

STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH CHROMIUM TOOL STEELS AFTER SURFACE PLASMA-ARC AND DEFORMATIONAL TREATMENT

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НА ВИСОКОХРОМОВИ ИНСТРУМЕНТАЛНИ СТОМАНИ СЛЕД ПОВЪРХНОСТНО ПЛАЗМЕНО-ДЪГОВО И ДЕФОРМАЦИОННО ОБРАБОТВАНЕ

eng. Ivanov I., Prof. Stavrev D., PhD.eng. Kirov S.
Faculty of Mechanical Technology – Technical University -Varna, Bulgaria

Abstract: In this paper is carried out a combined surface strengthening treatment of high chromium tool steels. Metallographic, X-ray and durometric analysis investigate the changes in the steel structure and its properties after surface plasma-arc and surface deformation treatment. During the high speed crystallization on the surface layer is formed fine dendrite structure with more than 90% retained austenite. After the multiple surface plastic deformation, strengthening of the surface layer up to 30-40% compared to the initial hardness is observed. Refinement and shifting of carbides and quasi- structural chromic eutecticum are observed as well as austenite cold hardening near the surface layer.

KEYWORDS: HIGH CHROMIUM TOOL STEELS, PLASMA-ARC TREATMENT, SURFACE PLASTIC DEFORMATION

1. Увод

При повърхностното уякчаващо обработване с източници на концентрирана енергия на високохромовите стомани се наблюдава структурно модифициран слой с две характерни зони. На повърхността се формира струкура след високоскоростно стопяване и неравновесна кристализация. Под него е разположен слой, получен след неравновесни фазови промени от твърдо състояние.

В уякчения чрез закаляване от течно състояние слой, поради повишеното количество на аустенитната фаза, се наблюдава намаляване на повърхностната твърдост. Ефективността на уякчаването се подобрява чрез допълнително пластично деформиране[1,2].

Целта на настощата работа е да се изследват структурата и свойствата след допълнителна повърхностна пластична деформация (ППД) на този слой, водеща до повишаване на експлоатационните качества на високохромови инструментални стомани.

2.Методика на изследването

На повърхностно плазмено-дъгово закаляване са подложени образци от стомани X12 и X12МФ (БДС7938-86) с размери 20x20x60 mm. Предварителната термична обработка е съгласно табл.1. Повърхностното плазмено-дъгово уякчаване

на образците е извършено на съоръжение РМ6601П обезпечаващо линейното движение на плазмотрона и сканиране [3]. Плазмообразуващия и защитния газ е аргон. Параметрите на уякчаване са показани в табл.2.

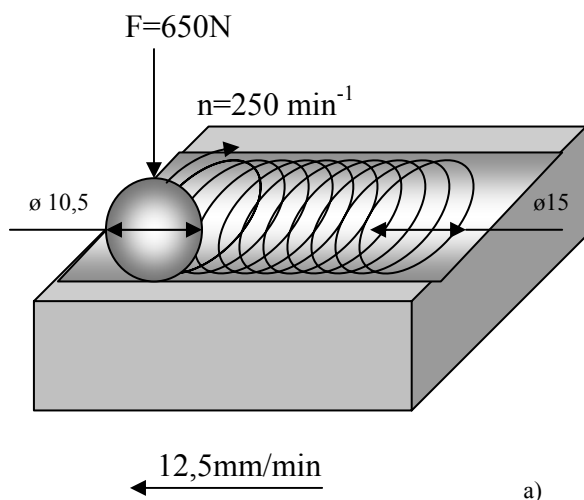
Табл.1 Режими на предварителна обемна термична обработка

Термична обработка	T зак.°C	T отвр.°C	τ, min	HRC
Закаляване	1050	200	120	60-62

Табл. 2. Параметри на режима на плазмено-дъгово закаляване

Скорост на трансляция, V mm/s	Плътност на мощността, N _s W/cm ²	Разход на плазмообразуващ газ, Q, l/min	Разстояние между челото на плазмотрона и повърхността, H, mm
4÷10	1,5÷1,7*10 ⁴	4÷6	2

Повърхностната пластична деформация е извършена върху универсална фрезова машина при въртливо движение на инструмента и постъпателно на образца [2]. Инструментът е закрепен ексцентрично, при което се получава ширина на деформираната полоса от 15 mm. Деформационното въздействие се извършва от сферично тяло с диаметър d=10,5 mm, представляващо елемент от търкалящ лагер, като силата на въздействие F=650N е осъществена от предварително



фиг.1. Схема на повърхностната пластична деформация а) общ вид, б) експериментална постановка

тарирана пружина. Деформиращото въздействие върху повърхността на тялото се извършва при скорост на въртене 250 min^{-1} , диаметър траекторията на кръга $D=15 \text{ mm}$ и линейна скорост $12,5 \text{ mm/min}$. Броя на преходите N на деформиращия елемент е определен по формулата (1):

$$(1) N=2^i, i=1 \div 5$$

Където: N – брой на преходите, i – степенен показател

Схема на проведената повърхностна пластична деформация е показана на фиг.1.

Извършения дюрометричен анализ е при 0,2,4,8,16 и 32 деформиращи прехода на инструмента. За получаването на точни резултати от изследването на изменението на микротвърдостта в дълбочина са изработени коси шлифове. Образците са шлифовани под ъгъл $0,014^\circ$ на дълбочина $0,3 \text{ mm}$, при което се получава достатъчно голяма площ в дълбочина за извършване на послоен дюрометричен анализ.

Структурата е прояснена с 3%-ен разтвор на HNO_3 в етилов алкохол. Микротвърдостите са измерени по метода на Викерс с използването на микротвърдомер ПМТЗ с натоварване от 100 g . Твърдостта на повърхността по метода на викар с твърдомер Нескерт с усилие 5 kg . Микроструктурите са заснети на оптичен микроскоп НЕОРНОТ 32, а електронномикроскопските изследвания са проведени на сканиращ електронен микроскоп JOEL-JXA-50A с увеличение до 4000 пъти. фазовият състав е определен на рентгенов дифрактометър „Дрон-4“.

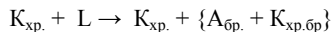
3. Резултати и дискусия

Енергийно-времените параметри на процеса на плазмено-дъгово въздействие (табл.2) определят геометричните размери, структурното състояние и механичните характеристики на зоната на уякчаване. В настоящото изследване интерес представлява труднопроявимата светла зона, в която настъпва пълно стопяване. Формиращата се нова структура при следваща кристализация в голяма степен се определя от механизма и кинетиката на протичащите миграционни процеси, както и от пълното или частично разтваряне на карбидите от изходната структура.

При високата скорост на кристализация, наситената с хром стопилка кристализира, формирайки фина дендритна структура с висока степен на дисперсност на структурните съставни. Основната фаза, която се образува при този процес е преситения и стабилизирания с хром, въглерод и легиращи елементи остатъчен аустенит, чието количество според рентгеноструктурния анализ надхвърля 90% [1] (фиг.2). Аустенитната фаза, с характерна дендритна морфология, се запазва до стайна температура (фиг.3а), като мартензитното превръщане е подтиснато поради значителното понижаване на температурния интервал на устойчивост на аустенита. Металографски и микрорентгеноспектрално [4,5] е установено, че богатата на хром и бедна на желязо стопилка около дендритите кристализира като квазиевтектична дисперсна структура с фини карбиди и размери в рамките на части от микрометъра. Въпреки това, рентгеноструктурно не се откриват други фази като карбиди и мартензит, които са в минимални количества.

В дълбочина на плазмено-дъгово уякчената зона могат да се наблюдават локални контактни стопявания около едрите карбидни включения, формиращи при следваща кристализация фин дисперсен микроквазиевтектикум, наподобяващ байковит (фиг.3 b,c,d) със стълбчата морфология. За разлика от байковита получен в сивите чугуни [6-8] състоящ се от неравновесен преситен с въглерод аустенит и неравновесни карбиди от типа Fe_mC_n , формиращият в стомана X12 е силно легиран с хром и карбидната структурна съставляваща е най-вероятно от типа Cr_7C_3 или друг такъв със състав близък до равновесния. Поради тази своя особеност този тип байковит е наречен от нас хромов. Подобна морфология се наблюдава в хром-молибденовите лети бели чугуни [6], което

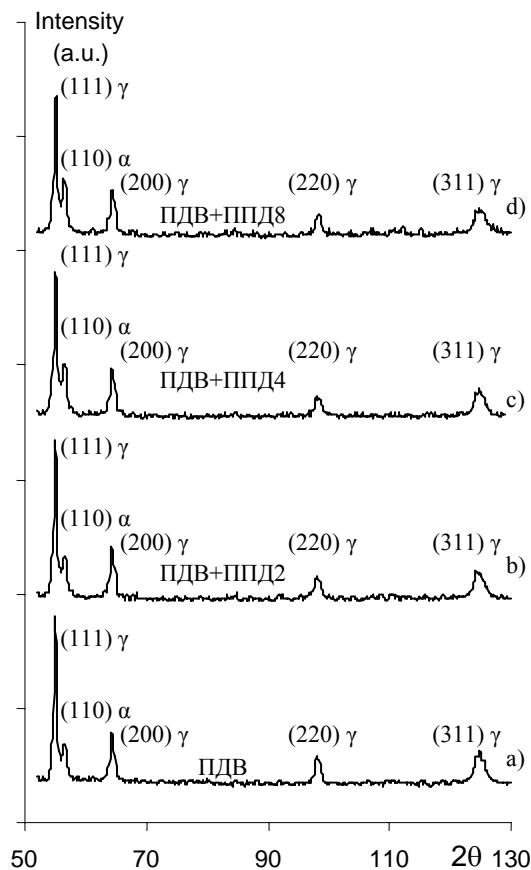
също ни дава основание да считаме, че настъпва стопяване и кристализация в тази зона. Характерно при образуването на байковита е, че миграционният поток от въглеродни и хромови атоми е в посока, обратна на топлоподаването, при което локалното контактено стопяване настъпва в микрообемите намиращи се по близо до плазмената дъга, а в по-студените участъци то не настъпва (фиг. 3с), или посоката на масопеноса отново е към по-високите температури (фиг. 3b). Най – вероятният механизъм на образуване на този байковит е следният:



Където: $\text{K}_{\text{хр}}$ – хромов карбид, L – стопилка, $\text{A}_{\text{бр}}$ – аустенит с концентрация на въглерод, близка до равновесната, $\text{K}_{\text{хр.бр}}$ – хромов карбид с концентрация близка до равновесната

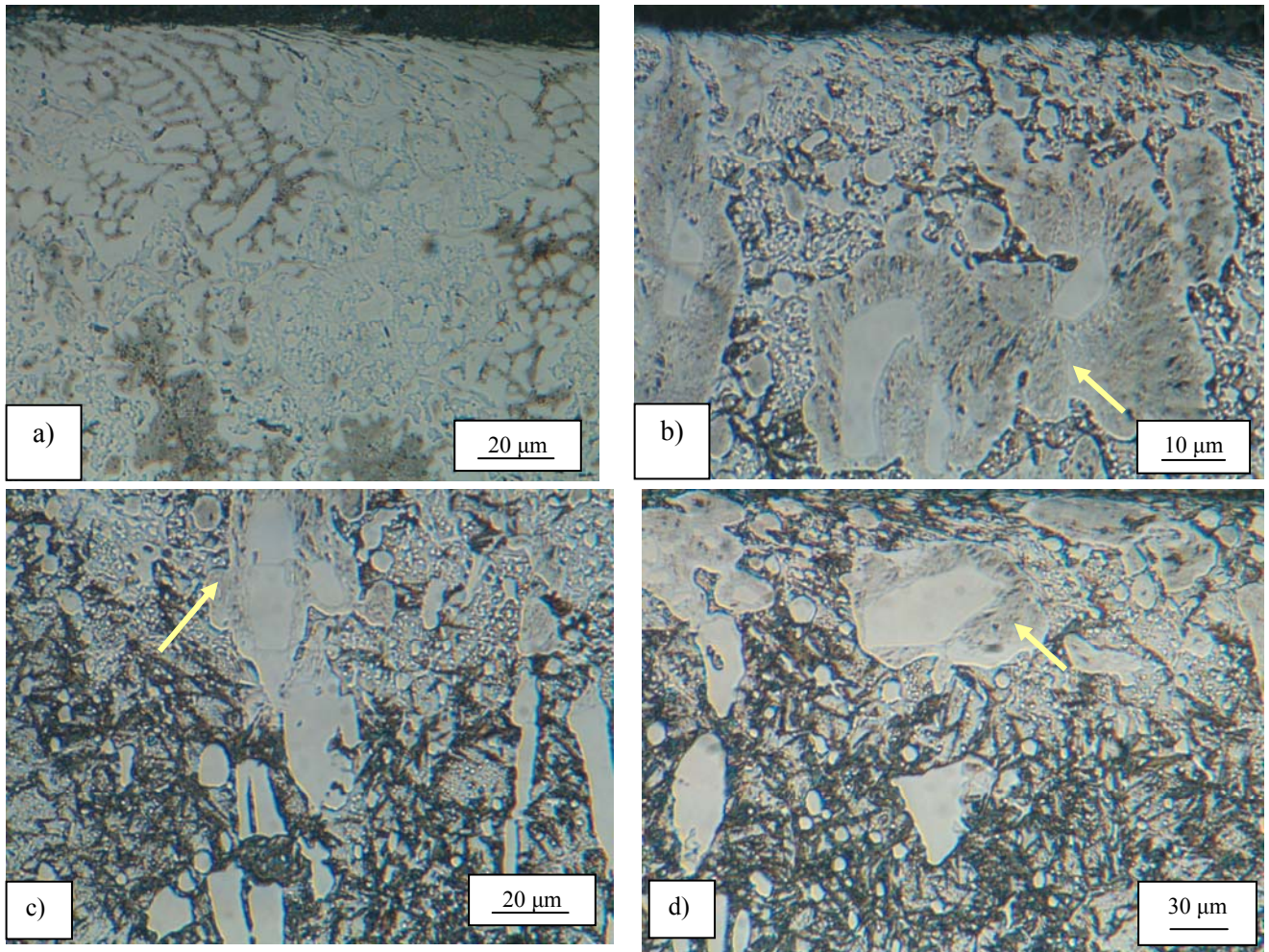
Описаният механизъм на образуване на хромовият байковит важи във случаите, когато хромовите карбиди са достатъчно големи и поради краткото време на престояване при високи температури не успяват да се разтворят в металната матрица, а остават в квазиевтектикума (фиг.4).

При приложеното въртеливо-постъпателно движение сферичният деформиращ елемент предизвиква по повърхността на образеца контактни напрежения с различна стойност, определяща се от различното структурно състояние на сплавта под него – съответно комбинация в една или друга степен на ферито-мартензитна, карбидна и аустенитна фаза.

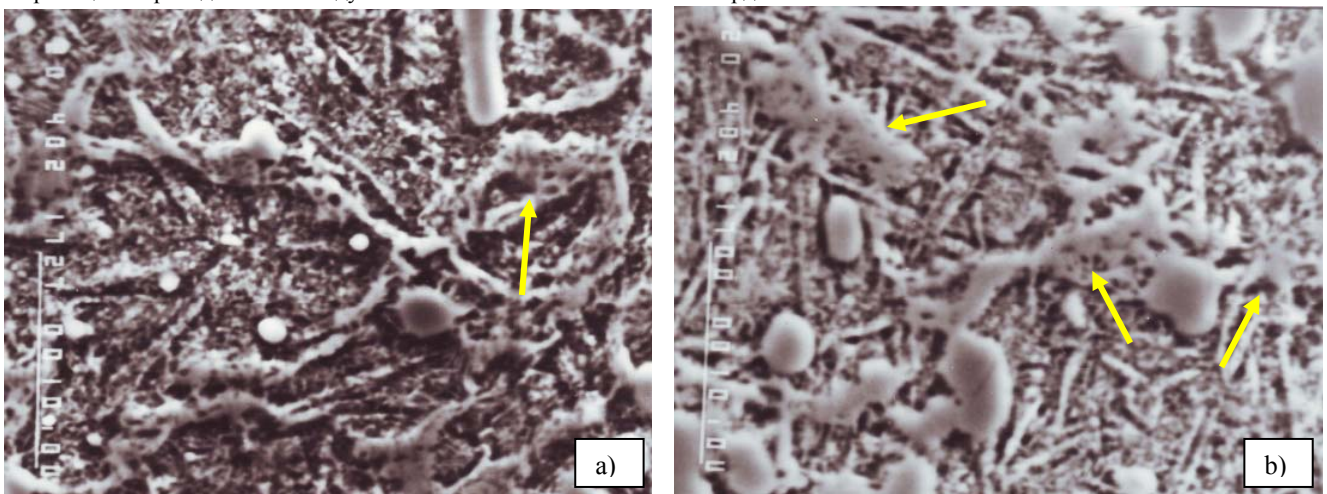


Фиг.2. Дифрактограми на стомана X12 след плазмено-дъгово въздействие – а) и плазмено-дъгово въздействие с последваща повърхностна пластична деформация от 2 прехода – б), от 4 прехода – в) и от 8 прехода – д).

В съответствие на това механичните свойства, а от тях и петното на контакт ще се различават при преминаването на контралялото върху повърхността. Макар с известно приближение, използвайки корелация между твърдостта на съответните структури и натоварването върху същата, е определено петното на контакт (отчитайки само пластичната деформация), което е в границите на $0,2-0,3 \text{ mm}$. Това означава,



Фиг. 3. Микроструктура на стомана X12 след плазмено – дъгово въздействие $N_s=1,5 \cdot 10^4 \text{ W/cm}^2$ и повърхностна пластична деформация (8 прохода): а) стопената зона, б) преходна зона между стопена и зона на закаляване от твърдо състояние, с, d) граница на преходна зона между стопена и зона на закаляване от твърдо състояние



Фиг.4. Стопяване на карбидите в стомана X12MF след плазмено – дъгово въздействие $N_s=1,5 \cdot 10^4 \text{ W/cm}^2$ в преходна зона между стопената и зоната на закаляване от твърдо състояние

че при евентуален преход по повърхността на образца, сферата деформира пластично всяка точка поне 4-6 пъти, като се вземе под внимание скорост и въртене с линейно преместване. Предварителните очаквания за протичане на аустенит-мартензитно превръщане не се потвърждават от рентгеноструктурния анализ, вероятно поради незначителните количества на деформационния мартензит.

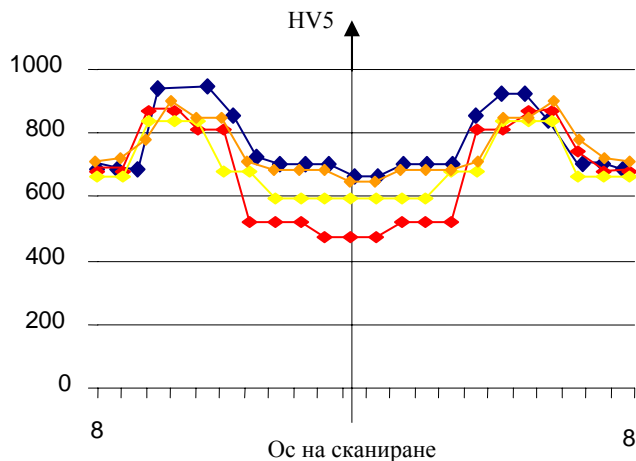
Деформационното въздействие е съпроводено и с генерирането на определени количества топлина, която не е

достатъчна за катализиране на фазовите промени. В случая би могло да се очаква само получаването на деформационен мартензит. Не се наблюдава повишаване на количеството на карбидната фаза и след процесите на многократна деформация, т.е. няма отделяне на карбиди, (както това е установено от други автори [1]), които биха подпомогнали превръщането на Ауст до М. Всъщност това би могло трудно да се извърши при тези ниски температури, като се вземе предвид, че аустенитът е легиран с почти цялото, съдържащо се в стоманата, количество

хром след неговото пълно разтваряне при стопяване и подтискане на отделянето му под формата на карбиди при скоростната кристализация.

Известно е, че дори прегряване със 100 – 150°C над оптималната температура на обемно закаляване 1050 °C води до получаване на над 90% Аост при запазване на карбидите и морфологията им. При плазмено-дъгово въздействие след пълното разтваряне на карбидите и стабилизиране на остатъчния аустенит до 550 – 570°C трудно би могло да се очаква превръщането му, независимо от степента на пластична деформация. Рентгенограмите показват само уширение на линия (311), което се дължи на изменение на напрегнатото състояние в повърхностния слой и деформация на кристалната решетка на аустенита. Наблюдава се и текстура, която засяга аустенита и карбидите, деформират се и дендритите (фиг 3а, б). С всяко следващо деформационно въздействие ширината линиите нараства със затихващ характер.

При ППД твърдостта по ширина на слоя запазва характера си на разпределение, определен от предходната плазмено – дъгова обработка. Най-високи са стойностите при плазмено-дъгово закаляване от твърдо състояние (800-850HV), а най-ниски (480-500 HV)(фиг.5) – след стопяване на повърхността и закаляване от течно състояние, което се потвърждава и от други изследвания [9]. При следващата ППД най-голяма склонност към повишаване на твърдостта се проявява от аустенитната фаза, разположена преимуществено в зоната на стопяване вследствие на деформационното уякчаване.



Фиг.5.Твърдост по ширина на уякчения слой на стомана X12 след плазмено – дъгово въздействие и повърхностна пластична деформация:

— 0 прехода; — 2 прехода; — 4 прехода;
— 8 прехода

Увеличението на твърдостта е около 40% (фиг.5.). Склонност към уякчаване, макар и в по-малка степен, се наблюдава и в останалите зони с мартензитно-карбидни структури. Най-голяма е степента на уякчаване след първите два прехода, като с увеличаване на броя на преходите до 8 ефекта се изразява преди всичко с уякчаване на преходната зона. На практика са достатъчни четири прехода за постигане на оптимален ефект. Чрез последно определяне на твърдостта по дълбочина с достатъчно висока точност е установена дълбочината на уякчената зона в аустенита, която корелира с диаметъра на петното на контакт – 0,2-0,3mm.

Деформационното въздействие се осъществява при относително ниски стойности на силата (650N), което предизвиква в зоната на закаляване от твърдо състояние преди всичко еластични и незначителни пластични деформации. Разпределението на натоварването се извършва в малко петно на контакта и на относително малка дълбочина. В този случай трудно би могло да се говори за пластична деформация, а би могло да се използва терминология свързана с трибологичното въздействие на деформиращото тяло.

3. Заключение

Структурните промени след повърхностно пластично деформиране на плазмено-дъгово уякчения слой на високохромови стомани засягат в най-голяма степен зоната на стопяване в средната част на линията на въздействие. Те се делят на наклепване на преситения аустенит и получаване на текстура вследствие на пластичното деформиране от сферично тяло. Текстурират се и аустенито-карбидните дендрити и основният им структурен елемент микроквазивтекстура байковит. Значимия ефект от уякчаването се установява с повишаването на твърдостта с около 40% в зоната получена от неравновесното стопяване и скоростна кристализация. За постигане на този ефект е достатъчно четирикратно пластично деформиране по експерименталната схема.

В резултат на уякчаването могат да се очакват повишени експлоатационни качества по триещите повърхнини на инструменти от хромови инструментални стомани, обработени по описаната технология.

4. Литература:

1. Бровер Г. И., Варавка В. Н., Блиновский В. А., О возможности повышения эффективности лазерной закалки дополнительным пластическим деформированием, ЭОМ, 1989г., № 3, стр. 16 – 18
2. Киров С., Иванов И., Шамонин Ю., Георгиев С., Структура и свойства на стомана X12 след комбинирано плазмено – дъгово въздействие и повърхностна пластична деформация, V Международен конгрес „Машиностроителни технологии’ 06”, 20 – 23 септември 2006 г., Варна, България, кн. 2, стр. 36 – 39
3. Ставрев Д., С. Киров, Устройство за плазмено – дъгово повърхностно уякчаване, Авторско свидетелство 89415/1989г.
4. Kirov S., Ivanov I., Metallographic and electron microscopy researches of steel H12MF (D2 AISI) after combined plasma arc and surface deformational treatment, Artcast 2008, 4th International Conference “Casting, from rigor of technique to art”, 9-10 May 2008, Galati, Romania, Europlus publishing house, pp.187-191
5. Киров С., Влияние на плазмено-дъговото въздействие върху структурните превръщания в стомана X12, Четвърти международен конгрес “ Машиностроителни технологии 04 ”, Варна, 2004, том 3, стр. 93 – 96
6. Иванова Р. И., Димитров Х. Д., Атанасов Н. М., Влияние на химическия състав на високо-хромови чугуни върху структурата на тела за топкови мелници, IV – международен конгрес “Машиностроителни технологии’04” Варна, 23-25.09.2004 г., Сборник доклади, том 1, стр.7 – 10
7. Рыкалин Н. Н., Углов А., Зуев И. В., Кокора А. Н., Лазерная и электронно – лучевая обработка материалов, Справочник, Москва, Машиностроение, 1985 г., 496 с.
8. Ставрев Д. С., Структура и свойства на желязо – въглеродните сплави след въздействие с концентрирани енергийни потоци, Автореферат на дисертация за присъждане на научната степен “доктор на техническите науки”, Варна, 2000, 67 с.
9. Wu R., Xie C.S.– Laser-melted surface layer of steel X165CrMoV12-1 and its tempering characteristics, Materials Science and Engineering, 2000, Vol.A278, p.1-4