

ЕЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПСКО ИЗСЛЕДВАНЕ НА МИКРОСТРУКТУРАТА НА НИСКОВЪГЛЕРОДНА CR-NI СТОМАНА

ТАТЯНА АВДЖИЕВА¹, ГИЧКА ЦУЦУМАНОВА², СТОЯН РУСЕВ²

¹*Катедра „Ядрена техника и ядрена енергетика“*

²*Катедра „Физика на твърдото тяло“*

Физически факултет, Софийски университет „Св. Климент Охридски“

Татяна Авджиева, Гичка Цуцуманова, Стоян Русев. ЕЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПСКО ИЗСЛЕДВАНЕ НА МИКРОСТРУКТУРАТА НА НИСКО- ВЪГЛЕРОДНА Cr-Ni СТОМАНА

Цел на тази разработка е изследването на микроструктурата и механичните свойства на Cr-Ni ниско въглеродна стомана. Изследванията са извършени в различно структурно състояние на стоманени пробни тела, получено в резултат на приложени различни термични обработки. Предварително изработени пробни тела са нагривани при различни температури на аустенизация, лежащи в интервала 810–960 °C в продължение на 30 min при всяка температура на нагриване. Веднага след това пробните тела са потопявани за изотермично закаляване в солна вана при температури 300–360 °C, като продължителността на задържане при съответната температура бе 60, 90 и 120 min. Целта на тези обработки бе да се получат структури с феритна и/или бейнитна морфология. Електронно-микроскопското изследване (SEM) показва, че в зависимост от температурата на аустенизация получаваната бейнитна структура е различна – горен, долен или зърнест бейнит. Изпитването на триточково огъване, както и определянето на твърдостта на материала показаха, че с увеличаване на температурата на аустенизация от 300 до 360 °C твърдостта и якостта на удар на материала се променят значително. Фрактографското изследване на разрушените пробни тела показа пластично поведение на материала след всички температури на обработка. В резултат на проведените изследвания бе установена структура, притежаваща едновременно голяма пластичност и якост, което по принцип е трудно достижимо с конвенционални стомани и обработки.

За контакти: Татяна Авджиева, Катедра „Ядрена техника и ядрена енергетика“, Физически факултет, Софийски университет „Св. Климент Охридски“, бул. Джеймс Баучер 5, 1164 София, тел. +359 2 8161 603, E-mail: tavdjeva@phys.uni-sofia.bg

The aim of this study was the description of microstructure and properties of the low-carbon Cr-Ni-V bainitic steel. Investigations covered material after various variants of austempering. Low-carbon Cr-Ni-V steel specimens were austenitized at different temperatures between 810 °C and 960 °C for 30 min at every temperature followed by isothermal quenching into a salt bath at the temperature range of 300–360 °C for different time (60, 90 and 120 min). The aim of such treatments was to obtain structures with ferrite and various bainite morphologies. SEM studies showed that by increasing the austempering temperature, bainite structures varies from lower to upper bainite. Impact crack and hardness tests presented that increasing the austempering temperature from 300 °C to 360 °C leads to a changing in hardness and impact energy. Fractography of Sharpie impacted specimens showed ductile behaviour for all austempering temperatures. The investigations were performed in order to find the structure with bigger impact toughness and a possibility of applying this steel for production of high load pistons. The established heat treatment parameters can be useful for preparation of regenerative heat treatment technology of 25Cr2Ni4A steel.

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

PACS numbers: 61.72.Ff

1. ВЪВЕДЕНИЕ

Необходимостта от намаляване на повредите и загубите на метал в машинните конструкции, причинявани от възникването и развитието на пукнатини в тях, е основателна причина непрекъснато да се търсят нови материали, да се получават структури със зададени свойства и приложение. Стоманите, използвани за изработване на отговорни тръбопроводи и тръбопроводни елементи, трябва да отговарят на редица изисквания, като висока якост, пластичност, пукнатиноустойчивост и съпротивление на динамични натоварвания. Ниско въглеродните Cr-Ni стомани, като стомана 25Cr2Ni4A, намират приложение в много сфери на промишлеността и енергетиката за изработване на елементи, подлагани на ударни натоварвания в условия на повишени температури, поради което познаването на пукнатиноустойчивостта им е от съществено значение. Надеждността на материала и характера на неговото разрушаване зависят основно от структурата на метала и нейните параметри. Много автори [1–10] считат, че бейнитната структура е тази, която в най-голяма степен е отговорна за получаването на висока пукнатиноустойчивост. Някои от тях [1] показват, че една от възможностите за получаване на материал с високо съпротивление срещу развитието на пукнатини е да се получава структура с малко количество на остатъчен аустенит в нея. Други [2, 3] считат, че структурата трябва да се състои от контролирано количество долен бейнит. Присъствието на пакетен мартензит в нисковъглеродни закалени стомани според Woven [6] е причината за голяма якост и пукнатиноустойчивост, а наличието на иглест ферит довеж-

да до различна пукнатиноустойчивост. Наличието на иглест ферит в структура горен бейнит е причина за по-малката якост на нисковъглеродната стомана [4]. Нерядко се открива бейнитна структура със сложен състав – наличие на ферит, остатъчен аустенит, карбиди, понякога мартензитни участъци. Но каква е реалната причина за високата якост и пукнатиноустойчивостта в бейнитните стомани, все още не е напълно ясно.

Ето защо цел на настоящото изследване е да се анализират и сравнят структурите на пробни тела от една и съща стомана след различни режими на термична обработка: аустенизация при температури 810 до 960 °С, след което изотермично закаляване в температурния диапазон 303–340 °С.

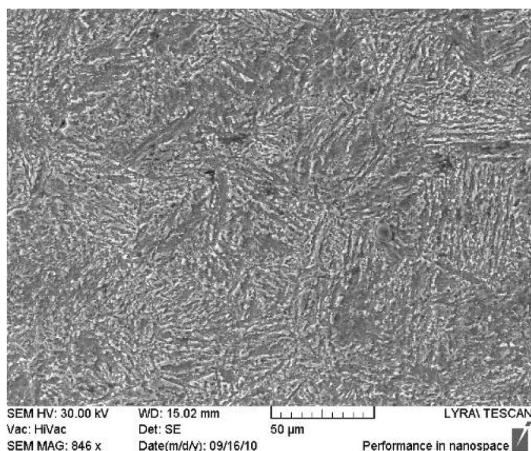
2. ИЗСЛЕДВАН МАТЕРИАЛ

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	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	W	Cu	Ti	S	P
wt.%	0,24	1,64	4,55	0,27	0,43	0,006	0,002	0,15	0,01	0,01	0,020

За изработване на пробните тела прътов материал от стомана 25Cr2Ni4A първоначално бе горещо изкован до квадратен профил с размери 12×12 mm при достигане на 18 % пластична деформация. След това материалът бе отгрят за отстраняване на деформационната текстура. Ферито-перлитната структура след отгряването е показана на фиг. 1. Пробните тела са изрязани от отгрятата квадратна заготовка и след това са термообработени при различни температури. Режимите на термична обработка са посочени в табл. 2.



Фиг. 1. Ферито-перлитна структура на стоманата

3. РЕЖИМИ НА ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА И МЕТОДИ НА ИЗСЛЕДВАНЕ

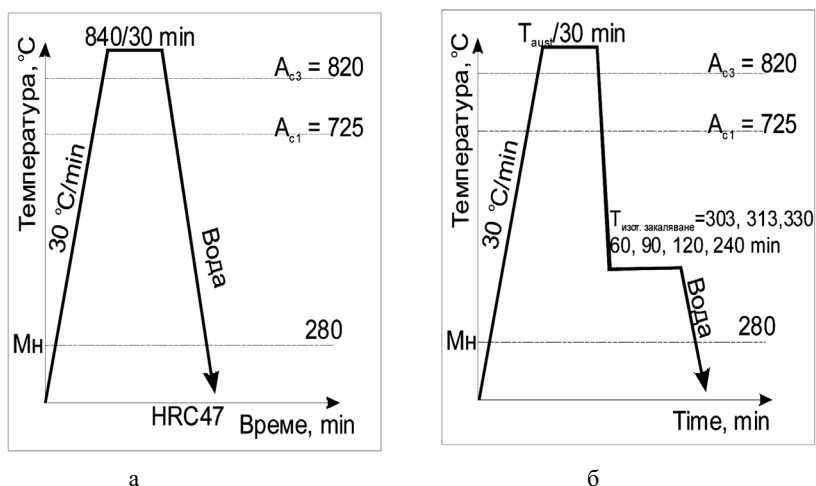
1.1. РЕЖИМИ НА ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА

Стоманените пробни тела са аустенизирани при температури 810 – 960 °С за 30 min, след това са прехвърлени в солна вана ($KNO_3/NaNO_3$, 1:1) при температури между 300 и 360 °С и задържани в нея от 60 до 120 min. Схемите на термична обработка са показани на фиг. 2.

За определяне параметрите на режимите на термична обработка предварително са пресметнати температурите на начало на мартензитно (Mn) и на бейнитно (Bs) превръщане [10] по формули (1) и (2). На базата на тези пресмятания е избрана температура на изотермично закаляване 313 °С.

$$Mn = 764,2 - 302,6\%C - 30,6\%Mn - 16,6\%Ni - 8,9\%Cr + 2,4\%Mo - 11,3\%Cu + 8,5\%Co + 7,4\%W - 14,5\%Si = 280 \text{ } ^\circ\text{C} \quad (1)$$

$$Bs = 830 - 270\%C - 90\%Mn - 37\%Ni - 70\%Cr - 83\%Mo = 303 \text{ } ^\circ\text{C} \quad (2)$$



Фиг. 2. Схеми на закаляване (а) и изотермично закаляване на пробни тела от стомана 25Cr2Ni4A (б)

Таблица 2. Режими на термична обработка

$T_{\text{austeniz}}, \text{ } ^\circ\text{C}$	$T_{\text{austemp}}, \text{ } ^\circ\text{C}$	$\tau, \text{ min}$
810	303, 313, 323,	60, 90, 120
910	303, 313, 323,	60, 90, 120
860	303, 313, 323,	60, 90, 120

3.2. МЕТОДИ НА ИЗСЛЕДВАНЕ

Получените микроструктури са изследвани на сканиращ електронен микроскоп SEM (Czech Focused ion beam equipped SEM Lyra, Tescan with Quantax EDS detector – Bruker) и на трансмисионен електронен микроскоп (ТЕМ). Изследванията са проведени върху металографски шлифове след разяждане на метала с 3% HNO_3 . Определяна е твърдостта на материала чрез метода на Rockwell по стандартна методика. Якостта на удар е измервана при стайна температура на всички пробни тела ($10 \times 10 \times 55$ с V-образен надрез) след всяка термична обработка. В основата на всеки концентратор на напрежение (надрез) с ерозионна нишка с диаметър $\varnothing 0,5$ mm бе нанесена пукнатина с 1 mm дълбочина.

4. ПОЛУЧЕНИ РЕЗУЛТАТИ

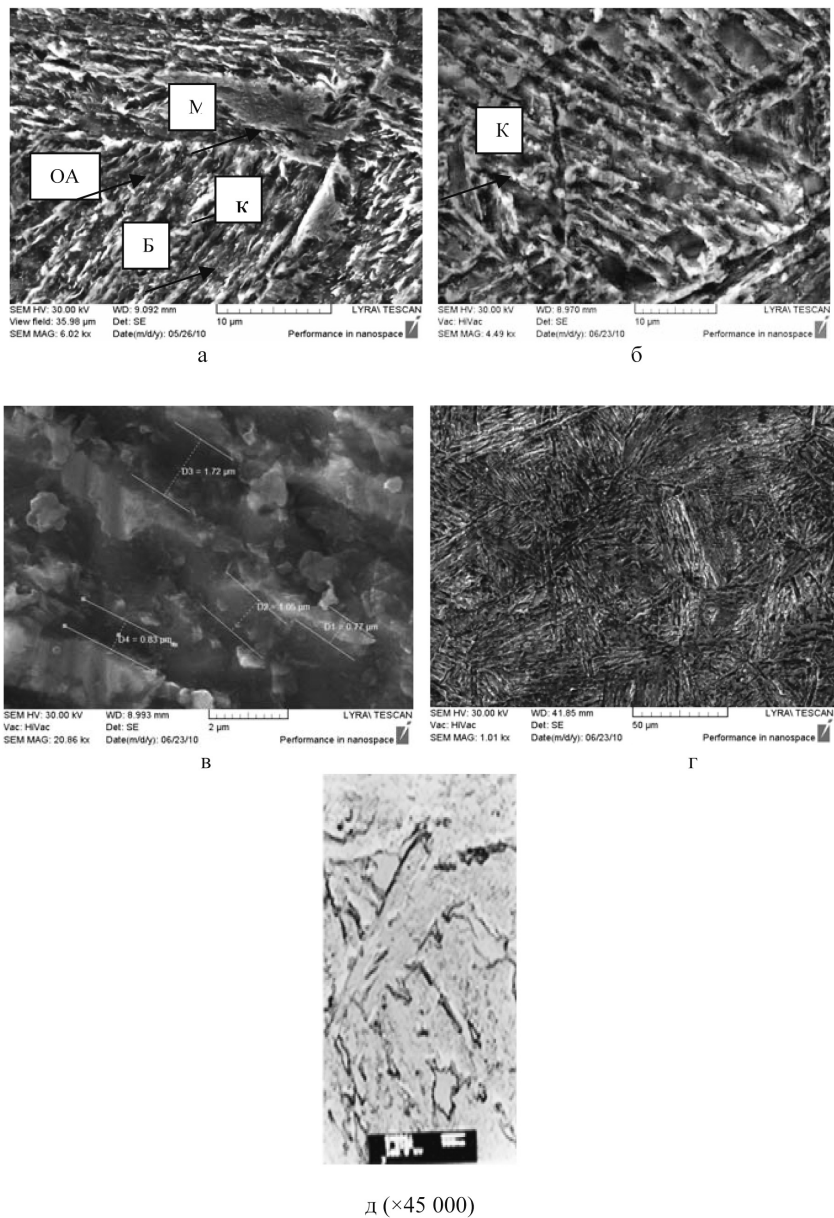
4.1. МИКРОСТРУКТУРА

В резултат на приложените термични обработки са получени интересни и различни микроструктури – долен и горен бейнит, перест ферит, зърнест бейнит, мартензит и др. Различните анализирани фактори (температура на аустенизация, на изотермично задържане, продължителност на нагриване) влияят в различна степен върху формирането на структурите.

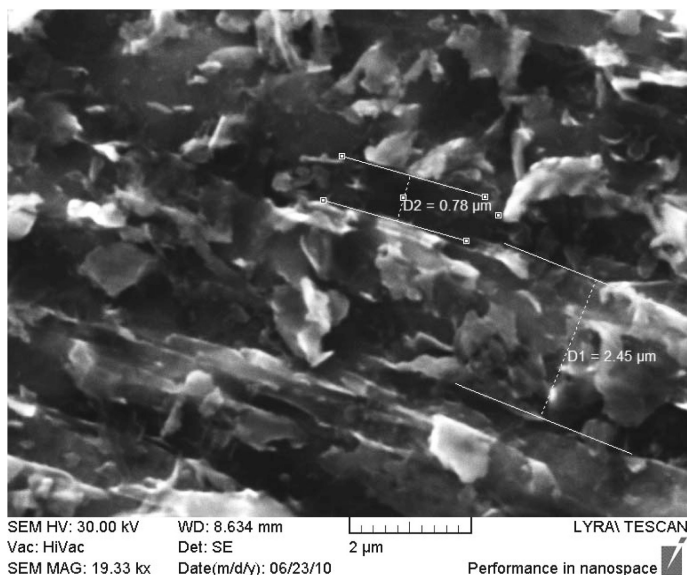
Наблюдавано бе, че при по-ниски температури на аустенизация и продължителност на нагриване 60–90 минути структурата е горен бейнит (Б), мартензит (М) и остатъчен аустенит (ОА) (фиг. 3). При по-голяма продължителност на нагриване (фиг. 3б, в) структурните елементи са с по-голяма дебелина и между отделните феритни ламели се наблюдават отделени легирани карбиди (К). Бейнитните феритни ламели са с еднаква ориентация в рамките на отделни сегрегации – клъстери, намиращи се вътре в бившето аустенитно зърно. Отделните клъстери са с различна ориентация един спрямо друг (фиг. 3г). Клъстерите са зародени хетерогенно върху повърхността на аустенитните граници. (фиг. 3а, б). Цементитът се отделя между отделните феритни ламели (фиг. 3в).

Микроструктурата на долния бейнит е подобна на тази на горния (фиг. 4). Основната разлика е в карбидните отделяния. При по-големи увеличения се установява, че ламелите в долния бейнит са с ширина приблизително $2,4 \mu\text{m}$, разположени успоредно една на друга (фиг. 4). Цементитните карбиди се наблюдават вътре във феритните ламели (фиг. 5а), като пресищат ферита с въглерод. В други области на шлифа се наблюдават хромови или комплексни карбиди (фиг. 5б). При някои режими на обработка част от карбидите са с по-малки размери и форма (иглести) и са разположени под ъгъл от 60° един

спрямо друг (фиг. 5б), а при други режими са изключително фини и по-хаотично разположени (фиг. 5в).



Фиг. 3. Микроструктура (горен бейнит) при:
 а) и г) $T_{\text{austeniz}} = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 340\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 60\text{ min}$;
 б), в) и д) $T_{\text{austeniz}} = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 340\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 120\text{ min}$

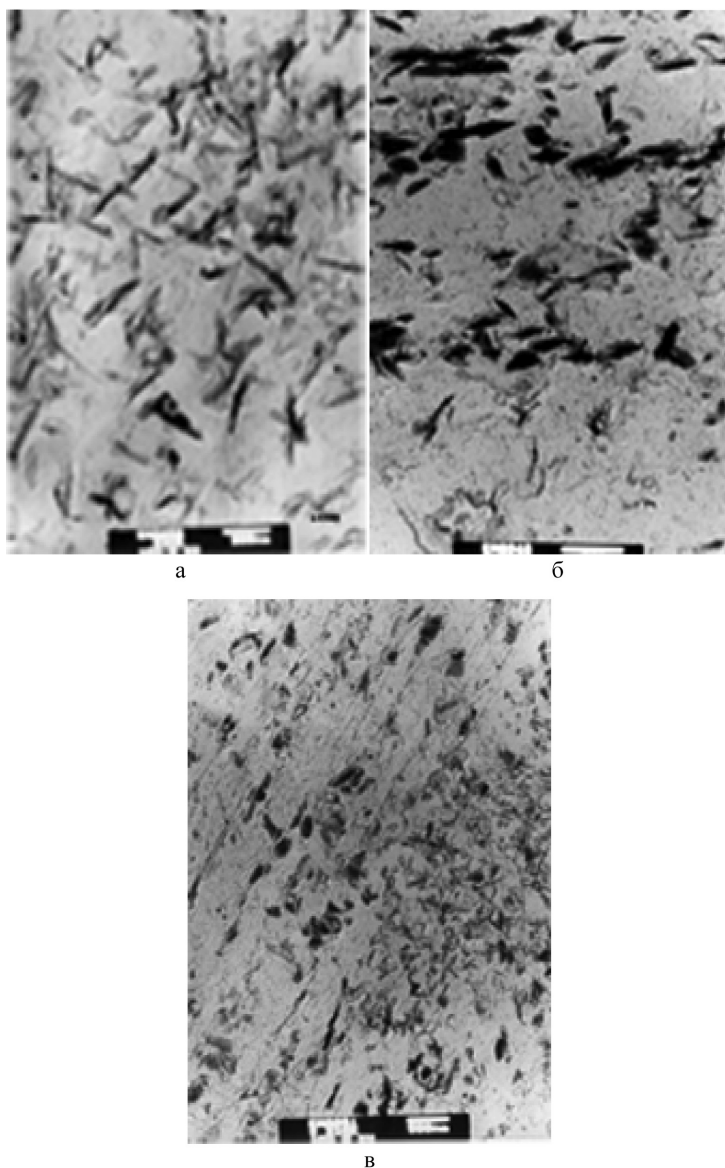


Фиг. 4. Микроструктура на долен бейнит

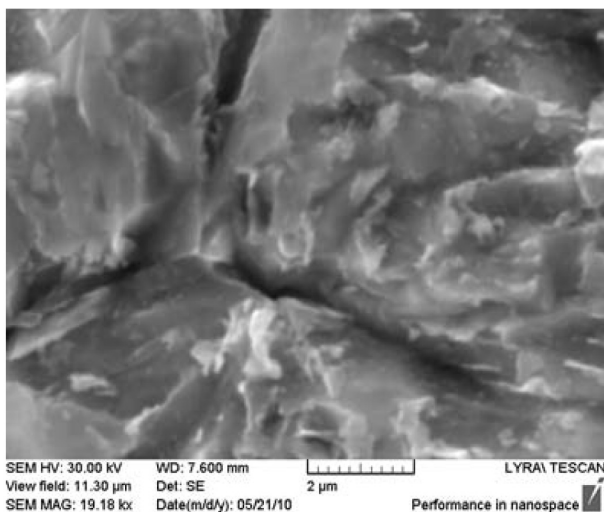
В горния бейнит се наблюдава отделяне на карбиди по границите на бившето аустенитно зърно (фиг. 6). В повечето случаи това се установява при високи температури на аустенизация.

При други режими на термична обработка структурата е иглест ферит и остатъчен аустенит (фиг. 7). Според някои автори [7] това е структурата с най-голяма пукнатиноустойчивост, но в този случай пукнатино-устойчивостта е средна – $19,4 \text{ J.cm}^{-2}$. Иглестият ферит образува удължени ламели с неравни граници (голямоъглови граници) (фиг. 7с), като същото е установено и от други изследователи [1, 7]. Отделни ламели от бейнит-феритната фаза са зародени от границите на първичното аустенитно зърно (фиг. 7б). Ламелите са разположени в клъстери, напомняйки формата на отделни „пачки“, разположени под различен ъгъл в рамките на бившето аустенитно зърно.

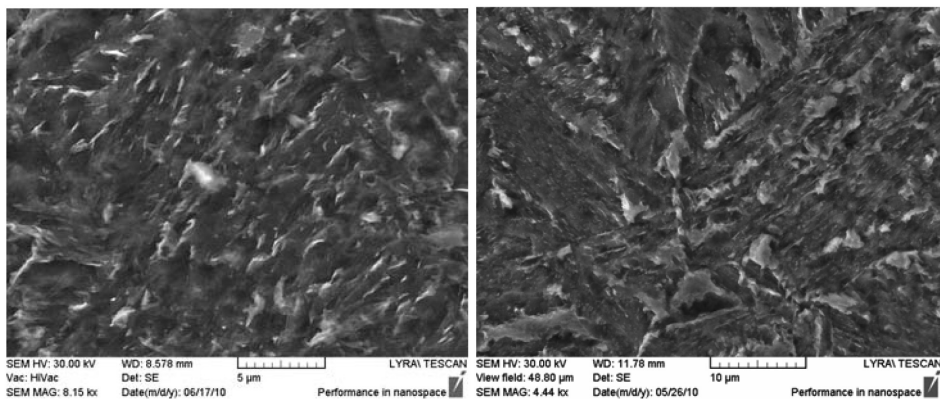
Структурата наподобява „сандвич,,“ състоящ се от феритни ламели с области на високовъглероден стабилизиран остатъчен аустенит между тях. Независимо от температурите на обработка ламелите са с приблизително еднакви размери (фиг. 7а), като вероятната причина може би е еднаквата продължителност на нагряване, позволила пълното протичане на превръщанията.



Фиг. 5. Карбиди в бейнитната структура (черна структурна съставляваща):
 а) карбиди вътре във феритната съставляваща (долен бейнит $T_{\text{austeniz}} = 810\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 303\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 60\text{ min}$); б) карбиди в долен бейнит (долен бейнит $T_{\text{austeniz}} = 810\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 303\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 60\text{ min}$); в) дисперсни карбиди във феритна съставляваща ($T_{\text{austeniz}} = 910\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 303\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 60\text{ min}$)



Фиг. 6. Граници на бившето аустенитно зърно с отделени карбиди по него
 ($T_{\text{austeniz}} = 910\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 303\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 60\text{ min}$)

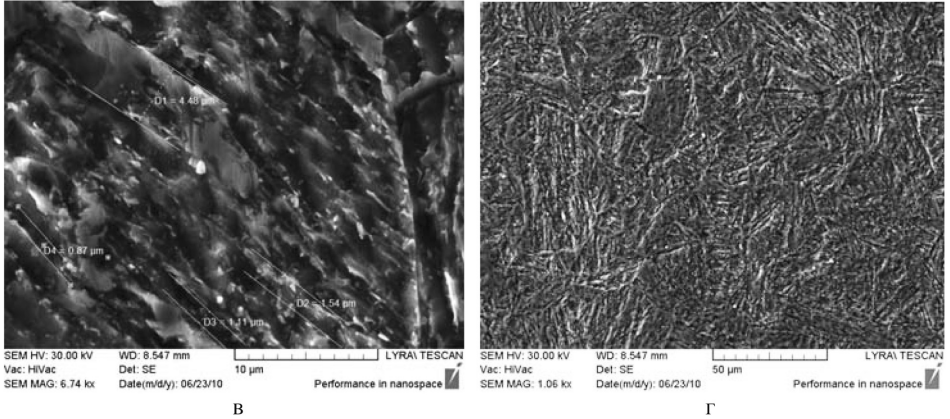


а

б

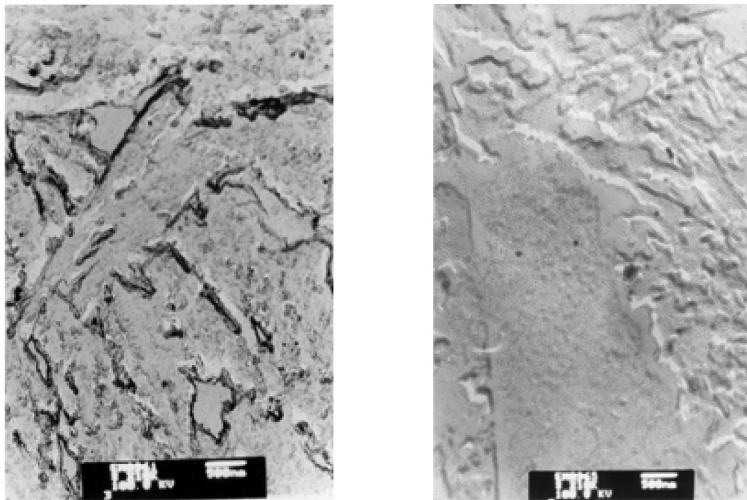
Фиг. 7. Микроструктура (иглест ферит и остатъчен аустенит) при:

- а) $T_{\text{austeniz}} = 810\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 313\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 120\text{ min}$;
 б) $T_{\text{austeniz}} = 960\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 313\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 120\text{ min}$



Фиг. 7. Микроструктура (иглест ферит и остатъчен аустенит) при:
в) и г) = 960 °C, $T_{\text{austemp}} = 340$ °C, $\tau = 90$ min

Морфологията на структурата при високо увеличение ($\times 45\,000$ – фиг. 8) потвърждава, че феритните ламели са перести и удължени, хаотично разположени в областите на остатъчен аустенит. Този вид структура бе наблюдаван при висока температура на изотермично задържане – 340 °C при продължително задържане.

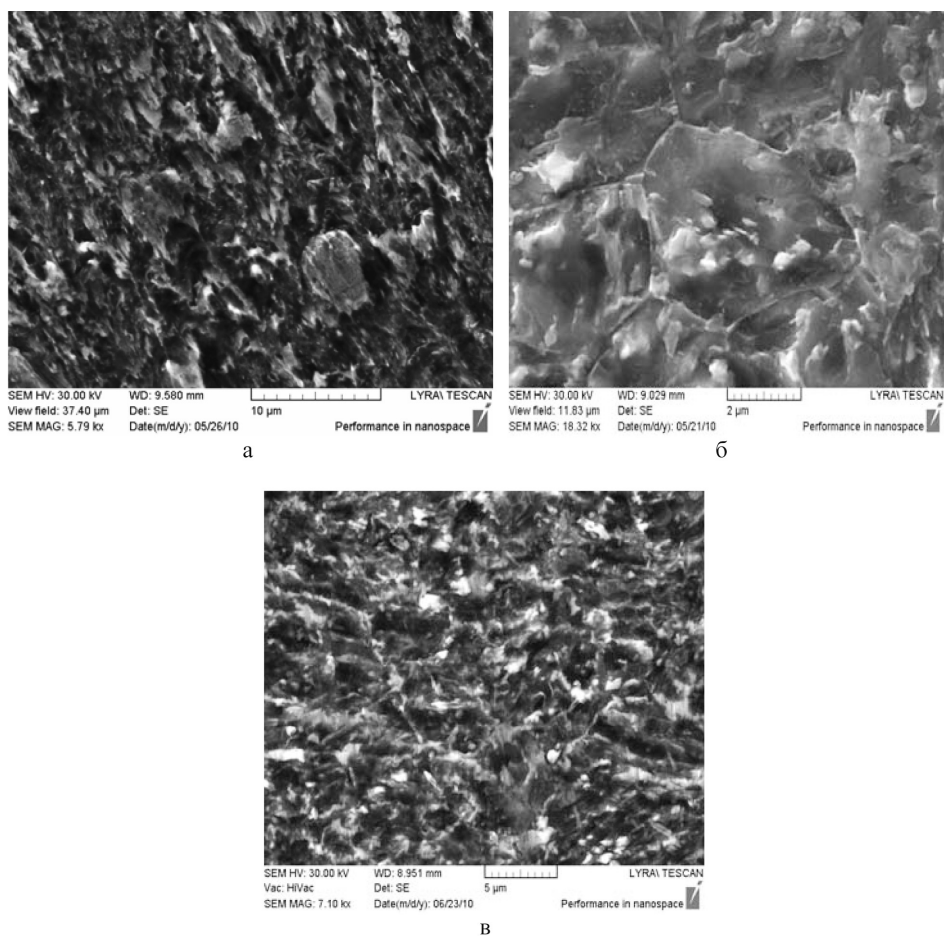


а ($\times 25\,000$)

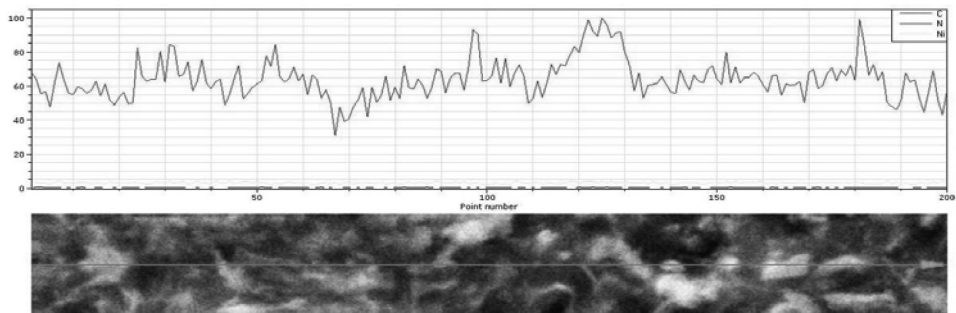
б ($\times 42\,000$)

Фиг. 8. Перест ферит в микроструктурата:
а) $T_{\text{austeniz}} = 910$ °C, $T_{\text{austemp}} = 340$ °C, $\tau = 90$ min;
б) $T_{\text{austeniz}} = 860$ °C, $T_{\text{austemp}} = 340$ °C, $\tau = 120$ min

Структура с гранулиран бейнит (фиг. 9) се установява при много продължително време на задържане за изотермично закаляване – 120 минути при ниски температури на аустенизация – 810–860 °С. Въглеродът не е напуснал аустенита и при нагряване за изотермично закаляване той само се преразпределя във феритната и в аустенитната структурна съставна. Наблюдават се богати и бедни на въглерод области вътре в бившето аустенитно зърно, установени чрез допълнително устройство на електронния микроскоп, чрез което се анализира вида и количеството на отделните елементи в микро обеми от кристалното зърно (фиг. 10). Вероятно, това е предпоставка за образуването на зърнест (гранулиран) бейнит. В бедните на въглерод области са се образували феритни гранули, а в богатите – остатъчен аустенит.



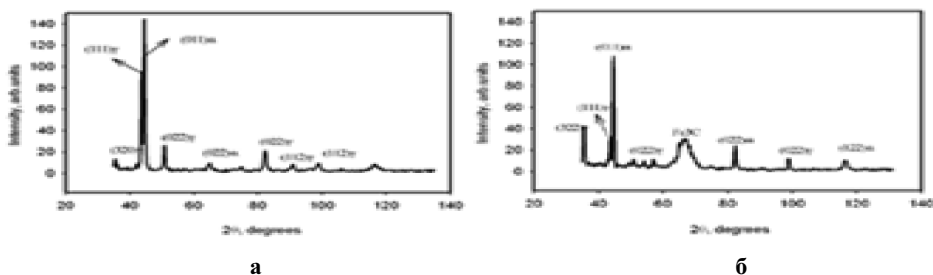
Фиг. 9. Зърнест бейнит: а) и б) $T_{\text{austeniz}} = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 303\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 120\text{ min}$;
 в) $T_{\text{austeniz}} = 910\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 340\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 120\text{ min}$



Фиг. 10. Линейно разпределение на въглерод в бивше аустенитно зърно (структура гранулиран бейнит)

4.2. РЕНТГЕНОСТРУКТУРЕН АНАЛИЗ

С цел анализиране на отделните фази в структурата на стоманата бе извършен рентгеноструктурен анализ. Две типични рентгенови диаграми са показани на фиг. 11. Кристалографски направления (320), (111), (002), (022) са за аустенитната фаза, а (011), (002) и (112) за феритната. Всички пробни тела имат идентично фазово разпределение. Установено е, че (111) и (011) пикове се припокриват при всички температури на изотермично закаляване. Степента на препокриване намалява с увеличаване на продължителността на задържане при по-високи температури на обработване, което е установено и в [8]. Това би могло да се обясни с преразпределянето на въглерода между отделните фази при изотермичното задържане [8].



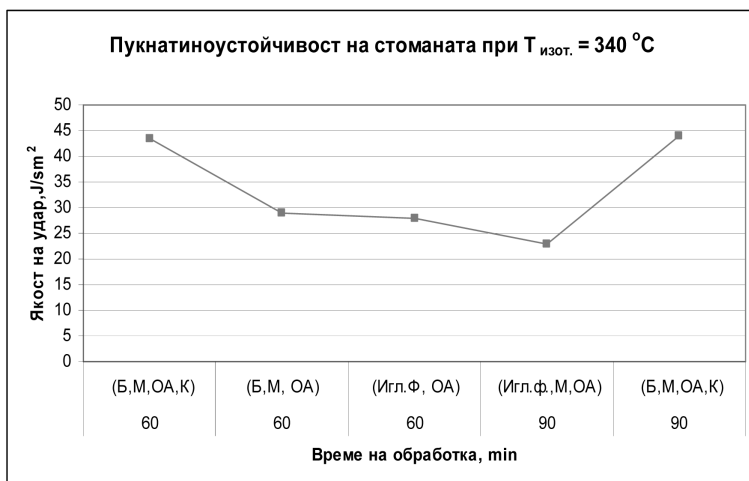
Фиг. 11. Рентгеноструктурен анализ на пробни тела при различни режими на обработване:

- а) $T_{\text{austeniz}} = 860 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 340 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 120 \text{ min}$;
- б) $T_{\text{austeniz}} = 860 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 303 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 90 \text{ min}$

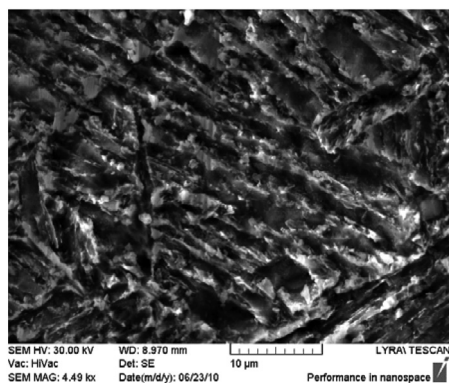
4.3. МЕХАНИЧНИ СВОЙСТВА

4.3.1. ДИНАМИЧНА ПУКНАТИНОУСТОЙЧИВОСТ

Стойностите на якостта на удар, които в случая съвпадат с тези на пукнатиноустойчивостта на изследвания материала (изпитват се пробни тела с предварително зародена пукнатина в тях) варира от 19,6 до 43,5 J.cm⁻². Този факт се дължи на различната микроструктура, формирана при различните режими на термична обработка. Най-добра пукнатино-устойчивост (43,5 J cm⁻²) се установява при режим на термична обработка $T_{\text{austeniz}} = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 340\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 90\text{ min}$ (фиг. 12), където структурата е бейнит, мартензит и остатъчен аустенит между феритните ламели (фиг. 13).



Фиг. 12. Пукнатиноустойчивост на стоманата в зависимост от структурата на материала при температура на изотермично задържане 340 °С

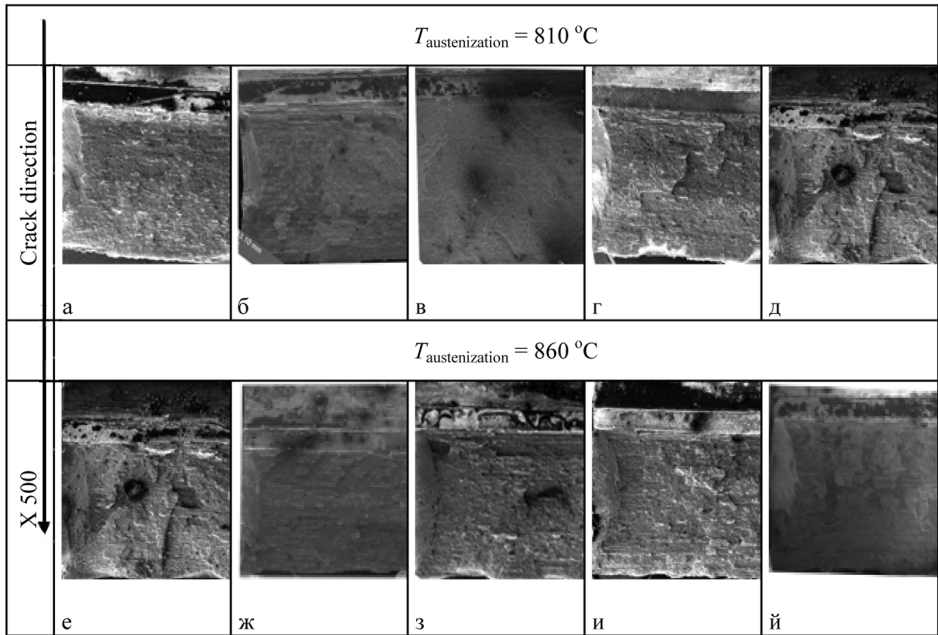


Фиг. 13. Структура с най-добра пукнатиноустойчивост

4.4. ФРАКТОГРАФИЯ

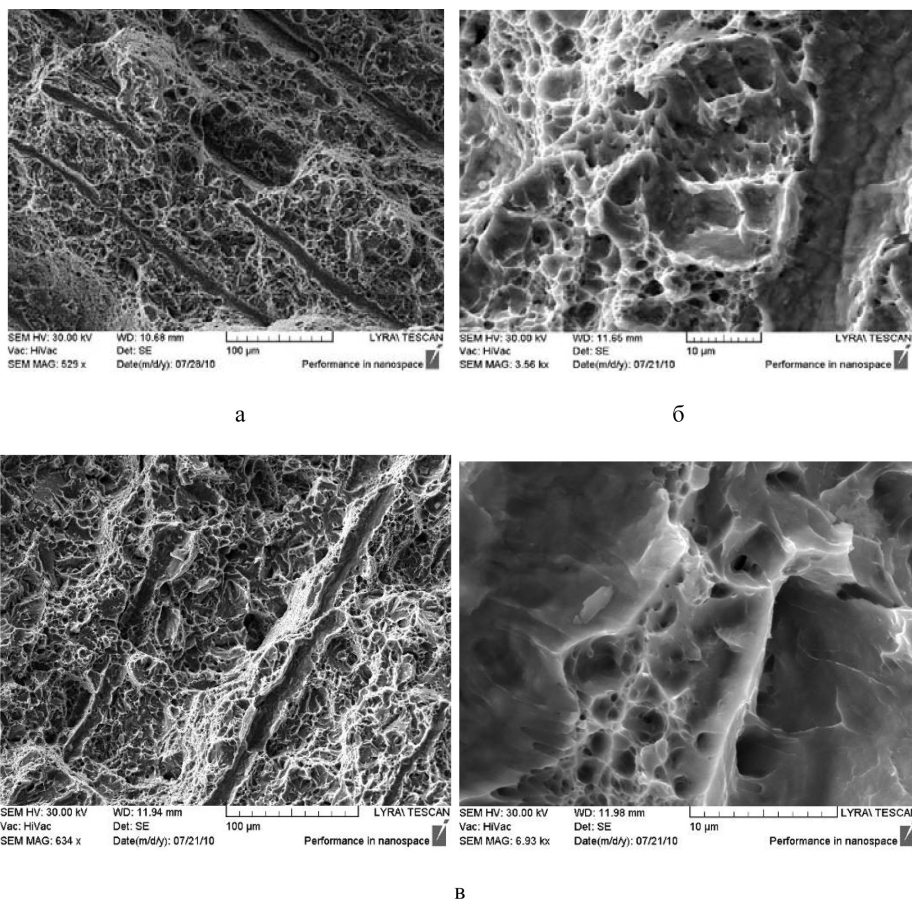
В резултат на извършените фрактографски изследвания са получени резултати, различни от авторските очаквания. В ломовете на всяко пробно тяло пукнатината се разпространява по различен начин (табл. 3).

Таблица. 3. Повърхност на разрушаване



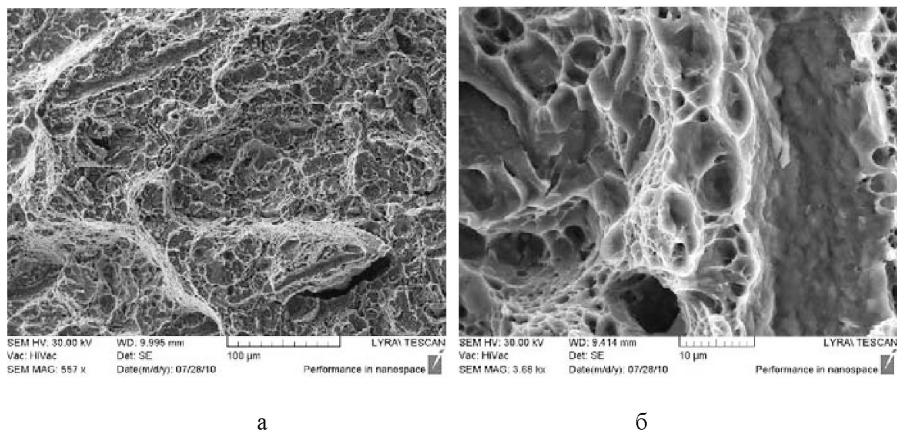
Всеки лом е с пластичен характер на разрушаване, но степента на пластичност е различна. Посоката на разпространение на пукнатината в различните ломове е различна – успоредно на приложеното натоварване (табл. 3ж, й), перпендикулярно – табл. 3а, г, д, з, и. В други ломове (табл. 3в, д) пукнатината се разпространява под ъгъл спрямо посоката на натоварване.

Фрактографски снимки на ломове от структури с иглест ферит са показани на фиг. 14, като кореспондиращата структура е показана на фиг. 7. Наблюдават се плитки ямки, разположени на „гребени“, развиващи се подобно на течение на поток. Под ъгъл на посоката на пукнатината се установяват вторични пукнатини, по-дълбоки от дълбочината на ямките. Средната стойност на якостта на удар е 25 J.cm^{-2} . Характерът на ломовете не зависи от режимите на обработка за пробни тела с иглест ферит. Наличието на ориентирано разположение на отделните клъстери и на отделени карбиди между иглите вероятно влияе върху разпространението на пукнатината.



Фиг. 14. Лом на пробни тела със структура иглест ферит при различни режими на обработка: а) $T_{\text{austeniz}} = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 303\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 120\text{ min}$; б) $T_{\text{austeniz}} = 810\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 313\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 120\text{ min}$; в) $T_{\text{austeniz}} = 960\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 340\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 90\text{ min}$

В ломовете със структура зърнест бейнит (фиг. 15) наблюдаваната структура е ямковидна. Ямките са малки, плитки, хаотично разположени по повърхността. Този вид ямки показва, че разрушаването се е развило по механизъм на свободна коалесценция – вътрешно разделяне и сливане на материалните частици. Разположението на ямките по цялата повърхност на лоба подсказва за висока якост и ниска пластичност на материала. При по-високи температури на изотермично закаляване и по-продължително задържане ямките са по-дълбоки, което означава малко по-голяма пластичност на материала. В областите между феритните и аустенитните зърна се наблюдават „по-лесни“ пътеки за развитие на пукнатината. Якостта на удар на материала със зърнеста структура е между 21 и 29,9 J.cm⁻².



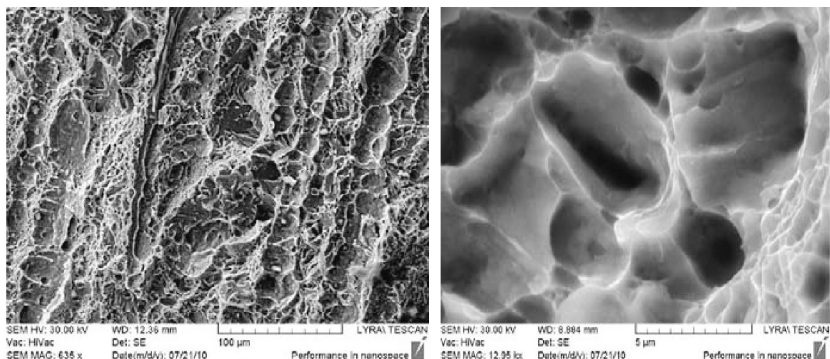
Фиг. 15. Разрушена повърхност на пробни тела със структура зърнест бейнит:

- a) $T_{\text{austeniz}} = 810 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 313 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 90 \text{ min}$;
 б) $T_{\text{austeniz}} = 810 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 340 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 120 \text{ min}$;

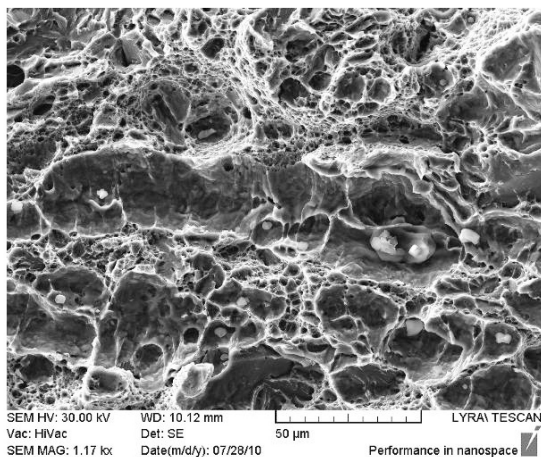
Повърхността на разрушаване на пробни тела със структура бейнит, мартензит, иглест ферит и остатъчен аустенит е показана на фиг. 16. Тъй като феритните игли се разполагат в отделните бейнитни клъстери под различен ъгъл в рамките на бившето аустенитно зърно, то съответно могат да лежат успоредно, перпендикулярно или под ъгъл спрямо посоката на приложения товар. По този начин развитието на пукнатината е в тясна зависимост от разположението на клъстерите в обема на материала. Наблюдават се ямки с различна дълбочина, разположени в успоредни пътечки (фиг. 16а). В отделните пътечки ямките са с различна големина, съответстваща на отделните структурни съставляващи. Успоредно на ямките се наблюдават и плътни ивици с по-голяма дълбочина от тази на ямките. На дъното на ямките се виждат различни по големина и форма карбидни частици (фиг. 16б). Карбидните частици във феритните игли спомагат за преминаването на пукнатината през тях, но поради различното разположение на тези игли надали оказват съществено влияние върху модела на разрушаване. Материалът е със значително по-висока пукнатиноустойчивост, като якостта на удар е $43 - 43,5 \text{ J.cm}^{-2}$.

Как би могло да се обясни тази по-висока пукнатиноустойчивост на материала? Основно с вида на структурата – наличие на бейнитни клъстери с различна обемна ориентация (фиг. 17). В пробни тела обработените при едни и същи температури ($T_{\text{austeniz}} = 860 \text{ }^\circ\text{C}$ и $T_{\text{austemp}} = 340 \text{ }^\circ\text{C}$), но при различна продължителност на нагриване (60 и 90 минути), пукнатиноустойчивостта е доста различна – $43,4 \text{ J.cm}^{-2}$ при 60 минути и $23,8 \text{ J.cm}^{-2}$ при 90 минути. Структурата и в двата случая е бейнитна (ферит, мартензит, остатъчен аус-

тенит и карбиди) (фиг. 17). Обаче разлика е във феритните игли разположени вътре в клъстера и в наличието на мартензит. Обособените структурни ламели, разположени успоредно една на друга (фиг. 17а) възпрепятстват в по-голяма степен развитието на пукнатината, отколкото накланените феритни и мартензитни игли (фиг. 17б). Вероятно бейнитната структура се формира първа, а след това при охлаждането се образуват и мартензитните игли. Когато продължителността на нагряване е по-голяма – 120 минути, количеството на мартензита впоследствие е по-голямо и структурата по този начин става по-крехка.



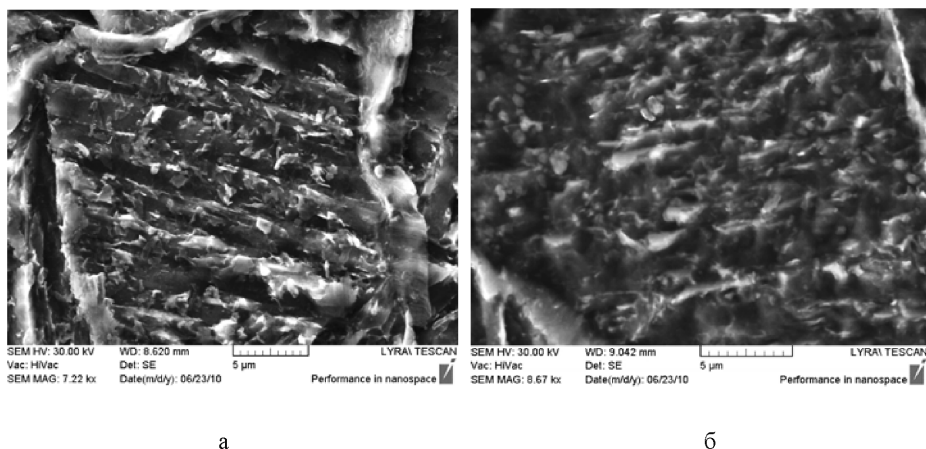
а



б

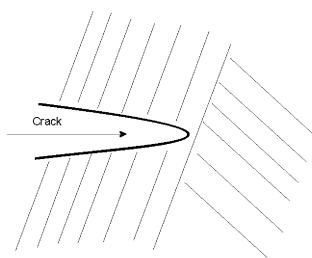
Фиг. 16. Повърхност на разрушаване на пробно тяло с бейнитна клъстерна структура

- а) $T_{\text{austeniz}} = 860 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 340 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 90 \text{ min}$;
 б) $T_{\text{austeniz}} = 960 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 340 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 90 \text{ min}$



Фиг. 17. Структура получена след $T_{\text{austeniz}} = 810 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{austemp}} = 340 \text{ }^\circ\text{C}$:
 а) структура с якост на удар $43,4 \text{ J.cm}^{-2}$ – $\tau = 60 \text{ min}$;
 б) структура с якост на удар $23,8 \text{ J.cm}^{-2}$ – $\tau = 120 \text{ min}$

Друго обяснение на по-високата пукнатинуостойчивост би могло да се намери в наличието на клъстери с ясни граници. Когато направлението на пукнатината е перпендикулярно или под ъгъл спрямо бейнитните игли, движението на пукнатината вероятно спира, срещайки граница на клъстер, разбира се, ако в структурата има клъстери с очертани граници (фиг. 18). След това пукнатината променя посоката на разпространението си, където и част от енергията на разпространение се абсорбира, т.е. пукнатината среща по-голямо съпротивление срещу нейното движение. Тази структура е с по-голяма пластичност.



Фиг. 18. Разположение на бейнитни клъстери и посока на движение на пукнатина

5. АНАЛИЗ

Изследваната нисковъглеродна Cr-Ni стомана е с висока пукнатинуостойчивост ($28,35\text{--}43,4 \text{ J.cm}^{-2}$), когато структурата е бейнитна. Максимално съпротивление срещу развитие на динамична пукнатина ($43,5 \text{ J.cm}^{-2}$) е получено след термична обработка, състояща се от аустенизация при $T_{\text{austeniz}} = 810 \text{ }^\circ\text{C}$, изотермично закаляване при $T_{\text{austemp}} = 340 \text{ }^\circ\text{C}$, и задържане $\tau = 60 \text{ min}$, където структурата се състои от бейнит, мартензит, остатъчен аустенит и отделени легирани карбиди. Феритните и аустенитните пластини са разположени в отделни клъстери, успоредно едни на други.

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

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

Необходими са следващи изследвания за установяване на цикличната пукнатинуостойчивост на материала.

6. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Температурата на аустенизация слабо влияе върху формирането на бейнитна структура в стомана 25Cr2Ni4A.
2. Получена е структура едновременно с висока якост на опън $R_m = 1139 \text{ MPa}$ и енергия на разрушаване, равна на 24 J .
3. Установен е режим на термична обработка, в резултат на който се получава материал с високо съпротивление срещу разрушаване – $T_{\text{austeniz}} = 810 \text{ }^\circ\text{C}$, изотермично закаляване при $T_{\text{austemp}} = 340 \text{ }^\circ\text{C}$ и задържане $\tau = 60 \text{ min}$.

Благодарности. Това изследване е финансирано от Български национален научен фонд, проект ДО-02-56/2008 „Субмикронна обработка и анализ на материали и структури чрез сканираща електронна микроскопия, комбинирана с фокусиран йонен лъч“ и от проект на Софийския университет „Св. Климент Охридски“ „Електронно-микроскопско изследване на клас бейнитни стомани с висока якост и пукнатинуостойчивост, приложими за тръбопроводи на АЕЦ“.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Pokrovskaya, N. G., L. N. Belyakov, I. P. Zhegina, and E. Yu. Grigor'eva. *Metal Science and Heat Treatment*, 1997, **39**, 9–10, 8.
- [2] Saeidi, N., A. Ekrami. *Materials Science and Engineering*, 2010, **A 527**, 21–22, 5575.
- [3] Pacyna, J., P. Bała, S. Dobosz, A. Kokosza, S. Kaç. *J. of Achievements in Materials Jirii, Manufacturing Engineering*, 2010, **39**, 1, 19.
- [4] Mazancova, E., Z. Rucka, K. Mazanec. *Hutnické listy*, 2008, **LXI**, 2, 48.
- [5] Bakhtiar, R., A. Ekrami. *Materials Science and Engineering A*, 2009, **525**, 1–2, 159.
- [6] Bobyliov, K., M. K. Leonavičius, M. Šukšta, A. Krenevičius, S. Stupak. *MECHANIKA*, 2005, **4**, 54, 12.
- [7] Mazancová, E., Z. Rucká, D. Jandová, K. Mazanec. Evaluation and comparison of micro structural characteristics of acicular ferrite and granular bainite. *Metal*, 2009.
- [8] Aravind, V., G. Balachandran, M. Kamaraj, B. Gopalakrishna, K. Prabhakara Ra. *Materials Science and Engineering A*, 2010, **527**, 782.
- [9] Illescas, S., J. Fernández, J. Asensio and J. M. 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, second ed., London, UK, 2001.
- [11] Gianni, A., T. Karlsson, A. Ghidini, A. 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 (IHHA2007), s. 701–711.