3X3M3Ф

Ni (Н-1)	FeMo (60% Mo)	FeV (45% V)	Mn (96% Mn)	Чавун (3,8% C)	Cr	Армко-залізо	Загальна маса, кг
22,80	7,30	11,60	0,80	28,80	0,80	27,90	100

Т а б л и ц я 2. Розрахунок розробленої в ІІМ НАНУ лігатури системи Fe—Ni—Mo—V—Mn для введення у базову сталь 3X3M3Ф (% за масою)

Компоненти шихти	Маса, кг	Хімічні елементи, кг							
		C	Ni	Mo	V	Mn	Cr	Si	Fe
Лігатура									
Cr (мет.)	0,80						0,80		
Ni (Н-1)	5,70		5,70						
FeMo (60% Mo)	1,83			1,10					0,73
FeV (45% V)	2,90				1,31				1,59
Mn (96% Mn)	0,20					0,19			
Чавун (3,8% C)	7,20	0,275							6,92
Армко-залізо	6,37								6,37
Загальна маса	25,00	0,275	5,70	1,10	1,31	0,18	0,80	0,02	15
Базовий матеріал									
Сталь 3X3M3Ф	100%	0,30	—	2,80	0,52	0,30	3,00	0,30	92,78
	~75 кг	0,225	—	2,10	0,39	0,225	2,25	0,22	69,50
Кінцевий хімічний склад (лігатура + базовий матеріал)									
Кількість	100 кг	0,50*	5,70	3,20	1,70	0,40	3,00	0,40	85,07

*0,43% С після вигорання вуглецю.

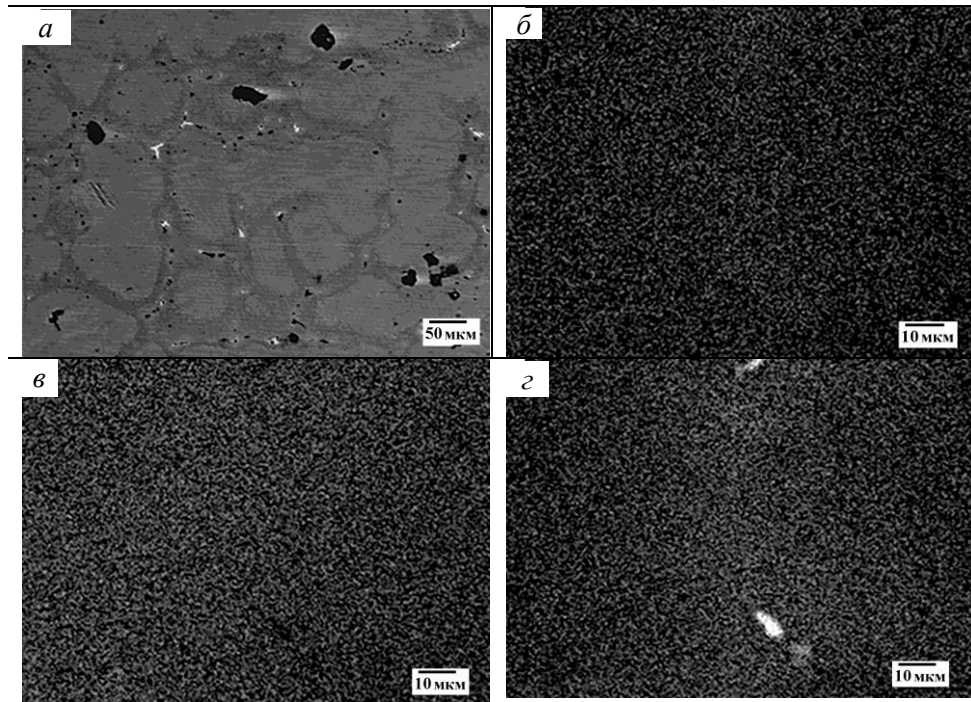


Рис. 1. Електронна структура литої дослідженої сталі, одержаної електрошлаковим переплавом: *a* — мікроструктура (BEI); розподілення на перетині шліфа сталі елементів (SEI): *b* — X-ray Cr- K_{α} ; *c* — X-ray Ni- K_{α} ; *d* — X-ray V- K_{α} .

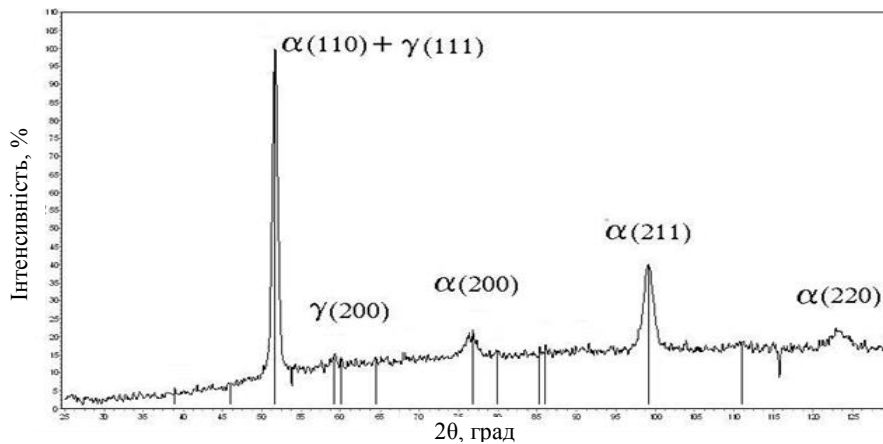


Рис. 2. Дифрактограма за результатами X-променевого фазового аналізу литої дослідженої сталі, одержаної електрошлаковим переплавом.

видно дендритну структуру лише з гілками головним чином першого порядку темного кольору та невелику кількість міждендритної речовини. З використанням методу електронної мікроскопії досліджено вихідну структуру сталі і показано рівномірне розподілення легуючих елементів хрому, нікелю та ванадію по тілу зерен (рис. 1, *b—d*). Така структура та розподілення елементів виникли внаслідок вищої швидкості кристалізації (високий ступінь переохолодження розплаву) у ході електрошлакового переплаву в порівнянні з традиційною технологією лиття. Використаний метод лиття забезпечував значну кількість центрів кристалізації та тонку дисперсність карбідної фази (без утворення карбідної евтектики грубої форми). Встановлено наявність

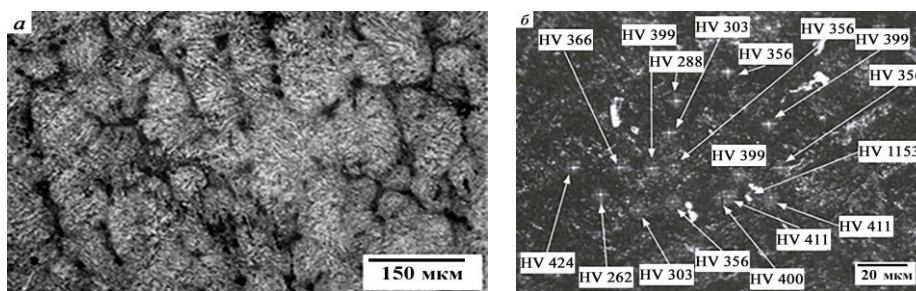


Рис. 3. Мікроструктура гартованої дослідженої сталі за температури $1025 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ та відпуску $550 \pm 1 \text{ }^\circ\text{C}$: *a* — збільшення $\times 100$; *б* — збільшення $\times 400$ (мікротвердість відбитків з навантаженням на алмазну піраміду $0,1 \text{ Н}$).

лише незначного вмісту крупних включень карбіду ванадію VC (рис. 1, *з*). Твердість одержаної штампової сталі становила 50—52 HRC. Така висока твердість ускладнювала подальшу механічну обробку для виготовлення матриці гарячого деформування. Тому перед механічною обробкою необхідно проводити заходи по зменшенню твердості сталі. Причиною високої твердості сталі у вихідному стані є наявність мартенситної структури з залишковим аустенітом. Відповідно до наведеної дифрактограми (рис. 2) встановлено, що кристалічна ґратка сильно деформована та імовірно через це не вдавалося розділити дублети рефлексів дифрактограми (накладення рефлексів від площини [110] у α -Fe та площини [111] у γ -Fe). Міжплощинна відстань кристалічної ґратки α -Fe-фази дещо зменшена ($0,202 \text{ нм}$), тоді як параметр ґратки без вуглецевого α -Fe за кімнатної температури становить $0,286 \text{ нм}$ [24]. Таким чином, суттєве зниження міжплощинної відстані в α -Fe (мартенситної структури) свідчить про сильну спотвореність ОЦК ґратки. На жаль, накладення рефлексів від означених площин не дає можливості точно встановити співвідношення між структурними складовими: мартенситом α -Fe (110) та залишковим аустенітом γ -Fe (111). Дифрактограма підтверджує високу дисперсність карбідної складової литої штампової сталі (низька інтенсивність рефлексів).

Отже, внаслідок високої дисперсності карбідної складової (мартенситної структури) литої штампової сталі, одержаної електрошлаковим переплавом та з високою твердістю, маємо незадовільні властивості для подальшої механічної обробки. Тому наступним кроком дослідження було визначення оптимального режиму термічної обробки (відпалу). В роботах [25—27] встановлено, що температура відпалу $750 \pm 20 \text{ }^\circ\text{C}$ сприяла покращенню механічної обробки виготовлення матриці штампового інструменту. Оптимальна температура гартування сталі становила $1025 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ [23], після гартування була одержана твердість 48—49 HRC. Дослідження мікроструктури X-променевим фазовим аналізом показало утворення мартенситної структури з залишковим аустенітом (α -Fe та γ -Fe — 97,30 та 2,70% (мас.) відповідно) [28]. У наступній технологічній операції (відпуску) за температури $550 \text{ }^\circ\text{C}$ структура сталі змінюється (рис. 3, *a, б*). Більш чіткими стають границі зерен, зменшуються розміри мартен-

Т а б л и ц я 3. Значення гарячої твердості дослідженої сталі після гартування за температур $1025 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ та відпуску за температур 500 ± 1 та $550 \pm 1 \text{ }^\circ\text{C}$

Час, хв	Мікротвердість, ГПа	
	500 $^\circ\text{C}$	550 $^\circ\text{C}$
1	3,09	2,52
10		2,52
30		2,38
60		2,26

Т а б л и ц я 4. Значення твердості литої сталі 4ХЗН5МЗФ, гартованої за температури 1025 ± 5 °С,) в залежності від температури відпуску

Температура відпуску, °С	420	450	500	520	550	580	600	620	650
Твердість HRC	47,5	47,5	47,5	46	45	44	42	39,5	36,5

ситних гілок до 80—100 мкм. Зерна у площині шліфа мають витягнуту форму, ширину 80—100 мкм і довжину 150—250 мкм. Зменшення розміру мартенситних гілок обумовлено тим, що починається розпад мартенситу. Для підтвердження розпаду мартенситу за температури 550 °С був проведений Х-променевиий фазовий аналіз. На одержаній дифрактограмі інтенсивні піки відповідають твердому розчину вуглецю в α -Fe (ОЦК) з параметром кристалічної ґратки 0,28768 нм. Також було проведено визначення гарячої твердості сталі після гартування та відпуску (табл. 3). Методика визначення гарячої твердості описана у роботі [29]. До температури 500 °С гаряча твердість практично не змінювалася з часом ізотермічної витримки, а зі збільшенням температури до 550 °С під час ізотермічної витримки під навантаженням відбувалося її зменшення. Так, з витримкою 1—10 хв гаряча твердість становила 2,52 ГПа, а з витримкою 60 хв зменшувалася майже на 10%. Подальше підвищення температури до 580 °С призводить до утворення ферито-карбідної суміші (трооститу), твердість становила 44—45 HRC (табл. 4). Така структура слабо травиться 10%-ним розчином азотної кислоти в етиловому спирті з добавкою пікринової кислоти та дає нечітке металографічне зображення. Нагрів до температури 620 °С веде до остаточного формування трооститної структури. Вище температури 620 °С сталь в процесі експлуатації штампного інструменту буде розміцнюватися, оскільки її твердість становить менше 40 HRC (табл. 4). Таким чином, оптимальна температура нагріву гартованої сталі для проведення відпуску становить 580 ± 5 °С.

Висновки

В результаті проведення досліджень термооброблених деталей з литої сталі з регулюванням аустенітного перетворення під час експлуатації встановлено, що необхідно одержувати зливки з цієї сталі за технологією електрошлакового переплаву. Відсутність карбідної евтектики у структурі переплаву литої дослідженої сталі дозволяє спростити режим термічної обробки, а саме стає непотрібним проведення гомогенізуючого (дифузійного) відпалу. Крім того, висока швидкість кристалізації розплаву дозволяє зменшити хімічну неоднорідність металу та гальмує утворення карбідної евтектики грубої форми. На відміну від звичайного лиття у форму, технологія з використанням електрошлакового переплаву не потребує додаткової технологічної операції (кування заготовок з температурою нагріву 1150—1180 °С).

Список літератури

1. Геллер Ю.А. *Инструментальные стали*. Москва: Металлургия, 1975. 584 с.
2. Позняк Л.А. *Инструментальные стали*. К.: Наук. думка, 1996. 488 с.
3. Кучерявый В.И., Арзамасов Б.Н., Брострем В.А. *Штамповые стали для горячего деформирования. Конструкционные материалы*: (Справ). Москва: Машиностроение, 1990. 682 с.
4. Гурьев А.М. *Экономнолегированные стали для литых штампов горячего деформирования, их термоциклическая и химико-термоциклическая обработка*: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.01. Томск, 2001. 487 с.

5. Федулов В.Н. Влияние количественного легирования инструментальных сталей для горячего деформирования на уровень их упрочнения. *Литье и металлургия*. 2015 (80). № 3. С. 123—131.
6. Гогаев К.О., Сидорчук О.М., Радченко О.К. Инструментальні штампові сталі для гарячого деформування (огляд). *Металознавство та обробка металів*. 2016. № 3. С. 18—24.
7. Озерский А.Д., Кругляков А.А., Данил А.Н. О выборе стали для матриц горячего прессования медных сплавов. *Цветные металлы*. 1981. № 8. С. 83—84.
8. Озерский А.Д., Кругляков А.А. Упрочнение стали ЭП930 для матриц горячего прессования медных сплавов. *Цветные металлы*. 1984. № 10. С. 76—78.
9. Озерский А.Д., Кругляков А.А. *Штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации*. Ленинград: ЛДНТП, 1988. 26 с.
10. Лебедева Н.В. Современные штамповые стали для горячего деформирования. *Балтийские металлы*. 2003. № 1. С. 7—9.
11. Лебедева Н.В. Оценка возможности комплексного упрочнения азотосодержащих сталей для прессового инструмента: *сб. трудов 10-й науч.-техн. конф. "Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов"*. СПб.: изд-во СПбГАХиПТ, 2004. С. 66—70.
12. Лебедева Н.В., Солнцев Ю.П. Пути упрочнения штамповых сталей с регулируемым аустенитным превращением: *сб. трудов 6-й междунар. науч.-техн. конф. "Современные металлические материалы, технологии и их использование в технике"*. СПб., 2004. С. 273—274 с.
13. Лебедева Н.В. Модифицирование сталей для прессового инструмента с регулируемым аустенитным превращением: *сб. трудов конф. молодых ученых и специалистов ЦНИИ КМ "Прометей"*. СПб., 2005. С. 12—18.
14. Лебедева Н.В. *Повышение стойкости инструмента для прессования труднодеформируемых цветных сплавов из сталей с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации*: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01. СПб., 2005. 18 с.
15. Переполькина 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.
16. Гудремон Э. *Специальные стали* / Под ред. А.С. Займовского и М.Л. Бернштейна. Москва: Металлургия, 1959. Т. I. 952 с.
17. Гудремон Э. *Специальные стали* / Под ред. А.С. Займовского и М.Л. Бернштейна. Москва: Металлургия, 1960. Т. II. 1638 с.
18. Гогаев К.О., Ласковнев О.П., Радченко О.К. *Розробка наукових і технологічних основ виготовлення форматворного штампового інструменту на основі створення і використання нових перспективних сталей і ливарно-деформаційних методів їх обробки*. Анотований збірник проектів спільного конкурсу ДФФД-БРФФД. К.: Академперіодика, 2017. С. 125—128.
19. Бабушкин А.А., Бажулин П.А., Королев Ф.А. *Методы спектрального анализа* / Под ред. Р.Л. Левшина. Москва: изд-во Московского ун-та, 1962. 509 с.
20. Петров В.И. *Оптический и рентгеноспектральный анализ*. Москва: Металлургия, 1973. С. 217—218.
21. Дубок В.А., Корнилова В.И., Печентковская Л.Е. *Усовершенствование методов химического анализа тугоплавких соединений и металлических сплавов*. К.: Наук. думка, 1988. 40 с.
22. Панченко Е.В., Скаков Ю.А., Кример Б.И., Арсентьев П.П., Попов К.В., Цвиллинг М.Я. *Лаборатория металлографии*. Москва: Металлургия, 1965. 440 с.
23. Гогаев К.О., Сидорчук О.М., Радченко О.К., Лук'янчук В.В., Орел Г.Г. Дослідження режимів термічної обробки штампової сталі 4ХЗН5М3Ф. *Современные проблемы физического материаловедения*. К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2016. Вып. 25. С. 105—108.
24. Гуляев А.П. *Металловедение*. Москва: Металлургия, 1986. 544 с.
25. Сидорчук О.М. Фазово-структурний стан сталі 40ХЗН5М3Ф в процесі перекристалізації. *Современные проблемы физического материаловедения*. К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2013. Вып. 22. С. 186—188.
26. Гогаев К.О., Сидорчук О.М., Радченко О.К., Мамонова А.А. Штампова сталь для горячего деформирования с регулируемым аустенитным перетворенням. *Металознавство та обробка металів*. 2014. № 1. С. 40—44.
27. Гогаев К.О., Сидорчук О.М., Радченко О.К., Лук'янчук В.В. *Способ термічної обробки сталі для гарячого пресування*: пат. 94746 Україна: МПК С21 / D8 / 00. / № u201407076; заявл. 23.06.2014; опубл. 25.11.2014. Бюл. № 22. 4 с.
28. Гогаев К.О., Сидорчук О.М., Радченко О.К., Карпец М.В., Пятачук С.Г. Структура та властивості загартованої сталі 40ХЗН5М3Ф, одержаної електрошлаковим перетопленням за високих температур. *Металофізика та новітні технології*. 2015. Т. 37, № 12. С. 1653—1661.
29. Алексюк М.М., Борисенко В.А., Кращенко В.П. *Механические испытания при высоких температурах*. К.: Наук. думка, 1980. 208 с.

References

1. Geller Yu.A. *Instrumental'nyie stali* [Instrumental steels]. Moscow: Metallurgiya, 1975. 584 p. [in Russian].
2. Poznyak L.A. *Instrumental'nyie stali* [Instrumental steels]. Kiev: Naukova dumka, 1996. 488 p. [in Russian].
3. Kucheryavyy V.I., Arzamasov B.N., Brostrem V.A. *Shtampovyye stali dlya goryachego deformirovaniya. Konstruktsionnyie materialyi: (Sprav)* [Construction materials: (handbook)]. Moscow: Mashinostroenie, 1990. 682 p. [in Russian].
4. Gurev A.M. *Ekonomnolegirovannyye stali dlya lityih shtampov goryachego deformirovaniya, ih termotsiklicheskaya i himiko-termotsiklicheskaya obrabotka* [Sparingly alloyed steels for hot-worked cast dies and their thermal cycling and chemical thermal cycling treatment]. Doctor's thesis. Tomsk, 2001. 487 p. [in Russian].
5. Fedulov V.N. Vliyaniye kolichestvennogo legirovaniya instrumentalnykh staley dlya goryachego deformirovaniya na uroven ih uprochneniya [Influence of quantitative alloying of tool steels for hot deformation on the level of hardening]. *Lit'e i metallurgiya*. 2015. (80). No. 3. P. 123—131 [in Russian].
6. Gogaev K.O., Sidorchuk O.M., Radchenko O.K. Instrumentalni shtampovi stali dlya garyachogo deformuvannya (oglyad) [Instrumental die steels for hot deformation (review)]. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*. 2016. No. 3. P. 18—24 [in Ukrainian].
7. Ozerskiy A.D., Kruglyakov A.A., Danil A.N. O vyibore stali dlya matrits goryachego pressovaniya mednykh splavov [On the choice of steel for hot-pressing matrices of copper alloys]. *Tsvetnyie metallyi*. 1981. No. 8. P. 83—84 [in Russian].
8. Ozerskiy A.D., Kruglyakov A.A. Uprochneniye stali EP930 dlya matrits goryachego pressovaniya mednykh splavov [The EP930 steel reinforcement for hot pressing of copper alloys]. *Tsvetnyie metallyi*. 1984. No. 10. P. 76—78 [in Ukrainian].
9. Ozerskiy A.D., Kruglyakov A.A. *Shtampovyye stali s reguliruemym austenitnym prevrascheniem pri ekspluatatsii* [Die steels with adjustable austenitic transformation during the exploitation]. Leningrad: LDNTP, 1988. 26 p. [in Russian].
10. Lebedeva N.V. Sovremennyye shtampovyye stali dlya goryachego deformirovaniya [Modern die steels for hot deformation]. *Baltiyskie metallyi*. 2003. No. 1. P. 7—9 [in Russian].
11. Lebedeva N.V. Otsenka vozmozhnosti kompleksnogo uprochneniya azotosoderzhaschikh staley dlya pressovogo instrumenta [Evaluation of the possibility of complex hardening of nitrogen-containing steels for pressing tools]. *Sb. trudov 10-y nauch.-tehn. konf. "Problemy resursa i bezopasnoy ekspluatatsii materialov"*. SPb.: izd-vo SPbGAHiPT, 2004. P. 66—70 [in Russian].
12. Lebedeva N.V., Solntsev Yu.P. Puti uprochneniya shtampovykh staley s reguliruemym austenitnym prevrascheniem [Ways to strengthen die steels with controlled austenitic transformation]. *Sb. trudov 6-y mezhdunar. nauch.-tehn. konf. "Sovremennyye metallicheskie materialyi, tehnologii i ih ispolzovanie v tehnike"*. SPb., 2004. P. 273—274 [in Russian].
13. Lebedeva N.V. Modifitsirovaniye staley dlya pressovogo instrumenta s reguliruemym austenitnym prevrascheniem [Modification of steels for pressing tools with controlled austenitic transformation]. *Sb. trudov konf. molodykh uchenykh i spetsialistov TsNII KM "Prometey"*. SPb., 2005. P. 12—18 [in Russian].
14. Lebedeva N.V. *Povyisheniye stoykosti instrumenta dlya pressovaniya trudnodeformiruemyykh tsvetnykh splavov iz staley s reguliruemym austenitnym prevrascheniem pri ekspluatatsii: [Increased tool life for pressing hard-to-form non-ferrous alloys from steels with controlled austenitic transformation during operation]: avtoref. dis. ... kand. tehn. nauk: 05.02.01. SPb., 2005. 18 p. [in Russian].*
15. Perepolkina M.N., Hrabovskiy V.Ya. Vybir efektyvnogo lehuvaniya novykh shtampovykh staley z austenitnym peretvorenniam pry ekspluatatsii [Effective alloying selection of new die steels with austenitic transformation during maintenance]. *Novi materialy i tekhnologii v metalurhii ta mashynobuduvanni*. 2016. No. 1. P. 11—15 [in Ukrainian].
16. Gudremon E. *Spetsialnyie stali* [Special steels] / Pod red. A.S. Zaymovskogo i M.L. Bernshteyna. Moscow: Metallurgiya, 1959. V. I. 952 p. [in Russian].
17. Gudremon E. *Spetsialnyie stali* [Special steels] / Pod red. A.S. Zaymovskogo i M.L. Bernshteyna. Moscow: Metallurgiya, 1960. V. II. 1638 p. [in Russian].
18. Gogaev K.O., Laskovnev O.P., Radchenko O.K. *Rozrobka naukovykh i tekhnolohichnykh osnov vyhotovlenniia formotvornoho shtampovoho instrumentu na osnovi stvorennia i vykorystanniia novykh perspektyvnykh staley i lyvarno-defor-matsiinykh metodiv yikh obrobky* [The development of scientific and technological bases for the production of a shape-generating die instruments on the basis of the creation and use of new promising

- steels and foundry-deformation methods of their processing*]. Anotovanyi zb. proektiv spilnoho konkursu DFFD-BRFFD. Kiev: Akadempriodyka, 2017. P. 125—128 [in Ukrainian].
19. Babushkin A.A., Bazhulin P.A., Korolev F.A. *Metodyi spektralnogo analiza* [Spectral analysis methods] / Pod red. R.L. Levshina. Moscow: izd-vo Moskovskogo un-ta, 1962. 509 p. [in Russian].
 20. Petrov V.I. *Opticheskii i rentgenospektralnyi analiz* [Optical and X-ray spectral analysis]. Moscow: Metallurgiya, 1973. P. 217—218 [in Russian].
 21. Dubok V.A., Kornilova V.I., Pechentkovskaya L.E. *Usovershenstvovanie metodov himicheskogo analiza tugoplavkikh soedineniy i metallicheskih splavov* [Improvement of methods for chemical analysis of refractory compounds and metal alloys]. Kiev: Naukova dumka, 1988. 40 p. [in Russian].
 22. Panchenko E.V., Skakov Yu.A., Krimer B.I., Arsentev P.P., Popov K.V., Tsviling M.Ya. *Laboratoriya metallografii* [Metallography laboratory]. Moscow: Metallurgiya, 1965. 440 p. [in Russian].
 23. Gogaiev K.O., Sydorhuk O.M., Radchenko O.K., Lukianchuk V.V., Orel H.H. Doslidzhennia rezhymiv termichnoi obrobky shtampovoi stali 4Kh3N5M3F [Research of modes of heat treatment of die steel 4Kh3N5M3F]. *Sovremennyye problemy fizicheskogo materialovedeniya*. Kiev: In-t probl. materialovedeniya NAN Ukrainy. 2016. Issue 25. P. 105—108 [in Ukrainian].
 24. Gulyaev A.P. *Metallovedenie*. [Metals science]. Moscow: Metallurgiya, 1986. 544 p. [in Russian].
 25. Sydorhuk O.M. Fazovo-strukturnyi stan stali 40Kh3N5M3F v protsesi perekrystalizatsii [Steel 40Kh3N5M3F phase-structural state in the recrystallization process]. *Sovremennyye problemy fizicheskogo materialovedeniya*. Kiev: In-t probl. materialovedeniya NAN Ukrainy. 2013. Issue 22. P. 186—188 [in Ukrainian].
 26. Gogaiev K.O., Sydorhuk O.M., Radchenko O.K., Mamonova A.A. Shtampova stal dlia hariachoho deformuvannia z reulovanyim austenitnym peretvorennyam [Die steel for hot deformation with adjustable austenitic transformation]. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*. 2014. No. 1. P. 40—44 [in Ukrainian].
 27. Gogaiev K.O., Sydorhuk O.M., Radchenko O.K., Lukianchuk V.V. *Sposib termichnoi obrobky stali dlia hariachoho presuvannia* [The method of heat treatment of steel for hot pressing]: pat. 94746 Ukraina: MPK S21/D8/00./ № u201407076; zaiav. 23.06.2014; opubl. 25.11.2014. Biul. No. 22. 4 p. [in Ukrainian].
 28. Gogaiev K.O., Sydorhuk O.M., Radchenko O.K., Karpets M.V., Piatachuk S.H. Struktura ta vlastyvoli zahartovanoi stali 40Kh3N5M3F, oderzhanoi elektroslovakovym peretoplenniam za vysokykh temperatur [Structure and properties of tempered steel 40H3N5M3F obtained by electroslag remelting at high temperatures]. *Metalo fizyka ta novitni tekhnologii*. 2015. V. 37, No. 12. P. 1653—1661 [in Ukrainian].
 29. Aleksyuk M.M., Borisenko V.A., Kraschenko V.P. *Mehanicheskie ispytaniya pri vysokih temperaturah* [Mechanical tests at high temperatures]. Kiev: Naukova dumka, 1980. 208 p. [in Russian].

Cast steel with adjustable austenitic transformation during operation, obtained by electroslag remelting

O. M. Sydorhuk, A. A. Mamonova, V. V. Lukianchuk, K. O. Gogaiev,
O. K. Radchenko, L. A. Myroniuk, V. P. Konoval, G. L. Shvedova, D. V. Myroniuk

The ligature for finishing of base steel 3H3M3F type for obtaining steel 4H3N5M3F type with adjustable austenitic transformation is developed in the article. The phase-structural state of steel in the cast state is investigated. The uniform distribution of alloying components on the body of grains is shown. It was found that the investigated hardened steel is softening above the tempering temperature of 620 °C, because the heat resistance of steel decreases (below 40 HRC). It was developed a 3H3M3F base steel ligature for steel production with adjustable austenitic transformation of 4H3N5M3F brand. Ingots (ligature of the Fe—Ni—Mo—V—Mn system) weighing 25 kg were obtained. The ligature was obtained by means of an induction furnace in a casting mold. The temperature of the metal in the furnace before release was 1550 °C. The duration of refining did not exceed 20 minutes. The phase-structural state of cast steel is studied. The uniform distribution of alloying components on the body of grains is shown, as well as the absence of coarse carbide eutectic in metal. This allows to reduce energy-intensive technological operations (diffusion annealing, forging) for the die tools manufacture. The presence of martensitic structure in the steel in the cast state of the investigated ingot requires the main thermal operation — annealing. It is established that incomplete annealing at a temperature of 750 ± 20 °C under the condition of partial recrystallization of the investigated steel allows to improve the mechanical processing (cutting) for the production of the die tool. It was determined that the investigated hardened steel hardens above the tempering temperature of 620 °C, because the heat resistance of steel decreases (below 40 HRC). Thus, a die tool of the investigated steel for hot deformation, capable of operating up to the temperature of 620 °C.

Keywords: steel, ligature, temperature, structure, hardness.