

Повърхностно термично уякчаване на инструментална стомана X12Ф1 с електродъгов разряд с кух катод във вакуум

Данаил Господинов, Николай Фердинандов

Abstract: An opportunity for quenched layers obtaining by hollow cathode arc in low-pressure condition was discussed in this paper. The considered method is alternative of the traditional laser and plasma methods. The influence of the regime parameters and subsequent tempering upon the dimension, microstructure and hardness was investigated.

Key words: Surface heat treatment, Hollow cathode arc.

ВЪВЕДЕНИЕ

Термичното уякчаване на повърхностните слоеве на изделията създава високи физико-механични свойства у тях при запазване на изходните качества на сърцевината. Практическо приложение намират закаляването с токове с висока честота, газопламъчното, плазмено и лазерно [2, 3, 4], като последните две се използват широко при закаляване на работни повърхнини на инструменти.

При закаляването с разтопяване на повърхността главният процес е бързото затвърдяване на разтопения повърхностен слой метал. То се получава в резултат на достигането на високи и свръхвисоки скорости на охлаждане. Формира се метастабилна структура, тъй като се осъществява закаляване от течна фаза.

Според [4] прилагането на интензивно плазмено-дъгово въздействие върху обработваните метални повърхнини в повечето случаи предизвиква полу- или пълно стопяване, което особено при високовъглеродните и високолегирани стомани (каквато е например X12) формира голямо количество остатъчен аустенит с относително ниска твърдост спрямо закалените от твърдо състояние повърхностни слоеве. Възможностите за понижаване количеството му се свързват с няколко процеса: обработване със студ, разпадане при високо-температурно отвърщане и превръщане при деформационно въздействие.

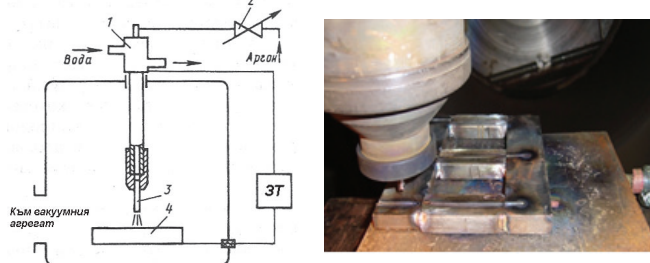
Процесът на разпадането на Ауст в щанцовите стомани от този тип в значителна степен зависи от степента на неговата стабилност, т.е. от легирането му в случая с Сг и С. Причината за разпадането на остатъчния аустенит при отвърщане се свързва обикновено с отделянето на карбидни фази, понижаващи неговата стабилност.

Възможна алтернатива на по-горе описаните енергийни източници използвани за повърхностно уякчаване е електродъговия разряд с кух катод във вакуум (Hollow Cathode Arc - HCA). Той е силноток, нисковолтов електронен сноп с автогазово фокусиране и по своя характер заема междинно положение между електронния лъч и плазмената дъга [5,7]. За него са характерни сравнително високи технологични характеристики: максимална плътност на топлинния поток в зоната на нагриване е $q_2m=5.10^3 \div 10^5 \text{ W/cm}^2$, а ефективният коефициент на полезно действие е от порядъка на $\eta_p=0,8 \div 0,92$. Разряда с кух катод намира основно приложение за осъществяване на процесите на заваряване, наваряване и спояване. Липсва обаче информация в литературата за използването му с цел термично обработване, както и възможните резултати от него.

Целта на работата е да се изследва възможността за повърхностно термично обработване на инструментална стомана X12Ф1 чрез електродъгов разряд с кух катод във вакуум и да се установи влиянието на параметрите на режима върху някои от характеристиките на получените зони.

МЕТОДИКА НА ИЗСЛЕДВАНЕТО

Експериментите са осъществени в лабораторията „Технологични процеси за обработване във вакуум чрез електродъгов разряд с кух катод“ на РУ „А. Кънчев“ с помощта на полупромишлена инсталация [1,7], състояща се от вакуумна камера, помпен агрегат, устройства за микронатичане и отчитане на количеството на плазмообразуващия газ и заваръчни токоизточници. Схема и общ вид са показани на фигура 1. Като плазмообразуващ газ е използван Ar (аргон) с чистота 99,999 %.



Фиг. 1. Схема и общ вид на полупромишлената инсталация

Кухият катод е изработен от танталово фолио и е във вид на тръбичка с размери: дължина – 30mm; диаметър – 3,5mm; дебелина на стената – 0,2mm.

Изборът на марка стомана е обвързан с: област на приложение на потенциални изделия и материал, от който са изработени те; възможност за получаване на закалени или междинни структури при специфичните условия на нагриване и охлаждане, характерни за използвания в изследваното метод.

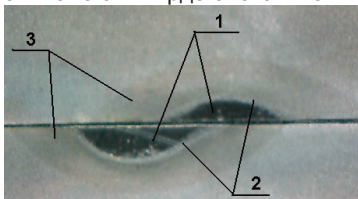
От избраната марка стомана са подготвени пробни тела с размери 50x20x10mm (фиг. 1), като са използвани следните режими на работа: големина на тока – 60, 70, 80, 90 и 100A; скорост на движение - 11 mm/s количество на плазмообразуващия газ – 2,5l/h; дълбочина на вакуума – $3 \cdot 10^0$ Pa.

След повърхностното термично обработване проведено във вакуум с електродъгов разряд с кух катод, с цел изследване на промяната в структурата, респективно твърдостта е проведено отвърщане при температури: 500, 530, 550, 560 и 570°C. Времето на задържане, при тези температури е 2h, след което образците са охлаждани на въздух.

Измерването на твърдостта е направено с помощта на твърдомер Wolpert Wilson по метода на Викерс с натоварване 1kg.

РЕЗУЛТАТИ

След проявяване на структурата се наблюдават няколко зони (фиг. 2), чиито размери и твърдоти са измервани: зона на разтопяване (поз. 1), полуразтопена зона (поз. 2) и зона на закаляване от твърдо състояние.



Фиг. 2. Макрошлиф (x20) за измерване на размерите и твърдостта на получените зони в напречно направление: 1-разтопена зона; 2- полуразтопена зона; 3- зона на закаляване от твърдо състояние

Резултатите показващи влиянието на големината на тока върху размерите на получените зони са дадени в таблица 1.

Таблица 1: Геометрични размери на получените зони

Големината на тока I _p , А	Размери на зоната на стопяване		Размери на зоната на термично влияние		Размери на полуразтопената зона
	Широчина, mm	Дълбочина, mm	Широчина, mm	Дълбочина, mm	Дебелина, mm
100	3.02	0.8	1.2	0.51	0.08
90	2.75	0.77	1.3	0.45	0.13
80	2.6	0.76	1.05	0.52	0.12
70	2.3	0.64	1.0	0.43	0.12
60	-	-	3.41	0.57	0.1

Представените резултати показват, че чрез промяна на големината на тока могат да се получават уякчени зони с различни размери, като в някои случаи е възможно да липсва разтопяване. Промяната на големината на тока е свързана с промяна на размерите най-вече на зоните на стопяване, докато влиянието му върху размерите на останалите две зони е значително по-малко.

Резултатите показващи твърдостта в получените зони след въздействието с електродъгов разряд с кух катод (НСА) и след отвърщане при 560°C са представени по-долу.

Таблица 2 Твърдоти на уякчените зони след въздействие с електродъгов разряд с кух катод във вакуум и след последващо отвърщане при 560°C

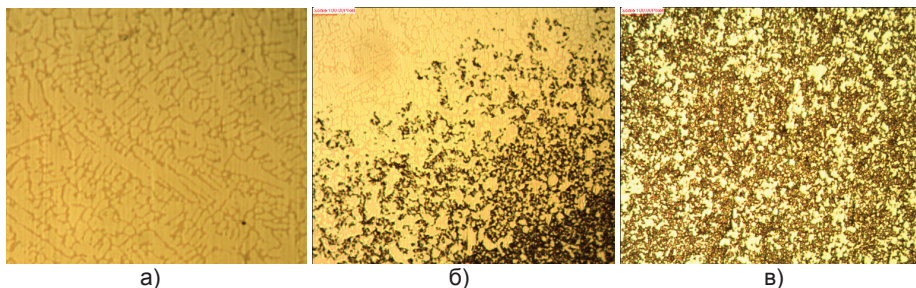
	Твърдост в зоната на стопяване, HV1 (HRC)		Твърдост в полуразтопената зона, HV1 (HRC)		Твърдост в зоната на термично влияние, HV1 (HRC)		Твърдост на основният материал, HV1 (HRC)	
	След НСА	След отвърщане	След НСА	След отвърщане	След НСА	След отвърщане	След НСА	След отвърщане
Средна твърдост при I=100А, HV1(HRC)	434,9 (44,1)	729,3 (61,3)	512,4 (50)	637,2 (57,2)	441,6 (44,5)	325,8 (32,9)	212,4	212
Средна твърдост при I=90А, HV1(HRC)	425,9 (42,9)	664,9 (58,5)	504,1 (49,4)	588,1 (54,6)	424,1 (43,1)	280,5 (27)	207, 9	207
Средна твърдост при I=80А, HV1(HRC)	402,8 (41,1)	760 (62,5)	542,4 (51,9)	575,8 (53,9);	433,6 (44,0);	368,9 (37,7)	212,4	Без промяна
Средна твърдост при I=70А, HV1(HRC)	430,3 (43,7);	679,4 (59,2)	544,7 (52,0);	541 (51,7)	495,1 (49,8);	323,9 (32,6)	207, 9	Без промяна
Средна твърдост при I=60А, HV1(HRC)	-	-	552,2 (52,5)	541 (51,8)	452,1 (45,4)	371 (37,9)	207, 9	Без промяна

На фиг. 3а е показана микроструктурата на зоната получена след разтопяване и застиване в следствие приложеното повърхностно термично обработване. На фигурата се вижда „бяла“ трудна за проявяване зона състояща се от остатъчен аустенит в процентно съдържания над 90% и хромови карбиди, отделени под формата на квазиивектоид с Аост. При високоскоростната кристализация,

характерна за процесите на нагряване с висококонцентрирани топлинни потоци, се формира фина дендритна структура с високо дисперсни карбидни отделяния. Характерна особеност на получената основна, аустенитна фаза е високата преситеност с въглерод и хром, което я прави стабилна при стайна температура.

От показаната на фиг. 3б микроструктура на полуразтопената зона може да се види, че сруктурата след повърхностното ТО се състои от остатъчен аустенит (в зоните на разтопяване), мартензит и карбиди, в голямата си част първични. Количеството на Ауст. намалява с навлизане в дълбочина до достигане на границата между полуразтопената и зоната на закаляване от твърдо състояние. Измерената тук твърдост е по-висока от измерената в разтопената зона (табл.2) и нараства с отдалечаване от нея, което е логично предвид получаваните структурни съставляващи. Максимални стойности на твърдостта се достигат близо до границата със зоната на закаляване от твърдо състояние. Това се дължи на нарастването на процентното съдържания на карбидна фаза и количеството мартензит при същевременно намаляване на Ауст.

Анализът на структурата на зоната на закаляване от твърдо състояние, показана на фиг.3в, показва разлика в количественото съотношение на карбидната фаза и наличие на мартензитна структурна съставляваща с различна концентрация на въглерод и хром. Получената тук твърдост е по-ниска от тази в полуразтопената зона и намалява с приближаване към основния метал, поради факта, че на такава дълбочина температурата е по-ниска от характерната за закаляване на използваната стомана. Поради тази причина получаваният след охлаждане мартензит е с ниско съдържание на въглерод и хром, а твърдостта му е понижена.

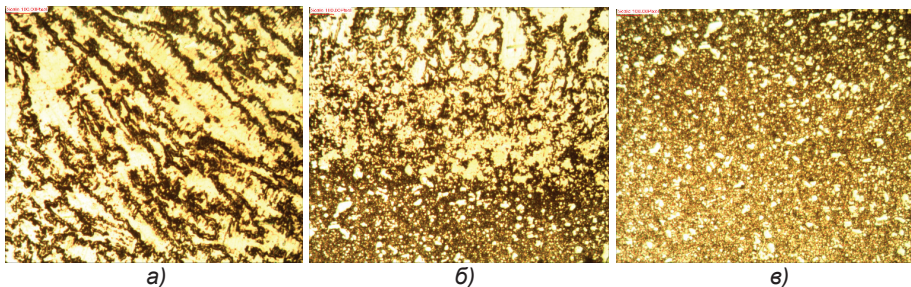


Фиг. 3. Микроструктура x250 на разтопената (а), полуразтопената (б) и на зоната на термично влияние (в) след въздействие с НСА

Отвърщането при температура от 560°C води до промяна в структурата и твърдостта. Резултатите получени след проявяване на изследваните образци в трите зони са показани на фигура 4.

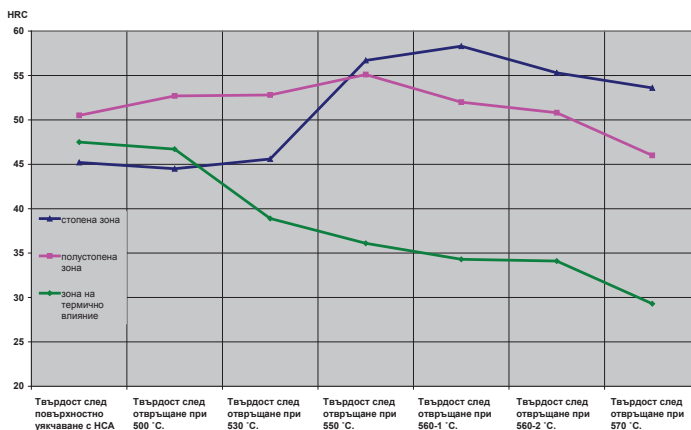
Повишаването на температурата води до значително увеличаване на подвижността на атомите на въглерода и хрома, при което се наблюдава интензивно протичане на процеси на отделяне на дисперсни специални карбиди, което е свързано с нарастване на твърдостта в разтопената зона. Според литературата при тези температури карбидната фаза е от типа $(FeCr)_7C_3$. Нарастването на твърдостта тук е значително и е от порядъка на около 15HRC.

Промените протичащи в полуразтопената зона са сходни, но поради по-малкото количество остатъчен аустенит и поради факта, че получения тук мартензит започва да отделя въглерод и хром под формата на карбиди от цементитен тип и да намалява твърдостта си, се наблюдава по-слабо нарастване на твърдостта в сравнение с разтопената зона.



Фиг. 4. Микроструктура х250 на разтопената (а), полуразтопената (б) и на зоната на закаляване от твърдо състояние (в) след отвързване при 560°C

В зоната на закаляване от твърдо състояние се наблюдава намаляване на твърдостта с 7-8 HRC. Причината за това се крие в процесите протичащи в мартензита и наличието на много малко количество Аост.



Фиг.5. Изменение на твърдостта във функция от температурата на отвързване

На фигура 5 е показано изменението на твърдостта на трите получени зони, като функция на температурата на отвързване. Анализът на изменение на твърдостта в разтопената зона показва, че тук промени започват да протичат при температури по-високи от 530°C, като те са свързани с Аост. и водят до плавно нарастване на твърдостта при увеличаване на температурата на отвързване. Максимални стойности на твърдостта се наблюдават при температура 560°C, където тя достига стойности 58-60 HRC. Този резултат потвърждава данните от литературни източници третиращи ТО с ВКЕП на стомани от групата на X12 и доказва, че този вид термично обработване води до нарастване на топлоустойчивостта на изследваната стомана средно с около 35-40°C.

В полуразтопената зона се наблюдава сходно, но по-слабо нарастване на твърдостта, като тук максимални стойности се достигат при температура 550°C. Причината за подобно изменение се крие в по-малкото количество Аост., по-ниската му легираност и наличието на известно количество мартензит.

В зоната на закаляване от твърдо състояние се наблюдава непрекъснато намаляване на твърдостта, като при най-високата изследвана температура на отвързване твърдостта достига стойности около 30 HRC.

ИЗВОДИ

1. Използването на електродъгов разряд с кух катод във вакуум е възможна алтернатива на лазерните и плазмени източници на енергия при повърхностно уякчаване на инструментални стомани.

2. Чрез промяна на големината на тока могат да се получават уякчени зони с различни размери, като основно е влиянието му върху тези на зоните на стопяване.

3. След повърхностно уякчаване чрез електродъгов разряд с кух катод във вакуум на стомана Х12Ф1 структурата на зоната на стопяване е остатъчен аустенит в процентно съдържание над 90% и хромови карбиди. Микроструктура на полуразтопената зона се състои от остатъчен аустенит, мартензит и карбиди, като максимални стойности на твърдостта се достигат близо до границата със зоната на закаляване от твърдо състояние.

4. При изследване на топлоустойчивостта на уякчените зони е установено, че характерът на изменение на твърдостта им е различен. Това се дължи на различието във вида и количественото съдържание на структурните компоненти получени след закаляване в трите зони. Анализът на изменение на твърдостта в разтопената зона показва, че тук структурни промени започват да протичат при температури по-високи от 530°C, като тези промени са свързани с количеството на Аост и водят до плавно нарастване на твърдостта при увеличаване на температурата на отвърщане. Максимални стойности на твърдостта се наблюдават при температура 560°C, където твърдостта достига стойности 58-60 HRC

ЛИТЕРАТУРА

[1] Господинов Д., Н. Фердинандов. Възможност за повърхностно термично обработване на инструментални стомани с електродъгов разряд с кух катод във вакуум. Международна научна конференция "Материалознание. Неравновесни фазови превръщания" 14-16.09.2015, Варна, България

[2] Кемилев Н. Лазерна термична обработка на нисколегираны инструменталны стоманы. Научно списание „Механика, Транспорт, Комуникации“. Бр. 2. 2005г.

[3] Киров С., Иванов И. Структура и свойства на стомана Х12 след комбинирано плазмено-дъгово въздействие и повърхностна пластична деформация. Международен конгрес "Машиностроителны технологии – МТ 06". 2006г.

[4] Неровный В.М., Плазменная сварка. – Московский государственный технический университет им. Н.Э.Баумана. 2004.

[5] Неровный В.М., Ямпольский В.М. Сварочные дуговые процессы в вакууме.– М.; Машиностроение, 2002.– 264 с.

[6] Рашков Н.Д. Термично обработване на специалны стоманы и сплавы. София. 1993г. с 381.

[7] Трифонов М., Маринов Хр., Фердинандов Н., Състояние и перспективи на технологията за електродъгово заваряване и наваряване във вакуум. – Международен конгрес „Машиностроителны технологий 04“, Варна, България, 2004г.

За контакти:

Доц. д-р Данаил Господинов, Катедра "Материалознание и технология на материалите", Русенски университет "Ангел Кънчев", тел.: 082-888 205, e-mail: dgospodinov@uni-ruse.bg;

Гл. ас. д-р Николай Фердинандов, Катедра "Материалознание и технология на материалите", Русенски университет "Ангел Кънчев", e-mail: nferdinandov@uni-ruse.bg

Докладът е рецензиран.