

Лита штампова сталь 4X4H5M4Ф2 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
Україна, 03142, Київ, вул. Кржижановського, 3

²Центр досліджень і технологій ІПМ Нінбо, 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 4X4H5M4Ф2 з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації. Встановлено, що максимальна температура експлуатації штампного інструменту для гарячого пресування міді (марка М1) може досягати 650 °С. Показано, що штампний 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 НРС) та знеміцнення. Проведено дослідно-промислове випробування штампного інструменту зі сталі марки 4X4H5M4Ф2 (технологія без кування) для гарячого пресування алюмінієвого сплаву марки АК7ч, яке показало службові властивості на рівні зі сталлю 4X5MФ1С (марка Н13, США), що була піддана впливу гарячої пластичної деформації зливка (кування) та її робоча поверхня була азотована на глибину до 300 мкм.

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

Вступ

Використання сталей феритного класу у литому стані для виготовлення штампного інструменту не знайшло широкого застосування у машинобудуванні. Як правило, застосовують ковану або прокатувану сталь, яка має підвищені значення міцності, в'язкості руйнування та теплостійкості. Так, для литої сталі 5X3В3МФСЛ теплостійкість становить 645 °С за твердістю 40 НРС. 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 штампного інструменту з кованої сталі 5X3В3МФС у два рази нижчий, аніж литої 5X3В3МФСЛ. 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), знижує температуру рекристалізації [1—3]. Пластична деформація супроводжується масопереносом, розміщенням сталі та формозміною штампного інструменту [3]. Лита сталь має більш високий опір стиранню (зносу) у порівнянні з деформованою сталлю. Крім того, литий штампний інструмент має перевагу, а саме меншу собівартість (до 40%). Ударну

в'язкість та пластичність литої сталі можна підвищити, якщо зливки одержувати, застосовуючи швидке охолодження розплаву та технологію електрошлакового лиття, а також за рахунок модифікування. Тому основною задачею під час 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. З підвищенням температури експлуатації вище 630 °С збільшується калібрований отвір 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 Me₂₃C₆ (Me — метал), 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 A₁. Крім того, додаткове введення нікелю у сталь на феритній основі зумовлює зниження критичних точок A₁ та A₃ [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 Me₆C, особливо MeC. Підвищення температури гартування сталі дає можливість більше розчинити карбідну фазу Me₂₃C₆. 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

Комплексно-леговану сталь 4X4H5M4Ф2 для гарячого деформування отримували 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 °C та його механічну обробку здійснювали у компанії "Futech Co., Ltd" (м. Нінхай, провінція Чжецзян). Дослідження структури металу та визначення властивостей дослідної сталі проводили в центрі досліджень і технологій ІПМ Нінбо (м. Нінхай, провінція Чжецзян). В результаті оптимізованого відпалу отримано структуру 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), границі 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, а—є). Встановлено оптимальну температуру гартування сталі — 1100 ± 5 °C. Від температури гартування залежать два визначальних конкуруючих процеси: розчинення карбідної фази у γ -фазі заліза та зростання розміру зерна. Найбільша твердість відповідає оптимальній

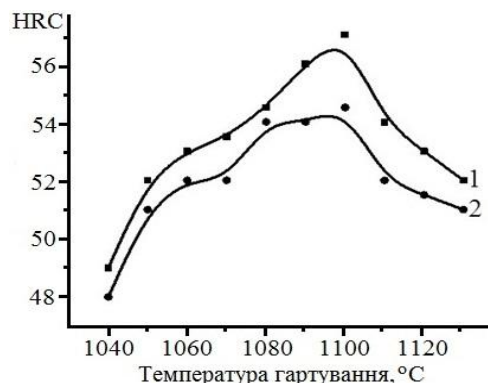


Рис. 1. Залежність твердості HRC термічно зміцненої дослідженої литої сталі 4X4H5M4Ф2 від температурного режиму: 1 — гартування (охолодження в оливі); 2 — гартування (охолодження в оливі) та відпуск за температури 180 °C (ізотермічна витримка 2 год) та охолодження на повітрі.

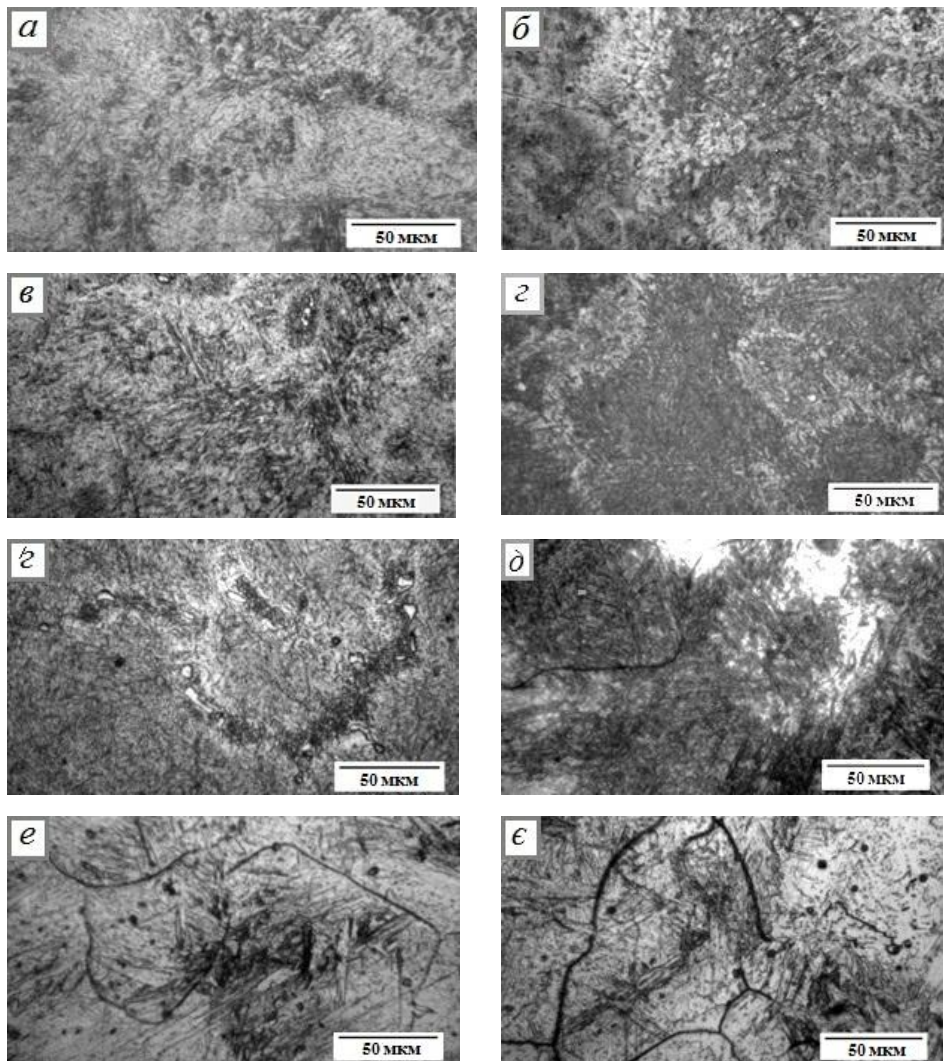


Рис. 2. Мікроструктури дослідженої литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після різних температурних режимів гартування (°С): а — 1050; б — 1060; в — 1070; г — 1080; ґ — 1090; д — 1100; е — 1110; є — 1120.

температурі гартування. В температурному інтервалі гартування сталі від 1050 ± 5 до 1070 ± 5 °С твердість збільшується від 49,0 до 53,5 HRC. Нагрів до режиму гартування 1070 ± 5 °С та відпуск сталі за температури 590 °С є недостатніми для отримання високої твердості [8] та ударної в'язкості (рис. 3), навіть за використання подвійного гартування. Подальше підвищення температури гартування сталі (1090 ± 5 °С) приводить до збільшення її твердості. У такому

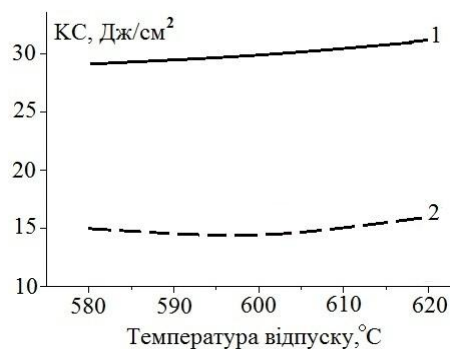


Рис. 3. Ударна в'язкість сталі 4Х4Н5М4Ф2 залежно від температур гартування та відпуску: 1 — 1100 ± 5 °С; 2 — 1080 ± 5 °С.

стані штампова сталь має підвищені крихкість та схильність до виникнення внутрішніх напружень. Тому після гартування проводять низькотемпературний відпуск за температури $190 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ (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. Трооститна структура також спостерігається на металографічних зображеннях відповідних мікрошліфів та наявність її 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 знеміцненням 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: $1080 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ та $1090 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ з наступним відпуском. Аналіз мікроструктур термічно обробленої сталі за різних температурних режимів відпуску показав ідентичність розміру карбідної складової. З підвищенням температури гартування сталі за 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 оливі), тобто вище за температуру

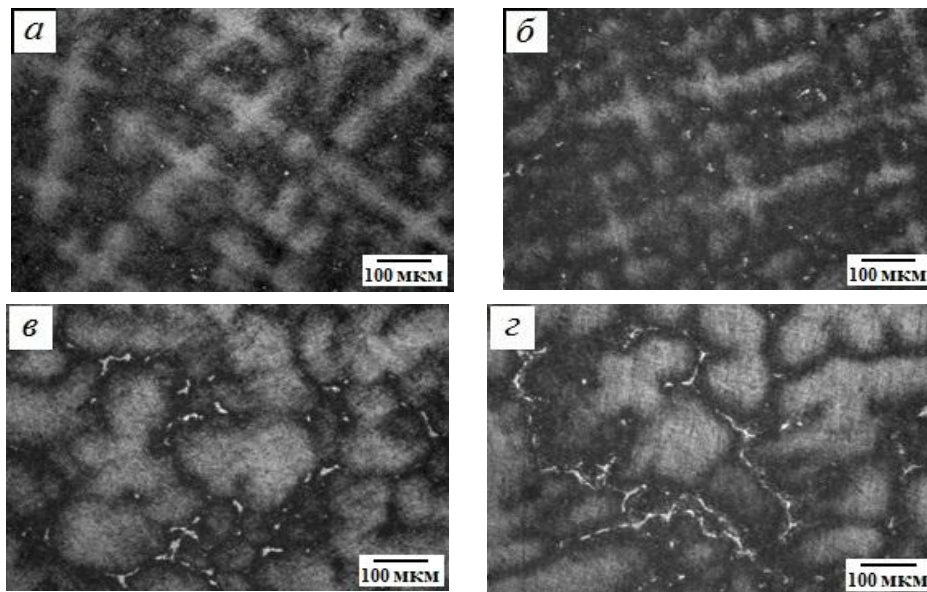


Рис. 4. Мікроструктури дослідженої литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після гартування за температури $1090 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ та відпуску (ізотермічна витримка 4 год): $600 \text{ }^\circ\text{C}$ (*a, б*); $620 \text{ }^\circ\text{C}$ (*в, z*); (*a, в* — охолодження на повітрі; *б, z* — охолодження з печю).

Таблиця 1. Величини теплостійкості литої сталі 4Х3Н5М3Ф після гартування за температури 1030 ± 10 °С та відпуску

Температура відпуску, °С	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

Таблиця 2. Механічні властивості штампових сталей за кімнатної температури

Марка сталі	Температура відпуску, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	КС, Дж/см ²	Теплостійкість, HRC
4Х5МФ1С (сортовий прокат)	600	1470	1620	44	47,0
4Х4Н5М4Ф2 (лита)		1500	1600	32	49,0

гартування дослідженої сталі 1020—1030 °С. 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 для гарячого деформування за температур 900—960 °С в процесі виготовлення трубних заготовок із мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1 [5, 6], то температура гартування сталі 1020—1030 °С з урахуванням проведеного відпуску після гартування за температур 550—560 °С 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 хімічний склад, так і термічну обробку. Застосування розробленої технології та хімічного складу сталі забезпечило підвищення її теплостійкості на 2 HRC у порівнянні

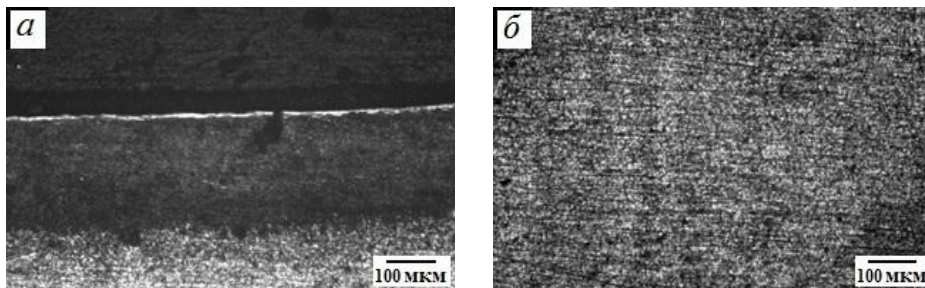


Рис. 5. Мікроструктури кованої сталі 4Х5МФ1С для штампового інструменту після експлуатації, гарячого пресування алюмінієвого сплаву марки АК7ч: *a* — азотований шар на глибину 300 мкм; *б* — травлення 10%-ним розчином HNO_3 впродовж 150 с.

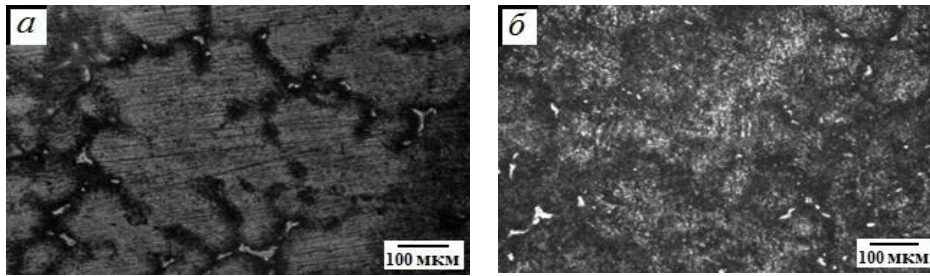


Рис. 6. Мікроструктури дослідженої литої сталі 4X4H5M4Ф2 для штампового інструменту після гарячого пресування алюмінієвого сплаву АК7ч та травлення 10%-ним розчином HNO_3 впродовж 50 (а) та 200 с (б).

зі сталлю 4X5MФ1С (сортовий прокат), а границі 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 4X5MФ1С (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 4X5MФ1С з робочої матриці складалася з дрібних зерен (менше 10 мкм) і карбідної складової не виявлено (рис. 5, а, б). Ударна в’язкість сталі 4X5MФ1С була у 20 разів вищою, ніж у дослідженої литої сталі (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 (виготовлені деталі з алюмінієвого сплаву) за працездатністю знаходився на одному рівні з кованою та азотованою сталлю 4X5MФ1С (аналог марки сталі H13, 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 4X4H5M4Ф2 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 член-кореспонденту, доктору технічних наук 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. *Преобразования 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. Гогаєв К.О. Технологія виготовлення штампової сталі 40X3H5M3Ф для гарячого деформування. *Цільова комплексна програма НАН України “Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин”*. Київ: Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, 2015. С. 669—672.
6. Гогаєв К.О., Сидорчук О.М., Радченко О.К., Лук’янчук В.В., Орел Г.Г. Дослідження режимів термічної обробки штампової сталі 4X3H5M3Ф. *Современные проблемы физического материаловедения*. Київ: Ін-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2016. Вып. 25. С. 105—108.
7. Гогаєв 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., Гогаєв К.О., Хонггуанг Є. Підвищення теплостійкості та властивостей штампової сталі з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації. *Металознавство та обробка металів*. 2019. № 2. С. 19—25.
9. Гогаєв К.О., Радченко О.К., Сидорчук О.М., Миронюк Д.В. *Штампова сталь*: пат. 141447 Україна: МПК С22С 38 / 00. / – № u201909670; заявл. 05.09.2019; опубл. 10.04.2020. Бюл. № 7. 2020.
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). Basic of Alloying Steel. Moscow: Metallurgizdat. 688 s. [in Russian].
2. Kurdiumov, G. V. (1977). Transformation in iron and steel. Moscow: Nauka, 338 s. [in Russian].
3. Gulyaev, L. A. (1986). Metallvedeniye. Moscow: Metallurgiya, 544 s. [in Russian].
4. Geller, Yu. A. (1975). Tool steels. 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 deformuvannia. Problemy resursu I bezpeky ekspluatatsii konstruksii, sporud tamashyn. Zbirnyk naukovykh statei za rezultatamy, otrymanymyv 2013—2015 rr. Kiev: In-t elektrozvარიuvannia im. Ye.O. Patona NAN Ukrainy, pp. 669—672 [in Ukrainian].
6. Gogaiev, K. O., Sydorhuk, 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, pp. 105—108 [in Ukrainian].
7. Gogaiev, K. O., Sydorhuk, O. M., Radchenko, O. K. (2016). Instrumentalni shtampovi stali dlya garyachoho deformuvannia (oglyad). Metaloznavstvo ta obrobka metaliv, No. 3, pp. 18—24 [in Ukrainian].
8. Sydorhuk, O. M., Myroniuk, D. V., Radchenko, O. K., Gogaiev, K. O., Hongguang, Ye. (2019). Pidvyshshennia teplostiikosti ta vlastyvostei shtampovoi stali z regulyvannyam austenitnogo peretvorennia pry ekspluatatsii. Metaloznavstvo ta obrobka metaliv, No. 2, pp. 19—25 [in Ukrainian].

9. Gogaiev, K. O., Radchenko, O. K., Sydorhuk, O. M., Myroniuk, D. V. (2020). Shtampovastal: pat. 141447 Ukraina: MPKS22S 38 / 00. / - № u201909670; zaiavl. 05.09.2019; opubl. 10.04.2020. Biul. № 7 [in Ukrainian].
10. Ozerskiy, A. D. (1981). O vyibore stali dlya matrits goryachego pressovaniya mednyih splavov. Tsvetnyiestali, No. 8, pp. 83—84 [in Russian].
11. Ozerskiy, A. D. (1984). Uprochnenie stali EP930 dlya matrits goryachego pressovaniya mednyih splavov. Tsvetnyie stali, № 10, pp. 76—78 [in Russian].
12. Poznyak, L. A. (1996). Tool steels. Kiev: Nauk. dumka, 488 s. [in Russian].

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

O. M. Sydorhuk

I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of the NAS of Ukraine
Ningbo IPMS research and technology center Co., Ltd. No. 218, Fengshan Road-
Qiaotou Hu Street, Ninghai County, Ningbo city
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.