

Особености в структурообразуването при нисковъглеродни стомани след плазмено-дъгово въздействие

Иван Иванов, Сергей Киров

Specificities in structure formation in low-carbon steels after plasma arc treatment: This work presents the results of the study of structural changes in some low carbon steels after plasma-arc treatment. It has been shown the influence of the variability of the output structure on obtained after plasma-arc hardening. It is the preparation of ferrite-martensitic mixture at the border of the phase changes in the annealing sample.

Key words: plasma arc hardening, low carbon steel, ferrite-martensite mixture

ВЪВЕДЕНИЕ

Плазмено-дъговото повърхностно уякчаване на желязо-въглеродните сплави е метод изследван от много автори [1-5]. Методът позволява локално уякчаване на детайлите в местата на тяхното износване, като при това се достига твърдост, превишаваща твърдостта на изделия след обичайната термообработка, а в неуякчените участъци се запазват изходните свойства. Целта на настоящата работа е да се изследва структурообразуването в нисковъглеродни стомани след плазмено-дъгово въздействие, в зависимост от изходните фази.

МЕТОДИКА НА ЕКСПЕРИМЕНТА

На плазмено-дъгово въздействие са подложени образци от стомана 15 ГОСТ 1050-88, 20X и 40X ГОСТ 4543-71. Образците са с размери 18x18x60 mm. Подложени са на предварителна термична обработка съгласно таблица 1.

Таблица.1 Предварителна термична обработка

Термична обработка	T, °C	Време на задържане, min	Охлаждаща среда
Закаляване	920	60	Вода
Отгряване	940	120	С пеща

Плазмено-дъговото въздействие се извършва с плазмотрон с пряка дъга, а относителното му придвижване спрямо образците се осъществява с x-y манипулатор РМ6601П. Провеждането на експеримента се извършва при постоянна плътност на мощността $N_s=31,2$ [kW/sm²], като се варира със скоростта на трансляция на дъгата V [mm/s], а от там и с плътността на енергията E_s [J/sm²]. Разходът на плазмообразуващ газ аргон е Q=4-6 l/min. Разстоянието между челото на плазмотрона и повърхността на образца е H=2 [mm]. Диаметърът на петното на въздействие е d=3 [mm]. Режимите на плазмено-дъгово въздействие са дадени в таблица.2.

Таблица. 2 Режими на плазменно-дъгово въздействие

Режими	Скорост на трансляция V [mm/s]	Време на въздействие [s]	Плътност на енергията [J/sm ²]
I	18	0.16	5x10 ³
II	36	0.08	2.5x10 ³
III	70	0.04	1.2x10 ³
IV	140	0.02	0.6x10 ³

Микроструктурите са заснети на оптичен микроскоп NEOPHOT 32, а електронномикроскопските изследвания са проведени на сканиращ електронен микроскоп JOEL-JXA-50A с увеличение до 4000 пъти. Микротвърдостите са измерени по метода на Викерс на микротвърдомер ПМТ-3 с натоварване 50[g].

РЕЗУЛТАТИ И АНАЛИЗ

Изследваните материали са нетрадиционни по отношение на възможностите за подлагането им на закаляване (с изключение на стомана 40X), но те отговарят на изискванията поставени в целта на работата. На първо място се поставя възможността за ясно разграничаване на отделните структурни елементи на сплавта, както и способността на материала чрез предварителна обемна термична обработка да преминава в различна степен на хомогенност по отношение на разпределението на въглерода.

Независимо от предварителната термична обработка след плазмено-дъгово въздействие могат да се определят по дълбочина три характерни зони – зона на стопяване, зона на фазови промени в твърдо състояние и основен метал.

От използването на първите два режима $V_1=18$ [mm/s] и $V_2=36$ [mm/s] на плазмено дъгово въздействие се наблюдават процеси на стопяване на повърхността и частично изхвърляне на материала, вследствие на динамичното въздействие на плазмената дъга. С увеличаване на скоростта на въздействие при една и съща плътност на мощността N_s , този ефект значително намалява и при $V_4=140$ [mm/s] изчезва. При тази скорост на трансляция се наблюдава закаляване само от твърдо състояние. Когато скоростта на нагриване е $V_{наг}=7,5 \times 10^4$ °C/s, това довежда до твърде малка дълбочина на структурните промени [0.1-0.2µm]. При използването на първите два режима се наблюдава относително висока хомогенност в стопената зона, която не се влияе от изходната структура. Независимо от предварителната термична обработка в тази зона се образуват еднакви едроиглести зърна с бал 4-5, които наподобяват пакетен мартензит.

При изследване на отгретите образци се установява нееднородност на получената структура след плазмено-дъгово въздействие, което се дължи на липсата на време за завършване на дифузионните или миграционните процеси при изравняване на въглеродното съдържание в образувалия се аустенит. Тази нееднородност нараства с навлизане в дълбочина на закаления слой, където температурата непрекъснато намалява.

По тази причина независимо от съдържанието на въглерод, могат да бъдат открити фази и структури в нисковъглеродните стомани, които са характерни за високовъглеродните. Микроструктурният и дюрOMETричен анализ потвърждават това. На едно и също ниво, особено до границата на фазови промени (727°C,

равновесната температура), се установява наличие на ферит, мартензит, цементит, а вероятно и на някакво количество остатъчен аустенит.

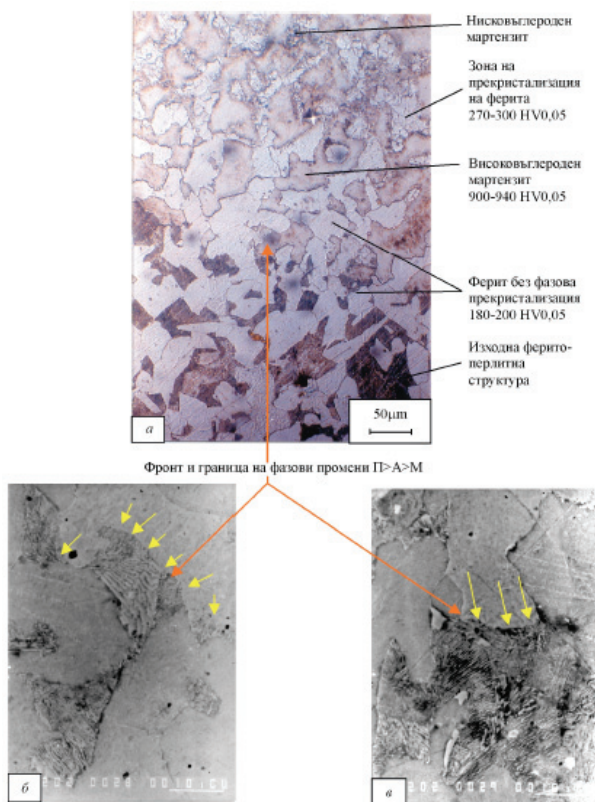
За формирането на такава нехомогенна структура освен изходното състояние на метала, съществено влияние оказват енергийно – времевите параметри на процеса. При скорости на трансляция на плазмотрона от 3 до 10 mm/s и еднакви плътности на мощността на дъгата, нехомогенността на структурата на повърхността на слоя нараства с повишаване на скоростта, като в граничния режим се открива дори структурно свободен ферит.

Този ефект се дължи основно на липсата на време за завършване на дифузионните процеси при изравняване на въглеродното съдържание в образуваните се аустенит.



Фигура 1 Микроструктура след ПДВ на стомана 15 по границата на фазови промени

Фиг. 2 е ясна илюстрация за това, как границата на фазовото превръщане минава през бившата перлитна колония, като след охлаждане част от нея се трансформира до мартензитна структура, а останалата част запазва изходното си състояние. Обяснението на този факт се свързва с невъзможността на ферита да разтваря въглерод повече от 0,02 %С. Тук дифузионните и миграционните процеси се извършват само в границите на бившия перлит.



Фигура 2 Светлинна а) и електронна микроскопия б) и в) на структурата по границата на фазови промени на стомана 20Х

Ако се разгледат горните слоеве на уяквената зона, където температурата е вероятно над 911°C (равновесна температура) бившият ферит по пътя на дифузионни или бездифузионни процеси се е превърнал в γ -желязо, което може да разтвори по-големи количества въглерод. Това обяснява и размитите граници на структурите в тази зона. Вероятно тъмната зона около мартензита е мартензитно-трооститна или троостито-феритна структура с по-малки количества въглерод.

При въздействие върху предварително закалени структури изменението на твърдостта е плавно, без значителни отклонения от средните стойности (например за стомана 20Х: изходна твърдост 370 HV0.05, след плазмено-дъгово въздействие 490-530 HV0.05). При високи скорости на нагряване се наблюдава значително увеличение на твърдостта спрямо тази в обемно закалената област.

При проведения микроструктурен анализ не бяха установени високовъглеродни фази, нехарактерни за нисковъглеродните стомани, при предварително закалени образци. Това се дължи на пълната хомогенизация на структурата по отношение на разпределението на въглеродните атоми в металната матрица.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изходното състояние на сплавта оказва съществено влияние при образуването на нехарактерни структури, по отношение на степента на хомогенност на въглеродното съдържание, в обема на материала. Неспецифични високовъглеродни структури се наблюдават само в нехомогенните отгreti стомани. Независимо от изходното състояние на изследваните стомани в стопената зона се получава нисковъглероден пакетен мартензит с твърдост около 500 HV.

ЛИТЕРАТУРА

[1] Яковлева И.Л., Счастливцев В. М., Табатчикова Т.И., Мирзаев Д.А., Структурные превращения в перлите при нагреве. IV. Сдвиговой механизм растворения цемента при быстром нагреве стали с перлитной структурой, ФММ, том 79, 1995, 143 – 149.

[2] Ставрев Д.С., Капуткина Л.М., Киров С.К., Шамонин Ю.В., Прокошкина В.Г., Влияние плазменно – дуговой обработки на структурные превращения и поверхностное упрочнение углеродистых и легированных сталей, МиТОМ, №9, 1996, 16 – 19

[3] Яковлева И. Л., Счастливцев В. М., Табатчикова Т. И., Экспериментальное наблюдение бездиффузионного образования аустенита в стали в перлитной структурой при лазерном нагреве, ФММ, том 76, вып. 2, 1993, 86 – 97

[4] Киров С., Структура и свойства на желязо-въглеродни сплави след въздействие със сканираща плазмена дъга, Автореферат за присъждане на ОНС „Доктор“, Варна 2005

[5] Yan M., Zhu W. Z., Surface treatment of 45 steel by plasma-arc melting, Surface and Coatings Technology 32, 1997, 183-191

За контакти:

гл. ас. д-р инж. Иван Иванов, Секция „Машиностроене и транспорт“, Университет „Проф. д-р Асен Златаров“, тел.: 0898-685-506, e-mail: ivan_h_ivanov@btu.bg

Доц. д-р инж. Сергей Киров, катедра „Материалознание и технология на материалите“, Технически Университет – Варна, тел. 0887746139, e-mail: s_kirov@abv.bg

Докладът е рецензиран.