

Штампова сталь для гарячого деформування з регульованим аустенітним перетворенням

К. О. Гогаєв, член-кореспондент НАН України

О. М. Сидорчук, кандидат технічних наук

О. К. Радченко, доктор технічних наук

А. А. Мамонова, кандидат технічних наук

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ

Досліджено литу структуру штампової сталі 40ХЗН5МЗФ, отриманої електрошлаковим литтям за умови високої швидкості кристалізації. Встановлено критичні точки, розроблено режим термічної обробки сталі, що сприяє полегшенню обробки різанням заготовок для виготовлення матриць.

Для виготовлення матриць гарячого пресування кольорових металів та сплавів застосовують сталі 3Х2В8Ф, 3Х3М3Ф, 4Х4ВМФС, 5Х3В3МФС і т.д. на феритній основі, які в процесі експлуатації при робочих температурах вище 700 °С мають швидкий знос інструмента, внаслідок знеміцнювання [1]. Звідси виникає потреба вибору хімічного складу штампової сталі, яка повинна працювати у гомогенному аустенітному стані і бути схильною до зміцнення у процесі експлуатації. Підвищення термічної стійкості сталі в аустенітному стані забезпечується внаслідок гальмування руху дислокацій дисперсними карбідними або інтерметалідними фазами, стійкими до розчинення в аустеніті. Так в роботах [1 – 3] показано підвищену стійкість інструмента для гарячого деформування нового класу штампових сталей з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатаційних температурах. Такі сталі у вихідному стані мають феритну основу, а при нагріванні відбувається $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення та в подальшому, протягом усього періоду високотемпературної експлуатації інструмента, зберігається аустенітна структура. В роботах О. Д. Озерського [2 – 3] розроблений складний та енергоємний режим термомеханічної обробки штампової сталі 40ХЗН5МЗФ, одержаної литтям у кокіль (рис. 1). На схемі наведені наступні операції: лиття у кокіль, відпал та відпуск (860 °С та 680 °С) з витримкою при охолодженні, кування, гартування при 1000 – 1030 °С та остаточний відпуск при 560 – 580 °С.

Метою роботи є оптимізація і скорочення режимів термо-механічної обробки та покращення механічних властивостей сталі 40ХЗН5МЗФ.

*В роботі брали участь О. Ю. Коваль, В. В. Лук'ячук

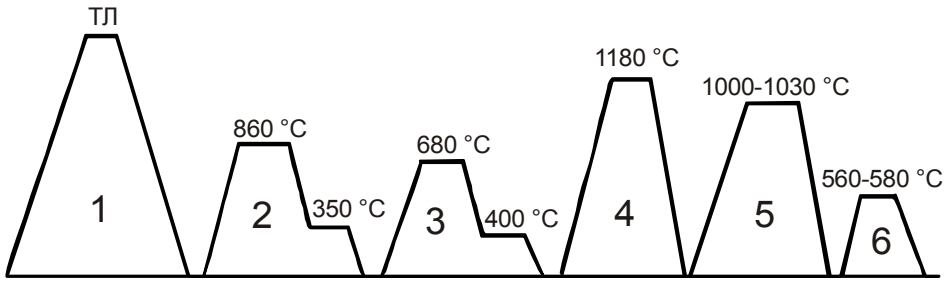


Рис. 1. Схема технологічних операцій обробки сталі 40ХЗН5МЗФ, одержаної литтям у кокіль (1 – одержання зливка за технологією лиття у кокіль; 2 – повний відпал; 3 – відпуск; 4 – ковка; 5 – гартування; 6 – відпуск) [2, 3].

Висока швидкість кристалізації розплаву дозволить одержати більш рівномірне розподілення дисперсної карбідної складової, що сприятиме скороченню технологічних операцій обробки сталі. В нашому випадку висока швидкість кристалізації у порівнянні з литтям в кокіль забезпечується використанням технології електрошлакового лиття.

Хімічний склад досліджуваної сталі наведений у таблиці. Хімічний склад сталі визначали спектральним аналізом [4 – 6]. Дослідження мікроструктури та мікрохімічної неоднорідності легуючих елементів по тілу зерна та міжзерених границях металу, проведені за допомогою скануючого електронного мікроскопу Jeol Superprob-733 (Японія). Визначення фазово-структурного складу штампової сталі проводили за допомогою приладу ДРОН-3М у кобальтовому K_{α} -випромінюванні [7]. Встановлення критичних точок A_1 та A_3 штампової сталі 40ХЗН5МЗФ проводилось за методом дилатометричного аналізу на високочутливому катковому оптичному дилатометрі [8]. Термічну обробку штампової сталі 40ХЗН5МЗФ проводили в електричній печі СНОЛ-1,6.2,5.1/11-ИЗ з використанням термопари хромель-алюмель.

Хімічний склад досліджуваної штампової сталі для гарячого деформування

Марка сталі	Вміст елементів (% по масі)					
	C	Cr	Ni	Mo	V	Si
40ХЗН5МЗФ	0,40-0,44	2,80-3,00	4,70-5,50	2,44-2,60	1,34-1,36	0,34-0,35

Лита структура штампової сталі 40ХЗН5МЗФ, одержаної електрошлаковим литтям, складалась із зерен різного розміру (від 50 до 250 мкм) світлого кольору (ймовірно залишковий аустеніт), міжзерених границь темного кольору та включень чорного кольору. Встановлено рівномірне розподілення легуючих елементів хрому, ванадію та нікелю по тілу зерен. Така структура та розподілення елементів утворились внаслідок високої швидкості кристалізації. Виникає значна кількість центрів кристалізації і подавляє процес утворення карбідної евтектики грубої форми. Встановлена наявність лише незначної кількості карбиду ванадію VC. При великому збільшенні чітко видно дендритну структуру з гілками головним

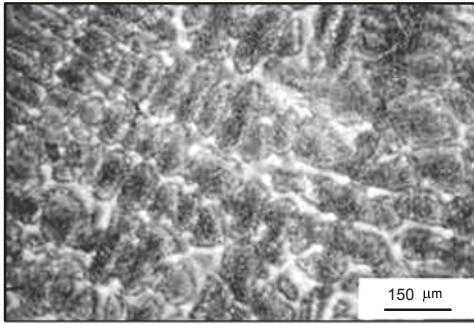


Рис. 2. Мікроструктура литої сталі 40X3H5M3Ф.

чином першого порядку та невелику кількість міждендритної речовини (рис. 2).

За рахунок наявності мартенситної структури твердість одержаної штампової сталі у литому стані перевищує 50 HRC. Така висока твердість призводить до ускладнень при подальшій її механічній обробці – виготовленні матриці гарячого деформування. Тому перед механічною обробкою сталі необхідно проводити

заходи по зменшенню її твердості, а саме розробки певного режиму відпалу. Непрямим підтвердженням високої твердості сталі у вихідному стані є наявність мартенситної структури з залишковим аустенітом. Відповідно до дифрактограми, де відбулося накладення рефлексів від кристалографічних площин (110) α -Fe та (111) γ -Fe, встановлено, що кристалічні ґратки сильно деформовані. Міжплощинна відстань кристалічної ґратки α -Fe дещо збільшена (2,873 Е) у порівнянні з параметром ґратки безвуглецевого α -Fe (2,86 Е) [9]. На жаль накладення рефлексів від вище означених площин не дають змоги 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).

Наступним кроком є розробка режиму термічної обробки для досягнення необхідних технологічних властивостей матеріалу, а саме – зниження його твердості. Як правило для конструкційної легованої сталі перед механічною обробкою твердість повинна становити не більше 30 HRC. У нашому випадку маємо підвищену твердість (більше 50 HRC) штампової сталі в литому стані. В сталі необхідно забезпечити перліто-сорбітну структуру з зернистою карбідною складовою та твердістю до 30 HRC. В розробленому раніше режимі термічної обробки (рис. 1) технологічна операція 2 (повний відпал) [1 – 3] не є оптимальною з урахуванням подальшої механічної обробки різанням. Твердість після повного відпалу сталі за перетином заготовки перевищує 30 HRC. На жаль обробка сталі за температури 680 °С (рис. 1, технологічна операція 3) не забезпечує сфероїдизації карбідної складової. Нами запропоновано проводити неповний відпал (його використовують для заевтектоїдних сталей [10, 11]), з метою одержання сфероїдизованої карбідної складової, зниження твердості та одержання перліто-сорбітної структури. Для цього необхідно встановити критичні точки A_1 та A_3 , щоб забезпечити оптимальний режим термічної обробки (неповний відпал за температури нагріву сталі між критичними точками). За результатами дослідження (рис. 3) були встановлені критичні точки: $A_1 = 700$ °С та $A_3 = 850$ °С та рекомендований сфероїдизуючий (неповний) відпал за температури 760 ± 20 °С. Після проведення неповного відпалу сталі її твердість становила менше 30 HRC, структура була перліто-

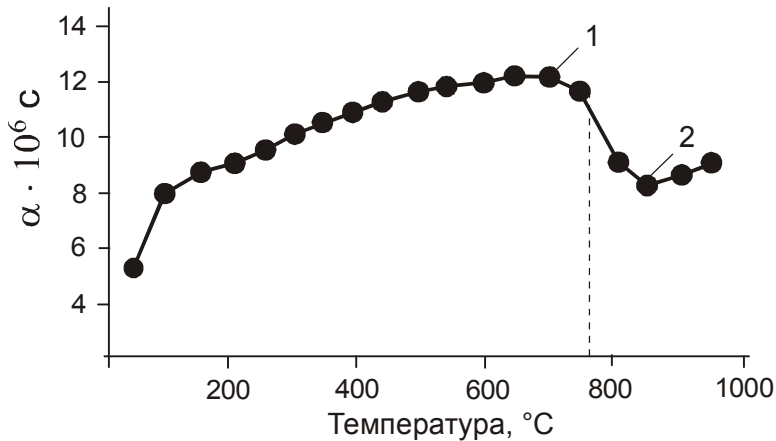


Рис. 3. Залежність коефіцієнта термічного розширення (α) сталі 40ХЗН5МЗФ від температури. 1 – критична точка A_1 , 2 – критична точка A_2 .

сорбітна з дисперсними фазами карбіду хрому ($Cr_{23}C_6$) та карбіду ванадію (VC).

Таким чином, представлений режим термічної обробки штампової сталі 40ХЗН5МЗФ, одержаної електрошлаковим литтям, дав змогу одержати перліто-сорбітну структуру при твердості менше 30 HRC, що дозволило краще обробляти різанням деталі при виготовленні матриць для гарячого деформування. Слід відзначити, що одержані заготовки електрошлаковим литтям не потребують додаткової технологічної операції 4 (ковки, рис. 1), оскільки висока швидкість кристалізації розплаву не сприяє утворенню карбідної евтектики грубої форми.

Література

1. Позняк Л.А. Инструментальные стали. – Киев: Наук. думка, 1996. – 488 с.
2. Озерский А.Д., Кругляков А.А., Данилов А.Н. О выборе стали для матриц горячего прессования медных сплавов // Цветные металлы. – 1981. – № 8. – С. 83 – 84.
3. Озерский А.Д., Кругляков А.А. Упрочнение стали ЭП930 для матриц горячего прессования медных сплавов // Цветные металлы. – 1984. – № 10. – С. 76 – 78.
4. Бабушкин А.А., Бажулин П.А., Королев Ф.А. Методы спектрального анализа. – М.: МГУ, 1962. – 509 с.
5. Петров В.И. Оптический и рентгеноспектральный анализ. – М.: Металлургия, 1973. – С. 217 – 218.
6. Дубок В.А., Корнилова В.И., Печентковская Л.Е. Усовершенствование методов химического анализа тугоплавких соединений и металлических сплавов. – Киев: Наук. думка (ИПМ АН УССР), 1988. – 40 с.
7. Уманский Я.С. Рентгенография металлов и полупроводников. – М.: Металлургия, 1969. – 49 б с.
8. Шурин А.К. Вопросы физики металлов и металловедения. – 1964. – № 18. – С. 222 – 223.

9. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – 648 с.
10. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
11. Кондратюк С.Є., Кіндрачук М.В., Степаненко В.О. Металознавство та обробка металів. – Київ: Вікторія, 2000. – 372 с.

Одержано 26.11.2013

К. А. Гогаев, О. Н. Сидорчук, А. К. Радченко, А. А. Мамонова

**Штамповая сталь для горячего деформирования
с регулируемым аустенитным превращением**

Резюме

Исследована литая структура штамповой стали 40X3H5M3Φ, полученной при высокой скорости кристаллизации электрошлаковым литьем. Установлены критические точки, разработан режим термической обработки стали, который способствует облегчению обработки резанием заготовок для изготовления матриц.

К. О. Gogaev, O. M. Sydorчук, O. K. Radchenko, A. A. Mamonova

**The stamping steel for hot deformation
with controlled austenit transformation**

Summary

The die structure of 40X3H5M3Φ steel obtained at high crystallization rate via elektrosлаг casting was studed. The critical points of steel were investigated, heat treatment mode was developed.

Шановні колеги!

**Триває передплата на науково-технічний журнал
«Металознавство та обробка металів» на 2014 р.**

Для регулярного одержання журналу потрібно перерахувати вартість заказаних номерів на розрахунковий рахунок Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України. Вартість одного номера журналу – 30 грн., передплата на рік – 120 грн.

Ціна архівних номерів 1995 – 2013 рр. – 10 грн.

**Розрахунковий рахунок для передплатників,
спонсорів і рекламодавців:**

банк ГУДКСУ в м. Києві, р/р 31257201112215, код банку 820019.

Отримувач – ФТІМС НАН України, ЗКПО 05417153,

з посиланням на журнал “МОН”.

Копію документа передплати та відомості про передплатника
просимо надсилати до редакції,
вказавши номер і дату платіжного документа.