

Назва роботи : «Удосконалення технології поверхневого плазмового гартування»

Шифр - «Плазмове гартування»

2019

## Зміст

Зміст.....	2
1. Вступ.....	3
2. Аналіз літературних даних і постановка проблеми.....	6
3. Методи і матеріали дослідження.....	8
4. Дослідження плазмового гарту без локального охолодження поверхні.....	11
5. Дослідження плазмового гарту з локальним охолодженням поверхні.....	13
6. Опис результатів дослідження ефективності плазмового гарту з локальним охолодженням.....	15
7. Висновки.....	16
Список використаної літератури.....	17
Додаток 1.....	19

## 1. Вступ

У сучасному будівництві використовується велика кількість машин і механізмів, деталі яких працюють зі значними навантаженнями, що часто призводить до значного зносу їх робочих поверхонь і виходу деталей з ладу. Економічно доцільно такі деталі відновлювати, наприклад, методом наплавлення. Отримані нові поверхні необхідно зміцнювати термообробкою для отримання необхідних механічних характеристик.

Зміцнення сталей нагріванням концентрованими потоками енергії, зокрема плазмової загартуванням, за аналогією з іншими видами гарту полягає в формуванні на етапі нагріву аустенітної структури і її подальшому перетворенню в мартенсит на етапі охолодження [1, 2]. При цьому теплова енергія більше енергії, необхідної для перебудови кристалічної решітки, а сама перебудова відбувається з деякою кінцевою швидкістю. Тому перетворення здійснюється в інтервалі температур від  $AC_1$  до  $AC_3$ , тобто закінчення аустенітного перетворення зміщується в область більш високих температур (рис. 1).

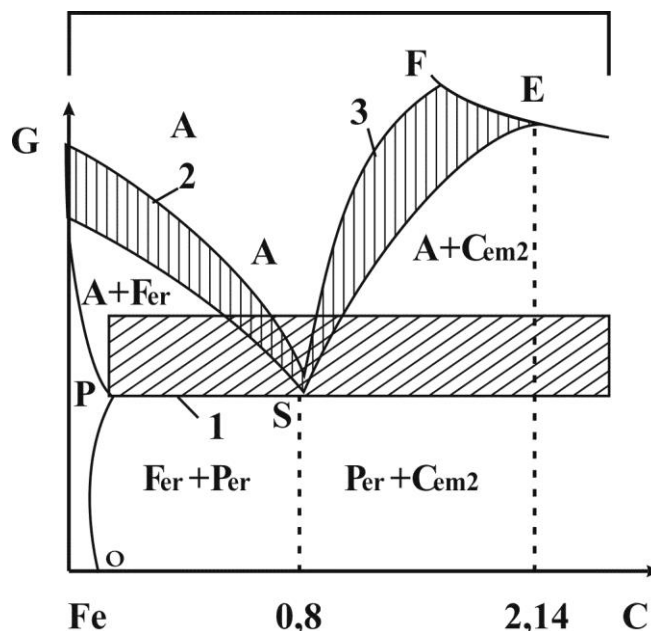


Рис. 1. Ділянка діаграми Fe-Fe<sub>3</sub>C з особливостями структурних перетворень при високошвидкісному нагріві [1]: 1 – межа феритної фази, 2, 3 – межі аустенітної фази

Внаслідок високої швидкості нагріву дифузійні процеси перебудови решітки об'ємно-центрованого куба надлишкового фериту в решітку гранецентрованого куба аустеніту можуть не закінчуватися на лінії GS діаграми Fe - Fe<sub>3</sub>C і зрушуватися в область більш високих температур (область 2). Також може відбутися мікроплавлення кордону цементиту з аустеніту (область 3) [1].

В результаті формується структура, особливості якої обумовлені ступенем завершеності процесу аустенітизації. При досить високій температурі нагріву або при відносно великому часу впливу можливе формування однорідного аустеніту. Зменшення температури нагріву і часу впливу в результаті підвищення критичних точок і уповільнення процесу гомогенізації приводить до більшої неоднорідності аустеніту в сталі, особливо по вуглецю. Крім аустеніту, в цих умовах при високій температурі можливе існування карбідів, які не розчинилися. Охолодження при плазмовому гарті характеризується великими швидкостями. Так, швидкість охолодження при плазмовому зміцненні змінюється в межах від 104 до 105 ° C / с, що значно більше критичної швидкості охолодження при загартуванні, в результаті чого відбувається бездифузійне перетворення "аустеніт-мартенсит".

Слід зазначити, що для того щоб аустеніт практично повністю перетворився в мартенсит, необхідно щоб температура пройшла повністю через так званий мартенситний температурний інтервал між точками Mn-початок і Mk-кінець мартенситного перетворення. Температура цих точок істотно залежить від вмісту вуглецю в сталі (рис. 2) [2].

Поверхневий плазмовий гарт здійснюється в цеху, де температура підтримується на рівні 20 ° C. Таким чином, повне перетворення "аустеніт - мартенсит" можливо тільки для сталей з вмістом вуглецю не більше 0,5%, тобто навіть не для всіх доевтектоїдних сталей. Якщо здійснювати поверхнєве плазмове загартування для сталей з великим вмістом вуглецю, то перетворення аустеніту в мартенсит буде неповним. Зміцнений шар буде містити деяку кількість залишкового аустеніту, причому тим більше, чим більший вміст вуглецю в сталі.

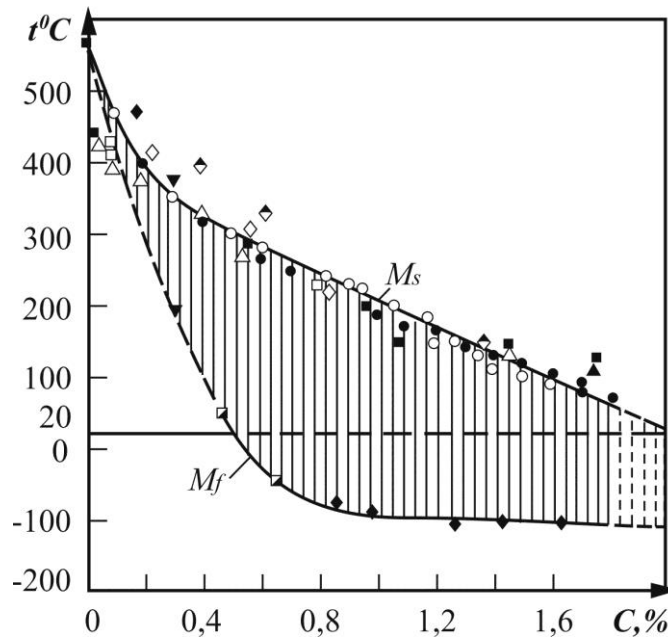


Рис. 2. Температура точок  $M_n$  і  $M_s$  в залежності від вмісту вуглецю в сталі

Отже, для розширення діапазону плазмового гарту сталей необхідно локально знижувати температуру поверхні до негативних температур, що дасть можливість здійснювати повноцінне загартування сталей з вмістом вуглецю відповідних евтектоїдних і заевтектоїдних сталей. Тому актуальними є дослідження, спрямовані на розширення можливостей повноцінного плазмового гарту евтектоїдних і заевтектоїдних сталей.

## 2. Аналіз літературних даних і постановка проблеми

Література, присвячена плазмовому гарту, наприклад, [1, 3-5] не містить прямих вказівок на вплив мартенситного інтервалу на фазово-структурний склад загартованого шару.

В роботі [3] детально розглядається питання азотування з подальшим плазмовим загартуванням, мікротвердість і зносостійкість. Досліджуються механічні характеристики матеріалу. Однак робота виконана тільки для сталі, що містить 0,5% С. Це не дає можливості порівняти отримані характеристики з характеристиками сталей з більш високим вмістом вуглецю, коли точка  $M_k$  зміщується в область негативних температур.

В роботі [4] досліджується ефект впливу на поверхню потоків плазми, що створюються трьохелектродним і багатоелектродним плазмотроном. Робиться висновок, що використання багатоелектродних плазмотронів краще для отримання більш високої твердості гартуємої поверхні. Температури мартенситного інтервалу не розглядаються.

В роботі [5] розглядається вплив режиму осциляції на якість поверхні при використанні низькотемпературної плазми. Показані найбільш сприятливі режими і робляться висновки про необхідність подальшого моніторингу процесу. Вплив вмісту вуглецю на якість загартованого шару не розглядається.

В роботі [6] розглядається питання плазмового насичення вуглецем гартованих і здатних до старіння сплавів системи Cu-Ti. Результати дослідження до сталей не можуть бути застосовані.

В роботі [7] розглядається вплив низькотемпературної плазми на поверхню нержавіючої сталі аустенітного класу. Показано, що, змінюючи режими плазмового впливу, можна отримувати поверхневі структури з розширеною кристалічною решіткою аустеніту. Результати роботи також неможливо прикласти до даного питання.

В роботі [8] розглядаються питання низькотемпературного плазмового азотування нержавіючих сталей мартенситного та аустенітного класу.

Показано, що зростання характеристик зносостійкості значною мірою залежить від режимів без шкоди для корозійної стійкості.

У роботі [9] розглядається питання плазмового зміцнення рейкової сталі. Показано структурний склад обробленого поверхневого шару. Показано, що зносостійкість обробленої поверхні значно підвищується. У статті не зазначено вміст вуглецю в досліджуваній сталі, однак, виходячи зі стандартного хімічного складу, можна припустити, що вміст вуглецю становить 0,7–0,8 %. Автори вказують, що в структурі присутній залишковий аустеніт, що побічно вказує на те, що точка  $M_k$  знаходиться в області негативних температур. У статті вказується, що зносостійкість рейок значно підвищується.

У роботі [10] розглядається плазмовий гарт заевтектоїдних сталей. Розглядаються сталі з вмістом вуглецю 1 і 1,2 %. Як видно з рис. 2, точка  $M_k$  для цих сталей знаходиться в області  $-80\text{ }^\circ\text{C}$ . В статті є дещо суперечливі дані, а саме – при однаковому тепловкладанні показано однакову кількість мартенситу і залишкового аустеніту. Дані, наявні в роботі, необхідно перевірити.

У роботі [11] розглядається високошвидкісна плазмовий гарт всіх видів пасажирських, вантажних і локомотивних колісних пар. Тести показують, що у всіх випадках ступінь зносу реборд колісної пари після плазмового зміцнення значно нижче (у 2,5–3,0 рази), ніж у реборд після стандартної термообробки. В роботі дано приклад зміцнення евтектоїдної сталі. Показано, що структура металу після плазмового гарту полягає в % співвідношенні 50/50 з мартенситу і трооститу. Проте в роботі не дана температура нагрівання поверхні. Можна припустити, що нагрівання перевищувало температуру  $727\text{ }^\circ\text{C}$  до зони чистого аустеніту по діаграмі Fe -  $\text{Fe}_3\text{C}$ , який при охолодженні на 50 % перетворився в мартенсит. Отримані в роботі дані не зв'язуються з температурним мартенситним інтервалом. Як видно з проведеного огляду літератури, не виявлено дані щодо залежності структури сталі формованої плазмовим загартуванням від температури загартування, вмісту вуглецю і мартенситного інтервалу тобто положення точок  $M_n$  і  $M_k$ . Немає також даних про локальне зниження температури в процесі плазмового гарту.

### 3. Методи і матеріали дослідження

Поверхня зразка нагрівалася потоком плазми до температури 750 ° C і 900 ° C (плазмотрон ПМС 201), причому контроль температури здійснювався за методикою роботи [12]. Зміни температури здійснювалися струмом плазмотрона і зміною швидкості переміщення плями потоку плазми по поверхні зразка. Температура 750 ° C нижче лінії GSE на діаграмі "залізо-вуглець [2]" на діаграмі станів Fe-Fe<sub>3</sub>C [2] відповідає температурі неповного гарту для доевтектоїдних і евтектоїдних сталей. Температура 900 ° C вище лінії GSE відповідає температурі повного гарту для цих же сталей. Експерименти проводилися на сталях 45 (0,45% C), У8 (0,8% C) і У10 (1% C). Мікроструктури зразків виготовлялися відповідно до джерела [14].

Дослідження структур проводилося на мікроскопі МІМ-7 з відеокамерою і з виведенням зображення на екран. Приблизний кількісний склад аустеніту, мартенситу і супутніх структур представлений по площах на екрані.

Твердість загартованих зразків вимірювалася на твердомірі Роквелла за шкалою HRC.

Електронна мікроскопія не застосовувалася, так як досліджувалися тільки структури, тобто зерна і кордони зерен, в той час як електронна мікроскопія застосовується для дослідження на рівні фрагментів і блоків.

Охолодження поверхні нагрітої променем плазми здійснювалося повітрям, охолодженим до температури -40°C, які виходять з "холодного плеча" трубки Ранка-Хілша. Трубка Ранка-Хілша є дешевим і малогабаритним пристроєм, який при приєднанні до пневматичної системи цеху дає струмінь повітря температури -40 ° C, що забезпечує перекриття в більшості випадків половини мартенситного інтервалу в області негативних температур. Застосування інших охолоджуючих середовищ, таких як рідкий азот або тверда вуглекислота, ускладнює і здорожує процес гарту.

Для використання в виробничих умовах таке зниження температури нескладно і мінімально енергозатратно.



Вихровий ефект, на основі якого працює трубка (ефект Ранка-Хілша), - ефект поділу газу або рідини на дві фракції при закручуванні в циліндричній або конічній камері. На периферії утворюється закручений потік з великою температурою (+110 ° C), а в центрі - охолоджений потік, закручений в протилежну сторону (-40 C) (рис. 3) [13]. Пояснення цього ефекту дається в джерелах [13].

Трубка підключається до пневмосистеми цеху (тиск 6 кг / см<sup>2</sup>), в результаті чого можна отримувати холодне і гаряче повітря без всяких додаткових пристроїв.

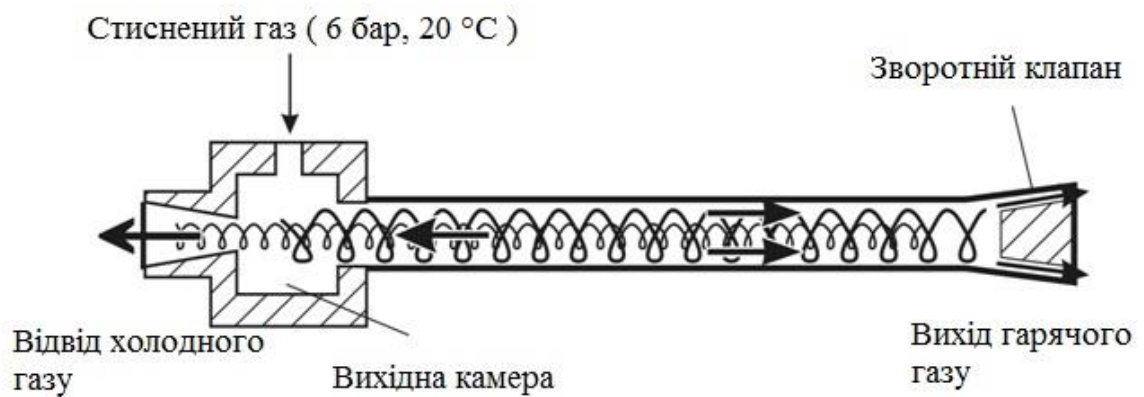


Рис. 3. Трубка Ранка-Хілша

Потік холодного повітря спрямовується безпосередньо на поверхню деталі слідом за променем плазми, охолоджуючи цю поверхню відразу ж після нагрівання її плазмою до аустенітної структури. В результаті негайного охолодження розширюється температурний діапазон точки Мк, в результаті чого мартенситних перетворення відбувається повністю для евтектоїдних і деякої кількості заевтектоїдних сталей. Схема пристрою для плазмової поверхневої гарту із застосуванням трубки Ранка-Хілша показана на рис. 4.

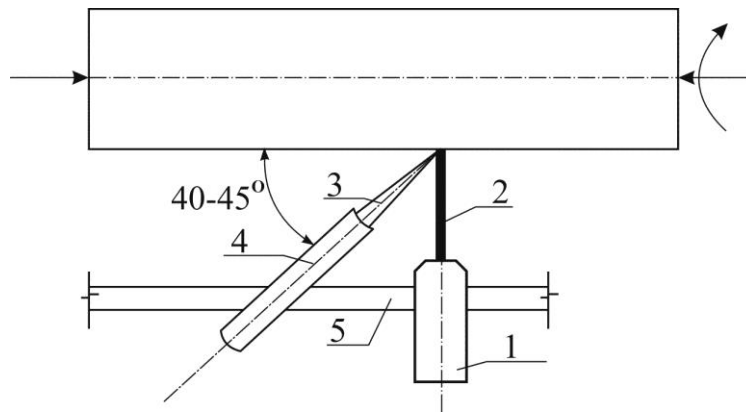


Рис. 4. Схема плазменого поверхневого загартування з використанням трубки Ранка-Хілша для місцевого охолодження: 1 – плазмова горілка; 2 – плазмовий промінь; 3 – струмінь холодного повітря; 4 – трубка Ранка-Хілша; 5 – монтажна плита

Пристосування, показане на рис. 4, легко збирається в умовах механоскладального цеху і може бути змонтовано на супорті токарного верстата.

#### 4. Дослідження плазмового гарту без локального охолодження поверхні

У дослідженнях порівнювалися структури після звичайного плазмового гарту і після плазмового гарту з локальним охолодженням поверхні (задача 3). Вихідна структура відповідала структурі наплавленого шару після нормалізації відповідно до діаграми Fe-Fe<sub>3</sub>C в залежності від вмісту вуглецю [2].

*Плазмовий гарт сталі 45.* Температура 750 ° С. Мн = 330 ° С; Мк = 80 ° С. При охолодженні температура повністю проходить мартенситний інтервал. Аустеніт, що утворився при нагріванні повністю перетворюється в мартенсит. У структурі присутній феррит близько 35% (рис. 5). Твердість після гарту HRC64.

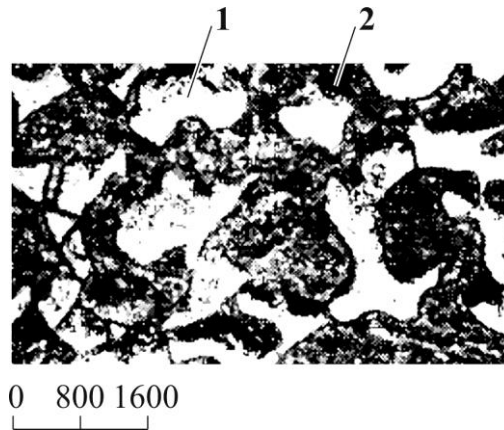


Рис. 5. Плазмове загартування сталі 45. Температура 750 °С. М<sub>н</sub>=330 °С; М<sub>к</sub>=80 °С. Структура: 1 – феррит, 2 – мартенсит. Температура нагріва в області GSP. Збільшення ×400

*Плазмовий гарт сталі У8.* (евтектоїдна сталь) Температура 750 ° С. Мн = + 260 ° С; Мк = -60 ° С. При охолодженні до температури цеху (+20 ° С) температура не досягає величини Мк = -60 ° С. У структурі присутній залишковий аустеніт (рис. 6) HRC 62.

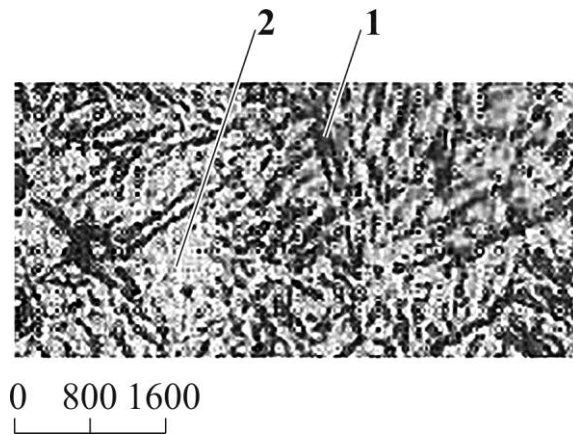


Рис. 6. Плазмове загартування сталі У8. Температура 750 °С.  $M_H = +260^\circ\text{C}$ ;  $M_K = -60^\circ\text{C}$ . Структура: 1 – мартенсит, 2 – залишковий аустеніт. Збільшення  $\times 400$

*Плазмовий гарт сталі У10.* (заевтектоїдна сталь) Температура 750 ° С.  $M_H = +180^\circ\text{C}$ ;  $M_K = -80^\circ\text{C}$ . При охолодженні до температури цеху (+20 ° С) температура не проходить мартенситний інтервал на 100 ° С. У структурі присутній залишковий аустеніт і цементит вторинний. (Рис. 7). HRC 60-62.

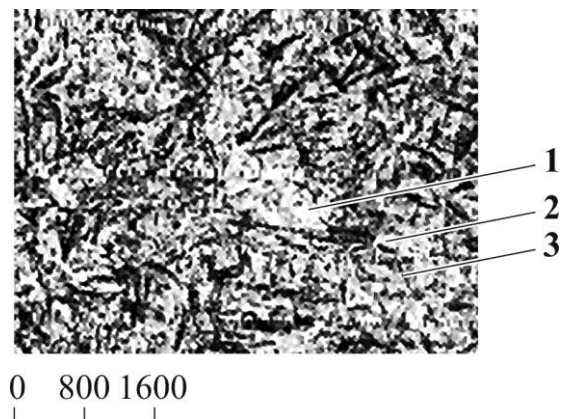


Рис. 7. Плазмове загартування сталі У10. Температура 750 °С.  $M_H = +180^\circ\text{C}$ ;  $M_K = -80^\circ\text{C}$ . В структурі присутні залишковий аустеніт (1) і цементит вторинний (3). Основна структура – мартенсит (2). Збільшення  $\times 400$

## 5. Дослідження плазмового гарту з локальним охолодженням поверхні

Плазмовий гарт з локальним охолодженням поверхні від температури 900 °С. Ця температура відповідає температурі повної гарту для всіх розглянутих сталей.

У даній роботі для локального зниження температури, після нагрівання її плазмою, використовується охолодження поверхні безпосередньо до температури -40 °С за рахунок використання трубки Ранка-Хілша принцип роботи якої викладено вище.

Потік холодного повітря спрямовується безпосередньо на поверхню деталі слідом за променем плазми, охолоджуючи цю поверхню відразу ж після нагрівання її плазмою до аустенітної структури. В результаті негайного охолодження розширюється температурний діапазон точки  $M_k$ , в результаті чого мартенситне перетворення відбувається повністю для евтектоїдних і деяких заевтектоїдних сталей.

При плазмовому гарті сталі 45 від температури 900 °С при використанні трубки Ранка-Хілша в структурі практично немає залишкового аустеніту. Твердість зразка HRC 64. мікрошліф ідентичний рис. 5.

При загартуванні сталі У8 з локальним охолодженням виявляється залишковий аустеніт в незначній кількості (5-10%) (рис. 8).

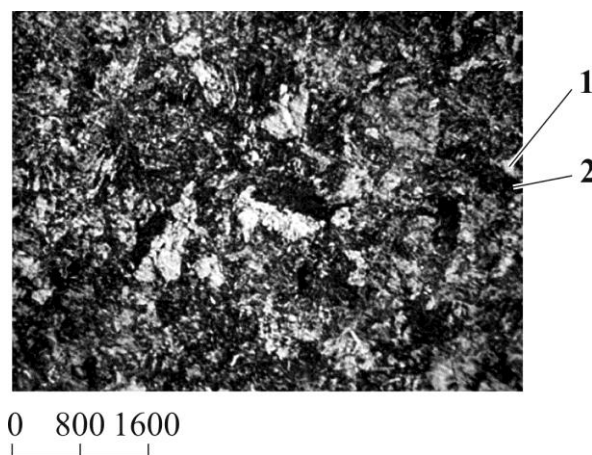


Рис. 8. Плазмове загартування сталі У8 з локальним охолодженням. Температура загартування 900 °С.  $M_n = +260^\circ\text{C}$ ;  $M_k = -60^\circ\text{C}$ . В структурі незначна кількість залишкового аустеніту (1). Основна структура – мартенсит

(2) HRC 64. Збільшення  $\times 400$

При загартуванні сталі У10 кількість залишкового аустеніту становить приблизно 15-20%. Є деяка кількість цементиту вторинного.

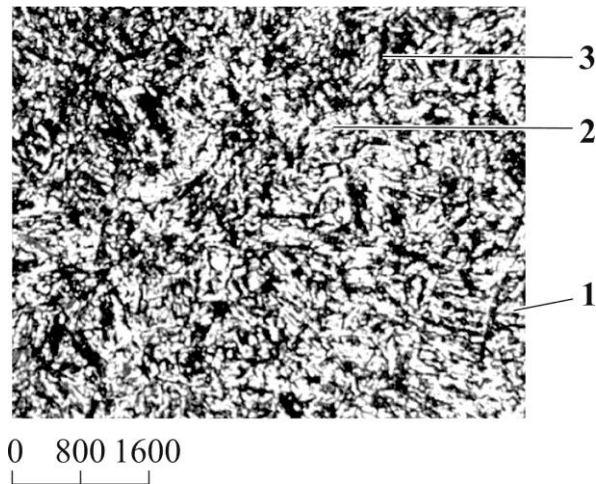


Рис. 9. Плазмове загартування сталі У10 з локальним охолодженням. Температура загартування  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ .  $M_n = +180\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;  $M_k = -80\text{ }^{\circ}\text{C}$ . В структурі присутні залишковий аустеніт (1) і цементит вторинний (2). Основна структура – мартенсит (3) HRC 62-64. Збільшення  $\times 400$ .

## **6. Опис результатів дослідження ефективності плазмового гарту з локальним охолодженням**

Проведена робота показала, що локальне охолодження до негативних температур при плазмовому гарті в умовах цеху можливе за рахунок використання трубки Ранка-Хілша (рис. 3,4). Таке охолодження дає можливість температурі поверхні при охолодженні досягати мартенситних точок  $M_c$ , які знаходяться в області негативних температур. В результаті цього температура охолодження при загартуванні евтектоїдних і заевтектоїдних сталей або повністю проходить мартенситний температурний інтервал, або більшу його частину. Ця обставина дозволяє отримувати мінімальну кількість залишкового аустеніту при плазмовому гарті цих сталей і робить непотрібним низький відпустк для розкладання залишкового аустеніту (рис. 8, 9).

Особливість застосовуваного методу полягає в тому, що він дозволяє охолоджувати локальні ділянки деталі безпосередньо після проходження плазмового променя під час поверхневого гарту.

Недоліком даного методу охолодження є те, що він забезпечує зниження температури поверхні тільки до  $-40^{\circ}\text{C}$ , в той час як точка  $M_c$  високолегованих сталей може знаходитися в інтервалі  $-80$ ;  $-100^{\circ}\text{C}$ .

Розвиток даного методу може полягати в тому, що для зниження температури можна використовувати рідкий азот. Однак це ускладнює і здорожує процес гарту, тому такий метод можна рекомендувати тільки для високовідповідальних деталей.

## 7. Висновки

1. Встановлено, що при локальному охолодженні поверхні деталі при плазмовому гарті практично повне перетворення аустеніт-мартенсит спостерігається у евтектоїдних сталей. Вміст залишкового аустеніту не більше 10%. При локальному охолодженні поверхні деталі з заевтектоїдних сталей, при плазмовому гарті, спостерігається значне зменшення кількості залишкового аустеніту в загартованій структурі.

2. Застосування локального охолодження при плазмовому гарті за рахунок використання трубки Ранка-Хілша є легко доступним. Це робить непотрібним низький відпустк для розкладання залишкового аустеніту.

3. Твердість загартованої, при плазмовому гарті з локальним охолодженням, поверхні за рахунок використання трубки Ранка-Хілша знаходиться стабільно в діапазоні 62-64 HRC, що відповідає твердості невідпущеного мартенситу.



## Список використаної літератури

1. Г. І. Лащенко. Плазмове зміцнення і напилення. - К.: Екотехнології-2003. - 64 с.
2. А.П. Гуляєв. Матеріалознавство. М.: Авангард 2010 року.
3. Ян Б.Ф., Чен Б. Л. Мікроструктура та механічні властивості M50. Прикладна наука про поверхневу науку, том 455, 15 жовтня 2018 р., Стор. 1-7.
4. Йонг Сян, Депінг Ю, Цінтао Лі, Хуабей Пен, Джин Яо. Вплив характеристик теплового плазмового потоку на поверхневе твердіння. Журнал технологій обробки матеріалів, Том 226, грудень 2015, Сторінки 238-246.
5. В. Мартинов, Б. Бржозовський, Є. Зініна, І. Янкін, А. Суський. Коливання в технологічній установці як критерій оцінки якості процесу низькотемпературного затвердіння плазми. Procedia Engineering 176 (2017) С. 451 - 460.
6. С. Сембошіаб, Т. Такасугіб. Поверхневе тверднення часом загартованого сплаву Cu-Ti методом карбюризациі плазми. Технологія поверхневого покриття, Том 283, 15 грудня 2015 року, Сторінки 262-267.
7. Й. П. Лебрун. Плазмові процеси для поверхневого твердіння нержавіючої сталі. / Термохімічна поверхнева інженерія сталей, підвищення ефективності матеріалів 2015, Сторінки 615-632.
8. М. Есфандіарі, Х. Донг. Інженерія плазмової поверхні осаджуючих нержавіючих сталей. Інженерія поверхні, том 22, 2006 - Випуск 2.
9. Йонг Сян, Депінг Ю, Сююань Цао. Вплив поверхневого твердіння термоплазми на зносостійкість і властивості залізничної сталі. Інститут машинобудівників. 30 серпня 2017 року.
10. Є. Н. Сафонов та М. В. Миронова. Гіперевтектоїдна сталь плазмового твердіння. Металургія 2017, конф. ІОР Серія: Матеріалознавство та техніка 411 (2018).
11. С. В. Петров, А. Г. Сааков. Технологія та обладнання для плазмового поверхневого зміцнення важких деталей. Матеріали та виробничі процеси 17 (3): 363-378, червень 2002 року.

12. А. А. Рязанцев. Дослідження, розробка, обґрунтування можливостей підвищення надійності великомодульних шестерень шляхом плазмового твердіння їх поверхонь / В. П. Нечаєв, А. А. Рязанцев // Міжнародний збірник наукових праць Донецького національного технічного університету. - Донецьк. - 2012. - Випуск. 1,2 (43). - С. 227-232.
13. М. А. Хоробрих, В. А. Клементєв. Вихровий ефект Ранка-Хілша. Вихрова труба // Молодий вчений. - 2012. - №6. - С. 54-55.
14. Методика приготування мікрошліфа. URL: <https://infourok.ru/laboratornaya-rabota-metodika-prigotovleniya-mikroshli-fa-852852.html>.
15. Мікроскоп МІМ-7. URL: <https://svetlovodsk.flagma.ua/mikroskop-mim-7-metallograficheskiy-o4107365.html>
16. Прибор для вимірювання твердості по методу Роквелла ТР 5006М

## Додаток 1

### **Підвищення якості плазмового гартування на прикладі сталі У8 з використанням трубки Ранка-Хілша**

При плазмовому гарті евтектоїдних і заевтектоїдних сталей доводиться стикатися з тим, що нагріта плазмова поверхня при охолодженні не досягає температур кінця мартенситного перетворення, температура якого може бути - 80...-100°C.

В результаті цього в структурі загартованого шару наявна велика кількість залишкового аустеніту, в зв'язку з чим знижується твердість загартованого шару.

#### **Закалювання деталі зі сталі У8 при 900°C**

**Вхідні данні:** діаметр плями контакту променя лазера на деталі  $d = 10$  мм; швидкість руху променя  $v = 26,5$  мм/с; коефіцієнт теплопровідності сталі У8  $\lambda = 35$  Вт/м\*К; коефіцієнт теплоємності сталі У8  $c = 500$  Дж/кг\*К; густина сталі У8  $\rho = 7800$  кг/м<sup>3</sup>; коефіцієнт корисної дії (КПД) плазмотрону  $\eta_{пл} = 30\%$ ; кількість тепла, що потрапляє на деталь  $\eta_d = 80\%$ ; потужність плазмотрону  $q_{пл} = 5$  кВт.

Знаходимо площу плями плазмового променя  $f$ :

$$f := \frac{\pi d^2}{4} = 7.85 \times 10^{-5} \text{ м}^2$$

Знаходимо час нагріву будь якої і-тої точки поверхні  $t$ :

$$t := \frac{d}{v} = 0.377 \text{ с}$$

Визначаємо коефіцієнт теплової активності  $\varepsilon$ :

$$\varepsilon := \sqrt{\lambda \cdot c \cdot \rho} = 1.168 \times 10^4$$

Розраховуємо вихідну потужність  $q_1$ :

$$q_1 = q_{пл} \times \eta_{пл} = 5 \times 0.3 = 1.5 \text{ kW}$$

Знаходимо потужність, що йде на деталь  $q_d$ :

$$q_d = q_1 \times \eta_d = 1.5 \times 10^3 \times 0.8 = 1.2 \times 10^3 \text{ W}$$

Знаходимо температуру нагріву поверхневого шару деталі  $T$ :

$$T = \frac{1.12 \cdot q_d \cdot \sqrt{t}}{\varepsilon \cdot f} = 900.2 \text{ } ^\circ\text{C}$$

Зазвичай після такого загартування необхідно провести двох або трьох разовий низький відпуск для того, щоб залишковий аустеніт перетворився на мартенсит відпуску. Остання обставина пов'язана з введенням нової операції, що значно подовжує і здорожує технологічний процес загартування.

В даній роботі проводиться низький відпуск деталі зразу ж після загартування на тому ж самому робочому місці і плазмотроні, режим роботи якого перебудовується так, що плазмовий промінь нагріває загартовану поверхню до температури низького відпуску.

В результаті даного технологічного процесу підвищується якість загартованого шару і значно зменшується час термічної обробки деталі.

### Відпуск деталі зі сталі У8 при 200°С

**Вхідні данні:** діаметр плями контакту променя лазера на деталі  $d = 20$  мм; швидкість руху променя  $v = 66,5$  мм/с; коефіцієнт теплопровідності сталі У8  $\lambda = 35$  Вт/м\*К; коефіцієнт теплоємності сталі У8  $c = 500$  Дж/кг\*К; густина сталі У8  $\rho = 7800$  кг/м<sup>3</sup>; коефіцієнт корисної дії (КПД) плазмотрону  $\eta_{пл} = 30\%$ ; кількість тепла, що потрапляє на деталь  $\eta_d = 80\%$ ; потужність плазмотрону  $q_{пл} = 5$  кВт.

Знаходимо площу плями плазмового променя  $f$ :

$$f := \frac{\pi d^2}{4} = 3.14 \times 10^{-4} \text{ м}^2$$

Знаходимо час нагріву будь якої і-тої точки поверхні  $t$ :

$$t := \frac{d}{v} = 0.301 \text{ с}$$

Визначаємо коефіцієнт теплової активності  $\varepsilon$ :

$$\varepsilon_{\lambda\lambda\lambda} := \sqrt{\lambda \cdot c \cdot \rho} = 1.168 \times 10^4$$

Розраховуємо вихідну потужність  $q_1$ :

$$q_1 = q_{пл} \times \eta_{пл} = 5 \times 0.3 = 1.5 \text{ kW}$$

Знаходимо потужність, що йде на деталь  $q_d$  :

$$q_d = q_1 \times \eta_d = 1.5 \cdot 10^3 \cdot 0.8 = 1.2 \cdot 10^3 \text{ W}$$

Знаходимо температуру нагріву поверхневого шару деталі  $T$  :

$$T = \frac{1.12 \cdot q_d \cdot \sqrt{t}}{\varepsilon \cdot f} = 200.9 \text{ }^\circ\text{C}$$

## Анотація

Тема даної роботи «Удосконалення технології поверхневого плазмового гартування», шифр «плазмове гартування».

Метою дослідження є створення умов використання всього або більшої частини інтервалу мартенситного перетворення при плазмовій загартуванні за рахунок негайного охолодження поверхні нагрітої плазмою повітрям з негативною температурою.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні завдання:

- здійснити нагрівання поверхні, гартуємої сталі плазмовим променем до температур 750 °С і 900 °С, контролюючи температуру за методикою [12];
- здійснити отримання спрямованої струменя повітря, охолодженого до від'ємної температури за рахунок використання трубки Ранка–Хілша, направивши струмінь охолодженого повітря слідом за струменем плазми.
- здійснити загартування доевтектоїдних, евтектоїдних і заевтектоїдних сталей без охолодження струменем холодного повітря і з охолодженням, порівнюючи отримані структури і твердість загартованого шару.

Матеріали, прилади та використана методика дослідження описана окремим розділом в даній роботі.

Ключові слова: вміст вуглецю, мартенситний інтервал, температура охолодження, доевтектоїдна сталь, евтектоїдна сталь, заевтектоїдна сталь.