

Възможности на твърдофазното навъглеродяване

Пламен Данев, Мария Николова, Данаил Господинов

Abstract: *Solid-state carburizing capacities In the world crises time there is a decrease in the amount of the metallurgical, machine-building and metal working production. This influence the working conditions in the companies which turn from large-scale to single-case production. This is the reason for searching adequate, even old-fashioned but economical methods in machine-building technologies.*

The article deals with the solid-state carburizing capacities for treating constructional steels in respect to increase their endurance and reliability. Carbon saturation of surface welded layers on steel substrates is investigated. The afterward heat treatment is discussed.

Key words: *solid-state carburizing, surface welded layers, heat treatment.*

ВЪВЕДЕНИЕ

Познати са много способности за повърхностно уякчаване на метали и сплави: нанасяне на покрития, повърхностно пластично деформиране, повърхностно закаляване, химико-термично обработване (ХТО) и др. Методите на ХТО могат да се реализират с прости и евтини технически средства, факт особено важен за описаните в резюмето условия. Макар, че тези методи отстъпват по производителност на останалите, те имат и съществени предимства:

- на насищане могат да се подлагат детайли с най-различни форма, размери и материал, при което равномерността в състава и дълбочината на обогатената повърхностна зона да е висока;
- възможно е получаването на твърде различен състав на подложката и обогатената зона, респективно – различни свойства след операцията или допълнително термично обработване;
- чрез промяна на състава на насищащата среда и основните параметри на операцията лесно и бързо се управлява химическия състав на обогатените зони;

Макар и позабравени, твърдофазните методи стават, в условията на дребносерийното производство у нас, актуални [1, 2, 3].

Твърдофазното навъглеродяване на детайли от конструкционни стомани освен простота има и следните предимства:

- бездеформационно насищане на детайлите при спазване на технологичните изисквания;
- чрез подходящ състав на карборизатора е възможно трайно поддържане на стабилен въглероден потенциал в ретортата;
- използването на активиращи добавки, ускоряващи насищането на металната повърхност, доближава скоростта на нарастване на обогатената зона до аналогичната при газовото навъглеродяване.

Цел на работата е запознаване на специалисти и инженерен персонал от машиностроителни и металообработващи фирми с възможностите на твърдофазното навъглеродяване с активиращи добавки приложено върху конструкционни стомани. От целта произтичат следните задачи:

1. Установяване на влиянието на основни технологични параметри върху структурата, дълбочината и свойствата на навъглеродените зони;

2. Определяне на някои механични характеристики на стоманени подложки с различен химичен състав след ХТО, закаляване и отвързване.

При изследването на по-горното са използвани методи, средства и състав на карбуризатора от практиката на фирма "МЕТАЛИКА – МИСТ" ООД [4].

СЪВРЕМЕННО СЪСТОЯНИЕ НА ВЪПРОСА

Високото качество на металоподукцията след ХТО изисква непрекъснато развитие, както на методите, така и на средствата за реализиране на процесите. Тенденция за това развитие при твърдофазните методи е интензифицирането им, чрез въвеждане на активиращи добавки в твърдите смеси [4, 5, 6]. Основен компонент в последните, както се знае, са дървените въглища, смлени до подходящ фракционен състав. Съществуват и стандартизационни документи (ГОСТ 2407 – 83), по които се произвеждат гранулати от дървени въглища и BaCO_3 предназначени за цементация. Съставът, структурата и някои свойства на промишлените твърди, дървени въглища (дъб, бук, бреза) са както следва:

- аморфен въглерод – 80 – 92 % (по маса);
- водород – 4 – 4,8 %;
- кислород – 5 – 15 %;
- минерални примеси (карбонати и оксиди) – 1 – 3 %.

Пористостта на основния компонент е висока (75 – 80 %), а относителната маса ниска - 0,30 – 0,35 g/cm^3 . При навъглеродяване ($T_c > 900^\circ\text{C}$ и липса на достатъчно кислород) настъпва уплътняване на структурата, загуба на маса (до 18 %) и газоотделяне. Газовата смес обикновено съдържа: CO (0,7 – 12,7 обемни %); CO_2 (4,5 – 8,5%); H_2 (36,5 – 67,5 %); въглеводороди (CH_4) – останалото.

Активиращи компоненти, добавяни в карборизатора са карбонати, ацетати, хлориди, флуориди и др., както и обогатен с водород железен прах [4, 6]. Активаторите в сместа не надвишават 5 % (по маса). В работата са използвани активиращи смеси, съдържащи цианидни и ацетатни съединения, с период на ефективно действие в сместа при 900°C около 6 часа.

При разлагане на активатора се получава предимно атомарен азот, който интензифицира дифузията на въглерода в стоманата.

МЕТОДИЧНА ЧАСТ

Среден химически състав на сплавите преди наваряване Таблица 1

Марка	Химичен елемент					
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Др.
Вежен	0,08	0,4	0,25	-	-	-
Норд	0,08	1,2	0,4	< 0,3	-	-
ОК 83.28	0,10	0,7	0,7	3,2	-	-
08Г2С	0,08	1,8	0,8	< 0,3	< 0,3	-

Изследването е осъществено с пробни тела с цилиндрична ($\varnothing 15$ mm) и призматична форми ($\delta = 5$ mm), съответно от стомани 20, 18ХГТ, 20CrMo4 и стомана 3 (като подложка за наваряване). Извършено е еднослойно наваряване на подложката с обмазани електроди (Табл. 1) и помеднен тел в защитна среда от въглероден диоксид.

Твърдофазното навъглеродяване е извършено в контейнер, заварен от листовата стомана Х18Н9Т и размери 250 x 400 x 150 mm, затворен с капак и пълнен с огнеупорна смес. Номиналната температура се поддържа от камерна пещ ПЕК 9, цифров контролер СХТА – 3000, с точност на поддържане на параметъра $\pm 1^\circ\text{C}$.

Температурите на предварителна нормализация на пробите (900°C) и навъглеродяването са 900, 925 и 950°C . Продължителността на задържане при всяка температура съответно 6, 8 и 10 часа. Закаляването след ХТО се осъществи от 850°C в обикновена атмосфера, а отвръщането на закалените проби - при 100, 200, 300, 400, 500 и 600°C с продължителност на задържане 1,5 часа.

Ефективната дълбочина на насищане след цементация се определи посредством микроструктурен анализ след изготвяне на микрошлиф по класическа методика. Условна граница на навъглеродената зона е мястото, където се наблюдава структура около 50 % перлит и 50 % ферит (C ~ 0,4 %). За

документиране на микроструктурите са използвани микроскопи Epytup – 2 и Olympus BX41.

Твърдостта се определи по метода на Роквел от няколко (3...5) измервания, а след нормализация – по метода на Бринел ($d_{сач.} = 2,5 \text{ mm}$, $P = 187,5 \text{ kg}$).

РЕЗУЛТАТИ И ОБСЪЖДАНЕ

Средна твърдост, HRC Таблица 2

№	Марка на стоманата	Средна твърдост, НВ
1	20	150
2	20CrMo4	225
3	18ХГТ	184
4	08Г2С	131
5	Вежен	156
6	Норд	172
7	OK 83.28	205

В Табл. 2 са представени резултатите за твърдостта на пробните тела след предварително термично обработване ($T_n = 900^\circ\text{C}$, $t_{зад.} = 30 \text{ min}$, спокоен въздух). Структурата на пробите е дисперсна, ферито-перлитна с бал 10...12 [5]. След навъглеродяване и охлаждане на въздух се установява уякчаване на обогатените повърхности (Табл. 3).

Високото въглеродно съдържание ($C = 1,05 - 1,3 \%$) и особено количеството и вида на легиращите елементи в състава на сплавите са причина за уякчаването. При твърдост над $HRC = 30$, с оглед лесното механично обработване, е необходимо последващо отвърщане.

Средна твърдост след навъглеродяване

Таблица 3

Режим		Марка (означение) на сплавта / HRC						
$T [^\circ\text{C}]$	t, h	20	18ХГТ	20CrMo4	08 Г2С	Вежен	Норд	OK 83.28
900	6	20*	28*	32*	26*	21*	25*	35*
	8	28	34	36	29	25	27	38**
	10	29	35	36	27	23	28	35**
930	6	23	35	39	33	26	29	45
	8	33	38	40	33	33	33	46
	10	24	34	40	31	29	28	43
950	6	26	33	38	25	21	23	37
	8	31	34	36	27	24	25	38
	10	29	39	38	30	27	25	40

* - малки дълбочини на обогатените зони

** - недогряти за съответния състав

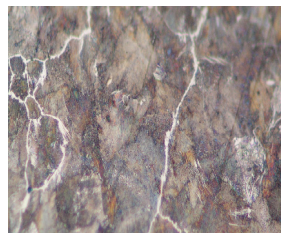
Микроструктурата на навъглеродените и нормализирани повърхностни зони е показана на фиг. 1 ($T_{ц} = 930^\circ\text{C}$, $t_{зад} = 10 \text{ h}$).



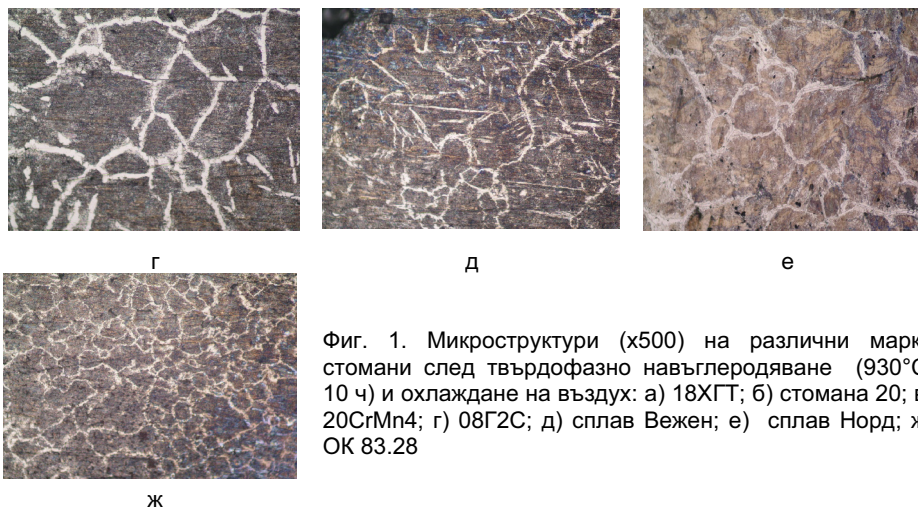
а



б



в



Фиг. 1. Микроструктури (x500) на различни марки стомани след твърдофазно навъглеродяване (930°C, 10 ч) и охлаждане на въздух: а) 18ХГТ; б) стомана 20; в) 20CrMn4; г) 08Г2С; д) сплав Вежен; е) сплав Норд; ж) ОК 83.28

Независимо от количеството и вида на легиращите елементи в стоманата се установява карбидна мрежа и перлитни зони между нея. Наличието на мрежа, както се знае, е основен недостатък на твърдофазното навъглеродяване. Въглеродните и нисколегираны сплави получават известно уедряване на зърното, а 18ХГТ и ОК 83.28 незначително изменят размера на изходното зърно.

Дълбочината на навъглеродната зона зависи от състава на стоманата и основните параметри на процеса (Табл. 4).

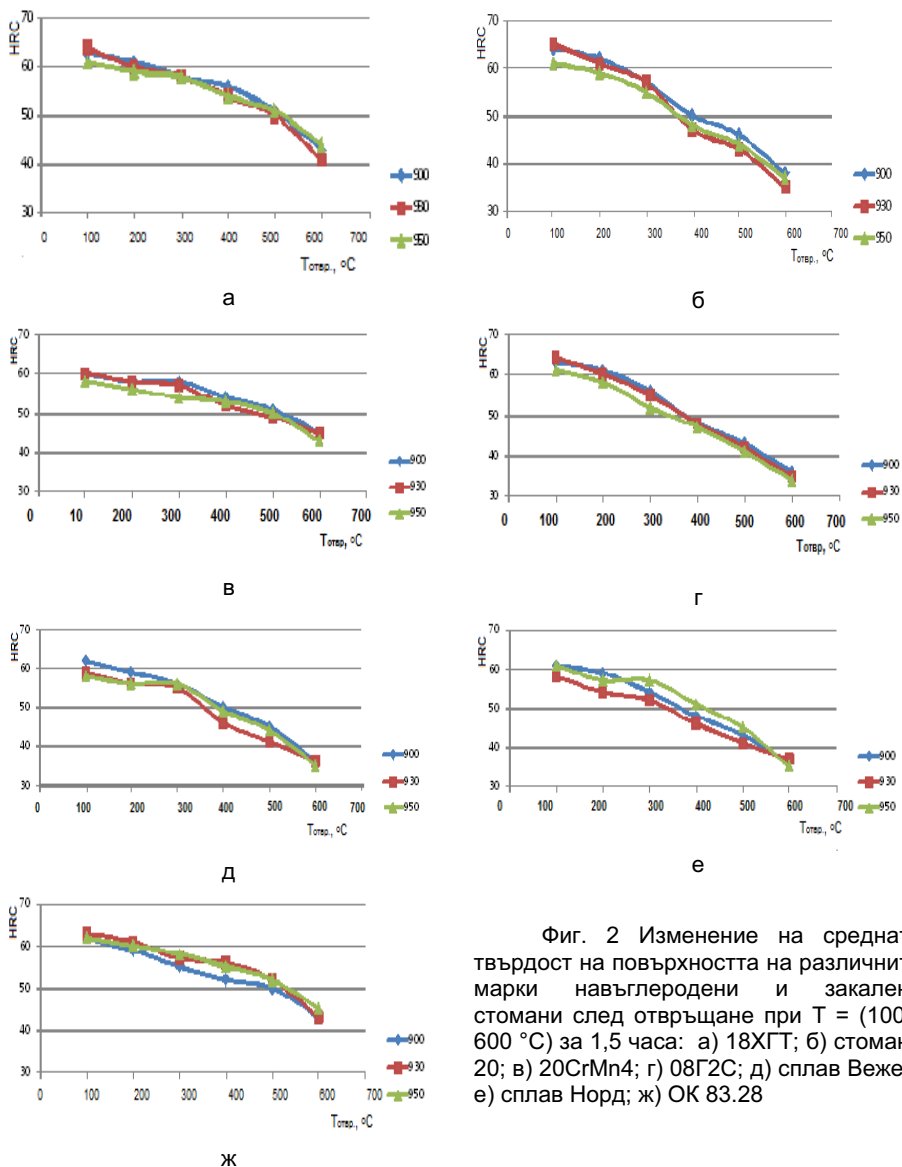
Средна дълбочина на навъглеродената зона, mm

Таблица 4

Режим		Марка (означение) на сплавта / δ , [mm]						
$T^{\circ}C$	t, h	20	18ХГТ	20CrMo4	08 Г2С	Вежен	Норд	ОК 83.28
900	6	0,35	0,30	0,30	0,40	0,45	0,45	0,40
	8	0,55	0,45	0,45	0,55	0,60	0,60	0,45
	10	0,60	0,50	0,50	0,60	0,70	0,70	0,60
930	6	0,60	0,50	0,50	0,50	0,70	0,70	0,50
	8	0,85	0,75	0,75	0,65	0,90	0,90	0,65
	10	1,00	0,90	0,90	0,80	1,00	1,05	0,80
950	6	0,70	0,60	0,60	0,60	0,60	0,70	0,60
	8	1,05	0,95	0,95	0,85	0,85	0,95	0,85
	10	1,30	1,20	1,20	1,10	1,10	1,10	1,10

Върху дълбочината на насищане, при постоянно ниво на другите фактори, най-силно влияе продължителността на задържане. Използваните активатори в карборизатора свеждат влиянието на легиращите елементи в състава на стоманата, върху дълбочината на насищане, до незначително.

След закаляване във вода (Тзак. = 850°C) на сплавите 20, Вежен, Норд и 08Г2С и масло – 20CrMo4, 18ХГТ и ОК 83.28, и отвърщане при споменатите в методиката температури се получиха зависимости, посочени на фиг.2.



Фиг. 2 Изменение на средната твърдост на повърхността на различните марки навъглеродени и закалени стомани след отвярщане при $T = (100 - 600 \text{ } ^\circ\text{C})$ за 1,5 часа: а) 18ХГТ; б) стомана 20; в) 20CrMn4; г) 08Г2С; д) сплав Вежен; е) сплав Норд; ж) ОК 83.28

Разлика в твърдостта на пробите непосредствено след закаляване и след отвярщане при 100°C няма. Сходството на групата криви в левия край на всяка фигура е доказателство за малките разлики във въглеродния потенциал на повърхността след насищане при различните температури и закаляване. При цитирания състав на подложките ефект на вторично твърдеене след отвярщане над $400 \text{ } ^\circ\text{C}$ слабо се установява само при сплав ОК 83.28.

ЗАКЛЮЧЕНИЯ И ИЗВОДИ

Доказано е, че твърдофазното навъглеродяване с активиращи добавки създава подходяща структура и съпоставими свойства на железни сплави след закаляване и отвърщане с тези получени след газова цементация.

Изследвани са влиянието на състава, температурите на цементация, закаляване и отвърщане върху структурата и твърдостта на малки пробни тела от типични стомани за навъглеродяване и железни възстановителни слоеве, получени посредством електродъгово наваряване.

Представени са удобни за практиката резултати в табличен и графичен вид за избор на подходящи условия на навъглеродяване, закаляване и отвърщане с оглед гарантиране на зададена дълбочина и твърдост на наситената повърхностна зона на представителна група цементуеми стомани.

ЛИТЕРАТУРА

[1] Борисенюк Г.В. и др., Химико-термическая обработка металлов и сплавов, М. Металлургия, 1981, с. 423.

[2] Четтерджи – Фишер Р., Эйзелл Ф.В., Азотиrowание и карбонитриrowание, М. Металлургия, 1990, с. 280.

[3] Тарасов А.Н. и др., Применение нитроцементованных высокохромистых сталей для изготовления литейного инструмента, Инструмент и технологии, 2002, № 9 – 10, с. 97-103.

[4] Данев П.С. и др., Активиращи добавки при твърдофазно азотиране и навъглеродяване (в същия сборник).

[5] Утин Ю.М., Арзамасов Б.Н., Химико-термическая обработка металлов, М. Металлургия, 1985, с. 256.

[6] http://www.chemport.ru/chemical_encyclopedia_article_1223.html

За контакти:

Доц. д-р Пламен Данев, Катедра “Материалознание и технология на материалите”, Русенски университет “Ангел Кънчев”, e-mail: plasida@uni-ruse.bg

Докладът е рецензиран.