



ИЗСЛЕДВАНЕ ВЛИЯНИЕТО НА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНА ТЕРМОМЕХАНИЧНА ОБРАБОТКА ВЪРХУ МИКРОСТРУКТУРНИТЕ ПАРАМЕТРИ НА МАРТЕНЗИТА

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
НА МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ МАРТЕНСИТА

STUDY OF THE INFLUENCE OF HIGH-TEMPERATURE THERMOMECHANICAL TREATMENT ON
MICROSTRUCTURAL PARAMETERS OF MARTENSITE

гл. ас. д-р Пършоров С.И., гл. ас. д-р Бойчев Я.Д., проф. д-р Дюлгерров Н.Н.,
ИМСТЦХ – БАН, София, България
s_parshorov@ims.bas.bg, boychev@ims.bas.bg, dulgerovi@abv.bg

Abstract: The purpose of this research is to study the influence of high-temperature thermomechanical treatment (HTTMT) on microstructural parameters of martensite. As a result of the studies optimal HTTMT regimes for several steels have been defined.

KEY WORDS: high-temperature thermomechanical treatment, microstructural parameters

1. Въведение

Високотемпературната термомеханична обработка (ВТМО) – това е процес, обединяващ пластичната деформация и термичната обработка в определен технологичен процес. Изследванията и практиката до момента показват, че при пластична деформация в областта на аустенит-перлитното превръщане и последващите я закаляване и нискотемпературно отгряване, водят до получаването на висок комплекс от механични свойства на стоманите. Става дума за едновременно повишаване на якостните и пластичните свойства на конструктивните детайли и инструменти [1-3].

Причини за уякчаването на стоманите, обработени по метода на ВТМО, основно произтичат от субструктурата на мартензита, наследил деформационната структура на аустенита. Във връзка с това цел на настоящата работа е да покаже в методично отношение възможностите на рентгеноструктурния анализ на ширината на две линии на отражение за изследване на микроструктурните параметри на мартензита, а също така и влиянието на ВТМО върху тях.

2. Материали и методика

Обект на изследването са стандартните инструментални стомани по БДС и ГОСТ 45, У8А, У10А, У12А. Образците са с размери: диаметър 20mm и дебелина 1.5mm. Нагрети са до 1000°C в солна вана, след което веднага след загряването са деформирани пластично в дуо-стран. След валцоването образците веднага са охладени в 20% воден разтвор на NaCl. Отгряването се проведе в температурния интервал 200 ÷ 400°C в продължение на 2 часа. След това повърхността е отделена химически на дълбочина 0.5 mm двустранно с помощта на ортофосфорна киселина с 5% добавка на етилов спирт при температура 70 °C. Целта на това химическо разтваряне е отстраняване на повърхностния слой, който е възможно да е обезвъглероден при термичната обработка на образците.

Проведен е рентгеноструктурен анализ на ширините на линиите на отражение. Използвани са линиите на желязото (211)_α и (200)_α при Fe – K_α излъчване и солерова диафрагма. Анализът на широчинните и рентгеновите линии на отражение се основава на принципа, че всеки микроструктурен параметър на кристалитната структура по определен начин добавя свое влияние за разширяването на всяка от експериментално получените линии на отражение на изследваната сплав [4-7].

Експериментално получените максимуми по рентгеновите линии на отражение са коригирани с т.н. инструментална ширина. В методиката са заложили физическите ширини на максимумите.

В железните сплави с ОЦК решетка, за които енергията на дефектите на опаковката е много висока, основно влияние на ширината на рентгеновите линии на отражение оказват микроструктурните дефекти, като: напреженията от втори род σ^I и дължината на областта на кохерентното разсейване на рентгеновите лъчи L. Всички останали микроструктурни параметри, като например тетрагоналността на мартензита T, са производни на посочените по-горе величини.

Основавайки се на отбелязаните по-горе принципи, авторите са провели изчисления за създаване на графични зависимости, които биха били удобни за практически изчисления. С тази цел е създаден софтуер, с помощта на който са осъществени всички изчисления и са построени графичните зависимости. Програмата позволява след промяна на някои константи и основни параметри, характерни за определен вид кристалитна структура, да бъде приложена за всеки вид кристална решетка.

От проведените изследвания и получените резултати беше установено, че минималната грешка от изчисленията се получава тогава, когато се използват линии (211)_α и (200)_α. Това е свързано с факта, че линиите, намиращи се при големи ъгли на отражение, са по-чувствителни към структурните изменения в сравнение с тези за малките ъгли на отражение, независимо от това, че в този случай имат по-малка интензивност [8].



3. Експериментални резултати

Използването на описаната по-горе методика позволи да бъдат получени данни за влиянието на ВТМО върху микроструктурните параметри на мартензита за изследваните въглеродни инструментални стомани при различни температури на отгряване. Резултатите са съпоставени с данни за необработени с помощта на ВТМО стомани. Резултатите от изследването са представени в таблици 1-4.

Трябва да се отбележи, че количеството въглерод, намиращ се нормалните количества на внедряване (т.е. в октаедричните пори на решетката на мартензита) е изчислено с

помощта на получените стойности за тетрагоналността на мартензита. Приета е линейна зависимост между количеството въглерод и степента на тетрагоналност, която е посочена в литературата [5].

В литературата са дадени количествени данни относно влиянието на ВТМО върху процеса на карбидообразуване в стадия на двуфазен разпад на мартензита за въглеродните стомани [9].

В нашия случай получихме данни относно влиянието на ВТМО върху микроструктурата на параметрите на мартензита по време на третото превръщане при отгряването.

Таблица 1

Стомана У12А

T° C на отгряването	без ВТМО			след ВТМО		
	%C, тегл.	L.10 ⁸ , см		%C, тегл.	L.10 ⁸ , см	
200	0,130	274	3,43	0,114	325	3,87
250	0,121	330	2,68	0,106	390	2,62
300	0,062	403	2,52	0,043	470	2,43
400	0,051	572	1,43	0,037	620	1,38

Таблица 2

Стомана У10А

T° C на отгряването	без ВТМО			след ВТМО		
	%C, тегл.	L.10 ⁸ , см		%C, тегл.	L.10 ⁸ , см	
200	0,120	318	3,22	0,104	341	3,70
250	0,104	356	2,94	0,087	430	2,84
300	0,071	534	2,10	0,033	549	2,17
400	0,038	620	1,22	0,028	670	1,60

Таблица 3

Стомана У8А

T° C на отгряването	без ВТМО			след ВТМО		
	%C, тегл.	L.10 ⁸ , см		%C, тегл.	L.10 ⁸ , см	
200	0,117	382	3,30	0,097	484	2,60
250	0,102	394	2,27	0,084	503	2,07
300	0,079	470	2,22	0,059	643	2,02
400	0,048	660	0,70	0,028	728	0,83

Таблица 4

Стомана 45

T° C на отгряването	без ВТМО			след ВТМО		
	%C, тегл.	L.10 ⁸ , см		%C, тегл.	L.10 ⁸ , см	
200	0,106	403	2,43	0,035	502	2,22
250	0,097	422	2,01	0,071	533	1,81
300	0,082	550	1,51	0,047	710	1,32
400	0,033	584	0,63	0,017	817	0,57

Може да се каже, че ВТМО за всички въглеродни стомани намалява количеството на въглерода в октаедричните пори на мартензита. Това е свързано с увеличението на количеството въглерод по дислокациите, което се явява основен ефект, свързан с ВТМО. Този ефект се изразява най-

силно с увеличаване на въглеродното съдържание в мартензита.

Данните показват, че ВТМО увеличава дължината по блоковете на кохерентното разсейване на рентгеновите лъчи. Вероятно този ефект е свързан със създаване на субструктура в

мартензитните игли, т.е. областите свободни от дислокации заобиколени от плътна дислокационна мрежа. Тази субструктура създава повишена пластичност на стоманите след ВТМО. В този случай се наблюдава и намаляване на напрежението от втори род $\Delta a/a$ след ВТМО. Обаче зависимостта не е така ясно изразена както другите две.

В табл. 5 са показани експерименталните данни за два вида въглеродни стомани 45 и У10 след стандартна термична обработка (закалка и нискотемпературно отгряване) и ВТМО със степен на деформация $\epsilon=25\%$.

Таблица 5

стомана 45 и У10

Стомана	След закаляване		Т, °С на отгряване	След ВТМО		Т, °С на отгряване
	R _m , МПа	A ₅ , %		R _m , МПа	A ₅ , %	
45	1520	1,6	300	1960	2,0	200
У10	1560	1,2	350	2180	2,5	300

Резултатите показват, че ВТМО води до съществено увеличаване на якостта и пластичността на стоманите след нискотемпературното отгряване. Максималната якост след ВТМО се измества към ниските температури на отгряване (за стомана 45 е приблизително 200 °С, а за У10 тя е приблизително 300 °С) след термомеханична обработка. При това стойността на максималната якост се увеличава приблизително с 500 МПа.

Изместването на максималната якост в посока на по-ниските температури на отгряване има особено практическо значение за инструменталната стомана У10, тъй като в резултат на ВТМО стоманата придобива комплекс от свойства: увеличена якост, висока твърдост и добра пластичност, които са предпоставка за добра режеща способност и износоустойчивост на инструменти изработени от тази стомана.

Следователно, ВТМО за средно- и високовъглеродни нелегирани стомани значително подобрява техните механични свойства. Най-голям ефект от ВТМО може да се достигне след нискотемпературно отгряване, при което едновременно се получават увеличаване на якостта и пластичността.

4. Изводи

1. Рентгеноструктурният анализ на ширината на рентгеновите линии на отражение позволява да се изследват микроструктурните параметри на мартензита в зависимост от режимите на термичната обработка на дадения тип стомани.

2. ВТМО намалява количеството на въглерода в мартензита в нормалните позиции на внедряване, което е

свързано с увеличаване на неговото количество по дислокациите.

3. ВТМО увеличава дължината на областта на кохерентно разсейване на рентгеновите лъчи в мартензита във връзка със създаване на субструктура в мартензитните игли.

4. Определени са оптималните режими на ВТМО за стомани 45 и У10. Съчетаването на ВТМО и нискотемпературно отгряване осигурява висок комплекс експлоатационни свойства на инструментите, което им гарантира високи режеща способност и износоустойчивост.

5. Литература

1. Бернцейн М.Л., Термомеханическая обработка металлов и сплавов, 1970, М. Металлургия.
2. Приданцев М.В., Металловедение и термическая обработка металлов, 1970, №9.
3. Пършиоров И.М., Кандидатская дисертация, 1974.
4. F. Sturm – Zeitschrift angewandte Physik – Bd. 27, H.2, 1969, s.100
5. F. Sturm – Zeitschrift fur Metallkunde - Bd. 60, H.6, 1969, s.541
6. F. Sturm – Zeitschrift angewandte Physik – H.4, 1970, s.369
7. G. Faninger, F. Sturm – Materialprutung – 11, 1969, №11, s.384
8. Пършиоров И.М. и др., Сб. Доклади на научно-практическа конференция „Изпитване и лабораторен контрол на качеството“, Варна, 21÷23, октомври, 1985.
9. Банов Р.М., Пършиоров И.М., Сб. Доклади “III национална конференция по металознание и термична обработка“, 6÷8 ноември 1973, Варна – Дружба, с. 196