

ДИНАМИЧНА ПУКНАТИНОУСТОЙЧИВОСТ НА ВИСОКОВЪГЛЕРОДНИ СТОМАНИ

ТАТЯНА АВДЖИЕВА, РАДИНА ПЕТРОВА

*Катедра „Ядрена техника и ядрена енергетика“, Физически факултет,
Софийски университет „Св. Климент Охридски“*

Татяна Авджиева, Радина Петрова. ДИНАМИЧНА ПУКНАТИНОУСТОЙЧИВОСТ
НА ВИСОКОВЪГЛЕРОДНИ СТОМАНИ

В настоящата разработка се прави опит за определяне на динамичната пукнатиноустойчивост на материали с малка пластичност и жилавост, в случая – стомани с високо въглеродно съдържание. Практически това е необходимо за предварително осигуряване и гарантиране на висока пукнатиноустойчивост на изделия от стомани с висока твърдост и крехкост. За целта на изследване са подложени 3 вида инструментални стомани, които са в състояние на доставка и след уякчаваща термична обработка.

Tatyana Avdjieva, Radina Petrova. DYNAMIC CRACK TOUGHNESS OF HIGH CARBON STEELS

In this paper an attempt is made to determine the dynamic toughness of materials with low ductility and toughness - in this case steels with high carbon content. Practically, this is necessary to advance security and assurance of high crack toughness of steel with high hardness and brittleness. For the purpose of the study were subjected three types of tool steels, which are in a state of delivery and after strengthening heat treatment.

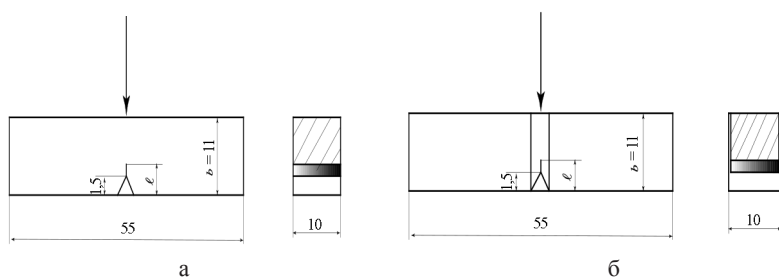
Keywords: dynamic toughness, high carbon steels, scanning electron microscopy fractography
PACS numbers: 61.72.Ff

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

1. ВЪВЕДЕНИЕ

В последните години при изследванията на пукнатиноустойчивостта на материала започва да се определя основно коефициентът на интензивност на напрежения G_1 [1, 2]. При извършването на динамични изпитания задължително трябва да се спазва условието за плоско деформирано състояние. За формирането на това състояние по време на изпитанията се изразходва значителна енергия, което се съпътства и онагледява чрез липсата на странично деформиране на пробното тяло в напречно сечение. С други думи, след разрушаване в плоско деформирано състояние формата и размерите на напречното сечение на пробното тяло се запазват същите като изходните.

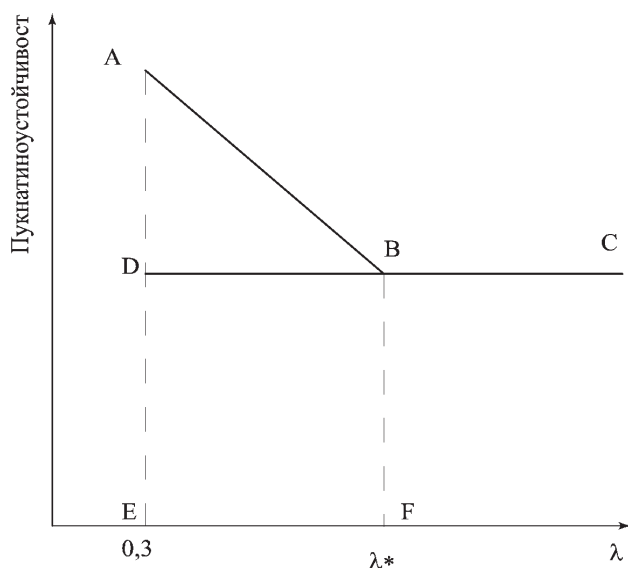
Причина за навлизането на този метод за определяне на пукнатиноустойчивостта на материала е много по-лесното и бързо получаване на резултати, отколкото при определянето на статичната и цикличната пукнатиноустойчивост, при което е необходима специална апаратура и много ресурси (енергия и време), за да бъде проведено изследването. При изпитанията на динамична пукнатиноустойчивост обаче трябва да се осигурява изпълнение на условието за плоско деформирано състояние, т.е. да не се образуват изкривявания (деформирания) на страничните стени на пробното тяло. В посочените литературни източници е показано, че изпълнението на условието за плоско деформирано състояние по време на динамичното натоварване става възможно за сметка на увеличаването на дължината на изходната уморна пукнатина, а така също и за сметка на нанасянето на два допълнителни странични надреза (концентратори на напрежение) със същата дълбочина (фиг. 1б), както на основния надрез (фиг. 1а).



Фиг. 1. Пробни тела за изпитване на триточково огъване

За определяне на динамичната пукнатиноустойчивост се изпитват два вида пробни тела – с един надрез (концентратор на напрежения) и друго, с два допълнителни странични надреза. При това пукнатиноустойчивостта на материала зависи от параметъра $\lambda = l/b$. Резултатите от изследванията се нанасят на диаграма (фиг. 2) [1]. На линията ABC на диаграмата (фиг. 2) са

нанесени стойностите на K_{cV} , получени при изпитването на пробно тяло с един надрез. На хоризонталната линия са показани стойностите на пукнатиноустойчивостта на пробно тяло с два странични надреза. Тези стойности, както се вижда от диаграмата, не зависят от параметъра λ , т.е. от дължината на предварително зародената пукнатина, и може да се считат за стойност на динамичната пукнатиноустойчивост G_{IC} . Именно това е пукнатиноустойчивостта на материала в плоскодеформирано състояние.



Фиг. 2. Диаграма на динамична пукнатиноустойчивост [1]

2. МЕТОДИКА НА ЕКСПЕРИМЕНТА

Химичният състав на стоманите е посочен в табл. 1.

Таблица 1. Химичен състав на използвания материал [wt. %]

Материал	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	W	Co
1,2343 (4X5MФC)	0,36	0,90	0,30	0,03	0,03	4,80	1,10	0,25			
R6M5	0,82	0,50	0,60	0,03	0,03	3,80	4,80	1,70	0,40	5,50	0,50
1,2083 (X12M)	0,38	1	1	0,03	0,03	12,50					

От изследваните стомани са изработени два вида пробни тела (фиг. 2а, б). Първият вид е пробно тяло за изпитване на триточково огъване с едностранен V-образен надрез и предварително зародена пукнатина. Общата дължина на надреза и пукнатината е $l = 3,5 \text{ mm}$. Във втория вид пробно тяло са изработени още два допълнителни странични надреза с дълбочина 1 mm , чрез които по време на изпитанията се гарантира условието за плоско деформирано състояние.

Половината от пробните тела са подложени на закаляване и последващо отвярщане при режими, съответстващи на химичния състав на стоманите. Останалите пробни тела са изпитвани в състояние на доставка (нормализирано състояние).

Твърдостта на изпитваните материали (HRC) е определяна по стандартен начин на твърдомери „Бринел и Роквел“. Енергията на разрушаване (A_p) е отчитана при ударно огъване (три точково огъване) на чук на Шарпи.

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 чешки електронен микроскоп Луга, Tescan, с Quantax EDS детектор – Bruker, при различни увеличения. В съответен режим на микроскопа е направен и количествен анализ на състава на отделните фази (фазови съставящи) в материала, както и фрактографско изследване на разрушените повърхности на пробните тела.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛНИ РЕЗУЛТАТИ

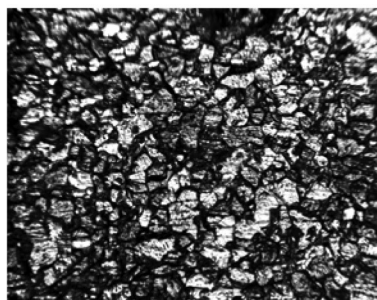
Резултатите от механичните изпитвания са посочени в табл. 2.

Таблица 2. Механични свойства на изпитваните материали

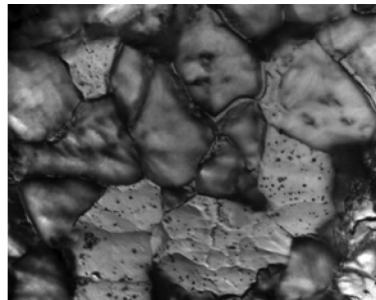
Стомана	Нормализация			Закаляване и отвярщане			
	HRC	K_{cV2} J.s ⁻²	G_{IC2} J.s ⁻²	Отвярщане	HRC	K_{cV2} J.s ⁻²	G_{IC2} J.s ⁻²
P6M5	-	250	71		66	52	26
1.2343 (4X5MФС)	8	110	76	550 °C	36,5	95	140
1.2083 (X12M)	22,5	8	7	200 °C	56	8	7,3

Твърдостта на материала в изходно състояние (на доставка след нормализация) е разбираемо ниска. След термична обработка рапидната стомана

Р6М5 е с максимална твърдост, което се дължи на наличието на волфрамови карбиди в структурата. Видима разлика в стойностите на якостта на удар (K_{cV}) и на динамичната пукнатинуоустойчивост (G_{IC}) се наблюдава при стоманите в състояние на доставка. Максимална якост на удар проявява стоманата Р6М5 (250 J.s^{-2}), където твърдостта е изключително ниска, съответстваща на микроструктурата на стоманата – легиран ферит и карбиди (фиг. 3а) от типа M_6C със сложен състав, разпределени в по-голямото си количество във ферита. Наблюдават се отделни зърна, чисти от карбиди, но с множество карбиди, разпределени по границата на зърната на ферита (фиг. 3б). В същото време динамичната якост на този материал е значително ниска – 71 J.s^{-2} . Това би могло да се обясни с голямото количество енергия, която е изразходвана за деформиране на напречното сечение на пробното тяло. Фрактографското изследване показва изключителната пластичност на материала (фиг. 4а) – силно деформиране на напречното сечение на пробното тяло, което се потвърждава от структурата на повърхността на разрушаване, наличие на множество окръглени плоски ямки, равномерно разположени по цялото сечение (фиг. 5а). След закаляване деформирането на напречното сечение на пробното тяло е по-слабо и самата якост на удар е по-ниска – 52 J.s^{-2} . Отново се наблюдават ямки, които са по-малко на брой, като размерът им съответства на големината на кристалните зърна. Забелязва се транскристално разрушаване през зърната с отделени карбиди по границите (фиг. 5б).

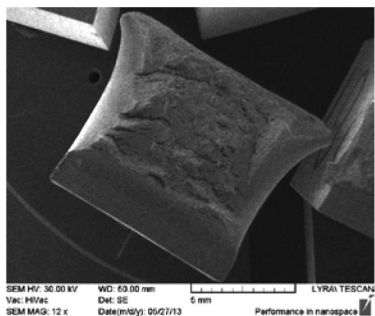


а × 200

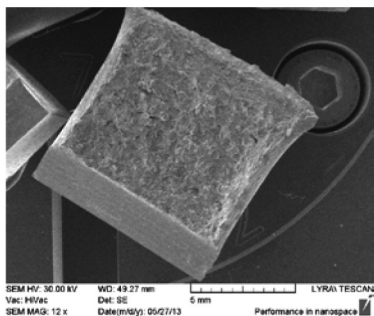


б × 6000

Фиг. 3. Структура на стомана Р6М5 в състояние на доставка

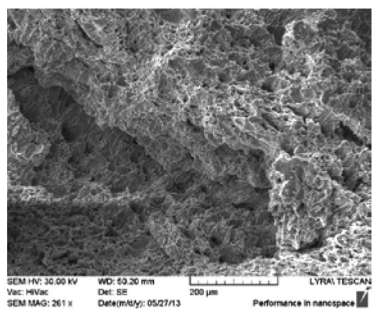


а

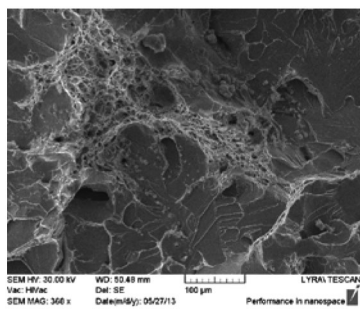


б

Фиг. 4. Ломове на стомана Р6М5 с 1 надрез след нормализация (а) и следзакаляване и отвърщане (б)

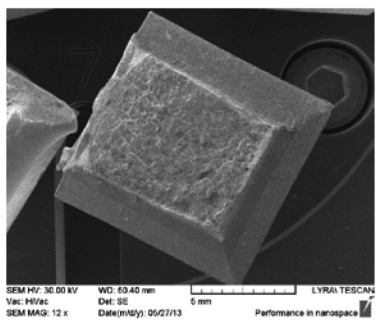


а

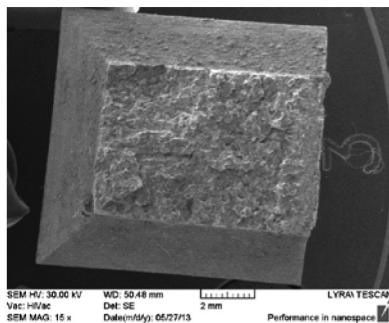


б

Фиг. 5. Повърхност на разрушаване на стомана Р6М5 с един надрез след нормализация (а) и след закаляване и отвърщане (б)



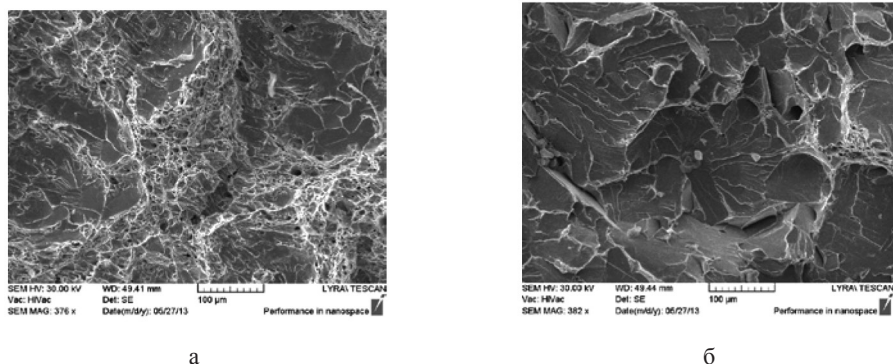
а



б

Фиг. 6. Ломове на стомана Р6М5 с 3 странични надреза след нормализация (а) и след закаляване и отвърщане (б)

Динамичната пукнатиноустойчивост на стомана Р6М5 в състояние на доставка е висока – 71 J.s^{-2} , но след закаляване и отвърщане намалява значително – 26 J.s^{-2} , което се обяснява с превръщането на устенита в мартензит. В ломовете с 3 надреза не се забелязва деформиране на повърхнината (фиг. 6).

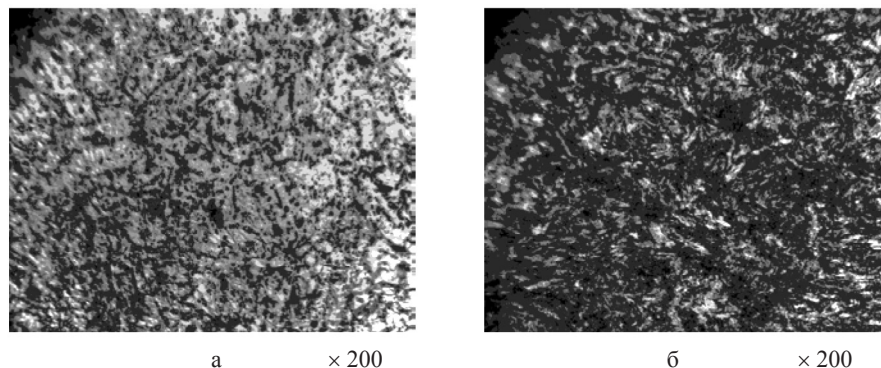


Фиг. 7. Повърхност на разрушаване на стомана Р6М5 с три надреза след нормализация (а) и след закаляване и отвърщане (б)

След нормализация повърхността на лома на материала е с гребенна структура, с наличието на малки ямки по „хребета“ на „гребените“ (фиг. 7а). След закаляване и отвърщане структурата на повърхността на лома е с малки вълнисти „гребени“ и множество „езици“ (фиг. 7б). В дъното на ямките се установява наличието на отделени малки волфрамови карбиди, обединени в групи, което е и причина за намаляване на пластичността на метала. Особено ясно се наблюдават елементите на крехката структура на фиг. 7б. Разрушаването е протекло през кристалните зърна.

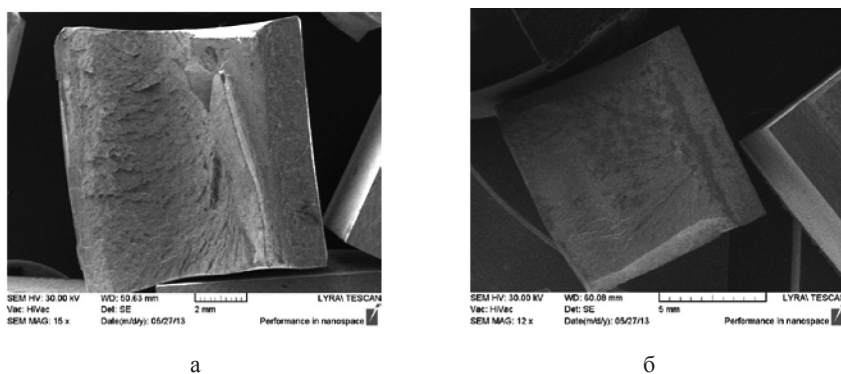
Стомана 4Х5МФС се използва за изработване на щампи за гореща деформация. Тя трябва да е с висока топлоустойчивост и жилавост. Поради по-ниското от обичайното за инструменталните стомани въглеродно съдържание ($C < 7\%$) – 4% въглерод, може да работи при високи ударни натоварвания. На легирането с хром, молибден, ванадий и силиций се дължат високите механични свойства (табл. 1). Ванадият от своя страна създава висока устойчивост срещу прегряване при високи температури.

Структурата в отгрято състояние (на доставка) е зърнест перлит, като твърдостта е 197–240 НВ. В това състояние стоманата не е чувствителна към наличието на флокени и е с много дребно зърно (фиг. 8а). В структурата след закаляване се наблюдават аустенит, мартензит, цементит, големи карбиди от типа $M_{23}C_6$ и няколко карбиди с по-малки размери от типа МС (фиг. 8б). Структурата е дребнозърнеста с равномерно разпределени карбиди.



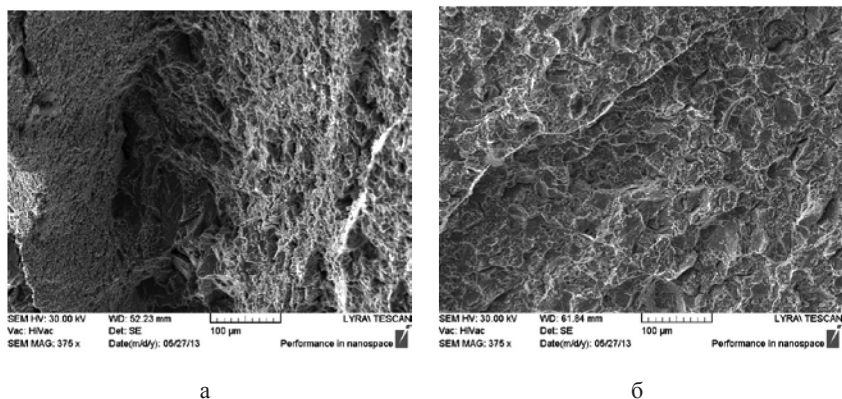
Фиг. 8. Структура на стомана 4X5MFC: в изходно състояние (а) – перлит, цементит и карбиди на легиращите елементи; и след закаляване и отвярщане (б)

Нисковъглеродната стомана 4X5MFC е сложно легирана и с изключително дребно зърно, на което се дължи и високата пукнатиноустойчивост на материала при разрушаване. Ломът е с раздуване в долната част (фиг. 9а), пукнатината се разпространява в посока на приложеното натоварване. Якостта на удар е висока – 110 J.s^{-2} , динамичната пукнатиноустойчивост – 76 J.s^{-2} .

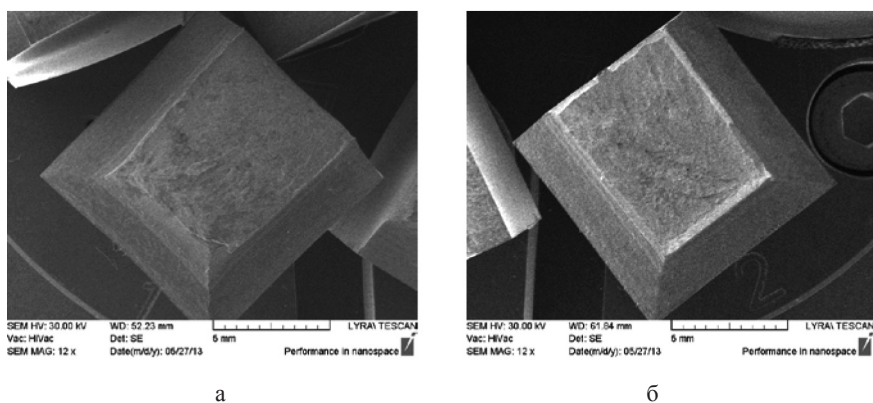


Фиг. 9. Ломове на стомана 4X5MFC за определяне на якостта на удар след нормализация (а) и след закаляване и отвярщане (б)

Структурата на лома е с фини и дребни ямки след нормализация (фиг.10а), като при лома за определяне на динамичната пукнатиноустойчивост се появява и слабо изразена „езичеста“ структура (фиг. 10б). Материалът е нечувствителен към образуване на вторични пукнатини.

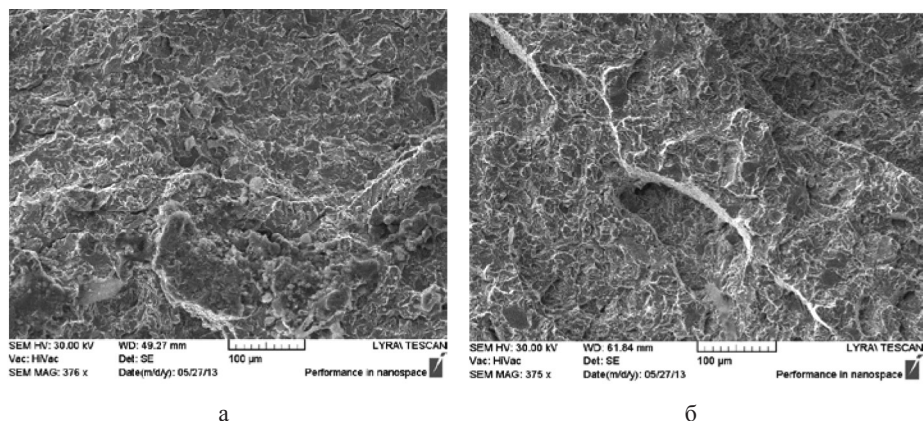


Фиг. 10. Повърхност на разрушаване на стомана 4X5MFC (пробни тела с 1 надрез) след нормализация (а) и след закаляване и отвярщане (б)



Фиг. 11. Ломове на стомана 4X5MFC за определяне на динамичната пукнатиноустойчивост след нормализация (а) и след закаляване и отвярщане (б)

При определяне на динамичната пукнатиноустойчивост (пробни тела с 3 надреза) структурата на повърхността на лома запазва пластичния си характер (фиг. 12). Не се наблюдава раздуване в долния край на лома (фиг. 11а, б). Микроструктурата на повърхността на лома е „езичеста“ с множество карбиди, отделени във формации по границите на бившето аустенитно зърно. Пукнатиноустойчивостта на материала се запазва висока.

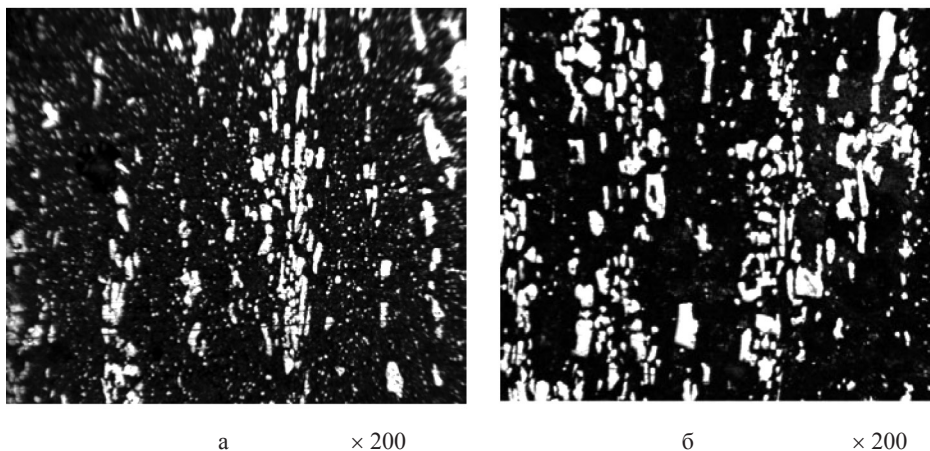


Фиг. 12. Повърхност на разрушаване на стомана 4X5МФС (пробни тела с 3 надреза) след нормализация (а) и след закаляване и отвърщане (б)

При стомана X12M в нормализирано състояние двете характеристики (якостта на удар и динамичната пукнатиноустойчивост) имат еднакви стойности ($7-8 \text{ J.s}^{-2}$), което вероятно се дължи на микроструктурата – аустенит и легирани карбиди (фиг. 13а). Това е инструментална стомана с повишена износоустойчивост. Намира приложение за изработване на щампи, които работят в условията на голямо износване, но без значителни динамични натоварвания. Наличието на молибден в стоманата е с цел запазване на структура с дребно зърно и след термична обработка, като по този начин се повишава якостта и жилавостта на метала.

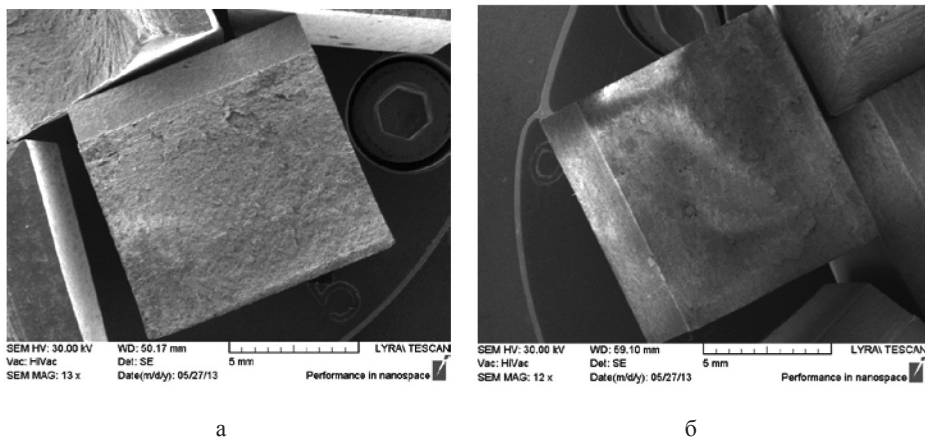
Характерно за тази стомана е наличието на карбидна нееднородност. Карбидите са легирани и са от типа M_7C_3 и $M_{23}C_6$. На фиг. 13а се наблюдава точно тази карбидна нееднородност – неравномерно разпределени в обема на метала големи, продълговати, с размер $10-15$ микрона, и малки, окръглени карбиди. Структурата на металната основа е аустенит (тъмната част на снимката).

След закаляване и нискотемпературно отвърщане структурата на метала е мартензитна с дребно зърно. Почти няма разлика между разположението и големината на карбидните кристали в състояние на доставка и тази на закаления и отвърнат метал (фиг. 13б). Количеството на дребните карбиди е намаляло в известна степен. Наблюдава се анизотропия на свойствата на метала. Твърдостта след закаляване е HRC56, дължаща се на закаляване от температури, по-високи от $1020 \text{ }^\circ\text{C}$.



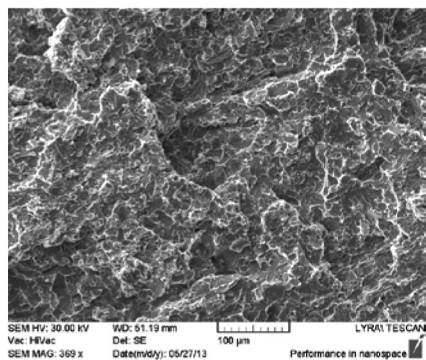
Фиг. 13. Микроструктура на стомана X12M в състояние на доставка (а) и след закаляване и отвярщане (б)

Единствената стомана с извено крехко разрушаване в състояние на доставка е стомана X12M (фиг. 14а). Якостта на удар преди и след закаляване е 8 J.s^{-2} , а динамичната пукнатиноустойчивост – 7 J.s^{-2} . След термична обработка характерът на лома е същият – без никакво раздуване и изкривяване (фиг. 14б).

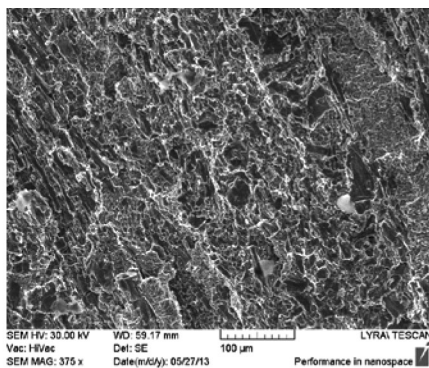


Фиг. 14. Ломове на стомана 4X5MFC за определяне на якостта на удар след нормализация (а) и след закаляване и отвярщане (б)

Няма съществена разлика в повърхността на лома преди и след закаляване (фиг. 15а, б). Това се дължи на наличието на карбидна нееднородност, в посоката и мястото на която са разположени и множеството езичести ивици.



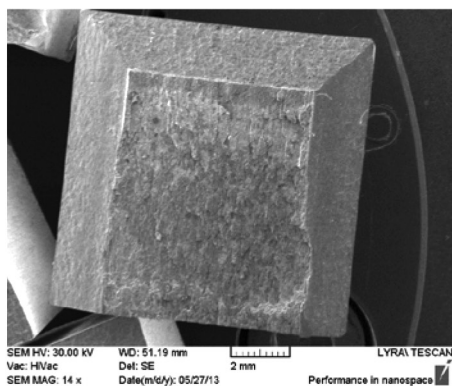
а



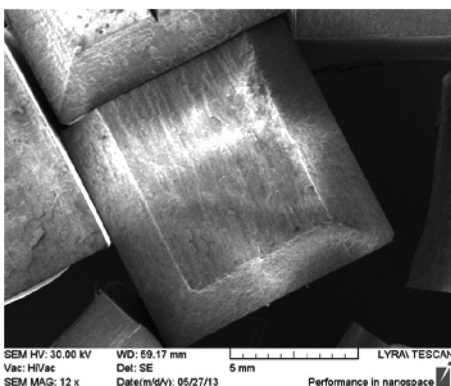
б

Фиг. 15. Повърхност на разрушаване на стомана X12M (пробни тела с 1 надрез) след нормализация (а) и след закаляване и отвърщане (б)

Наличието на 3 V-образни надреза не променя характера на разрушаване (фиг. 16) – ломът остава крехък с много ниска динамична якост.



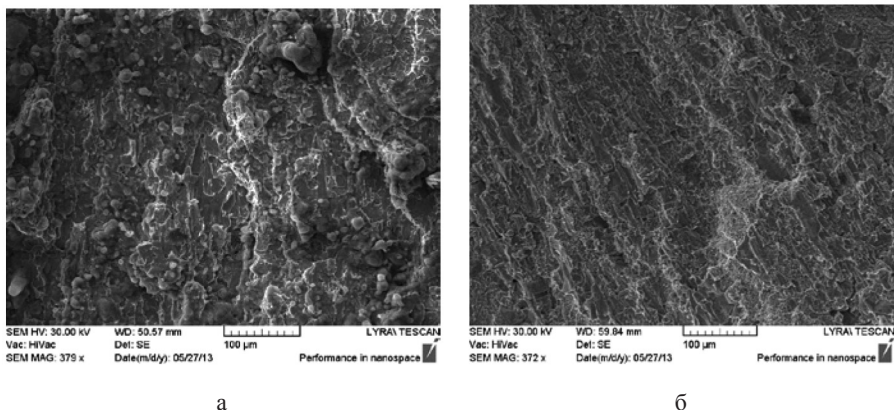
а



б

Фиг. 16. Ломове на стомана X12M за определяне на динамичната пукнатиноустойчивост след нормализация (а) и след закаляване и отвърщане (б)

След закаляване още по-ясно се наблюдават карбидните формации, по които е вървяла пукнатината – фиг. 17а, б. Карбидите са разпределени по цялата дължина на езичестите образувания, като посоката на разположението им съвпада с посоката на разпространение на магистралната пукнатина. В случая наличието на карбидите облекчава нейното движение. Динамичната пукнатиноустойчивост на материала е изключително ниска – $3 \text{ J}\cdot\text{s}^{-2}$.

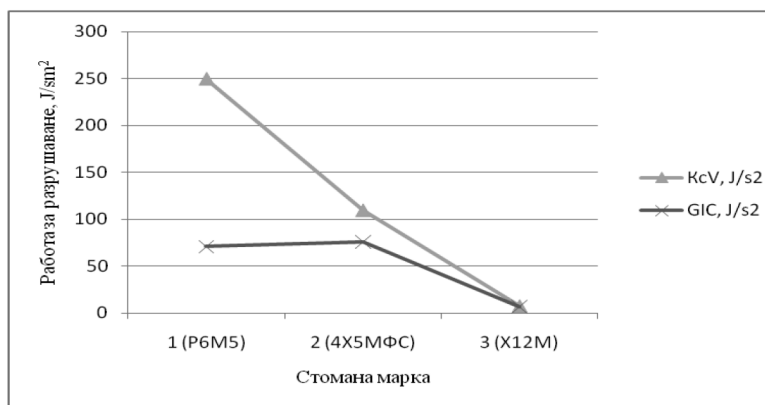


Фиг. 17. Повърхност на разрушаване на стомана X12M (пробни тела с 1 надрез) след нормализация (а) и след закаляване и отвърщане (б)

4. АНАЛИЗ НА ПОЛУЧЕНИТЕ РЕЗУЛТАТИ

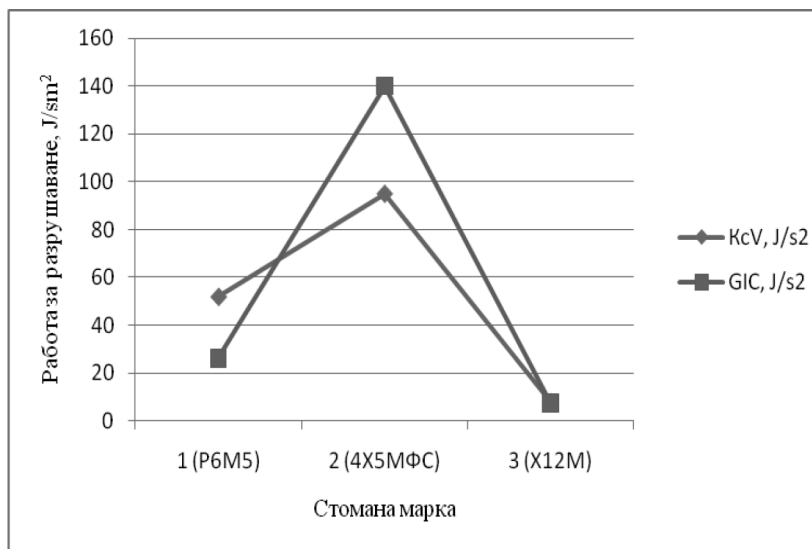
От направените изследвания се установява, че и при сложно легирани стомани с високо въглеродно съдържание може да се определя динамичната пукнатиноустойчивост по приложената методика.

При стомана 1.2343 (4X5MФС) якостта на удар и динамичната пукнатиноустойчивост са по-високи в термообработено състояние, дължащи се на легиращия елемент молибден в нейния състав, който повишава пластичните свойства на нисковъглеродните стомани, а пукнатиноустойчивостта се повишава [1]. След закаляване и отвърщане якостта на опън намалява и практически е равна на динамичната пукнатиноустойчивост (фиг. 18).



Фиг. 18. Якост на удар и пукнатиноустойчивост на стоманите в нормализирано състояние

Стомана 1.2083 (X12M) има много ниска якост на удар и динамична пукнатиноустойчивост и в нормализирано състояние, и след термична обработка (фиг. 19), което се дължи на силно изявената карбидна нееднородност. Причина за това е високото съдържание с хром (12 %).



Фиг. 19. Якост на удар и пукнатиноустойчивост на стоманите в термообработено състояние

При стомана P6M5 се наблюдава голяма пластична деформация в нормализирано състояние. Якостта на удар е висока, а динамичната пукнатиноустойчивост е ниска. След закаляване и отвърщане обаче якостта на удар намалява – $33,5 \text{ J}\cdot\text{s}^{-2}$, като и динамичната пукнатиноустойчивост също намалява, което се дължи на пререструктурирането на метала – пластичният аустенит се е превърнал в твърд и крехък мартензит.

Динамичната пукнатиноустойчивост на стоманите зависи от структурата на материала. Наличието на карбиди на легиращите елементи, особено когато са разположени в отделни ивици или когато са хаотично разположени в мартензита, намаляват значително пукнатиноустойчивостта.

Стоманите, които имат по-висока твърдост, имат по-малка якост на удар и динамична пукнатиноустойчивост. В конкретния случай такава стомана е 1.2083 (X12M), която има висока твърдост както преди закаляване, така и след. При стоманите с високо съдържание на въглерод, имащи ниска твърдост преди закаляване и много висока след закаляване, се получава висока пукнатиноустойчивост преди закаляване и много по-ниска след закаляване

От направените изследвания се установява, че стомана 1.2343 (4X5MФС) е с най-висока пукнатиноустойчивост в термообработено състояние, което обуславя приложението ѝ в условията на високо натоварване и съществено триене.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Георгиев, М., Пукнатиноустойчивост на металите при ударно натоварване. София, 2005.
- [2] Георгиев, М., М. Симонов, Ю. Симонов. *Заводская лаборатория*, 2012, **9**, 56.
- [3] Georgiev M., M. Simonov, Y. Simonov, G. Shaimanov. *Material science*, 2011, **12**, 118.

Дата на постъпване: 28.11.2013 г.

Рецензент: доц. Йонка Иванова, ИМ, БАН