

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Запорізький національний технічний університет

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

до виконання лабораторної роботи №2
«Дослідження структури і зносостійкості інструментальних
сталей» з дисципліни «Зносостійкі, фрикційні та антифрикційні
матеріали» для студентів освітньої програми „Відновлення та
підвищення зносостійкості деталей і конструкцій” всіх форм навчання

2017

Методичні вказівки до виконання лабораторної роботи №2
«Дослідження структури і зносостійкості інструментальних сталей» з
дисципліни «Зносостійкі, фрикційні та антифрикційні матеріали» для
студентів освітньої програми „Відновлення та підвищення
зносостійкості деталей і конструкцій” всіх форм навчання /Укл.: М.І.
Андрущенко, О.Є. Капустян – Запоріжжя: ЗНТУ, 2017. - 18 с.

Укладачі: М.І. Андрущенко, канд. техн. наук, доцент

О.Є. Капустян, старш. викл.;

Рецензент: М.Ю. Осіпов, канд. техн. наук, доцент

Редактор: І.П. Аверченко

Відповідальний за випуск: О.Є. Капустян

Затверджено

на засіданні кафедри ОТЗВ

Протокол № 1 від 22.08.2017

Рекомендовано до видання

НМК ІФФ

Протокол № 1 від 19.09.2017

ЗМІСТ

1 МЕТА РОБОТИ.....	4
2 ЗАГАЛЬНІ ВІДОМОСТІ	4
3 КОНТРОЛЬНІ ЗАПИТАННЯ ДЛЯ САМОПЕРЕВІРКИ І КОНТРОЛЮ ПІДГОТОВЛЕНOSTІ СТУДЕНТІВ ДО РОБОТИ	15
4 МАТЕРІАЛИ, ІНСТРУМЕНТ, ПРИЛАДИ, ОБЛАДНАННЯ	16
5 ВКАЗІВКИ З ТЕХНІКИ БЕЗПЕКИ	16
6 ПОРЯДОК ПРОВЕДЕННЯ ЛАБОРАТОРНОЇ РОБОТИ...	17
7 ЗМІСТ ЗВІТУ	18
РЕКОМЕНДОВАНА ЛІТЕРАТУРА	18

1 МЕТА РОБОТИ

Дослідити структуру, властивості, здатність до зміцнення під час зношування та зносостійкість сталей типу Х12 в залежності від температури гартування.

2 ЗАГАЛЬНІ ВІДОМОСТІ

Серед матеріалів, які використовуються в якості зносостійких у різних умовах зношування, значне місце займають інструментальні сталі.

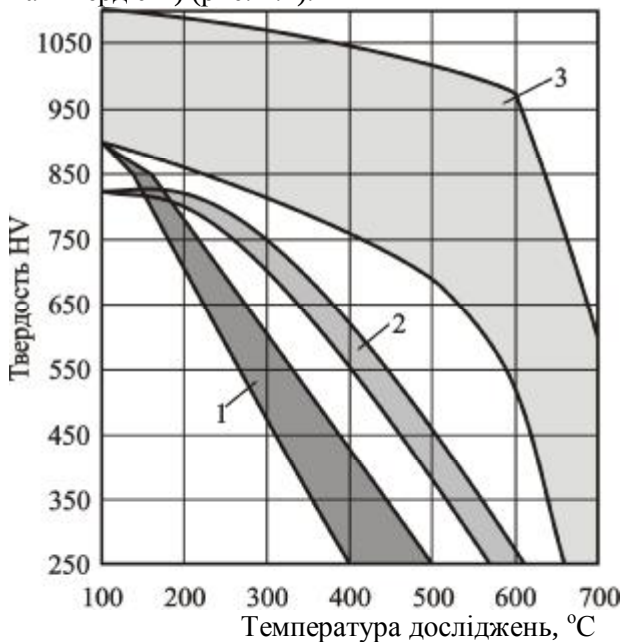
Залежно від здатності зберігати вихідні властивості при підвищених температурах ці матеріали діляться на:

- нетеплостійкі сталі;
- напівтеплостійкі сталі;
- теплостійкі сталі (з карбідним або з інтерметалідним зміцненням).

Перша група включає високовуглецеві нелеговані заевтектоїдні сталі У10, У12, У13, евтектоїдну У8 і близьку до неї доевтектоїдну сталь У7, а також, ряд низьколегованих сталей при такому ж, або більш високому рівні вмісту вуглецю (9ХС, ХВГ, ХГС, 140СМ, 150СХЗ й ін.). Кількість карбідів у цих сталях досягає 10 – 12 %. Основним типом карбідів є цементит, у якому може бути розчинена необмежена кількість марганцю, до 18 % хрому, до 1,0 й 0,6 % вольфраму й молібдену відповідно. Елементи - титан, ніобій, ванадій які мають більшу здатність до утворення карбідів не можуть бути присутніми у цементиті. Тому в нетеплостійких сталях вони можуть утворювати невелику кількість власних карбідів навіть при малих концентраціях.

У результаті мартенситного перетворення при загартуванні, завдяки високому вмісту вуглецю в цих матеріалах, досягається практично максимально можливий для сталей рівень твердості - 60-65 HRC. Однак, відпускання при температурах вище 200-300° С викликає майже повний розпад мартенситу й значну коагуляцію карбідів, що приводить до помітного зниження міцності й твердості.

Різно падає також твердість цих сталей при нагріванні вище 150 °С ("гаряча" твердість) (рис. 2.1).



1 – нетеплостійкі; 2 – напівтеплостійкі; 3 – теплостійкі

Рисунок 2.1 - Твердість інструментальних сталей при нагріванні (гаряча твердість)

Для сталей другої групи (напівтеплостійких) характерне легування більшою кількістю хрому (6-18 %) при незначному вмісті молібдену, вольфраму, ванадію (X6ВФ, X12М, 9Х18 й ін.). Вміст вуглецю в межах 0,9-2,2 %. Основний тип карбідів у цих сталях $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$. При вмісті вуглецю на нижньому рівні й підвищеному вмісті хрому в структурі сталі може переважати кубічний карбід хрому $(\text{CrFe})_{23}\text{C}_6$. Обидва карбіди розчиняють у собі ванадій, молібден, вольфрам. При цьому підвищується стійкість карбідів проти розчинення в аустеніті. Загальна кількість карбідів у напівтеплостійких сталях може досягати 22 %. При відпусканні загартованої на мартенсит сталі, карбіди цього типу утворюються при більш високих температурах, чим цементит (400 - 500° С) і менш схильні до коагуляції. Завдяки цьому проявляється помітна роль дисперсійного твердіння, що в деякій мірі компенсує зниження

ступеню твердорозчинного зміцнення при підвищенні температури відпуску.

Основними легуючими елементами сталей третьої групи (швидкорізальні) є вольфрам і молібден при високому вмісті вуглецю (0,7 - 1,5 %) (рис. 2.2). Крім того, ці сталі можуть включати до 10 % кобальту й незначну кількість хрому, ванадію, кремнію (P18, P6M5, P6M5K5, P8M3K6C та ін.). Основний тип карбідів у цих сталях - карбід вольфраму й молібдену типу M_6C . Середній склад карбідів відповідає формулі Fe_3W_3C . Ці карбіди розчиняються в аустеніті при більш високих температурах (1150-1300° С), чим карбіди напівтеплостійких сталей M_7C_3 і $M_{23}C_6$. Частина евтектичних карбідів M_6C не розчиняються в аустеніті аж до температур розтоплення сталі, що ефективно стримує ріст зерна. При відпусканні 500 - 620 °С виникає проміжний карбід M_2C за рахунок взаємодії вольфраму з карбідами, що утворилися при більш низькому нагріванні - M_3C і $M_{23}C_6$. Це викликає дисперсійне твердіння. При 650 -700 °С карбід M_2C перетворюється в карбід M_6C . Через малу здатність до коагуляції вторинна твердість зберігається до більш високих температур, чим при виділенні карбідів $M_{23}C_6$ і M_7C_3 .

Характерною рисою сталей з інтерметалідним зміцненням (четверта група) є низький вміст вуглецю (в основному 0,02-0,2 %) при високому рівні легування. Основний механізм їхнього зміцнення - дисперсійний, котрий полягає у виділенні в процесі високого відпускання (старіння) високодисперсних інтерметалідних фаз (хімічні сполуки металів, як правило, не стехіометричного складу).

Залежно від системи і рівня легування твердість сталей з інтерметалідним зміцненням може становити від 30 до 70 HRC. Основні легуючі елементи сталей високої твердості (65 -70 HRC) - кобальт, вольфрам, молібден. Наприклад, сталі B11M7K23 і B4M12K23. Фазовий склад – низьковуглецевий мартенсит з невисокою твердістю 30 - 40 HRC й інтерметаліди. Основні типи інтерметалідних фаз: $(Fe,Co)_7(W,V)_6$, $Fe_3W_2(Fe_3M_2)$. Розчиняються вони в аустеніті при нагріванні до температур вище 900 °С.

Стійкість аустеніту порівняно висока. При швидкому охолодженні інтерметаліди не виділяються, а перетворення протікають як мартенситні. Безвуглецевий мартенсит у мартенситостаріючих сталях називають мартенситом заміщення. Твердість сталі після загартування - до 40 HRC. Найбільша вторинна

твердість досягається в результаті відпускання при 500 - 550 °С.

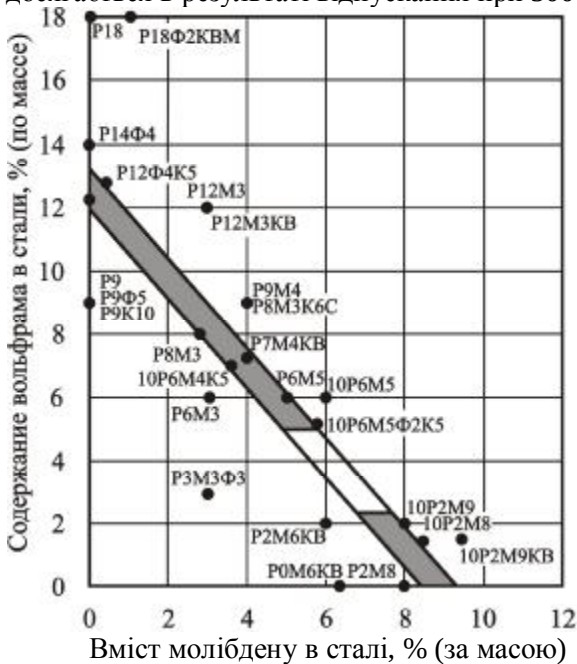


Рисунок 2.2 - Швидкорізальні сталі (смуга на діаграмі відповідає сумарному вмісту $W + 1,5Mo = 12 - 13 \%$)

Гаряча твердість таких сталей при температурі 600 °С може становити 900 HV, при 700 °С - 580 HV, замість 670 HV й 300 HV у сталі P18 відповідно.

Ці сталі можна використовувати для матеріалів, які важко оброблюються. При різанні титанових сплавів стійкість інструмента з них в 30-40 разів й 8-10 разів більше чим зі сталі P18 і із твердого сплаву BK8 відповідно. Однак область використання таких сталей різко обмежена дефіцитністю й високою вартістю основних легуючих елементів.

Відома група економно-легованих мартенситостаріючих сталей, у яких кобальт, вольфрам, молібден відсутні, або перебувають у меншій кількості. Вони можуть бути леговані нікелем, хромом, титаном, алюмінієм й ін. (H12M2D2TЮ, H8X6M6Ю). При цьому утворюються фази $(NiFe)_3Ti$, $(Ni,Fe,Cr)_2(Ni,Al)$ і ін. Залежно від співвідношення легуючих елементів одні інтерметаліди можуть бути

основними, тобто переважати в структурі, інші - додатковими. Однозначної оцінки впливу легуючих елементів на властивості мартенситостаріючих сталей не існує. Залежно від етапу зміцнення (одержання мартенситу заміщення загартуванням, старіння) їхня роль може бути як позитивна, так і негативна.

До недоліків економнолегованих мартенситостаріючих сталей слід віднести їх порівняно низькі твердість (до 50 - 55 HRC) і зносостійкість.

Переваги - висока технологічність при обробці тиском, відсутність тріщиноутворення при охолодженні, малий коефіцієнт деформаційного зміцнення при високих температурах й у холодному стані, можливість проведення зміцнюючої термообробки за одну операцію - старіння, мала змінюваність розмірів при термообробці, гарна зварюваність.

Області можливого використання: довгомірні змінні деталі верстатів (особливо складного перетину), деякі типи черв'яків, шпинделів, інструменти, що працюють при підвищених температурах - штампи гарячого деформування, пресформи для лиття алюмінієвих сплавів й ін.

До матеріалів з інтерметалідним зміцненням належить також чисельна група аустенітних жароміцних сталей і сплавів. Основними легуючими елементами в таких сталях є нікель і хром (X14H25MTЮ й ін.). Основою жароміцних сплавів є нікель при вмісті хрому до 20 % (X15H70BTЮ). Ці матеріали зміцнюються в результаті дисперсійного твердіння, яке відбувається в аустеніті при температурах помітно більш високих (670 - 950° С), чим в мартенситостаріючих сталях. Дисперсійне твердіння викликається алюмінієм, титаном, молібденом, вольфрамом. Аустенітні сталі й сплави значно поступаються у твердості (в основному 30 - 42 HRC) вищерозглянутим матеріалам при кімнатних температурах. Однак вони помітно перевершують їх за цим показником при температурах вище 730 °С.

Недоліки: підвищений коефіцієнт лінійного розширення, що знижує стійкість проти термічної втоми, менша теплопровідність. При великому вмісті нікелю знижена опірність налипанню оброблюваного матеріалу.

Варіанти застосування: оснащення для пресування матеріалів із зниженим опором деформуванню, форми для лиття скла, штампів які працюють при температурах до 900 °С.

Таким чином, існування великої кількості сталей і сплавів різних систем легування, які застосовуються в якості зносостійких матеріалів, обумовлено, насамперед, їхньою неоднаковою здатністю до збереження властивостей при підвищенні температури.

Крім теплостійкості до матеріалів пред'являється великий ряд інших вимог, яким вони повинні відповідати як на стадії виготовлення, так й у процесі експлуатації. Поводження матеріалів при виготовленні й термічній обробці характеризується технологічними властивостями:

- оброблюваність тиском у гарячому й холодному стані;
- оброблюваність різанням;
- здатність до шліфування;
- стійкість проти знеуглецювання й окислювання;
- чутливість до перегріву;
- здатність до гартування;
- схильність до деформацій і змін лінійних розмірів у

результаті термообробки.

У процесі експлуатації рівень зносостійкості робочих крайок і поверхонь багатьох видів інструментів визначається твердістю й кількістю фаз зміцнення. Однак дуже часто (іноді більше 50 %) інструменти, деталі штампів і пресового оснащення виходять із ладу не через досягнення гранично припустимого зносу, а в результаті крихкого викришування фрагментів робочих крайок, або об'ємного руйнування.

Твердість і в'язкість змінюються найчастіше в протилежному напрямку. В'язкість інструментальних сталей характеризує в основному роботу зародження тріщини, а частка роботи, що витрачається на її поширення, на відміну від конструкційних сталей, дуже мала.

Пластичність сталей високої твердості також сильно знижена. Відносне подовження й звуження при розтягуванні не перевищують 2 % й 4 % відповідно. Ці рівні трохи вищі в сталях з інтерметалідним зміцненням.

Основною властивістю, що визначає стійкість крайок інструмента проти зминання, є межа плинності при стисканні. Цей параметр залежить від тих же факторів що й твердість - концентрації вуглецю в мартенситі, кількості й дисперсності карбідів й інтерметалідів і змісту аустеніту. Тому межа плинності зростає

пропорційно твердості.

Міцність нетеплостійких сталей зростає при збільшенні твердості до 50 - 54 HRC. Подальше зростання твердості може приводити до її зниження. Це пов'язане з тим, що міцність на відміну від твердості залежить не тільки від вмісту вуглецю в мартенситі й кількості аустеніту, але й від величини зерен, стану їхніх границь, характеру розподілу карбідів і рівня залишкових напруг. Частковий розпад мартенситу при відпуску або нагріванні, що знижує твердість, може підвищувати міцність. Вона істотно знижується зі збільшенням розмірів зерен, ростом неоднорідності в розподілі карбідів. Наприклад, у сталях P12 і P18 збільшення зерна на один бал, або посилення смугастості в розподілі карбідів на бал зменшує міцність на 200 - 400 МПа.

Отже, поліпшення одного або декількох властивостей, практично неминуче супроводжується погіршенням інших. Тому при вирішенні завдання вибору матеріалів й їхнього структурного стану часто для забезпечення експлуатаційної надійності (виключення непередбачених поломок) змушено знижують рівень зносостійкості.

Разом з тим, у ряді випадків термічна обробка на структуру, що забезпечує максимальний для даного матеріалу рівень зносостійкості, сприяє підвищенню надійності в експлуатації. Таке споріднення зносостійкості і підвищеної експлуатаційної надійності досягається шляхом термообробки сталей на структуру з великою кількістю залишкового аустеніту, здатного до перетворення в мартенсит деформації під час зношування.

Розглянемо більш докладно напівтеплостійкі інструментальні сталі, які є предметом вивчення в даній лабораторній роботі. Ці сталі одержали широке поширення не тільки як матеріали штампного інструменту для обробки металів деформуванням, але й при виготовленні багатьох деталей, що працюють в умовах абразивного й інших видів зношування.

За структурними ознаками вони відносяться до сплавів ледебуритного класу. У литому стані карбіди типу M_7C_3 у вигляді гіллястих стержнів (дендритів) характерної скелетоподібної будови, перебувають у складі евтектики - ледебуриту (рис. 2.3 а). Сітка евтектики оточує ділянки твердого розчину вільних від карбідів. Зі збільшенням вмісту вуглецю, хрому й розміру литої заготовки площа, займана евтектикою, і розміри карбідів збільшуються. Така

неоднорідність структури спричиняє низький рівень в'язкопластичних властивостей деталей. Тому в литому стані ледебуритні сталі застосовуються рідко.

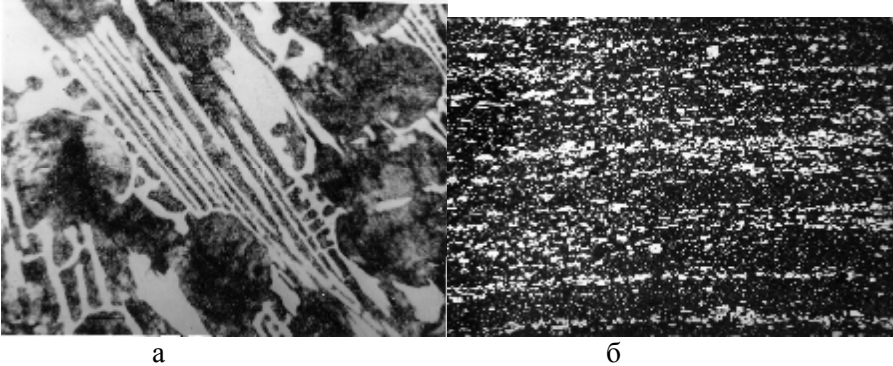


Рисунок 2.3 - Структура сталі X12 у литому стані, х 500 (а) та кованої, х100 (б)

Однорідність структури різко збільшується в результаті деформації литих заготовок куванням або прокаткою при 10-15 кратному ступені укову (обтиснення). При цьому евтектичні карбіди дробляться, здобувають форму ближче до глобулярної (рис. 2.3 б). Однак повна однорідність не досягається. Скупчення карбідів витягаються в напрямку деформації у вигляді смуг. Карбідна неоднорідність сильно впливає на механічні властивості. Знижуються в'язкість, міцність, опір контактній втомі. Розподіл карбідів характеризують карбідним балом. Для ледебуритних напівтеплостійких сталей установлена 10-бальна шкала. Бал 1 указує на рівномірний розподіл карбідів. Від 2 до 4 балу від слабко до різко вираженої смугастості. Від 5 до 9 балу - на наявність сітки карбідів різного ступеня деформування. Бал 10 характеризує структуру литої сталі. При різко вираженій смугастості виникає анізотропія механічних властивостей (насамперед міцності й в'язкості).

В залежності від умов зношування, сталі цього класу використовуються в широкому діапазоні структурних станів. Для них характерна висока стійкість переохолодженого аустеніту, як у перлітній, так і в бейнітній областях. Наприклад, в процесі ізотермічної витримки сталі X12M при 700 °C (рис. 2.4) виділення карбідів з аустеніту починається через 230 – 250 с (4 хвилини). Для порівняння відзначимо, що цей же показник для інструментальної

нетеплостійкої сталі 11Х (рис. 2.5), становить 1-2 с. Час витримки до початку бейнітних перетворень у сталі Х12М (рис. 2.4) також дуже значний - близько 60 хв. Тому високохромисті сталі характеризуються високою здатністю до гартування.

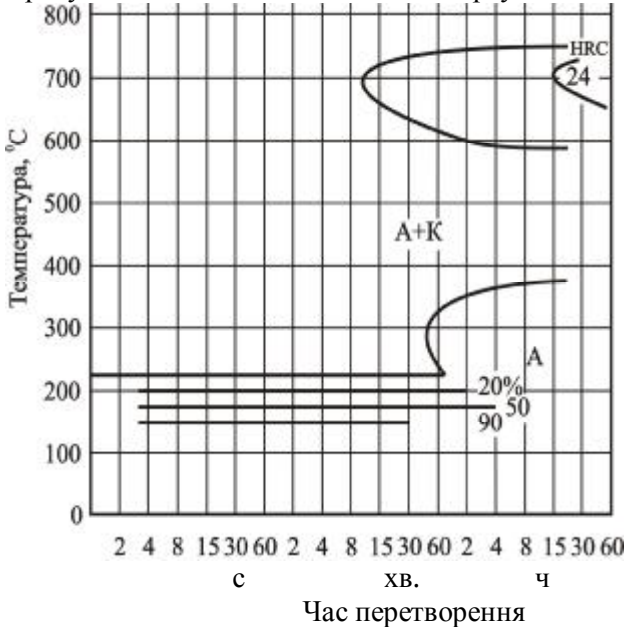


Рисунок 2.4 - Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту сталі Х12М після нагрівання при 1025° С

При 12 % хрому твердість до 60 HRC може бути досягнута загартуванням в оливі в перетинах діаметром до 250 мм. Деталі невеликого перетину можуть гартуватися на повітрі. Розчинення карбідів, і в результаті цього концентрація хрому й вуглецю у твердому розчині істотно зростають зі збільшенням температури загартування. Внаслідок цього значно знижується температура початку мартенситного перетворення M_n і збільшується кількість залишкового аустеніту й змінюється твердість. Наприклад, при зміні температури загартування сталі Х12 усього на 3-4° С (в інтервалі температур 1045-1120° С), твердість змінюється на одну одиницю HRC. При необхідності (залежно від умов зношування) у сталях цього класу можна одержати шляхом загартування до 100 % залишкового аустеніту.

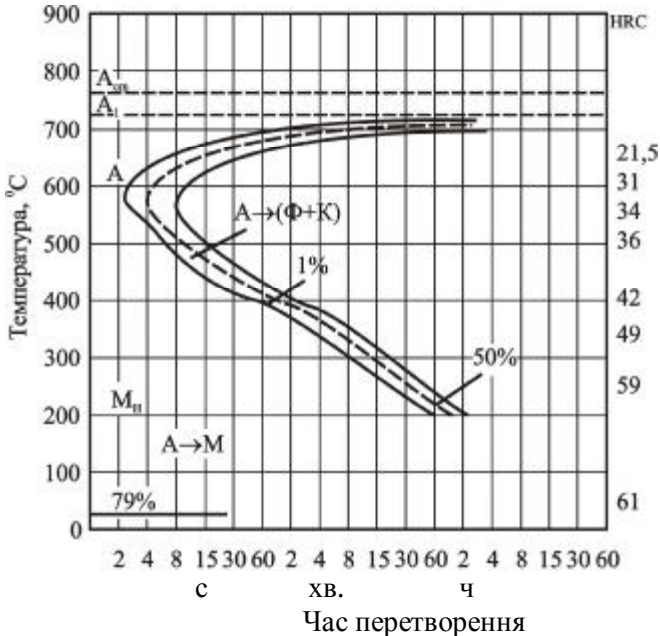


Рисунок 2.5 - Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту сталі 11Х. Температура аустенізації 820°С

Стосовно умов роботи штампового інструменту напівтеплостійкі сталі умовно ділять на сталі:

- підвищеної зносостійкості - 85Х6НФТ, Х6ВФ, Х12 Ф1, Х12М;
- високої зносостійкості - Х12, Х12ВМ, Х12Ф3М, Х6Ф4М.

Варто звернути увагу, що на відміну від конструкційних сталей, в умовній позначці більшості марок інструментальних сталей, зміст вуглецю не відображується.

При практично однаковому рівні твердості, що досягається в цих сталях, зносостійкість їх в умовах роботи штампового інструмента відрізняється багаторазово й залежить в основному від кількості карбідів (рис. 2.6). Однак із збільшенням вмісту карбідів помітно зменшується в'язкість. Тому сталі Х12М і Х12Ф1 доцільно застосовувати для вирубних, або витяжних штампів, що працюють без значних динамічних навантажень. Вони менш придатні для штампів пресування, що працюють при високих питомих навантаженнях, або висадочних штампів і накатних інструментів, робота яких супроводжується ударними навантаженнями.

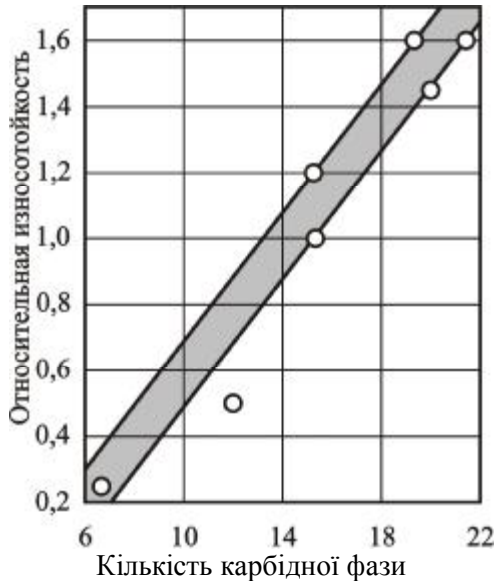


Рисунок 2.6 - Залежність відносної зносостійкості від кількості карбідів

Висока зносостійкість сталі Х12 може досягатися при роботі з мінімальними динамічними навантаженнями в штампах простої форми, при невеликих перетинах пуансонів (до 50 мм). Обмеження обумовлені в основному карбідною неоднорідністю.

Термічна обробка деталей штампового інструменту зі сталей цього класу для роботи в умовах холодного штампування включає загартування для одержання мартенситної структури з невеликою кількістю залишкового аустеніту. При цьому досягається первинна твердість 61 - 63 HRC. Температура відпускання вибирається в залежності від рівня динамічних навантажень в інтервалі 150-300°С.

Рідше, для підвищення теплостійкості, роблять загартування на вторинну твердість. Тобто на початку проводять термообробку деталі від підвищених температур для одержання високого вмісту в структурі залишкового аустеніту, а потім проводиться 2 - 3х кратне відпускання від температур 500 - 525°С.

Термічна обробка і структурний стан деталей із високохромистих інструментальних сталей для роботи в умовах безударного абразивного зношування принципово відрізняються від традиційних способів, які використовуються при зміцненні

гартуванням на мартенситну структуру деталей штампового інструменту.

Для цих умов роботи оптимальною є структура з великою кількістю залишкового аустеніту, що має здатність до перетворення в мартенсит у результаті багаторазової деформації поверхневого шару абразивними зернами.

З КОНТРОЛЬНІ ЗАПИТАННЯ ДЛЯ САМОПЕРЕВІРКИ І КОНТРОЛЮ ПІДГОТОВЛЕНOSTІ СТУДЕНТІВ ДО РОБОТИ

3.1 Чим обумовлена підвищена теплостійкість напівтеплостійких сталей у порівнянні з нетеплостійкими?

3.2 Які механізми зміцнення переважно задіяні в інструментальних сталях.

3.3 Принципи легування швидкорізальних і мартенситостаріючих сталей.

3.4 Як взаємозалежні механічні властивості інструментальних сталей (твердість та ін.)?

3.5 Чому твердість при кімнатних температурах у нетеплостійких сталях досягає значень більш високих, чим в теплостійких?

3.6 Основні переваги мартенситостаріючих сталей.

3.7 Схематично відтворіть характер зміни твердості сталей типу X12, загартованих на мартенситну, або, переважно, аустенітну структури залежно від температури відпускання в інтервалі 100-600 °C.

3.8 Як зміниться температура загартування ледебуритних сталей з 12 % хрому при збільшенні в них концентрації вуглецю?

3.9 Чи можна за політермічним розрізом діаграми рівноважного стану Fe-C-Cr визначити вміст вуглецю й хрому в аустеніті залежно від температури нагрівання?

3.10 Характерні ознаки структури литих ледебуритних сталей.

3.11 Особливість мартенситу в мартенситостаріючих сталях.

3.12 Як змінюється вміст вуглецю й хрому у твердому розчині

сталей типу Х12 при зниженні температури загартування?

3.13 Як уникнути знеуглецювання поверхневого шару деталей при нагріванні їх до температур гартування в соляних ваннах або у камерних печах?

3.14 У чому полягає механізм підвищення твердості при гартуванні на вторинну твердість?

3.15 Як зміняться лінійні розміри деталі при загартуванні її на структуру з великою кількістю залишкового аустеніту?

3.16 Основні області застосування інструментальних напівтеплостійких сталей.

4 МАТЕРІАЛИ, ІНСТРУМЕНТ, ПРИЛАДИ, ОБЛАДНАННЯ

4.1. Зразки зі сталей Х12 та Х12Ф1 у різному структурному стані.

4.2. Верстат для полірування зразків.

4.3. Прилад для визначення твердості за шкалою Роквела;

4.4. Прилад для визначення мікротвердості матеріалів ПМТ – 3.

4.5. Постійний магніт.

4.6. Оптичний мікроскоп NU 2.

4.7. Комп'ютер.

4.8. Лабораторний стенд для випробування матеріалів на зносостійкість.

4.9. Набір цифрових фотографій структур сталей типу Х12.

5 ВКАЗІВКИ З ТЕХНІКИ БЕЗПЕКИ

При виконанні роботи не допускати можливості нанесення травм при випадковому падінні зразків чи нанесенні подряпин їх гострими кромками.

6 ПОРЯДОК ПРОВЕДЕННЯ ЛАБОРАТОРНОЇ РОБОТИ

6.1. Підготувати на 2 - 3 зразках шліфи для металографічного аналізу та визначення мікротвердості поверхні.

6.2. За допомогою постійного магніту, пам'ятаючи про парамагнітність аустеніту, на якісному рівні (більше, менше) розташувати зразки в порядку зростання в них кількості залишкового аустеніту.

6.3. Визначити твердість та мікротвердість зразків.

6.4. Знаючи про те, що з підвищенням рівня залишкового аустеніту твердість загартованої сталі падає, оцінити якість попереднього прогнозу відносно порядку розташування зразків за кількістю аустенітної складової в структурі.

6.5. За довідковими даними, виходячи з твердості, визначити температуру гартування зразків у межах кожної групи сталей.

6.6. З використанням мікроскопу та шляхом аналізу комп'ютерних зображень зробити опис структури загартованих сталей. Визначити розміри і, орієнтовно, кількість карбідів.

6.7. Виходячи із даних про температуру гартування, використовуючи відомі закономірності зміни фазового стану в залежності від температури [1-4], визначити кількість аустеніту і карбідів у структурі сталей. Порівняти літературні дані з результатами власного аналізу.

6.8. Вивчити конструкцію лабораторного стенду та методику випробувань на зносостійкість в умовах абразивного зношування. Провести випробування 1 – 2 зразків на опір зношуванню.

6.9. Визначити мікротвердість поверхні тертя.

6.10. Знайти середньоарифметичні дані. Результати занести в таблицю 6.1.

Таблиця 6.1 – Температура гартування та властивості інструментальних сталей

№ зразка	Температура гартування, °С	Твердість HRC	Мікротвердість, Н ₅₀ , ГПа		Кількість аустеніту, %		Кількість карбідів, %	Відносна зносостійкість, ε
			до зношування	після зношування	до зношування	після зношування		

7 ЗМІСТ ЗВІТУ

7.1. Найменування і мета роботи.

7.2. Короткі теоретичні відомості про класифікацію інструментальних сталей. Принципи легування та основні характеристики. Переваги і недоліки. Області застосування.

7.3. Хімічний склад досліджених сталей.

7.4. Методика випробувань.

7.5. Таблиця результатів досліджень.

7.6. Графіки залежності властивостей від температури гартування. Для кожної сталі на графіках позначити інтервал температур загартування оптимальних для деталей штамів холодного штампування й деталей, що працюють в умовах абразивного зношування.

7.7. Аналіз результатів.

7.8. Висновки.

РЕКОМЕНДОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин. – Запорожье.: Изд-во ОАО «Мотор Сич», 2000. – 394 с.

2. Попов В.С., Брыков Н.Н., Дмитриченко Н.С., Приступа П.Г. Долговечность оборудования огнеупорного производства. – М.: Металлургия, 1978. – 232 с.

3. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1983. – 527с.

4. Гуляев А. П. Инструментальные стали – М.: Машиностроение, 1975.– 272 с.