

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Запорізький національний технічний університет

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

до виконання лабораторної роботи №4

«Дослідження методів та технології управління структурою шляхом пошуку хімічного складу наплавленого металу, критична швидкість охолодження, якого б забезпечувала формування в умовах не керованого термічного циклу наплавлення необхідної метастабільної структури і високу здатність до самозміцнення поверхні тертя в умовах абразивного зношування» з дисципліни «Спеціальні методи підвищення зносостійкості деталей машин» для студентів освітньої програми «Відновлення та підвищення зносостійкості деталей і конструкцій» усіх форм навчання

Методичні вказівки до виконання лабораторної роботи № 4 «Дослідження методів та технології управління структурою шляхом пошуку хімічного складу наплавленого металу, критична швидкість охолодження, якого б забезпечувала формування в умовах не керованого термічного циклу наплавлення необхідної метастабільної структури і високу здатність до самозміцнення поверхні тертя в умовах абразивного зношування» з дисципліни «Спеціальні методи підвищення зносостійкості деталей машин» для студентів освітньої програми «Відновлення та підвищення зносостійкості деталей і конструкцій» усіх форм навчання / Укл.: М.І. Андрущенко, О.Є. Капустян. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2018. - 22 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 № 4 від 25.10.2018

Рекомендовано до видання

НМК ІФФ

Протокол № 3 від 13.11.2018

ЗМІСТ

1 МЕТА РОБОТИ	4
2 ЗАГАЛЬНІ ВІДОМОСТІ	4
3 ПИТАННЯ ДЛЯ САМОПЕРЕВІРКИ І КОНТРОЛЮ ПІДГОТОВЛЕНOSTІ СТУДЕНТІВ ДО РОБОТИ	17
4 МАТЕРІАЛИ, ІНСТРУМЕНТ, ПРИЛАДИ, ОБЛАДНАННЯ.....	18
5 ВКАЗІВКИ З ТЕХНІКИ БЕЗПЕКИ.....	19
6 ПОРЯДОК ПРОВЕДЕННЯ ЛАБОРАТОРНОЇ РОБОТИ	20
7 ЗМІСТ ЗВІТУ	20
РЕКОМЕНДОВАНА ЛІТЕРАТУРА	21

1 МЕТА РОБОТИ

Засвоєння методики пошуку хімічного складу наплавленого металу критична швидкість охолодження якого, дозволяла б виключати проміжний розпад аустеніту в умовах некерованого термічного циклу наплавлення і забезпечувала б можливість формування необхідної метастабільною структури і високу здатність до самозміцнення в умовах абразивного зношування.

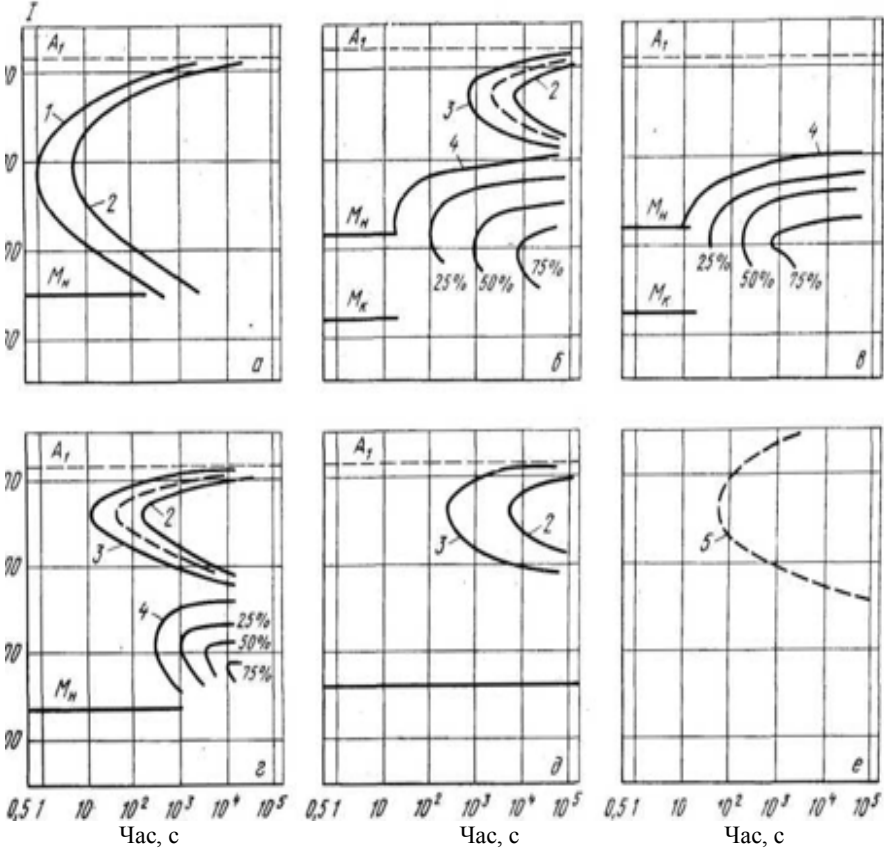
2 ЗАГАЛЬНІ ВІДОМОСТІ

Легуючі елементи істотно впливають на кінетику перетворення переохолодженого аустеніту. Елементи, які розчиняються в фериті або цементиті, не утворюючи спеціальних карбідів, тільки кількісно впливають на процеси перетворення. Вони або прискорюють перетворення (кобальт), або уповільнюють його (марганець, нікель, мідь і ін.).

Елементи, які утворюють карбіди вносять не тільки кількісні, а й якісні зміни в кінетику ізотермічного перетворення аустеніту. У сталях, легуваних карбідоутворюючими елементами (хромом, молібденом, вольфрамом), спостерігаються два максимуми швидкості ізотермічного розпаду аустеніту, розділених областю високої стійкості переохолодженого аустеніту. Ізотермічний розпад аустеніту має два явно виражених інтервали перетворень - перетворення в пластинчасті структурні складові (перлітні) і в голчасті (бейнітні) структури.

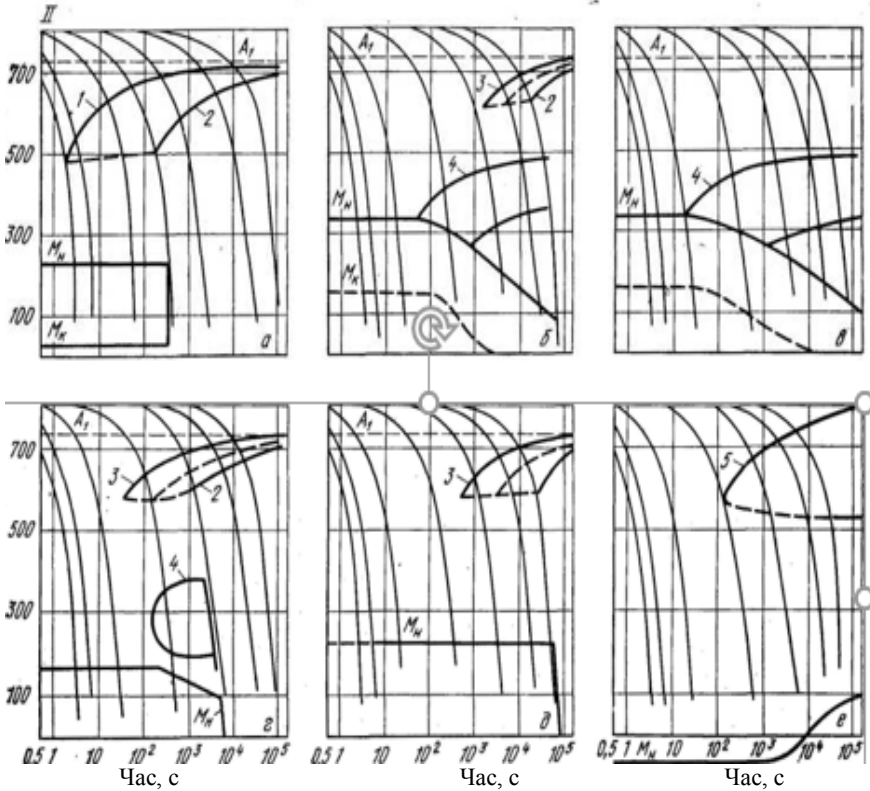
Основні різновиди діаграм кінетики ізотермічного перетворення аустеніту і термокінетичних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту представлені на рисунках 2.1 і 2.2. Видно, що у вуглецевих і низьколегованих сталях температурні інтервали протікання перетворень по першій і другій ступенях практично збігаються. На ізотермічних діаграмах при температурах вище мартенситної точки спостерігається, як правило, тільки один кінетичний максимум (рис. 2.1a). При температурах вище цього максимуму розпад аустеніту відбувається дифузійним шляхом і супроводжується утворенням

ферито-карбідної суміші (ФКС) різного ступеня дисперсності. При температурах нижче цього максимуму перетворення спочатку розвивається за типом другого ступеня, але потім продовжується і закінчується за рахунок дифузійного перетворення.



а - вуглецеві і низьколеговані сталі, що не містять карбидоутворюючих елементів; б - леговані конструкційні сталі; в - складнолеговані конструкційні сталі з підвищеним вмістом нікелю або марганцю; г - леговані інструментальні сталі; д - високохромисті сталі; е - аустенітні сталі, схильні до виділення карбідів;
1 - початок перетворення; 2 - кінець перетворення; 3 - початок утворення ферито-карбідної суміші; 4 - початок утворення продуктів проміжного перетворення; 5 - початок виділення карбідів

Рисунок 2.1 - Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту (С-подібна діаграма)



позначення відповідають тим, які приведені на рисунку 2.1.

Рисунок 2.2 - Діаграма термокінетичного розпаду
переохолодженого аустеніту

При розпаді доевтектоїдного або заевтектоїдного аустеніту в подібних сталях на ізотермічних і термокінетичних кривих можуть з'явитися додаткові лінії, що характеризують процеси утворення надлишкових фериту або цементиту.

У сталях, що містять помітну кількість хрому, молібдену, вольфрам та інших елементів, температурні умови протікання перетворень за типом першого і другого ступеня не збігаються (рис. 2.1 б, г). Підвищення стійкості аустеніту під впливом легуючих елементів особливо помітно при температурах першого ступеня і виражається зрушенням відповідних ліній діаграми вправо.

При відносно низькому вмісті вуглецю (менше 0,25%) і

високому вмісті таких легуючих елементів, як нікель або марганець, перетворення за типом першої ступені відбувається настільки повільно, що, як правило, не виявляється ні при ізотермічних дослідженнях, ні при вивченні розпаду аустеніту в процесі безперервного охолодження сталей з різними швидкостями (рис. 2.1 в). Таке явище спостерігається при вивченні розпаду сталей марок 18X2H4BA, 18X2H4MA, 34XH4M і ін.

У деяких високолегованих сталях друга ступінь перетворення настільки сильно знижується і загальмовується, що, або проявляється нижче мартенситної точки і зливається з мартенситним інтервалом температур, або зсувається настільки сильно вправо, що при проведенні звичайних досліджень не виявляється. У таких випадках ізотермічні і термокінетичні діаграми мають один максимум прискореного розпаду при температурах вище мартенситної точки, відповідний дифузійному механізму перетворення (рис. 2.1 д). Це спостерігається, наприклад, у високохромистих сталях, що містять 0,3-0,4% С і 10-12% Cr.

Можливі також випадки, коли під впливом підвищеного вмісту вуглецю і легуючих елементів мартенситний інтервал перетворення настільки сильно знижується, що виявляється нижче кімнатної температури. Такі сталі, зазвичай, мають дуже велику стійкість аустеніту при температурах першої і другої ступені і називаються аустенітними сталями. У цих сталях при звичайних дослідженнях при всіх температурах вище кімнатної не спостерігається перетворення аустеніту, а на ізотермічних і термокінетичних діаграмах немає ніяких ліній, які характеризують розпад аустеніту. Тільки при проведенні спеціальних експериментів в цих сталях вдається виявити процес виділення надлишкових карбідів, що відбувається при високих температурах (рис. 2.1 е). В результаті виділення карбідів мартенситна точка в прилеглих ділянках аустеніту підвищується і при деяких швидкостях охолодження може виявитися вище кімнатної температури.

Розглянуті приклади не вичерпують усього різноманіття ізотермічних і термокінетичних діаграм, які зустрічаються на практиці. Слід пам'ятати, що зовнішній вигляд діаграми може змінюватися під впливом великого числа змінних факторів. Крім хімічного складу аустеніту, можна вказати на вплив однорідності складу, величини зерна і температури нагріву, металургійної природи

сталі і характеру розкислення, наявності неметалевих включень і всякого роду сторонніх фаз, які можуть грати роль зародків при розвитку перетворення. Зазначені фактори найбільш істотно впливають на дифузійне перетворення, коли утворюються надлишкові фази фериту, або карбід і ферито-карбідна суміш.

У разі проміжного і мартенситного перетворень роль і значення багатьох з перерахованих факторів зменшуються. Відомо, наприклад, що величина зерна аустеніту, температура нагріву, металургічна природа сталі і наявність різного роду нерозчинених домішок, помітно впливають на дифузійне перетворення, майже не відображаються на кінетиці проміжного і мартенситного перетворень, хоча в окремих випадках і змінюють температурні інтервали їх розвитку.

Таким чином, вплив легуючих елементів на властивості сталі зводиться в основному до впливу їх на характер перетворення переохолодженого аустеніту і на склад карбідних фаз, що утворюються в сталі.

Вплив найбільш поширених легуючих елементів на деякі властивості сталей наведено нижче.

Марганець: карбіди Mn_7C_3 ; $Mn_{23}C_6$ (в сталях не зустрічаються). Марганець знаходиться в твердому розчині і в складі карбіда цементитного типу $(FeMn)_3C$. Розчинність в фериті 18%, в аустеніті - 55%. Точку A_4 підвищує, A_3 , A_1 знижує. Точку S зсуває вліво. Аустенізатор.

Нікель: Карбід Ni_3C (в сталях не зустрічається). Знаходиться в твердому розчині. Розчинність в фериті 25%, в аустеніті - необмежена. Точку A_4 підвищує, A_3 , A_1 знижує. Точку S зсуває вліво. Аустенізатор.

Кремній: карбід SiC (в сталі не утворюється). У цементиті не розчиняється. Розчинність в фериті 5% при $20^\circ C$, 15% при $1250^\circ C$, в аустеніті 3,5% при $1170^\circ C$. Точку A_4 знижує, A_3 , A_1 підвищує. Точку S зсуває вліво. Феритизатор. У чавунах є графітизатором.

Хром: $FeCr$ (дельта-фаза) утворюється при $600-800^\circ C$. Карбіди $Cr_{23}C_6$; Cr_7C_3 утворюються в сталях; Cr_3C_2 в сталях не утворюються. Розчиняється в цементиті. До 7% точку A_4 і A_3 знижує, потім підвищує A_3 , Точку A_1 підвищує при всіх концентраціях. Точку S зсуває вліво. Феритизатор. Знижує розчинність вуглецю в аустеніті.

Вольфрам: Інтерметаліди. Fe_2W ; Fe_7W_6 ; Fe_3W_2 ; карбіди W_2C ; WC . Розчинність в фериті 4,5% при $700^\circ C$, в аустеніті 6% при $600^\circ C$. Точку A_4 знижує, A_3 , A_1 підвищує. Точку S зсуває вліво. Феритизатор.

Молібден: Інтерметалід FeMo ; карбіди Mo_2C ; MoC . Розчинність в фериті 4% при 20°C 6% і 9% при 700°C , в аустеніті 6% при 600°C . Точку A_4 знижує, A_3 , A_1 підвищує. Точку S зсуває вліво. Феритизатор.

Ванадій: FeV (дельта-фаза) утворюється при 29-60% V ; карбіди V_2C ; VC ; розчинність в фериті 28%, в аустеніті 1,5%. Точку A_4 знижує, A_3 , A_1 підвищує. Точку S зсуває вліво. Феритизатор.

Титан: Інтерметаліди Fe_2Ti ; FeTi ; FeTi_2 ; карбід TiC ; Розчинність в фериті 6,3% при 1200°C , в аустеніті 1%. Точку A_4 знижує, A_3 , A_1 підвищує. Точку S зсуває вліво. Феритизатор.

Кобальт: FeCo (типу над-структури). Карбід Co_3C (в сталях не зустрічається). Кобальт знаходиться в твердому розчині і цементиті. Розчинність в фериті 75%, в аустеніті - необмежена. Точку A_4 підвищує, A_3 до 50% підвищує, а потім знижує. A_1 підвищує. Точку S зсуває вліво. Аустенізатор.

Алюміній: Al_2Fe ; Al_3Fe ; AlFe ; Al_4C_3 (в сталях не зустрічається); Карбіди не утворює. Утворює нітрид AlN . Розчинність в фериті 30%, в аустеніті 1%. Точку A_4 знижує, A_3 , A_1 підвищує. Точку S зсуває вліво. Феритизатор. У чавунах є графітізатором

Тип карбіду, який утворюється в сплавах легованих одним елементом, залежить від співвідношення вуглецю і легуючих елементів. Наприклад, при легуванні сталі хромом по величині відношення Cr/C можна розділити на 5 характерних груп за типами карбідів, що утворюються (це добре видно по горизонтальному розрізу діаграми стану залізо - вуглець – хром).

1 - при співвідношенні Cr/C менше 3 може бути присутнім тільки карбід цементитного типу Fe_3C або $(\text{FeCr})_3C$;

2 - при співвідношенні Cr/C від 3 до 5 карбід $(\text{FeCr})_3C$ поступово замінюється на $(\text{CrFe})_7C_3$;

3 - в інтервалі співвідношень 5 - 8 тільки карбід $(\text{CrFe})_7C_3$;

4 - в інтервалі співвідношень від 8 до 12 карбід $(\text{CrFe})_7C_3$ замінюється $(\text{CrFe})_{23}C_6$;

5 - якщо співвідношення більше 12 можливо утворення тільки карбіду $(\text{CrFe})_{23}C_6$.

Умови роботи багатьох деталей, або особливості їх конструкції не дозволяють використовувати для їх виготовлення, або відновлення сталі чи сплавів в структурі яких присутні карбіди через недостатню експлуатаційну надійність. У таких випадках найбільш раціонально

використовувати безкарбідні сплави, що мають високу здатність до самозміцнення в процесі зношування.

Раніше, шляхом випробування, в ЗНТУ дослідних безкарбідних модельних сплавів, було показано, що серед сталей системи Fe-C-Cr, загартованих на структуру з великою кількістю залишкового аустеніту і при відсутності в структурі карбідів, найбільш високу опірність абразивному зношуванню мають матеріали, в яких в твердому розчині міститься висока кількість вуглецю (на рівні 1,5 %) і незначна кількість хрому (3-3,5 %). Різниця в опірності зношування між високовуглецевими сталями і сталями цієї ж системи легування із середнім вмістом вуглецю і високим хрому при однаковому фазовому стані і навіть більш високій здатності аустеніту до перетворення в мартенсит деформації сягала п'яти разів. Оптимальний структурний стан і висока здатність до самозміцнення в процесі зношування високовуглецевих метастабільних сталей були реалізовані при виготовленні цементованих і загартованих пластин прес-форм для пресування вогнетривких виробів і силікатної цегли. При цьому зносостійкість пластин, випробуваних у виробничих умовах, перебувала на рівні результатів, отриманих на модельних сплавах при лабораторних випробуваннях.

Однак спроба реалізації потенціалу здатності до самозміцнення металу цього типу і зносостійкості в наплавленому стані, зокрема при наплавленні штампів прес-форм вогнетривкого і силікатної виробництва, показала, що і ступінь самозміцнення, і зносостійкість набагато нижче рівня найбільш зносостійких модельних сплавів. Основною причиною цього було те, що в умовах некерованого термічного циклу наплавлення при недостатніх швидкостях охолодження наплавленого металу, в структурі не досягалась необхідна кількість метастабільного високовуглецевого залишкового аустеніту. Тому було запропоновано забезпечувати необхідний структурний стан наплавленого металу шляхом застосування в процесі наплавлення кромки штампів простої форми (плоских, циліндричних) мідних водоохолоджуваних кристалізаторів. У той же час, серед штампів, які застосовуються при виготовленні вогнетривких і інших виробів, одержуваних пресуванням, існує велика кількість таких, у яких робоча поверхня має складну форму (виступи, западини). Тому індивідуальне виготовлення водоохолоджуючих кристалізаторів для кожної деталі може бути

надмірно трудомістким і нераціональним. У зв'язку з цим подальший пошук шляхів забезпечення в структурі високовуглецевого наплавленого металу необхідної кількості метастабільного аустеніту в умовах некерованого термічного циклу наплавлення є актуальним. Одним із них може бути пошук хімічного складу наплавленого металу, критична швидкість охолодження якого, дозволяла б виключати проміжний розпад аустеніту і забезпечувала можливість формування необхідної метастабільною структури і високу здатність до самозміцнення в умовах абразивного зношування.

При виборі меж легування, які б забезпечували досягнення цієї мети, можна виходити з наступного. Відомо, що більшість легуючих елементів (крім кобальту) підвищують стійкість аустеніту до перлітних перетворень (зсувають С-подібну діаграму вправо). Тому рішення поставленого завдання з цієї точки зору може мати багато варіантів. Найбільш простим рішенням було б збільшення вмісту хрому. Однак цей елемент звужує межі розчинності вуглецю в аустеніті (рис. 2.3). Тому збільшення його вмісту при збереженні концентрації вуглецю на оптимальному рівні, навіть при достатніх швидкостях охолодження, неминуче призвело б до небажаного появи в структурі карбідів. Дотримання умови забезпечення безкарбідної структури зі збільшенням вмісту хрому визвало б необхідність зниження вмісту вуглецю до рівня набагато нижчого оптимального на шкоду зносостійкості.

Подібним чином впливають на розчинність вуглецю в аустеніті і інші елементи, які утворюють карбіди в сталях з однокомпонентним легуванням.

Крім хрому, досить поширеним і недорогим елементом, який часто застосовується для підвищення стійкості аустеніту до перлітних і проміжних перетворювань, є марганець. Крім того він інтенсивно знижує температуру початку мартенситних перетворень M_n , що сприяє досягненню поставленої мети. Однак за деякими даними, позитивний вплив цього елемента на здатність до зміцнення сталей із залишковим метастабільним аустенітом нижче, ніж хрому. Це пов'язано з тим, що міцність мартенситу деформації залежить не тільки від вмісту в ньому вуглецю, але також і від величини енергії зв'язку між дислокаціями і атомами вуглецю в аустеніті. Чим більше енергія зв'язку між дислокаціями і атомами домішок впровадження (вуглецю, азоту та ін.), тим вище рівень закріплення дислокацій в

мартенситі (при даному вмісті вуглецю) і, отже, вище ефективна міцність даної фази. Марганець знижує енергію зв'язку дислокацій з атомами вуглецю в γ -фазі на відміну від хрому, підвищує цей показник. Тому хромомарганцеві метастабільні аустенітні сталі мають більш високу зносостійкість, ніж марганцеві. Однак ці дані відносяться, по-перше, до хромомарганцевих сталей, вміст вуглецю в яких набагато нижче, ніж оптимальний рівень, встановлений в попередніх дослідженнях. По-друге, сумарний вміст хрому і марганцю в них досягає 20%. Даних же про вплив відносно невеликих кількостей хрому і марганцю в високовуглецевих сплавах з метастабільним аустенітом на здатність до зміцнення і опірність безударному абразивному зношуванню в літературі практично немає. Тому з метою вибору хімічного складу матеріалу для наплавлення деталей без примусового охолодження в ЗНТУ були проведені дослідження дослідних безкарбідних хромомарганцевих сталей.

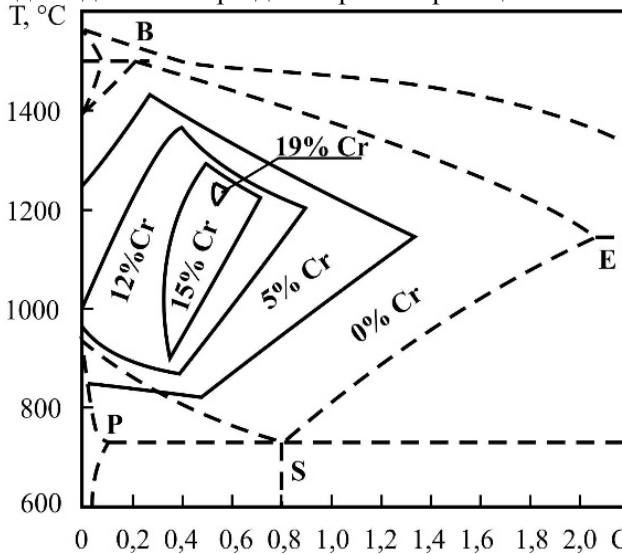


Рисунок 2.3 - Положення γ -області на діаграмах стану Fe-C-Cr в залежності від вмісту хрому.

В даному випадку при виборі хімічного складу дослідних матеріалів цієї системи легування виходили з наступного. Раніше, при дослідженнях матеріалів системи Fe-C-Cr проведених в ЗНТУ, структура змінювалася в широкому діапазоні від мартенситної до

практично повністю аустенітної. Найбільша здатність до зміцнення і опірність зношування досягалися при максимально можливому вмісті аустеніту в межах системи Fe-C-Cr (близько 100 %), тобто, в сплавах, у яких температура M_n знаходиться поблизу 0-20° С та високому вмісту вуглецю (більше 1,0 %).

Враховуючи дані про протилежний вплив хрому і марганцю на енергію зв'язку між дислокаціями і атомами вуглецю в мартенситі деформації і відповідно, на його міцність (мікротвердість), не було підстав припускати, що рівень самозміцнення і зносостійкості при додатковому легуванні марганцем можуть бути вище, ніж хромистих високовуглецевих матеріалів. Не можна було також очікувати, що в хромомарганцевих сталях максимум зносостійкості може бути виявлений в сплавах з меншим вмістом аустеніту, ніж в хромистих сталях. Крім того, малоймовірно, що додаткове введення марганцю без зміни вмісту вуглецю і хрому забезпечить збільшення зносостійкості, оскільки це призвело б до надмірно низького рівня температури M_n і підвищенню стабільності аустеніту до деформаційних мартенситним перетворенням в процесі абразивного зношування. Ці передумови дозволили значно звужити діапазон хімічного складу дослідних сплавів.

По суті, завдання тих досліджень, зводилося до з'ясування питання, наскільки істотно знизиться потенціал зносостійкості, що досягається в групі безкарбідних сталей системи Fe-C-Cr при додатковому легуванні марганцем, необхідному для підвищення стійкості аустеніту до перлітних та проміжних перетворень в процесі охолодження.

При виборі хімічного складу дослідних матеріалів прагнули до того, щоб розрахункова температура початку мартенситного перетворення перебувала на рівні 20° С. У літературних джерелах досить багато даних про вплив легування на температуру початку мартенситного перетворення. Однак вони дуже розрізнені, відносяться до різних систем і діапазонів легування і рівнів вмісту вуглецю, що ускладнювало вибір хімічного складу матеріалів з M_n поблизу 20° С.

Наприклад на основі експериментальних даних було виведено значення коефіцієнтів впливу марганцю та хрому на положення мартенситних точок для вмісту вуглецю 0,6; 0,8 і 1,0% для визначення температури M_n (°С) хромомарганцевих вуглецевих сталей, які містять:

0,6 % C

$$M_{\pi} = 520 - 320 \cdot \%C - 35 \cdot \%Mn - 10 \cdot \%Cr;$$

0,8 % C

$$M_{\pi} = 520 - 320 \cdot \%C - 40 \cdot \%Mn - 20 \cdot \%Cr;$$

1,0 % C

$$M_{\pi} = 520 - 320 \cdot \%C - 48 \cdot \%Mn - 23 \cdot \%Cr;$$

А також для більш розширеної системи легування:

$$M_H = 520 - 320\%C - 50\%Mn - 30\%Cr - 20(\%Ni + \%Mo) - 5(\%Cu - \%Si)$$

На основі цих узагальнень та інших даних для спрощення процедури та зменшення трудомісткості вибору сплавів, що відповідають умові положення M_{π} поблизу 20° С.

Тому для спрощення процедури та зменшення трудомісткості вибору сплавів, що відповідають цій умові, узагальнені відомі аналітичні (формула 2.1) та графічні залежності M_{π} від хімічного складу в системах Fe-C, Fe-C-Cr, Fe-C-Mn, Fe-C-Mn-Cr.

$$C = 2 - 0,191Mn - 0,45Cr + 0,046Cr \cdot Mn + 0,00953Mn^2 + 0,061Cr^2 - (2.1) \\ - 0,00119Mn^2 \cdot Cr - 0,00319Mn \cdot Cr^2 - 0,00015Mn^3 - 0,00313Cr^3$$

Математична обробка даних дозволила отримати вираз, що зв'язує вміст вуглецю в сплавах, які відповідають вимозі – M_{π} знаходиться близько 20° С з концентрацією хрому і марганцю в діапазоні: C - 0,6 ... 2 %; Cr - 0 ... 12 %; Mn - 0 ... 8,8 %:

На основі аналітичної залежності була отримана поверхня, що відповідає сукупності сплавів з M_{π} близько 20° С (рис. 2.4), яку можна в середовищі Mathcad використовувати, як просторову номограму для наочного вибору сплавів. В межах даного діапазону легування попередньо були обрані склади дослідних матеріалів наплавлення з таким розрахунком, щоб вони відповідали вимогам за рівнем M_{π} .

Однак необхідно відзначити, що при реалізації обраних складів шляхом наплавлення покритими електродами, хімічний склад металу деяких наплавлень були виявлені за межами розрахункового (особливо марганець). Фактичний склад наплавленого металу наведено в табл. 2.1. Розрахунок температури M_n цих матеріалів показав, що для двох з них вона помітно відрізняється від очікуваної (рис. 2.5). Структура наплавленого металу практично у всіх сплавах переважно аустенітна без карбідів, тільки в напавленні №6 зафіксовано утворення проміжних структур розпаду аустеніту.

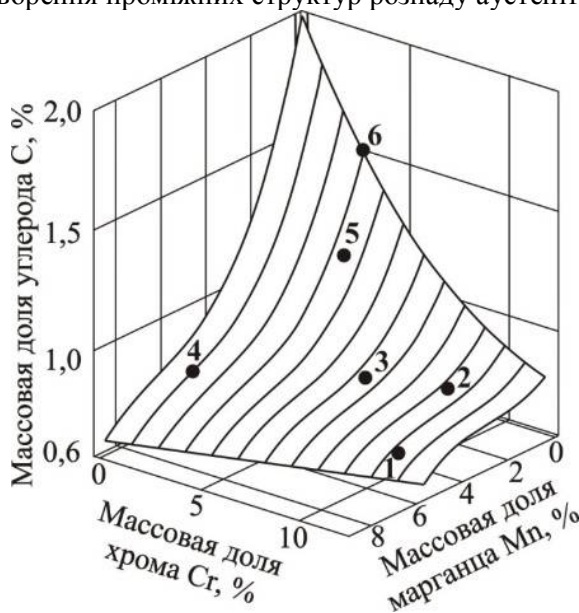


Рисунок 2.4 - Просторова номограма для вибору складу сплавів системи Fe-C-Cr-Mn з M_n близько 20°C

В результаті випробувань було встановлено (рис. 2.6), що в межах групи з трьох сплавів, з однаковим вмістом вуглецю (0,8 %), найменша здатність до зміцнення і опірність зношування спостерігається у сплаві з максимальним вмістом марганцю і найменшою кількістю хрому.

Найбільшою здатністю до зміцнення і зносостійкість має сплав 120X4Г2. Однак його опірність зношуванню все ж на 25-30% нижче рівня раніше досягнутого в групі сплавів системи Fe-C-Cr з високим вмістом вуглецю загартованих в маслі. Це викликано, можливо, по-

перше, негативним впливом марганцю на енергію зв'язку вуглецю з дислокаціями. По-друге, зниженим вмістом вуглецю в порівнянні з дослідними сплавами системи Fe-C-Cr, в яких досягається найбільша зносостійкість.

Таблиця 2.1 - Хімічний склад дослідних матеріалів

№	Тип наплавленого металу	Хімічний склад, %		
		C	Cr	Mn
1	70X10Г5	0,68	10,4	5,1
2	80X10Г2	0,79	9,5	2,1
3	80X7Г3	0,80	6,5	3,1
4	80Г6Х	0,82	1,2	6,0
5	120X4Г2	1,18	3,9	1,7
6	150X3	1,52	3,3	0,4

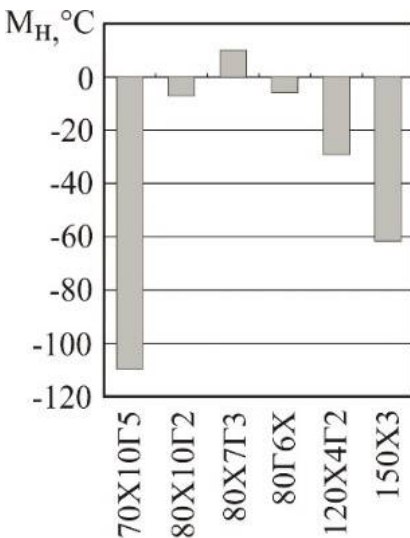


Рисунок 2.5 - Розрахункова температура початку мартенситних перетворень

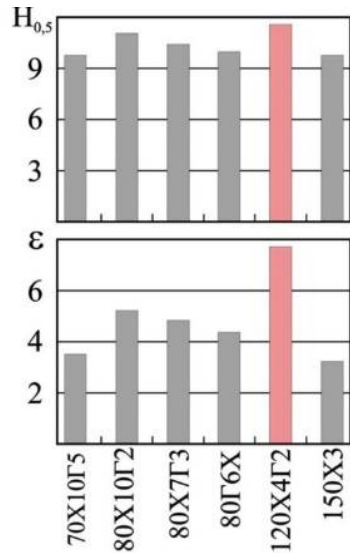


Рисунок 2.6 - Мікротвердість поверхні тертя (H_{0,5}, ГПа) і відносна зносостійкість (ε) дослідних матеріалів системи Fe-C-Cr-Mn (охолодження на повітрі)

У той же час рівень зносостійкості, що досягається в хромомарганцевих сплавах до 1,5 рази вище опірності зношування

високовуглецевого хромистого сплаву №6, структура якого сформована при швидкості охолодження недостатньою для попередження часткового або повного розпаду аустеніту. Таким чином, в тих випадках, коли забезпечення примусового охолодження наплавленого металу утруднено, і наплавлення потенційно зносостійкими високовуглецевими матеріалами системи Fe-C-Cr не забезпечує очікуваного рівня опірності зношуванню, відновлення штамів доцільно проводити сталлю, додатково легованою марганцем, типу 120X4Г2. Реалізація даного складу найбільш раціональна штучними електродами або порошковим дротом.

Таким чином забезпечення необхідної стійкості аустеніту до розпаду при охолодженні в умовах некерованого термічного циклу наплавлення і досить високого рівня його метастабільності може бути досягнуто шляхом додаткового легування високовуглецевих хромистих сплавів марганцем при одночасному зменшенні вмісту вуглецю в кількостях пропорційних впливу цих елементів на температуру початку мартенситного перетворення.

Крім вищерозглянутого підходу до вирішення проблеми недостатньої швидкості охолодження наплавленого металу, цілком можливий варіант зміцнення деталей наплавленням металом, в якому при тому ж рівні хрому і марганцю, або тільки хрому, вміст вуглецю становить 0,1 ... 0,2 %, а оптимальний його рівень забезпечується шляхом подальшої цементації. Цей варіант зміцнення і відновлення деталей має свої особливості і буде розглядатися в межах лабораторної роботи №5.

3 ПИТАННЯ ДЛЯ САМОПЕРЕВІРКИ І КОНТРОЛЮ ПІДГОТОВЛЕНOSTІ СТУДЕНТІВ ДО РОБОТИ

3.1 Особливості формування структури металу в процесі наплавлення в порівнянні з гартуванням в середовищах, що охолоджують (вода, масло).

3.2 Які елементи є досить поширеними і недорогими, та часто застосовуються для підвищення стійкості аустеніту до перлітних і проміжних перетворень.

3.3 Основні можливі типи металевої матриці наплавленого

металу.

3.4 Які елементи найбільш активно понижують температуру $M_{\text{п}}$.

3.5 Основні типи перетворень в наплавленому металі при повільному і швидкому охолодженні і нагріві.

3.6 Розрахуйте температуру $M_{\text{п}}$ для сплаву 120Х4Г2

3.7 Спрогнозуйте структуру металу за хімічним складом (за завданням викладача).

3.8 При яких концентраціях хрому та вуглецю практично зникає γ -область на діаграмах стану Fe-C-Cr?

3.9 Який елемент зменшує стійкість металу до перлітних перетворень (зрушує C – подібні діаграми вліво).

3.10 Мартенситні і бейнітні перетворення. Морфологічні ознаки. Вплив легуючих елементів на температуру початку мартенситного перетворення.

3.11 За яким параметром можна спрогнозувати ступінь стабільності залишкового аустеніту, метастабільного?

3.12 Які переваги має мартенсит деформації перед мартенситом гартування?

3.13 Чим відрізняються діаграми ізотермічного перетворення аустеніту від термодинамічних діаграм?

3.14 Які елементи відносяться до аустенізаторів, а які до феритизаторів?

3.15 Які елементи прискорюють перлітні перетворення?

3.16 Як будується C-подібна діаграма?

3.17 Що означають умовні позначення A_1 , A_2 , A_3 , A_4 ?

3.18 Які елементи є графітізаторами?

3.19 Які карбіди утворює хром?

3.20 Яким чином можна визначити, тип карбідів, що утворює хром в залежності від хімічного складу в системі Fe-C-Cr?

3.21. Як діють елементи аустенізатори і феритизатори?

4 МАТЕРІАЛИ, ІНСТРУМЕНТ, ПРИЛАДИ, ОБЛАДНАННЯ

1. Зразки із досліджуваних сталей у різному структурному стані.

2. Набір цифрових фотографій структур сталей.
3. Прилад для визначення твердості за шкалою Роквелла.
4. Прилад для визначення мікротвердості матеріалів - ПМТ-3.
5. Оптичний мікроскоп NU 2.
6. Комп'ютер.
7. Верстат для полірування зразків.

5 ВКАЗІВКИ З ТЕХНІКИ БЕЗПЕКИ

Використовувані при виконанні роботи прилади підключаються до мережі змінного струму напругою 220 В. Тому існує небезпека враження електричним струмом, а також травмування диском верстата, що обертається.

Щоб попередити виникнення подібних нещасних випадків, а також пошкодження апаратного забезпечення обладнання, необхідно виконувати певні вимоги безпеки.

1. Приступати до роботи після прослуховування інструктажу по техніці безпеки у керівника роботи і засвоєння матеріалу даних методичних вказівок.

2. Включати верстат і освітлювальний пристрій за дозволом викладача або лаборанта.

3. Виконувати тільки ту роботу, яка передбачена завданням.

4. Переконатися в надійності заземлення електродвигуна верстата, електроізоляції кабелю і проводів.

5. Виявляти особливу уважність і акуратність при роботі.

6. Не торкатися рухомих і струмоведучих частин обладнання.

7. Працювати на верстаті в спецодязі із застібнутими манжетами.

8. Повідомляти викладачеві або лаборанту про несправності обладнання, не намагатися усунути їх самостійно.

9. Виконувати роботу при наявності в лабораторії не менше двох осіб.

10. Після закінчення роботи вимкнути верстат і освітлювальний пристрій мікротвердоміра, привести в порядок робоче місце.

6 ПОРЯДОК ПРОВЕДЕННЯ ЛАБОРАТОРНОЇ РОБОТИ

6.1 Підготувати на 3-5 зразках різних за хімічним складом та структурою шліфи для металографічного аналізу та визначення твердості та мікротвердості поверхні.

6.2 Визначити твердість та мікротвердість зразків усереднено та окремих складових структури.

6.3 З використанням мікроскопу та цифрового фотоапарату отримати зображення мікроструктур.

6.4 Зробити опис структури. Визначити розміри і, орієнтовно, кількість фаз, які знаходяться в твердому розчині. Вказати фази стрілками на фотографіях.

6.5 Знайти середньоарифметичні дані. Результати занести в таблицю.

7 ЗМІСТ ЗВІТУ

7.1 Найменування і мета роботи.

7.2. Особливості формування структури металу в процесі наплавлення в порівнянні з гартуванням в середовищах, що охолоджують (вода, масло). Переваги і недоліки.

7.3 Основні можливі типи металевої матриці наплавленого металу.

7.4 Коротко розкрити способи управління структурою.

7.5 Вказати елементи, які найбільш активно понижують температуру $M_{\text{п}}$. Навести формули для її розрахунку і вказати характер залежності від неї кількості аустеніту. Вказати елементи, які є досить поширеними і недорогими, та часто застосовуються для підвищення стійкості аустеніту до перлітних перетворень.

7.6 В таблиці вказати хімічний склад досліджуваних матеріалів.

7.7 Навести методику випробувань.

7.8 Таблиця результатів досліджень та фото мікроструктур.

7.9 Аналіз результатів металографічних та дюрOMETричних досліджень бабіту.

7.10 Висновки.

РЕКОМЕНДОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Филиппов М.А. Стали с метастабильным аустенитом / М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский – М.: Металлургия, 1988. – 256 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение / А.П. Гуляев – М.: Металлургия, 1978. – 645 с.
3. Коршунов Л.Г. Влияние марганца на износостойкость марганцовистых метастабильных аустенитных сталей / Л.Г. Коршунов, Н.Л. Черненко // Трение и износ. – 1984. – Т.V, №1. – С. 106-112.
4. Коршунов Л.Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей / Л.Г. Коршунов // ФММ. – 1992. – №8. – С. 3-21.
5. Тененбаум М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию / М.М. Тененбаум // Трение и износ. – 1982. – №1. – С. 76-82.
6. Ткаченко И.Ф. О природе влияния легирующих элементов на кинетику распада переохлажденного аустенита / И.Ф. Ткаченко, К.И. Ткаченко // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2003. – Вип. №13. – С. 123-126.
7. Андрущенко М.И. Влияние углерода и хрома на способность к упрочнению и износостойкость бескарбидных сталей в условиях абразивного изнашивания / М.И. Андрущенко, О.Э. Рузов, Р.А. Куликовский, Н.Н. Брыков // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2003. – №2. – С. 112-116.
8. Андрущенко М.И. Способность к самоупрочнению поверхности трения в процессе абразивного изнашивания и износостойкость сталей в зависимости от содержания углерода и хрома / М.И. Андрущенко, Р.А. Куликовский, М.Ю. Осипов, А.В. Холод, А.Е. Капустян // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2014. – №1. – С. 92-100.
9. Куликовский Р. А. Особенности разработки и применения материалов с метастабильным аустенитом для наплавки штампов пресс-форм / Р. А. Куликовский, М. И. Андрущенко // Современные

проблемы сварки, наплавки и материаловедения: республик. науч.-методич. конф.: тезисы докл. – Мариуполь: ПГТУ, 2005. – С. 196-198.

10. Попов А.А. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита / А.А. Попов, Л.Е. Попова – М.: Металлургия, 1965. – 495 с.