

ОСОБЕНОСТИ НА МИКРОСТРУКТУРАТА НА Cr-Ni СТОМАНА СЛЕД ИЗОТЕРМИЧНО ЗАКАЛЯВАНЕ

ТАТЯНА АВДЖИЕВА

Катедра “Ядрена техника и ядрена енергетика”

*Татяна Авджиева. ОСОБЕНОСТИ НА МИКРОСТРУКТУРАТА НА Cr-Ni
СТОМАНА СЛЕД ИЗОТЕРМИЧНО ЗАКАЛЯВАНЕ*

Тази разработка е част от изследването на микроструктурата и механичните свойства на Cr-Ni стомани след различни термични обработки [1–4]. Необходимостта да се намаляват до минимум аварията и загубите, причинявани от възникнали в работните конструкции пукнатини, са причина да се изучават явленията, свързани с разрушаването на сложни инженерни съоръжения, като ядрени, топло- и водноелектрически централи, газо- и нефтотръбопроводи и др. За получаване на материали с висока пукнатиноустойчивост е необходимо разработването на технологии за термично обработване на стомани с ниско въглеродно съдържание и наличие на различни легиращи елементи, които материали впоследствие да са с висока якост, пластичност, висока твърдост и заваряемост. Обект на настоящото изследване е влиянието на микроструктурата на хром-манган-силициева стомана върху пукнатиноустойчивостта на материала. Изследвани са различни структурни морфологии, получени в резултат на охлаждане от аустенитна температура с различни скорости или след изотермично закаляване. Проведени са изпитания на триточково ударно огъване и е определена якостта и твърдостта на материала. Установено е, че микроструктурата, състояща се от бейнит и малко количество остатъчен аустенит, е с най-висока пукнатиноустойчивост. За пробните тела с мартензитна структура не се наблюдава съответствие между промяната на твърдостта и пукнатиноустойчивостта.

За контакти: Татяна Авджиева, Катедра “Ядрена техника и ядрена енергетика”, Физически факултет, Софийски университет „Св. Климент Охридски“, бул. „Дж. Баучер“ 5, 1164 София, тел.: +359 2 8161 725, E-mail: tavidjeva@phys.uni-sofia.bg

Tatyana Avdjieva. CHARACTERISTICS OF THE MICROSTRUCTURE OF Cr-Ni STEEL AFTER ISOTHERMAL HARDENING

This work is a part of research on the microstructure and mechanical properties of Cr-Ni steels after various thermal treatments [1-4]. The need to minimize the damage and losses caused by construction work occurred in cracks cause to study phenomena related to the demolition of complex engineering facilities, such as nuclear, thermal and hydro power plants, gas and oil pipe lines. To obtain materials with high Crack resistant it is necessary to develop technologies for heat treatment of steels of different carbon contents and the presence of other alloying elements, which subsequently are materials with high strength, ductility, weldability and high hardness. Object of the present study is the impact of the microstructure of chromium-manganese-silicon steel on Crack resistant material. Were investigated various structural morphologies resulting from cooling from the austenitic temperature with different speeds or after isothermal annealing. Tests have a three-point bending and shock is determined strength and hardness of the material. It was found that the mixed microstructure consisting of bainite and retained austenite are with highest Crack resistant. For the samples with martensitic structure, there was no correlation between the change in hardness and Crack resistant.

Keywords: metallic alloys; bainitic steel; impact toughness; fractography, scanning electron microscopy

PACS number: 61.72.Ff

1. ВЪВЕДЕНИЕ

Не рядко в тежко натоварените конструкции и изделия по време на експлоатация възникват и се развиват дефекти. Стоманите, използвани за изработване на отговорни детайли и съоръжения, в частност дори и корпусите на ядрените реактори, тръбопроводи и тръбопроводни елементи, трябва да отговарят на редица изисквания, като висока якост, пластичност, пукнатиноустойчивост и съпротивление на динамични натоварвания. В последните години за изработването на такива изделия все повече се използват ниско въглеродни Cr-Ni стомани, които се експлоатират в условия на повишени температури, циклични и ударни натоварвания, поради което познаването на пукнатиноустойчивостта им е от съществено значение. Надеждността на материала и неговото съпротивление срещу развитие на пукнатини и дефекти зависят основно от структурата на метала.

Дълго време се е считало, че нисковъглеродните стомани въобще не се закаляват и съответно не се образуват структури с висока якост. В последните години все повече се утвърждава мнението, че именно поради ниското въглеродно съдържание стоманите са с много добра заваряемост, при термична обработка почти не се обезвъглеродяват, малка е способността им да се деформират и да се образуват пукнатинки и дефекти в тях, като при специфични обработки са с висока якост и пластичност. Някои автори [5-7] считат, че пакетният мартензит (лентообразен мартензит) в нисковъглеродните стомани (въглерод 0,3-0,4 %) е структурата, която в най-голяма степен е отговорна за получаването на

висока пукнатиноустойчивост на материала. Други [8–11] смятат, че наличието на бейнит в структурата на стоманата е в основата на високото съпротивление срещу развитие на статична, динамична и циклична пукнатина. Единодушно е мнението, че наличието на иглест ферит довежда до намалена пукнатиноустойчивост, особено в структурата горен бейнит това е причина за по-малката якост на нисковъглеродната стомана.

Някои от тях считат, че една от възможностите за получаване на материал с високо съпротивление срещу развитието на пукнатини е да се получава структура с достатъчно количество на остатъчен аустенит в нея [5, 8], който притежава определена пластичност. Съществуват обаче различия за необходимото количество на остатъчния аустенит, което да влияе върху пукнатиноустойчивостта на материала. За някои 30–35 %об. в бейнитни материали [8] са оптимални за висока пукнатиноустойчивост, други смятат, че количеството му трябва да е по-малко.

Нерядко е откривано наличието на бейнитна структура със сложен състав – ферит, остатъчен аустенит, карбиди, понякога с мартензитни участъци – в стомани с висока якост. Но каква е реалната причина за висока якост и пукнатиноустойчивост в стоманите, все още не е напълно изяснено, особено в стоманите с различен състав, където получаваните експериментални резултати често са нееднозначни.

Всичко това показва необходимостта от създаване на структури, които трябва да са едновременно с високи якостни и пластични свойства, осигуряващи максимално съпротивление (максимално поглъщане на енергия от пукнатината при нейното развитие в материала). В такъв случай вероятността за крехко разрушаване би била по-малка, а следователно тежко натоварените при експлоатация детайли и изделия биха били с по-голям ресурс и с минимална възможност за дефектиране и разрушаване.

Поради изброените факти е изведена и целта на настоящото изследване – да се анализират и сравнят структурите и свойствата на пробни тела от една и съща стомана (стандартна стомана 30ХГСА, която е с изключително приложение в практиката) след различни режими на термична обработка: аустенизация при температури 880 °С, след което следва изотермично закаляване в температурния диапазон 325–394 °С. За сравнение са проведени закаляване и закаляване с последващо отвръщане.

2. ИЗСЛЕДВАН МАТЕРИАЛ

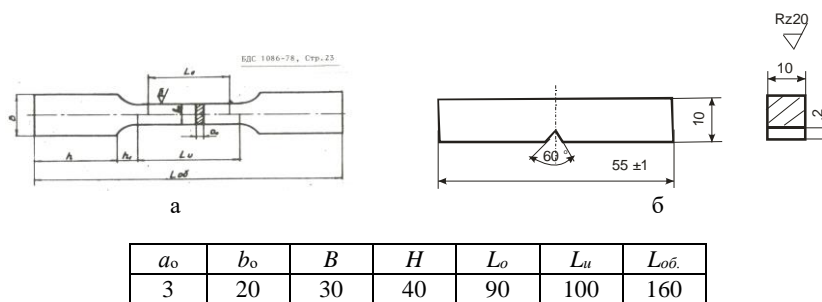
На изследване са подлагани пробни тела от нисковъглеродна стомана с химичен състав, посочен в табл. 1.

Таблица 1. Химичен състав на използвания материал (wt. %)

Елемент	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	Cu	P	S
% мас.	0,33	1,29	1,1	1,06	0,04	0,05	0,09	0,017	0,018

Обемен материал от стомана 30ХГСА първоначално е изкован до квадратен профил с размери 12×12 mm до достигане на приблизително 18% деформационна текстура. След това профилът е подлаган на рекристализационно отгряване за премахване на текстурата. За извършване на металографски анализ и механични изпитвания от квадрата са отрязани пробни тела (фиг. 1), които впоследствие са подлагани на различни термични обработки.

За изходна структура е приета тази, която е получена след рекристализационно отгряване при 1200 °С, задържане 30 минути и охлаждане с пещта. Рекристализационното отгряване е извършвано, за да се отстрани деформационната текстура, образувана в резултат на приложената предварителна пластична деформация.



Фиг. 1. Пробни тела за определяне на якостта на опън (а) и якостта на удар (б)

Металографският анализ е направен върху предварително подготвени шлифове след проявяване с 3% азотна киселина съгласно стандарти E3-95 Preparation of Metallographic Specimens, E407-93 Micro etching Metals and Alloys. Анализите са извършени на електронен микроскоп SEM (Czech Focused ion beam equipped SEM Lyra, Tescan with Quantax EDS detector - Bruker) при различни увеличения. Определяна е твърдостта на материала чрез метода на Rockwell по стандартна методика. Якостта на удар (точно енергията за разпространяване на пукнатината, т.е. пукнатиноустойчивостта на материала) е измервана при стайна температура на всички пробни тела (10×10×55 с V-образен надрез) след всяка термична обработка. В основата на всеки концентратор на напрежение (надрез) с помощта на специален уред е нанесена уморна пукнатина с 1 mm дълбочина. Това е необходимо, за да може при

изпитването на триточково огъване да се определя енергията за разпространение на пукнатината, а не общата енергия за разрушаване.

Якостните характеристики са получени чрез стандартни пробни тела на 50-тонна машина за изпитване.

3. РЕЖИМИ НА ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА

Всички термични обработки на материала започват с аустенизация при 880 °C за 30 min. Аустенизацията се извършва в електропещ, от която пробните тела се прехвърлят бързо в солна вана от нитрати ($KNO_3/NaNO_3$, 1:1) за изотермично закаляване, като следва охлаждане в масло. Изборът на температурата на аустенизация за легирани стомани, съдържащи едновременно карбидообразуващи елементи (манган, хром) и некарбидообразуващи като силиций, се прави с отчитане на влиянието на температурата на нагряване върху структурните промени, тъй като легиращите елементи – хром, волфрам, ванадий (като микролегиращ елемент), влияят по различен начин върху нарастването на аустенитното зърно. Това е така поради особеностите на формиране на аустенитните кристали в легирана стомана с изходна ферито-перлитна структура, съдържаща елементи, разтворени във ферита и образуващи карбиди.

Температурите на обработка са избрани с отчитане на температурата на мартензитно превръщане, отчетена от литературен източник [13], $M_n = 320\text{--}340$ °C. За уточняване експериментално е определена $M_n = 366$ °C. Поради това са избрани температури, които да обхванат температурните интервали, съответстващи на мартензитното и на бейнитното превръщане (табл. 2).

Таблица 2. Режимы на термична обработка

T_{austeniz} [°C]	T_{austemp} [°C]	τ [min]
880, 15 min	325, 335, 345	30
	355, 366, 384, 394	25

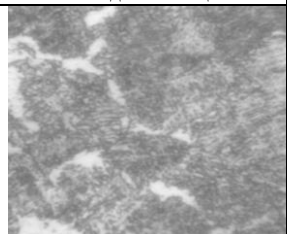
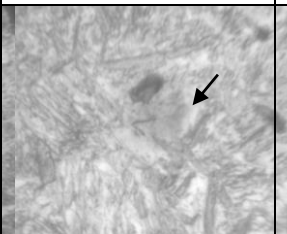
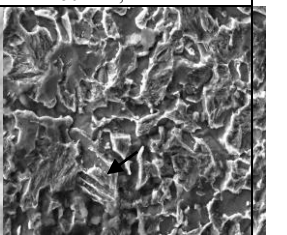
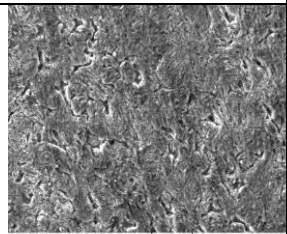
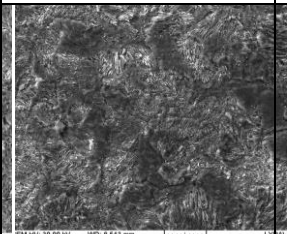
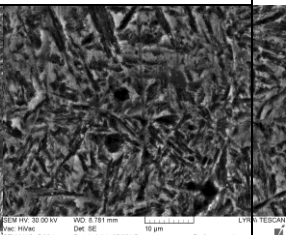
4. ПОЛУЧЕНИ РЕЗУЛТАТИ

4. 1. МИКРОСТРУКТУРА

В табл. 3 са показани микроструктурите на стоманата след различни режими на термична обработка. Структурата след отгряване (табл. 3а) е ферито(светлите петна)-перлитна(тъмните петна) с преобладаващо количество на перлита. Наблюдават се отделени цементитни кристали по бившите граници на аустенитните зърна. Перлитът е със зърнеста форма.

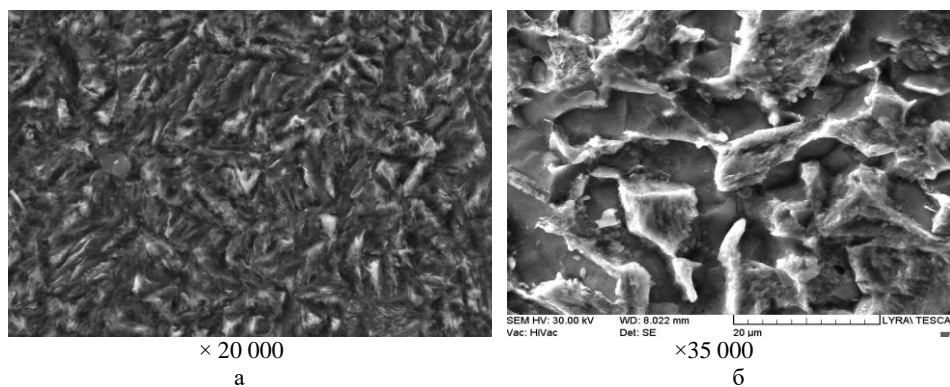
Структурата след закаляване (табл. 3б) е мартензитна, състояща се от игли, разположени под ъгъл една спрямо друга. Иглите пресичат изцяло бившето аустенитно зърно. Между иглите е разположена дребнозърнеста структура, за която може да се предполага, че е долен бейнит (фиг. 2а). Може да се види лещовидна мартензитна игла, разположена в плоскост, посочена със стрелка на снимката. По границите на някои игли се забелязват отделени карбиди.

Таблица 3. Микроструктури след различна термична обработка

Обработка	а) Рекристализационно отгряване, 1200 °С, 30 min, охлаждане с пещта	б) Закаляване 880°С, 30 min, масло	в) Отвърщане след закаляване, 350 °С, 60 min, масло
Микроструктура	 ×300	 ×200	 ×1500
Обработка	г) изотермично закаляване 335 °С	д) изотермично закаляване 345 °С	е) изотермично закаляване 355 °С
Микроструктура	 ×1500	 ×1500	 ×1500

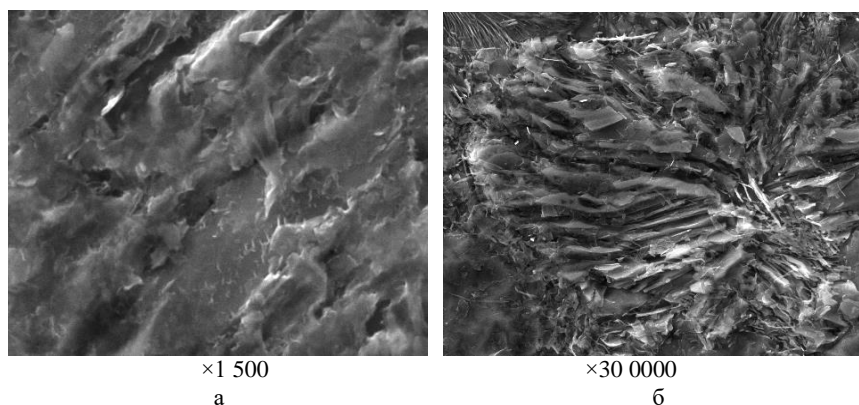
Структурата след закаляване и отвърщане (табл. 3в) е феритотрооститна. Отделните области се разполагат в рамките на бившето аустенитно зърно. Наблюдава се изключително обособена структура (фиг. 2б) – резки граници между отделните фазови елементи – феритни тъмни

зони и релефни трооститни зърна. Забелязва се наличие на отделни бейнитни формирования (посочена такава област със стрелка).



Фиг. 2. Електронномикроскопска снимка на структурата:
а) след закаляване; б) след закаляване и отвяряне

След изотермично закаляване при 335 °С структурата отново се състои от мартензит и бейнит, но се забелязва и остатъчен аустенит (табл. 3г). Наблюдават се отделни бейнитни, малки по размер клъстери, разположени под различен ъгъл в рамките на бившето аустенитно зърно. Между отделните клъстери и между пластините от бейнитен ферит и остатъчен аустенит има дребни отделени карбиди (цементит) с малки размери (фиг. 3а).



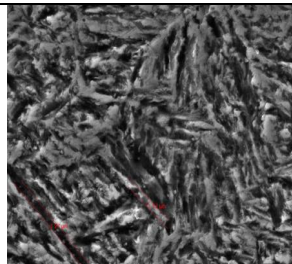
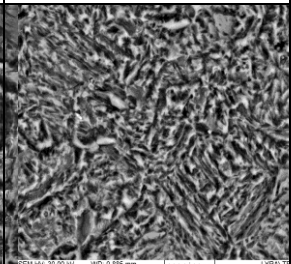
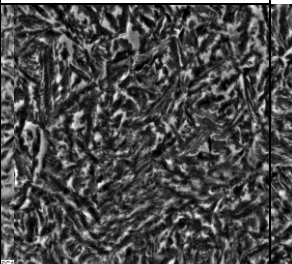
Фиг. 3. Електронно микроскопска снимка на структурата:
а) след изотермично закаляване при 335 °С; б) след изотермично закаляване при 345 °С

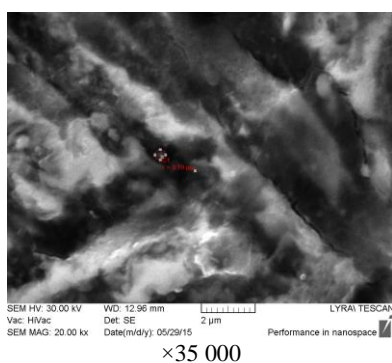
В табл. 3е на снимката отново се наблюдават клъстери от мартензит, бейнитни феритни пластини, разположени в рамките на бившето аустенитно зърно – структура, получена след изотермично закаляване при 345 °С. Клъстерите са под различен ъгъл в рамките на бившето аустенитно

зърно. Но се забелязват и обособени зони с остатъчен аустенит. Аустенитните области са чисти, без карбиди в тях. Структурата е тип сандвич (фиг. 3б), състояща се от редуващи се ламелки ферит и остатъчен аустент, като мартензитът има особена и рядко срещана пеперудообразна форма (фиг. 3б). Ламелките са къси, с ясно очертани граници и релеф. Забелязват се отделни обособени, сравнително големи карбиди между отделните клъстери.

След изотермично закаляване при 355 °С (табл. 3е) структурата представлява отделни зърнени формирания (клъстери), състоящи се от мартензит, остатъчен аустенит и единични цементитни карбиди (фиг. 4) (много малки формирания, които могат да се забележат при голямо увеличение – $r \cong 0,19-0,20 \mu\text{m}$). След изотермично закаляване при 366 °С (табл. 4б) структурата е смес между мартензит, долен бейнит и остатъчен аустенит.

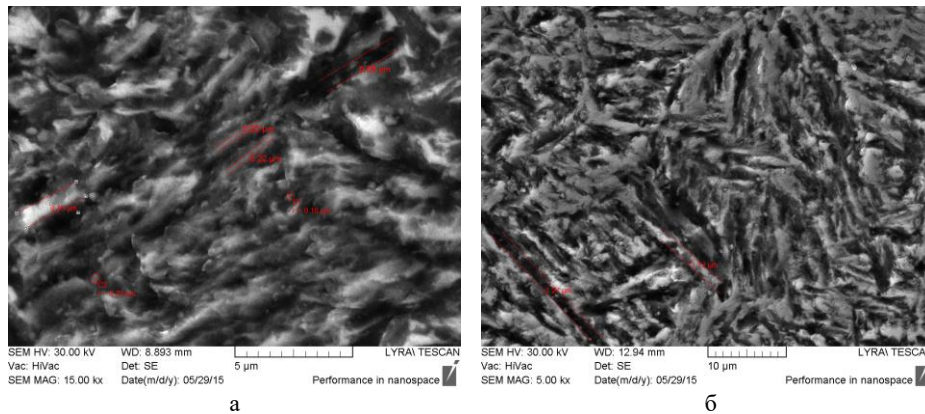
Таблица 4. Микроструктура на метала след изотермично закаляване в температурния интервал 355–394 °С

Обработка	б) изотермично закаляване 365 °С	в) изотермично закаляване 384 °С	г) изотермично закаляване 394 °С
Микро- структура			



Фиг. 4. Наличие на карбиди на границата между ламелките ферит и остатъчен аустенит

Структурата на метала след изотермично закаляване при температури 384 °С е долен бейнит и остатъчен аустенит, а при 394 °С – също бейнитен ферит и остатъчен аустенит, но морфологично това е горен бейнит. Разликата в микроструктурата се състои и в размера на отделните ламелки в клъстерите – с увеличаване на температурата на изотермично закаляване размерът им нараства. При температура 355 °С (фиг. 5а) средният размер е 0,22 μm, а при 394 °С – 1,54 μm, което огрубява ламелките.

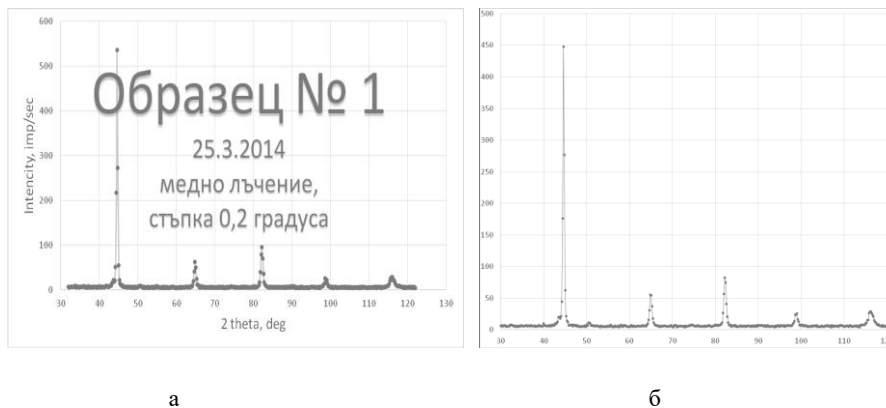


Фиг. 5. Размери на ламелките в отделните клъстери:

а) след изотермично закаляване при 355 °С; б) след изотермично закаляване при 394 °С

4.2. РЕНТГЕНОСТРУКТУРЕН АНАЛИЗ

Рентгеноструктурните анализи са провеждани по различно време на различни апарати, поради което са с различен вид.

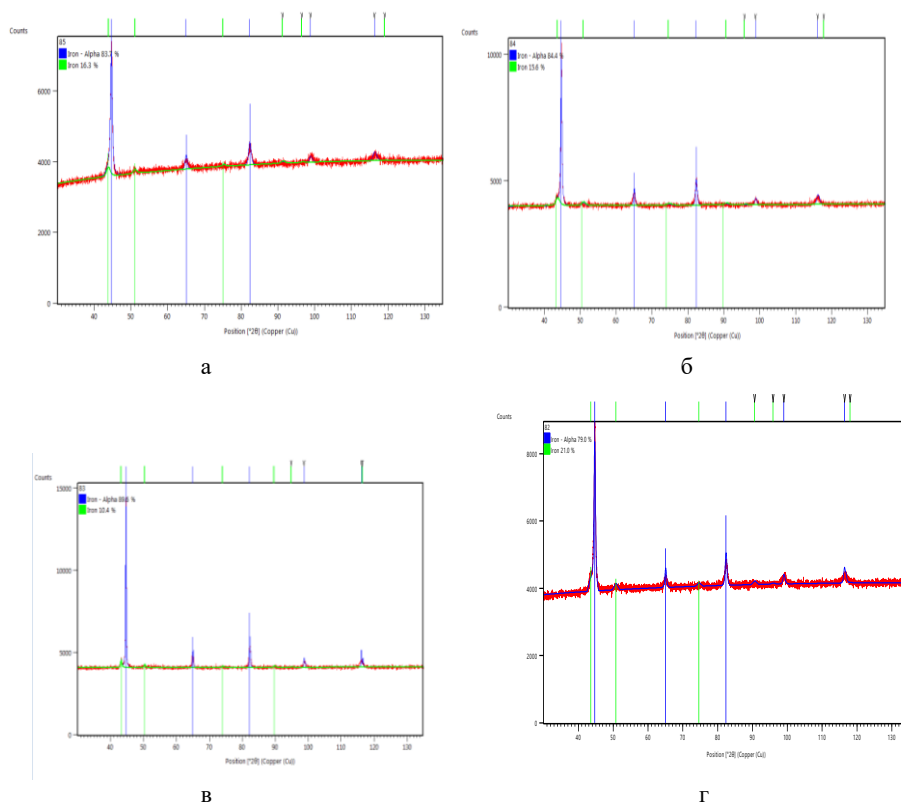


Фиг. 6. Рентгеноструктурен анализ на пробни тела при различни режими на обработване:

а) изотермично закаляване при 335 °С; б) изотермично закаляване при 345 °С

От рентгенограмите на фиг. 6 се установява, че в образците, закалявани изотермично в температурния интервал 325–345 °С, се наблюдава наличието само на феритна компонента. Останалите структурни съставни не се забелязват вероятно поради по-малкото им количество.

След изотермично закаляване в следващия температурен интервал – от 355 до 395 °С, структурните съставляващи отново основно са ферит, но вече се забелязва и известно количество остатъчен аустенит: 16,3 % при 355 °С; 15,6 % при 365 °С; 10,4 % при 384 °С и 21 % при 394 °С (фиг. 7). Наличието на остатъчен аустенит показва, че е постигната бейнитна структура, която по литературни данни [10] се определя именно като формование, състоящо се от ферит и остатъчен аустенит. Този вид структура се наблюдава и на металографските изображения.



Фиг. 7. Рентгеноструктурен анализ на пробни тела при различни режими на обработване: а) изотермично закаляване при 355 °С; б) изотермично закаляване при 365 °С; в) изотермично закаляване при 384 °С; г) изотермично закаляване при 394 °С

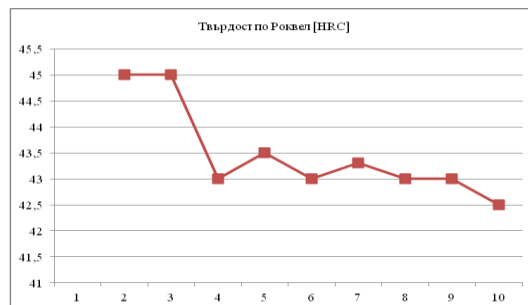
4.3. МЕХАНИЧНИ СВОЙСТВА

Получените механични свойства на материалите са показани в табл. 5.

Таблица 5. Механични свойства на материала в зависимост от вида на термичната обработка

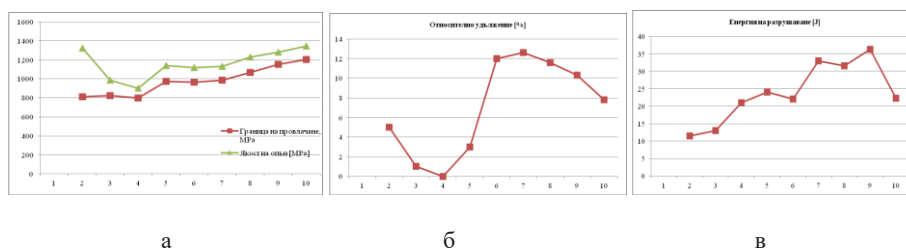
Режими на термична обработка	Твърдост по Роквел [HRC]	Граница на провлачане R _{0,2} [MPa]	Якост на опън [MPa]	Относително удължение [%]	Енергия на разрушаване [J]
1. Закаляване от 880°C	45	809	1321	5	11,5
2. Закаляване (880°C) и отвърщане (350°C)	45	821,3	987	1	13
3. Изотермично закаляване при 325°C	43	798,3	901	0	21
4. Изотермично закаляване при 335 °C	43,5	972	1139	3	24
5. Изотермично закаляване при 345 °C	43	965,7	1119	12	22
6. Изотермично закаляване при 355 °C	43,3	985,8	1129,7	12,6	33,02
7. Изотермично закаляване при 365 °C	43	1065,4	1228,6	11,6	31,58
8. Изотермично закаляване при 384 °C	43,5	1152,4	1282	10,3	36,25
9. Изотермично закаляване при 394 °C	44	1204,96	1345,4	7,8	22,28

Изменението на твърдостта в зависимост от режима на термична обработка може да се види на фиг. 8. Всяка точка от графиката представлява средната стойност на твърдостта от три измервания. Не се установява значима промяна на твърдостта – варира от HRC45 след закаляването до HRC43 при изотермичните закалявания.



Фиг. 8. Твърдост на материала в зависимост от приложената обработка

Получените свойства на стоманата са различни след термичните обработки (фиг. 9а). Характерът на промяната на границата на провлачане и на якостта на опън е един и същ. Установява се, че максимална якост има стоманата след изотермично закаляване при 394 °С.



Фиг. 9. Механични свойства на материала в зависимост от приложената термична обработка: а) якостни свойства; б) пластичност на материала; в) пукнатиноустойчивост

Не такъв е случаят с пластичността на материала (фиг. 9б). Най-ниска е пластичността след изотермично закаляване при 335 °С, където структурата е мартензитна. С появата на бейнитна структура, обособена в отделни кълъстери, в които известна част е остатъчният аустенит, стойността на относителното удължение се увеличава. Максимална стойност се проявява при изотермично закаляване при 365 °С.

Особено съществен параметър на материала, съзнателно търсен, е пукнатиноустойчивостта му. Доколкото експериментите са извършени с пробни тела, в които допълнително е нанесена пукнатина в дъното на концентратора на напреженията (надреза) [12], съпротивлението срещу удар се идентифицира с неговата пукнатиноустойчивост. Нормално е след закаляване пукнатиноустойчивостта да е малка, енергията на разрушаване се запазва ниска и след приложеното отвърщане, което означава, че наличието на трооститната структура не допринася за добро съпротивление срещу развитие на пукнатина (фиг. 9в). Бейнитните структури допринасят за увеличаване на пукнатиноустойчивостта на материала – структурата, получена след изотермично закаляване при 384

°C, е с максимална пукнатиноустойчивост. При тази обработка количеството на бейнитния ферит е максимално (89,5 %) в сравнение с останалите бейнитни структури, а количеството на остатъчния аустенит е минимално – 10 %. Освен това размерът на ламелките в бейнитните клъстери на тази структура е най-малка (табл. 4в).

4.4. ФРАКТОГРАФИЯ

Разрушените след изпитването на триточково огъване пробни тела впоследствие са подложени на фрактографско изследване. Снимки на ломове са показани в табл. 6. В повечето ломове няма обособен център на зараждане на пукнатината (табл. ба, г, д, ж, з, е). Разрушаването започва по цялата дължина на надреза. В закалените образци направлението на магистралната пукнатина е по линии, разположени ветрилообразно от дъното на надреза към срещуположния край на пробното тяло. В пробите след изотермично закаляване няма видим ход на движението на пукнатината (табл. бд, е, ж, з). Характерът на разрушаване е езичест. В началото на разпространение на пукнатината (непосредствено след дъното на надреза) се забелязват участъци, разположени напречно на посоката на удара, с наличието на вторични пукнатини в тях, които предполагат забавяне на движението на магистралната пукнатина. „Езиците” са разположени хаотично по повърхността на разрушаване.

При по-голямо увеличение (табл. 8) се наблюдават характерните белези за крехък и пластичен лом. На фиг. 8а се виждат езици с неголям размер, които са пресечени с области с отделни сферични образувания. Тези образувания са с гладка повърхност и с различни размери. Наблюдават се напречни микропукнатини, лежащи перпендикулярно на посоката на разпространение на магистралната пукнатина и по границите на сферичните участъци. Вероятно това са вторични разрушавания по клъстерните мартензитни формирания с отделени карбиди на легиращите елементи в тях. С този факт би могло да се обясни наличието на неголяма пластичност в лома.

На фиг. 8б се установява полукрехко разрушаване. Наблюдава се гребеновидна вълниста структура с наличие на отделни малки и плоски ямки. В основата на “гребените” и ямките не се установява наличие на отделения. Забелязват се отделни вторични пукнатини, разположени хаотично в повърхността на лома. Гребеновидната структура е с малки размери.

Таблица 6. Ломове на пробни тела след различни термични обработки

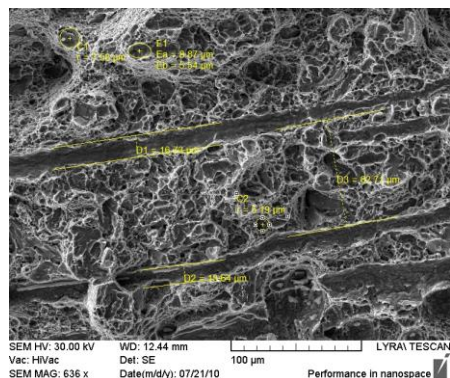
Обработка	а) Закаляване 880°C, 30 min, масло	б) Отвърщане след закаляване, 350 °C, 60 min, масло	в) изотермично закаляване 325 °C	г) изотермично закаляване 345 °C
Посока на развитието на пукнатината				
	×50			
Обработка	д) изотермично закаляване 355 °C	е) изотермично закаляване 365 °C	ж) изотермично закаляване 384 °C	з) изотермично закаляване 394 °C
Посока на развитието на пукнатината				
	×500			

Структурата на повърхността на пробите след изотермично закаляване при 325 °C (фиг. 8в) е езичеста, неравномерна, с отделни по-равни участъци. В началото се наблюдават и зони с напречно разположени езичести ивици, които впоследствие променят разположението си – под ъгъл спрямо посоката на натоварването. По повърхността на лома се наблюдават напречни вторични дълбоки пукнатини, вероятно разположени по границите на мартензитните участъци, където има отделяния на карбиди. Разрушаването има гребеновиден характер, като отделните гребени са малки, хаотично разположени по повърхността. Това би трябвало да означава по-голяма якост и по-малка пластичност, което е в съответствие с резултатите от механичните изпитания. При голямо увеличение се установява, че на дъното на гребените няма отделяния.

Таблица 7. Повърхност на разрушаване на пробни тела след различна термична обработка

Обработка	а) Закаляване 880°C, 30 min, масло	б) Отвърщане след закаляване 350 °C, 60 min, масло	в) изотермично закаляване 325 °C	г) изотермично закаляване 345 °C
Посока на развитие на пукнатината				
	×1500			
Обработка	д) изотермично закаляване 355 °C	е) изотермично закаляване 365 °C	ж) изотермично закаляване 384 °C	з) изотермично закаляване 394 °C
Посока на развитие на пукнатината				
	×1500			

В табл. 7д се виждат неголеми напречни пукнатини, вероятно възникващи по границите на феритните пластини. На места пукнатината се движи по границите на бившето аустенитно зърно, където се наблюдава отделяне на цементитни кристалчета. На фигурите от табл. 7е, ж, з, характерът на разрушаване е пластичен, за което говори наличието на плитки ямки, разположени на „гребени”, развиващи се подобно на течение на воден поток. Ямките са окръглени, дълбоки и с различни размери. На дъното на някои от тях има включения, които са кръгли и много дребни. В лома на стоманата с най-висока енергия на разрушаване (табл. 8ж) се виждат вторични пукнатини, по-дълбоки от дълбочината на ямките, разположени почти напречно на посоката на движение на магистралната пукнатина (фиг. 10). На тях вероятно се дължи по-високото съпротивление на материала срещу развитието на пукнатината.



Фиг. 10. Вторични пукнатини в лома на стоманата след изотермично закаляване при 384 °C

Друго обяснение на по-високата пукнатиноустойчивост на материала в това състояние би могло да се намери в наличието на структурни клъстери с ясни граници. Когато направлението на магистралната пукнатина е перпендикулярно или под ъгъл спрямо бейнитните игли, движението на пукнатината вероятно спира, срещайки границата на клъстера, разбира се, ако в структурата има клъстери с очертани граници. След това пукнатината променя посоката на разпространението си, като заобикаля клъстера, при това част от енергията на разпространение се абсорбира, т.е. пукнатината среща по-голямо съпротивление срещу движението си. От тук и по-голямата пластичност на материала при запазена висока якост, т.е. целта на работата е изпълнена. Получена е структура, която притежава едновременно висока якост и висока пластичност.

5. АНАЛИЗ

Изследваната нисковъглеродна Cr-Ni (стандартна 30ХГСА) стомана е с висока пукнатиноустойчивост (36,25 J), когато структурата ѝ е долен бейнит с наличие на неголямо количество остатъчен аустенит. Максимално съпротивление срещу развитие на динамична пукнатина е получено след термична обработка, състояща се от аустенизация при $T_{\text{austeniz}} = 880$ °C, изотермично закаляване при $T_{\text{austemp}} = 384$ °C и задържане $\tau = 15$ min, където структурата се състои от бейнит и остатъчен аустенит. Феритните и аустенитните пластини са разположени в отделни клъстери, успоредни едни на други, а структурата в отделен клъстер е от типа сандвич.

Пукнатиноустойчивостта на материала е по-висока, когато при разпространението си пукнатината, срещайки граници на клъстери, променя посоката на движение и енергията на разпространението ѝ намалява.

Размерите на първичното аустенитно зърно не оказват значително влияние върху формирането на структурата.

За потвърждаване на получените резултати бяха обработени корони на глави на пробивни машини при установения с опитни тела режим на обработка. Механичните свойства на материала бяха идентични с тези на пробните тела независимо от мащабния фактор. Детайлите бяха проверени в експлоатационни условия, които са изключително сложни – динамично-циклични.

6. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Получена е структура едновременно с висока якост на опън $R_m = 1262$ МПа и енергия на разрушаване, равна на 36,25 J.

Установен е режим на термична обработка, в резултат на който се получава материал с високо съпротивление срещу разрушаване – $T_{\text{austeniz}} = 880$ °С, изотермично закаляване при $T_{\text{austemp}} = 384$ °С, и задържане $\tau = 15$ min, охлаждане в масло.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Авджиева Т., Г. Цуцуманова, Ст. Русев. *Annuaire de l'Université de Sofia "St. Kliment Ohridski", Faculté de Physique*, 2013, **106**, 5.
- [2] Avdjieva, T., G. Tsutsumanova, S. Russev and K. Staevski. *Cent. Eur. J. Eng.*, 2013, 451.
- [3] Авджиева, Т. *Хоризонти*, 2011, **1**, 4.
- [4] Костадинова, Е., В. Янков, Т. Авджиева. Физически методи за изследване на реакторни стомани. *Доклади на Научна конференция на Българското ядрено дружество*, август, 2015, с.12.
- [5] Вълков, Кр., Мл. Георгиев. Пукнатиноустойчивост на сферографитните бейнитни безкарбидни чугуни. София, 2014.
- [6] Георгиев, М. Ю. Симонов. Пукнатиноустойчивост на желязовъглеродните сплави. София, 2011. Gianni A., Tord Karlsson, Andrea Ghidini, Anders Ekberg. Bainitic steel grade for solid wheels: metallurgical, mechanical and in-service testing, (US Steel Co., Atlas of Isothermal Diagrams) Heavy Haul Association Specialist Technical Session (ИНА 2007), pp. 701-711.
- [7] Aravind, V., G. Balachandran, M. Kamaraj, B. Gopalakrishna, K. Prabhakara Ra. *Materials Science and Engineering*, 2010, **A 527**, 782.
- [8] Mazancová, E., Zdenka Rucká, Dagmar Jandová, Karel Mazanec. *Metal*, 2009, **1**, 209.
- [9] Illescas, S., Javier Fernández, Juan Asensio and Josep Maria Guilemany. TEM study of bainitic low-carbon HSLA steel: the orientation relationships of cementite, *Programa de doctorat: Tecnologia de Materials*, Bienni: 2003-2005.
- [10] Bhadeshia, H.K.D.H. Bainite in Steels. The Institute of Materials, 2 ed., London, UK, 2001.
- [11] Bobyliv, K., M. K. Leonavičius, M. Šukšta, A. Krenevičius, S. Stupak. *Mechanika*, 2005, **4**, 54, 12.
- [12] Georgiev, M., J. Simonov, M. Simonov. *J. Mat. Sc. and Technology*, 2011, **2**, 118.
- [13] Попова, Л., А. Попов. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах титана. Москва, 1991.