

Лита штампова сталь 4Х4Н5М4Ф2 для прес-форм гарячого пресування міді М1 та алюмінієвого сплаву АК7ч

О. М. Сидорчук^{1,2}

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

²Центр досліджень і технологій ІПМНінбо, перехрестя шляху Фенгшан та вул. Кіаотоу Ху, 218, 315600, повітове місто Нінхай, місто Нінбо, провінція Чжецзян, Китайська Народна Республіка
E-mail: sedoroleg@ukr.net

Розроблено режими гартування та відпуску досліджуваної сталі 4Х4Н5М4Ф2 з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації. Оптимальний температурний режим гартування дослідженої сталі становить 1100 ± 5 °С. Зі збільшенням температури гартування (вище 1100 °С) зростає розмір аустенітного зерна та інтенсивно відбувається процес рекристалізації, що призводить до зменшення міцності. Рекомендовано проводити низькотемпературний відпуск гартованої сталі за температур 190 ± 10 °С для зниження внутрішніх напружень. Встановлено, що відпуск термічнозміцненої сталі найкраще здійснювати під час охолодження на повітрі. Оптимальний температурний режим відпуску сталі становить 590 ± 5 °С. Проведено аналіз дослідженої сталі після гартування та відпуску (ізотермічної витримки дві та чотири години). Встановлено, що максимальна температура експлуатації штампового інструменту для гарячого пресування міді (марка М1) може досягати 650 °С. Показано, що штамповий інструмент з дослідженої сталі здатний працювати в (екстремальних) температурних умовах — 625—650 °С. Якщо температура експлуатації >650 °С, в сталі відбуваються пониження теплостійкості (нижче 40 HRC) та знеміцнення. Проведено дослідно-промислове випробування штампового інструменту зі сталі марки 4Х4Н5М4Ф2 (технологія без кування) для гарячого пресування алюмінієвого сплаву марки АК7ч, яке показало службові властивості на рівні зі сталлю 4Х5МФ1С (марка H13, США), що була піддана впливу гарячої пластичної деформації зливка (кування) та її робоча поверхня була азотована на глибину до 300 мкм.

Ключові слова: штампована сталь, термічна обробка, гаряче деформування, твердість, ударна в'язкість.

Вступ

Використання сталей феритного класу у литому стані для виготовлення штампового інструменту не знайшло широкого застосування у машинобудуванні. Як правило, використовують ковану або прокатану сталь, яка має підвищені значення міцності, в'язкості руйнування та теплостійкості. Так, для литої сталі 5Х3В3МФСЛ теплостійкість становить $T_{40} = 645$ °С. Зливки литої сталі, одержані за традиційною технологією виробництва, мають значну кількість дефектів, понижено міцність та підвищену крихкість. В той же час встановлено, що ресурс експлуатації штампового інструменту з кованої сталі 5Х3В3МФС у

два рази нижчий, аніж литої 5ХЗВЗМФСЛ. Це зумовлено тим, що інструментальні сталі працюють головним чином у температурній області структурної нестійкості (метастабільності), а пластична деформація, яка відбувається під час кування (кування або прокатування) знижують температуру рекристалізації [1—3]. Пластична деформація супроводжується масопереносом, розміщенням сталі та формозміною штампового інструменту [3]. Лита сталь має більш високий опір стиранню (зносу) у порівнянні з деформованою сталлю. Крім того, литий штамповий інструмент має перевагу, а саме меншу собівартість (до 40%). Ударну в'язкість та пластичність литої сталі можна підвищити, якщо зливки одержувати, використовуючи швидке охолодження розплаву та технологію електрошлакового лиття, а також за рахунок модифікування. Тому основною задачею в процесі виготовлення штампів з литої сталі є розробка технологічних процесів, що забезпечують одержання якісних зливок. Крім того, необхідно враховувати підбір хімічного складу штампової сталі та оптимізацію температурних режимів термічної обробки. Для гарячого пресування міді, сплавів на основі міді та алюмінію на підприємствах в основному використовують сортовий прокат штампової сталі. Застосування у технології виготовлення сталі електрошлакового переплаву потребує доцільного корегування її хімічного складу та стабілізації структури під час відпуску загартованої сталі.

У роботі досліджено інструментальну сталь для виготовлення штампового інструменту, який використовують для гарячого пресування міді марки М₁ за температур 550—650 °С. Підвищення температури експлуатації вище 630 °С відбувається зі збільшенням каліброваного отвору штампового інструменту, що призводить до зменшення ресурсу його експлуатації (сталь знеміцнюється). Процес такого знеміцнення сталі супроводжується коагуляцією карбідної складової. Відомо, що присутність Cr у сталі утруднює утворення стабільних карбідів (Fe, V)C або (Fe, Mo)₂C і розширює концентраційну область, в якій існує карбід (Fe, Cr)₂₃C₆ [1—3]. Найшвидше у процесі відпуску гартованої сталі коагулює карбід типу М₂₃C₆, за рахунок цього виникає крихкість другого роду. Крихкість другого роду полягає в тому, що знижуються відносно видовження та відносно звуження під певним температурно-силовим навантаженням за рахунок сфероїдизації та коагуляції карбідної складової. Підвищення жаростійкості сталі на основі системи Fe—Cr—Ni—Mo забезпечують такі карбідоутворюючі компоненти, як V, Ti, Nb, які збільшують опір повзучості в умовах дифузійних механізмів пластичності [1] за рахунок зростання міцності міжатомного зв'язку. Нікель найбільш надійно та сильно знижує критичну температуру крихкості (збільшує рух дислокацій для зниження напружень на межах зерен) і, сприяє збереженню пластичності сталі під час статичного навантаження до критичної температури А₁. Крім того, додаткове введення нікелю у сталь на феритній основі зумовлює зниження критичних точок А₁ та А₃ [1—4]. З розширенням області γ-Fe-модифікації в сталі у вихідному стані і у ході нагрівання її до температур, за якими відбувається α→γ-перетворення, зберігається аустенітна структура впродовж усього періоду високо-температурної експлуатації штампового інструменту. Штамповий інструмент зі сталі на основі системи Fe—Cr—Ni—Mo демонструє

підвищений ресурс експлуатації під час гарячого пресування міді в інтервалі температур 550—620 °С ($0,66T_{пл}$), а також гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву (температура 920—950 °С) [5—7]. Меншою схильністю до коагуляції володіють карбіди типу M_6C , особливо MC . Підвищення температури гартування сталі дає можливість більше розчинити карбідну фазу $M_{23}C_6$. В процесі відпуску утворюються інші типи карбідної складової, які менше коагулюють та збільшують вторинну твердість. У ході гартування сталі відбувається процес рекристалізації, збільшується розмір зерна, знижується міцність.

Мета даної роботи полягає в розширенні експлуатаційного температурного діапазону за рахунок оптимізації термічної обробки та корегування хімічного складу розробленої раніше штампової сталі 4X3H5M4Ф для досягнення підвищеного комплексу фізико-механічних властивостей та збільшення ресурсу експлуатації штампового інструменту.

Методика досліджень

Комплекснолеговану сталь 4X4H5M4Ф2 для гарячого деформування отримувано електрошлаковим переплавом в корпорації "Tiangong International Co., Ltd." (м. Даньян, провінція Цзянсу, КНР). Одержували зливки масою 300 кг, розмірами: \varnothing 180—200 мм, довжиною 1100 мм. Загальна маса зливок становила 3 т. Хімічний склад досліджуваної сталі визначали за допомогою стаціонарного спектрометра SPECTROMAXx LMX07. Встановлено хімічний склад зразка отриманої сталі % (мас.): 0,40—0,42C; 3,8—3,9Cr; 5,0—5,1Ni; 3,7—3,8Mo; 1,7—1,8V та домішки 0,003—0,005N; 0,004—0,005S; 0,003—0,004P; 0,072—0,075Si; 0,23—0,24Mn; 0,014—0,016Al; 0,040—0,043W; 0,010—0,013Co; 0,018—0,020Nb; 0,065—0,067Cu; 0,002—0,003Ca.

Відпал зливку за температури 750 ± 20 °С та його механічну обробку здійснювали у компанії "Futes Co., Ltd" (м. Нінхай, провінція Чжецзян). Дослідження структури металу та визначення властивостей дослідної сталі проводили в центрі досліджень і технологій ПІМ Нінбо (м. Нінхай, провінція Чжецзян). В результаті оптимізованого відпалу утворилася структура металу з твердістю 32 HRC, що полегшило механічну обробку (різання).

Структуру металу досліджували за допомогою металографічного мікроскопа МІМ-10. Випробування на твердість виконували за методом Роквелла на стаціонарному твердомірі HR-150A. Ударну в'язкість визначали на випробувальній машині NI300 (зразки розмірами 10 x 10 x 55 мм без надрізу), межу плинності та міцності — за стандартною методикою випробування на розтяг за ГОСТ 1497-84 на універсальній установці GNT50.

Результати та їх обговорення

У роботі досліджено залежність твердості HRC від режимів термічної обробки (гартування та низькотемпературного відпуску) дослідної сталі (рис. 1, рис. 2, *a—c*). Встановлено оптимальну температуру гартування сталі — 1100 ± 5 °С. Від температури гартування залежать два визначальних конкуруючих процеси: розчинення карбідної фази у γ -фазі заліза та зростання розміру зерна. Найбільша твердість відповідає оптимальній температурі гартування. За температури гартування сталі від

Рис. 1. Залежність між твердістю (HRC) та температурним режимом (°C) термічно-зміцненої дослідженої литої сталі 4X4H5M4Ф2: 1 — гартування (охолодження в оливі), 2 — гартування (охолодження в оливі) та відпуск за 180 °C (ізотермічна витримка 2 години) та охолодження на повітрі.

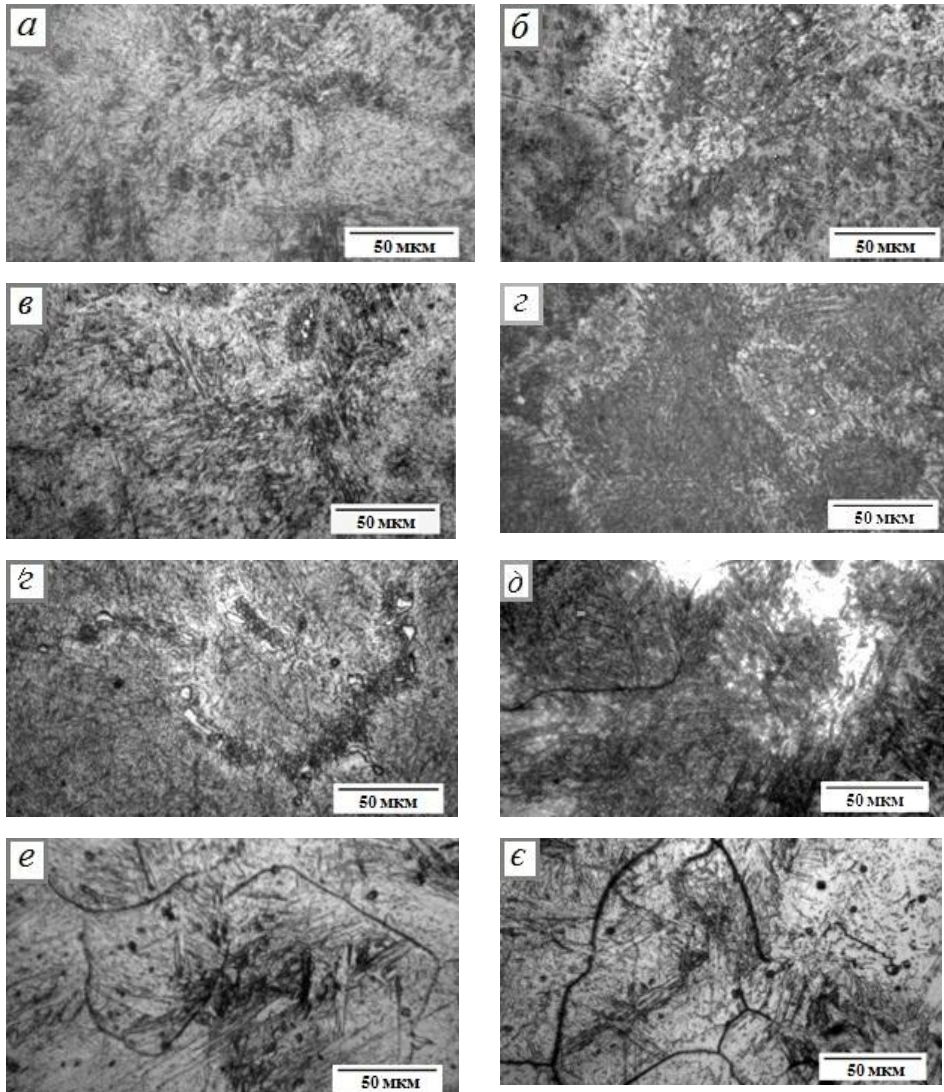
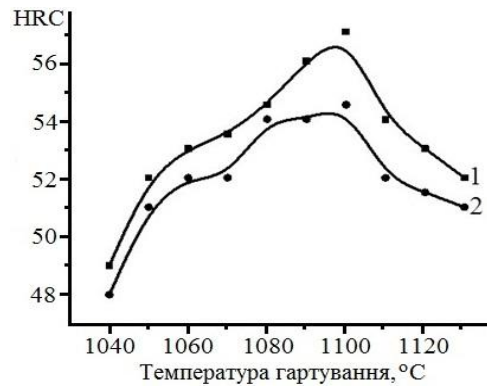


Рис. 2. Мікροструктура дослідженої литої сталі 4X4H5M4Ф2 після різних температурних режимів гартування (°C), x400: а — 1050; б — 1060; в — 1070; г — 1080; з — 1090; д — 1100; е — 1110; є — 1120.

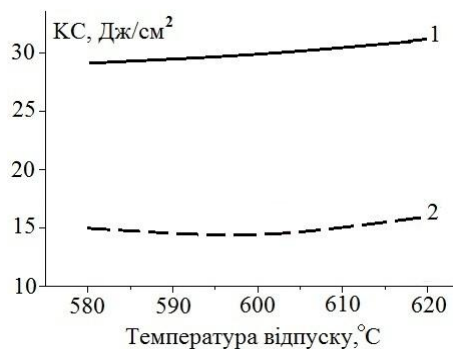


Рис. 3. Ударна в'язкість сталі 4Х4Н5М4Ф2 в залежності від температури гартування та відпуску.

після гартування проводять низькотемпературний відпуск за температур $190 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 1, крива 2).

Дослідження відповідних структур сталі (рис. 4, *a—z*) показало, що після охолодження на повітрі на границях зерен виділяється менша кількість карбідної складової, ніж у випадку охолодження зразків у печі, що приводить до збільшення ударної в'язкості більше ніж у 2 рази. Наявність трооститної структури також спостерігається на металографічних зображеннях відповідних мікрошліфів та підтверджується величинами твердості сталі: 48,5 HRC (відпуск за температури $600 \text{ }^\circ\text{C}$) та 45,5 HRC (відпуск за температури $620 \text{ }^\circ\text{C}$) [8, 9]. Зростання температури відпуску вище $650 \text{ }^\circ\text{C}$ призводить до зниження теплостійкості менше 40 HRC, яке супроводжується появою крихкості другого роду та розміщенням сталі. Для дослідженої сталі рекомендована температура гартування [5, 6] становила $1020\text{—}1030 \text{ }^\circ\text{C}$. Якщо температура відпуску була вищою за $620 \text{ }^\circ\text{C}$, теплостійкість цієї сталі була нижча за 40 HRC (табл. 1). Для збільшення теплостійкості було уточнено хімічний склад сталі та оптимізовано режим термічної обробки [8, 9]. Підтверджено, що оптимальна температура гартування дослідженої сталі становить $1095 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$. Більш широко було проведено порівняння мікроструктур сталі після гартування за різних режимів: 1080 ± 5 та $1090 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$) з наступним відпуском. Аналіз мікроструктур термічно обробленої сталі при різних температурних режимах відпуску показав ідентичність розміру карбідної складової. При збільшенні температури гартування сталі за температурними режимами $1110 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$, $1120 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$, $1130 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ збільшується розмір аустенітного зерна та інтенсивно відбувається процес рекристалізації (рис. 2, *d—e*), що призводить до зменшення міцності. Таким чином, оптимальним є режим гартування $1095 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ (охолодження в оліві), тобто вище за температуру гартування дослідженої сталі $1020\text{—}1030 \text{ }^\circ\text{C}$. Оптимальна температура гартування штампової сталі була вибрана згідно з літературними даними [10—12]. У роботах професора А. Д. Озерського, розробника сталей з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, не проводилась оптимізація режимів термічної обробки, як для відпалу, так і для гартування сталі. Якщо використовувати таку сталь

1050 ± 5 до $1070 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ твердість збільшується від 49,0 до 53,5 HRC. Нагрів до режиму гартування $1070 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ та відпуск сталі за температури $590 \text{ }^\circ\text{C}$ є недостатніми для отримання високої твердості [8] та ударної в'язкості (рис. 3), навіть за використання подвійного гартування. Подальше підвищення температури гартування сталі ($1090 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$) приводить до збільшення її твердості. У такому стані штампова сталь має підвищені крихкість та схильність до виникнення внутрішніх напружень. Тому

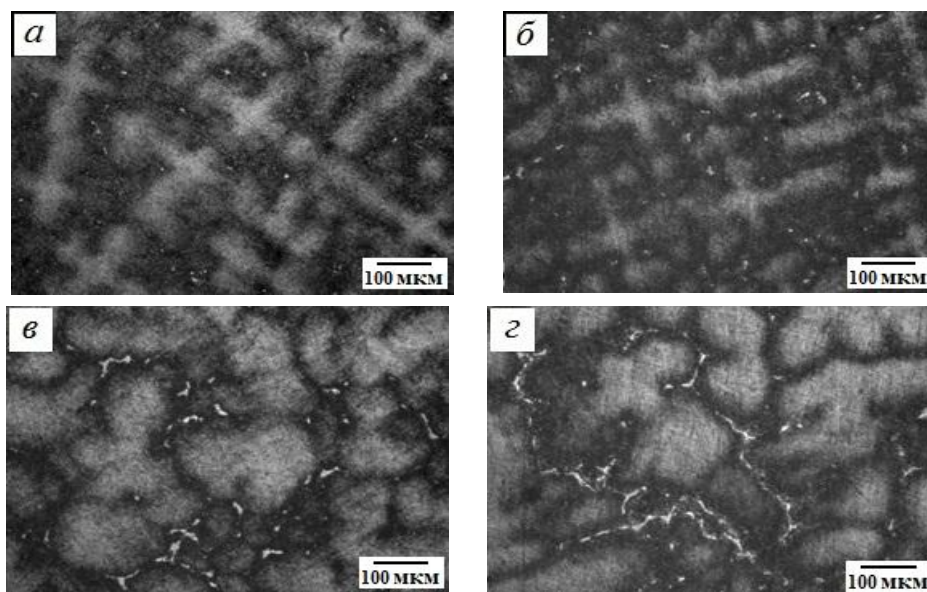


Рис. 4. Мікроструктури дослідженої литої сталі 4X4H5M4Ф2 після гартування за температури 1090 ± 5 °C та відпуску (ізотермічна витримка 4 години): 600 °C (а, б); 620 °C (в, з); (а, в — охолодження на повітрі; б, з — охолодження з піччю).

Т а б л и ц я 1. Величини теплостійкості литої сталі 4X3H5M3Ф після гартування 1040 ± 10 °C та відпуску

Температура від пуску, °C	420	450	500	520	550	580	600	620	650
Теплостійкість, HRC	47,5	47,5	47,5	46	45	44	42	39,5	36,5

Т а б л и ц я 2. Механічні властивості штампових сталей за кімнатної температури

Марка сталі	Температура відпуску, °C	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	КС, Дж/см ²	Теплостійкість, HRC
4X5MФ1С (сортовий прокат)	600	1470	1620	44	47,0
4X4H5M4Ф2 (лита)		1500	1600	32	49,0

для гарячого деформування за температури 900—960 °C в процесі виготовлення трубних заготовок із мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1 [5, 6], то температура гартування сталі 1020—1030 °C, з урахуванням проведеного відпуску після гартування за різних режимів: 550—560 °C, є достатньою, оскільки теплостійкість сталі становить 44—45 HRC (табл. 1). Але, в процесі гарячого деформування міді та латуні нижче критичної температурної точки сталі A_1 слід враховувати оптимальний температурний режим гартування та відпуску сталі. Під час експлуатації цієї сталі за температур до критичної точки A_1 в процесі деформування міді та латуні теплостійкості недостатньо і тому виникає необхідність корегувати як

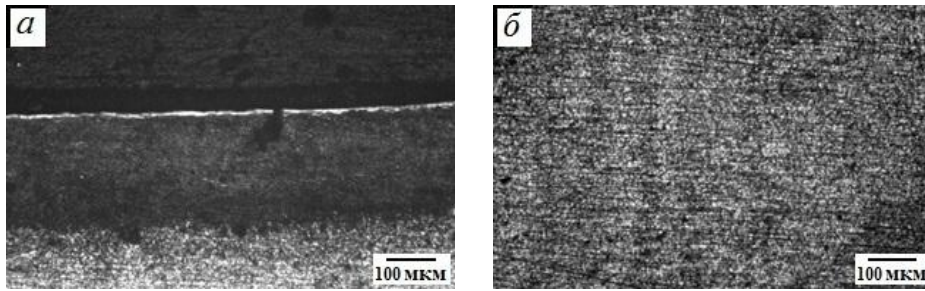


Рис. 5. Мікроструктури кованої сталі 4X5МФ1С штампового інструменту після експлуатації, гарячого пресування алюмінієвого сплаву марки АК7ч: *а* — азотований шар на глибину 300 мкм; *б* — травлення 10%-ним розчином HNO_3 , впродовж 150 с.

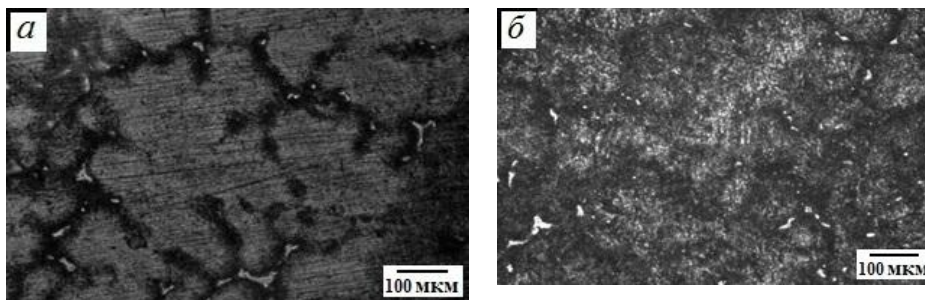


Рис. 6. Мікроструктури дослідженої литої сталі 4X4H5M4Ф2 з штампового інструменту після гарячого пресування алюмінієвого сплаву АК7ч та травлення 10%-ним розчином HNO_3 , впродовж 50 с (*а*); 10%-ним розчином HNO_3 , впродовж 200 с (*б*).

хімічний склад, так і термічну обробку. Застосування розробленої технології та хімічного складу сталі забезпечило підвищення її теплостійкості на 2 HRC у порівнянні зі сталлю 4X5МФ1С (сортовий прокат), а межі міцності та плинності знаходяться практично на одному рівні (табл. 2).

За розробленою технологією були виготовлені матриці із дослідженої сталі та використані для гарячого деформування (температура експлуатації 450—500 °С) алюмінієвого сплаву АК7ч у корпорації “New Material Technology Co., Ltd.”, (м. Куньшань, провінція Цзянсу, КНР). Після експлуатації штампового інструменту проведено порівняння структур дослідженої сталі з робочої матриці (технологічний процес без деформації-кування) та сталі 4X5МФ1С (H13, USA), яка була прокована, піддана термічній обробці, а поверхневий шар був азотований на глибину до 300 мкм (рис. 5, *а, б*) і також використовувалась для гарячого пресування алюмінієвого сплаву АК7ч. Структура дослідженої литої сталі (одержаної за допомогою електрошлакового переплаву) з робочої матриці складалася з крупних зерен (більше 100 мкм), по межах яких спостерігалися виділення карбідної складової (рис. 6, *а, б*). Структура кованої сталі 4X5МФ1С з робочої матриці складалася з дрібних зерен (менше 10 мкм) і карбідна складова не спостерігалася (рис. 5, *а, б*). Ударна в'язкість сталі 4X5МФ1С виявилася у 20 разів вищою за досліджену литу сталь (240—280 та 9,5—13,7 Дж/см² відповідно), але її теплостійкість була нижчою приблизно на 2 HRC. Незважаючи на такі механічні властивості, штамповий інструмент з литої дослідженої сталі за обсягом працездатності продукції (виготовлені

деталі з алюмінієвого сплаву) знаходився на одному рівні з кованою та азотованою сталлю 4Х5МФ1С (аналог марки сталі Н13, США). Це може бути зумовлено тим, що сталь в литому стані після оптимального режиму термічної обробки має більший опір проти зносу, ніж деформована (кована), з урахуванням вищої температури гартування литої сталі.

Висновки

Використання дослідженої литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого пресування міді марки М1 дозволило підвищити температуру експлуатації до 650 °С і розширити сортамент (в бік збільшення розмірів каліброваного отвору матриці штампового інструменту). Продемонстровано можливість використання дослідженої литої сталі для гарячого пресування алюмінієвого сплаву АК7ч за температур експлуатації 450—500 °С.

Автор висловлює подяку д.т.н. Баглюку Г.А. за проведення дослідно-промислових випробувань штампового інструменту для гарячого деформування алюмінієвого сплаву.

Цитована література

1. Меськин В.С. *Основы легирования стали*. Москва: Metallurgizdat, 1959, 688 с.
2. Курдюмов Г.В. *Превращения в железе и стали*. Москва: Наука, 1977. 338 с.
3. Гуляев А.П. *Металловедение*. Москва: Metallurgiya, 1986. 544 с.
4. Геллер Ю.А. *Инструментальные стали*. Москва: Metallurgiya, 1975. 584 с.
5. Гогаев К.О. Технологія виготовлення штампової сталі 40Х3Н5М3Ф для гарячого деформування. *Цільова комплексна програма НАН України “Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин”*. Київ: Ін-т електрозварювання ім. С.О. Патона НАН України. 2015. С. 669–672.
6. Гогаев К.О., Сидорчук О.М., Радченко О.К., Лук’янчук В.В., Орел Г.Г. Дослідження режимів термічної обробки штампової сталі 4Х3Н5М3Ф. *Современные проблемы физического материаловедения*. Київ: Ін-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2016. Вып. 25. С. 105–108.
7. 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.
8. Сидорчук О.М., Миронюк Д.В., Радченко О.К., Гогаев К.О., Хонгуанг Є. Підвищення теплостійкості та властивостей штампової сталі з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації. *Металознавство та обробка металів*. 2019. № 2. С. 19–25.
9. Гогаев К.О., Радченко О.К., Сидорчук О.М., Миронюк Д.В. *Штамповая сталь*: пат. 141447 Україна: МПК С22С 38 / 00. / – № u201909670; заявл. 05.09.2019; опубл. 10.04.2020. Бюл. № 7. 2020. 2 с.
10. Озерский А.Д. О выборе стали для матриц горячего прессования медных сплавов. *Цветные металлы*. 1981. № 8. С. 83–84.
11. Озерский А.Д. Упрочнение стали ЭП930 для матриц горячего прессования медных сплавов. *Цветные металлы*. 1984. № 10. С. 76–78.
12. Позняк Л.А. *Инструментальные стали*. К.: Наук. думка, 1996. 488 с.

References

1. Meskin, V. S. (1959). *Osnovylegirovaniistali*. Moscow: Metallurgizdat. 688 s.
2. Kuridiumov, G. V. (1977). *Prevrashsheniay v zhelezeistali*. Moscow: Nauka, 338 s.
3. Gulyaev, L. A. (1986). *Metallovedenie*. Moscow: Metallurgiya, 544 s. [in Russian].
4. Geller, Yu. A. (1975). *Instrumentalniyestali*. Moscow: Metallurgiya, 584 s. [in Russian].
5. Gogaiev, K. O., Radchenko, O. K., Sydorhuk, O. M., Lukianchuk, V. V. (2015). *Tekhnolohiia vyhotovlennia shtampovoi stali 40Kh3N5M3F dlia hariachoho*

- deformuvannya. Problemy resursu I bezpeky ekspluatatsii konstruktsii, sporud tamashyn. Zbirnyk naukovykh statei za rezultatamy, otrymanymyv 2013—2015 rr. Kiev: In-t elektrozva-riuvannya im. Ye.O. Patona NAN Ukrainy. S. 669—672 [in Ukrainian].
6. Gogaiev, K. O., Sydorчук, O. M., Radchenko, O. K., Lukianchuk, V. V., Orel, H. H. (2016). Doslidzhennia rezhymiv termichnoi obrobky shtampovoi stali 4Kh3N5M3F. Sovremennyye problemy fizicheskogo materialovedeniya. K.: In-t probl. materialovedeniya NAN Ukrainy. Vyip. 25. S. 105—108 [in Ukrainian].
 7. Gogaiev, K. O., Sydorчук, O. M., Radchenko, O. K. (2016). Instrumentalni shtampovi stali dlya garyachogo deformuvannya (oglyad). Metaloznavstvo ta obrobka metaliv. No. 3. S. 18—24 [in Ukrainian].
 8. Sydorчук, O. M., Myroniuk, D. V., Radchenko, O. K., Gogaiev, K. O., Hongguang, Ye. (2019). Pidvyshshennya teplostiikosti ta vlastyvostei shtampovoi stali z reguluvanniam austenitnogo peretvorennia pry ekspluatatsii. Metaloznavstvo ta obrobka metaliv. No. 2. S. 19—25.
 9. Gogaiev, K. O., Radchenko, O. K., Sydorчук, O. M., Myroniuk, D. V. (2020). Shtampovastal: pat. 141447 Ukraina: MPKS22S 38 / 00. / - № u201909670; zaiavl. 05.09.2019; opubl. 10.04.2020. Biul. № 7. 2 s. [in Ukrainian].
 10. Ozerskiy, A. D. (1981). O vyibore stali dlya matrits goryachego pressovaniya mednyih splavov. Tsvetnyestali. No. 8. S. 83—84 [in Ukrainian].
 11. Ozerskiy, A. D. (1984). Uprochnenie stali EP930 dlya matrits goryachego pressovaniya mednyih splavov. Tsvetnyie stali. № 10. S. 76—78 [in Ukrainian].
 12. Poznyak, L. A. (1996). Instrumentalnyie stali. Kiev: Nauk. dumka, 488 s. [in Ukrainian].

Cast steel 4Kh4N5M4F2 for hot pressing mold of copper M1 and aluminum alloy AK7ch

O. M. Sydorчук

I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of the NAS of
Ukraine, Kyiv

Ningbo IPMS research and technology center Co., Ltd. No. 218

E-mail: seedoroleg@ukr.net

The mode of quenching and tempering of the investigated 4Kh4N5M4F2 steel with controlled austenitic transformation during operation is developed. The optimal temperature regime of hardening of the investigated steel is 1100 ± 5 °C and with increasing hardening temperature (above 1100 °C) the size of austenitic grain increases and the recrystallization process is intensive, which leads to a decrease in strength. It is recommended to carry out low-temperature tempering at temperatures of 190 ± 10 °C of hardened steel to reduce internal stresses. It has been established that tempering of hardened steel is necessary by cooling in the air. The optimum temperature mode of steel tempering is 590 ± 5 °C. The analysis of the structural state of the investigated steel after hardening and tempering (isothermal holding for two and four hours) is carried out. It was established that the maximum operating temperature of the die for hot pressing of copper (grade M1) can reach up to 650 °C. It is shown that the die of the studied steel is able to work at (extreme) temperature operating conditions of 625–650 °C. Heat resistance decrease (below 40 HRC) and softening occur in steel above the higher operating temperature (>650 °C). A pilot test was carried out on a die tool made of 4Kh4N5M4F2 steel (non-forging technology) for hot pressing of an aluminum alloy of the AK7ch grade, which showed the same service properties at the level of 4Kh5MF1S steel (grade H13, USA), which was subjected to ingot hot deformation (forging) with working surface nitride hardening to a depth of 300 microns.

Keywords: die steel, thermal treatment, hot deformation, hardness, toughness.