

ВЛИЯНИЕ НА РЕЖИМА НА ТЕРМООБРАБОТВАНЕ ВЪРХУ СТРУКТУРАТА И СВОЙСТВАТА НА СТОМАНА ШХ15 (100Cr6) СЛЕД ПОВЪРХНОСТНО ПЛАСТИЧНО ДЕФОРМИРАНЕ

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ ШХ15 (100Cr6) ПОСЛЕ ПОВЪРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЕ

THERMAL TREATMENT INFLUENCE WITH STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEEL ШХ15 (100Cr6) AFTER SURFACIAL PLASTIC DEFORMATION

доц. д-р инж. Генов Й., инж. Симеонов В., д-р. инж. Камбуров В., инж. Симеонова Т.
Машинно-технологичен факултет, Технически Университет – София, България

Abstract: *There is studied thermal treatment influence with structural alterations and properties, as a result of burnishing of passage opening of steel die from hardened in advance steel ШХ15 (100Cr6). Results of carried investigation for pointed out steel are concerned to obtained deformation hardening zone (after surfacial plastic deformation) depend on its carried in advance thermal treatment.*

KEYWORDS: PLASTIC DEFORMATION, COLD WORKING, BURNISHING

1. Увод

Изискванията към физико-механичните свойства на инструменталните стомани, използвани за студено пластично деформиране, са: - висока твърдост (необходимата минимална твърдост е 56-60 HRC); - висока якост, ударна жилавост и съпротивление срещу крехко разрушаване и умора; - топлоустойчивост в интервала 400-500°C и по-високо съпротивление на материала срещу смачкване или деформиране на работните повърхности [2], [4].

Качеството на произведените твърди дозирани лекарствени форми при пресоване на готова гранулна смес на таблетни преси се определя основно от износоустойчивостта, твърдостта, точността и гладкостта на проходния отвор на таблетната матрица. Изискванията към таблетната матрица от лагерна стомана ШХ15 – БДС 12731-75 (100Cr6 – EN ISO 683-17) са, както следва: твърдост на отвора 58-60 HRC (700-775 HV₁); допуски на вътрешния отвор +0.015/0.020 мм; максимална стойност на средното аритметично отклонение на профила от средната линия (грапавост) R_a = 0.16 μm.

Посочените параметри могат да се достигнат и чрез деформационно калиброване на предварително термообработена (закалена и отвърнатата) матрица, при което след неколкостепенно протегляне се постига максимално уякчаване в повърхностния слой и достатъчно висока твърдост [1].

Целта на настоящата работа е изследване влиянието на режима на термообработване върху промените на структурата и свойствата, резултат от постигнатото деформационно уякчаване чрез повърхностно пластично деформиране, при калиброване на проходен отвор в таблетна матрица от предварително закалена лагерна стомана ШХ15.

Методиките за провеждане на изследването включват: - металографски анализ на структурата на изследваните образци; - изпитване на твърдост, средна (челно) и построяване на профили на твърдостта след обработка на отвора (термично обработване и деформационно протегляне); - измерване на грапавостта на отворите, размер на грапавините и клас на грапавост.

2. Термично обработване на матрицата

Режимите за термообработване на избраната стомана обхващат: - нормализация за отстраняване на нееднородността на перлита, както и за разтваряне на карбидната мрежа от изходната структура – включваща нагряване до 880°C,

задържане и охлаждане на спокоен въздух (защита от обезвъглеродяване); - отгряване за получаване на дребнозърнест и сорбитоподобен перлит – включваща нагряване до 800°C, задържане и охлаждане с пещта до 600°C, следващо охлаждане на въздух (защита от обезвъглеродяване); - закаляване за получаване на дребноиглест или безструктурен мартензит с равномерно разположени глобуларни карбиди – включващо нагряване до 840°C, задържане и охлаждане в минерално масло; - нискотемпературно отвърщане за отвърщане на мартензита и получаване на отвърнат мартензит, дребнозърнест глобуларен графит и остатъчен аустенит (до 280-300°C) – включващо нагряване до няколко режима (150°C, 200°C, 250°C и 300°C), задържане и охлаждане на въздух.

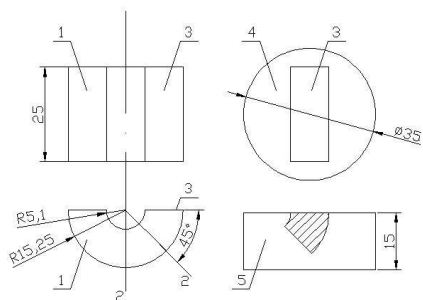
Предвидените режими на отгряване са определили следната твърдост на този вид стомана [3]: - при 150°C – 61-62 HRC (800-840 HV); - при 200°C – 58-59 HRC (700-750 HV); - при 250°C – 54-56.5 HRC (620-660 HV); - при 300°C – 51-53 HRC (550-600 HV). Термичната обработка е извършена в лабораторна камерна електропещ с програмно управление “Nabertherm N11/NR”.

При изследването са използвани 6 типа проби (механично обработени таблетни матрици), които са подложени на следната термична обработка и пластична деформация: - проба №1 – изходно състояние с твърдост 218-219 HV₁, без термообработване и дорноване; - проба №2 – изходна структура с твърдост 214-219 HV₁, дорнована без термообработка; - проба №3 – термообработена (нормализация, отгряване, закаляване, отвърщане при 150°C) с твърдост 805-839 HV₁, без деформационно калиброване; - проба №4 – термообработена (нормализация, отгряване, закаляване, отвърщане при 200°C) с твърдост 699-736 HV₁, без деформационно калиброване; - проба №5: – 5а термообработена (нормализация, отгряване, закаляване, отвърщане при 250°C) с твърдост 636-660 HV₁, - 5б дорнована след термообработката; - проба №6: – 6а термообработена (нормализация, отгряване, закаляване, отвърщане при 300°C) с твърдост 536-567 HV₁, - 6б дорнована след термообработката.

Особеностите на процеса на дорноване/протегляне (студена пластична деформация на проходен отвор чрез деформиращ инструмент) предполагат реализирането му само при твърдост на деформирувания материал в определени граници. Измерената твърдост на изходните образци определя възможно дорноване само при проби с термична обработка от типа №2, №5 и №6, които са и изследвани в работата.

3. Металографски анализ

Оптичният металографски анализ на изследваните образци се извършва върху опаковани надлъжни шлифове на сегменти от матриците след съответната обработка. Формата и размера на опакованите шлифове са показани на фиг. 1.

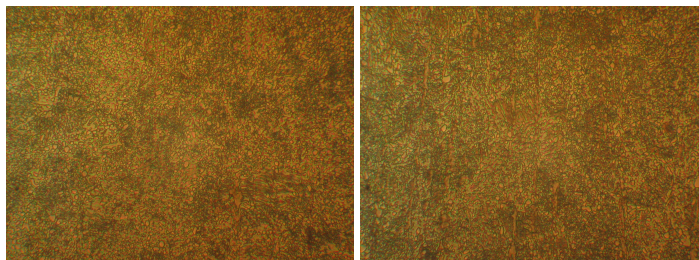


Фиг. 1. Форма и размери на опакования шлиф:

1 – полувтулка; 2 – равнини на разрязване; 3 – равнина на шлифа; 4 – опакован шлиф; 5 – разрез на опакования шлиф.

На металографските снимки са показани микроструктурите на изследваните образци: фиг. 2 – структура на материала от проба №2 след дорноване, без термообработка; фиг. 3 – структура на материала от проба №5 след термообработка (закаляване от 840°C в масло, отвърщане при 250°C) и следващо дорноване; фиг. 4 – структура на материала от проба №6 след термообработка (закаляване от 840°C, отвърщане при 300°C) и дорноване.

Микроструктурният анализ на изходната структура (фиг. 2.а – структура в средата на матрицата) показва смес от зърнест и дребнопластинчат (сорбитоподобен) перлит, както и слаби следи от карбидна мрежа. В повърхностния слой на трикратно дорнования отвор (фиг. 2.б – зона с дълбочина между 0.2 и 0.3 мм от повърхността на товара) се наблюдава известна ивичестост на структурата. Тъй като в изходно състояние на стоманата не е констатирана карбидна ликвация, възможно е тази ивичестост да се дължи на локалното пластично деформиране на повърхностния слой в резултат на калиброването.



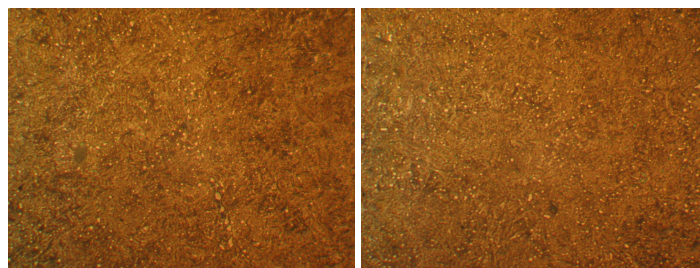
а) на 0,1-0,2 mm от повърхността на отвора x 1000;	б) на 2,5 mm от повърхността на отвора x 1000
---	--

Фиг. 2 Изходна структура, дорнована, без термична обработка

В микроструктурата на термообработените и недеформирувани зони (фиг. №3.б и №4.б) преобладава дребноиглест (безструктурен) мартензит (отвърнат), финодисперсен глобуларен легиран цементит $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ и следи от остатъчен аустенит. Структурата е равномерна и без видими разлики, което показва че е реализирана пълна прокаляемост на сечението.

Микроструктурата на термообработените и протеглени зони (фиг. 3.а и фиг. 4.а) видимо не се различават силно от термообработените без дорноване участъци (фиг. 3.б и фиг. 4.б), тъй като поради използваното проявяване и увеличение дребноиглестият мартензит не е ясно различим от остатъчния аустенит. Реалните стойности на остатъчния аустенит могат да бъдат установени количествено едва след провеждане на рентгеноструктурен анализ. Структурата на материала обаче видимо е неравномерна, като в сърцевината

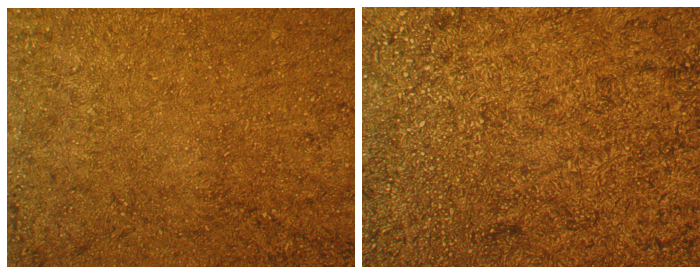
преобладава дребноиглестия мартензит, финодисперсия глобуларен цементит и следи от остатъчен аустенит.



а) на 0,1-0,2 mm от повърхността на отвора x 1000;	б) на 2,5 mm от повърхността на отвора x 1000
---	--

Фиг. 3 Структура след термообработка (закаляване, отвярщане при 250°C) и дорноване

При използваната методика е видима само известна качествена разлика в засегнатия от студената пластична деформация тънък повърхностен слой (фиг. 3.а и фиг. 4.а), докато в средата на материала има пълно съвпадане на структурите на деформираните с термообработените и непротеглени проби.



а) на 0,1-0,2 mm от повърхността на отвора x 1000;	б) на 2,5 mm от повърхността на отвора x 1000
---	--

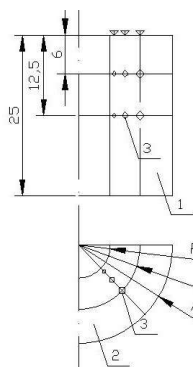
Фиг. 4 Структура след термообработка (закаляване, отвярщане при 300°C) и дорноване

4. Изпитване на твърдост на материала

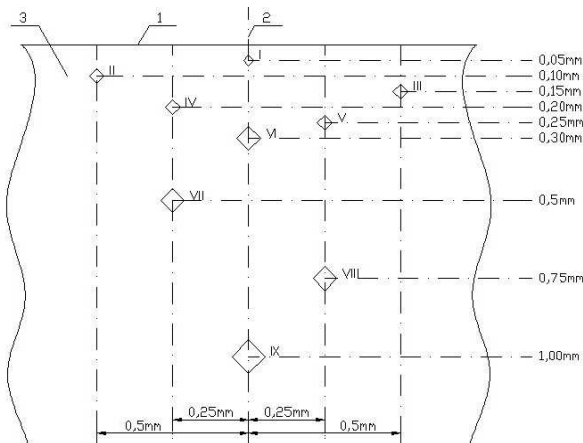
Преди деформиране е определена средната твърдост на пробата, а профилите на твърдостта се построяват след дорноване (твърдомер „Zwick Materialprüfung” Mod. 3212) чрез изпитване по метода на Викерс. Принципината схема на изпитването на твърдост е дадена на фиг.5, а разположението на отпечатъците за построяване на профила на твърдостта – на фиг. 6.

Средната твърдост на челната повърхност на непротеглените таблетни матрици се определя от резултатите от пет измервания с отпечатащи, разположени на равни разстояния по нормала към повърхността на отвора на матрицата. Профилите на твърдостта на дорнованите образци (проби от №2 до №6) се строят на базата на резултати от измерването съгласно представените схеми (фиг. 5 и фиг. 6). За всяка от пробите се строят по три профила в равнината на надлъжния шлиф – профил №1 – до горната повърхност (на разстояние 1 мм от нея) - краен; профил №2 – на 6 мм от челото (1/4 от височината на матрицата); профил №3 – в средата на образца (на 12.5 мм от челото му) - среден.

Критериите на грапавостта се определят за проба №2 (след дорноване), проби №№5 и 6 (след термообработване и дорноване). Целта е да се определи дали след повърхностно пластично деформиране (постигнато чрез калиброване) се осигурява желаната грапавост, както в нетермообработената, така и в термообработените матрици. За всяка линия на измерване се определя по една стойност на критериите на грапавост: – средно аритметично отклонение R_a на профила от средната линия, височината на грапавините R_z и максималната височина на грапавините R_{zmax} .



Фиг. 5 Схема на изпитването на твърдост



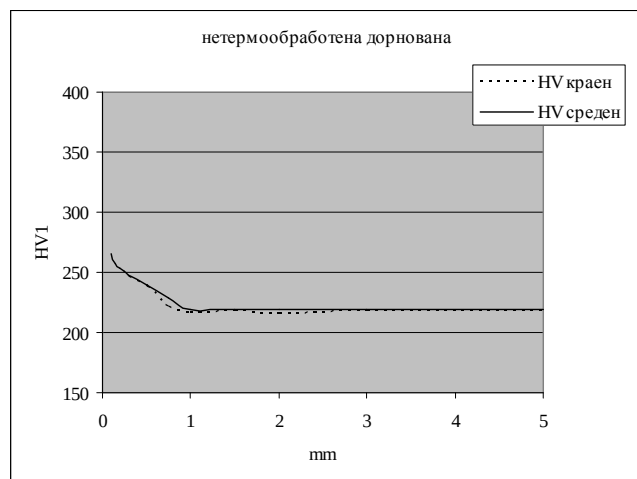
Фиг. 6 Разположение на точките на изпитване при построяване профилите на твърдостта

Резултатите от измерването на проба №2 са показани в табл. 1; на проба №5 – в табл. 3; на проба № 6 – в табл. 4. Профилите на твърдостта за всяка от пробите са построени на следващите графики: за проба №2 – на фиг. 7; за проба №5 – на фиг. 8; за проба № 6 – на фиг. 9. Тъй като профили №2 и №3 практически съвпадат, те не са показани.

4.1. Твърдост, грапавост и профили на твърдостта на проба №2 след дорноване, без термообработка

Табл. 1 Твърдост след дорноване (без термообработка)

Профил № mm	Твърдост HV ₁ (на разстояние от повърхността, mm)					
	0.10	0.15	0.20	0.25	0.30	0.5
1 (краен)	-	-	253	-	246	238
3 (среден)	266	257	254	251	248	239
mm	0.75	1.0	1.5	2.0	3.0	5.0
1 (краен)	221	217	218	216	218	218
3 (среден)	228	219	219	219	219	219

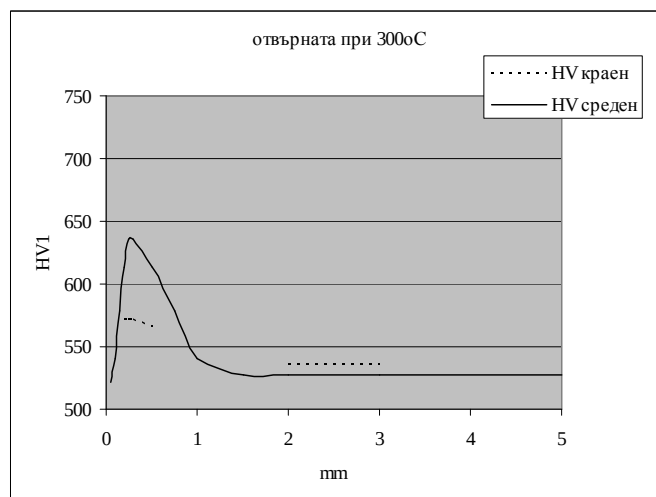


Фиг. 7 Профили на твърдостта на проба №2

4.2. Твърдост, грапавост и профили на твърдостта на проба №5 след термообработване (закаляване от 840°C в масло, отвързване при 250°C) и следващо дорноване;

Табл. 2 Твърдост след термообработване и дорноване

Профил № mm	Твърдост HV ₁ (на разстояние от повърхността, mm)					
	0.05	0.10	0.15	0.20	0.25	0.30
1 (краен)	-	-	-	655	-	655
3 (среден)	628	666	682	695	713	728
mm	0.5	0.75	1.0	1.5	2.0	3.0
1 (краен)	655	-	636	-	636	636
3 (среден)	742	738	698	613	571	551

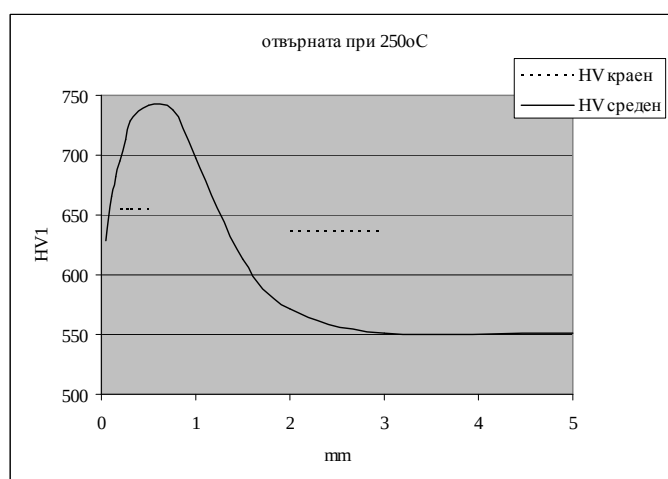


Фиг. 8 Профили на твърдостта на проба №5

4.3. Твърдост, грапавост и профили на твърдостта на проба №6 след термообработка (закаляване от 840°C, отвързване при 300°C) и следващо дорноване;

Табл. 3 Твърдост след термообработване и дорноване

Профил № mm	Твърдост HV ₁ (на разстояние от повърхността, mm)					
	0.05	0.10	0.15	0.20	0.25	0.30
1 (краен)	-	-	-	571	-	571
3 (среден)	522	540	579	613	636	636
mm	0.5	0.75	1.0	1.5	2.0	3.0
1 (краен)	565	-	555	-	536	536
3 (среден)	613	579	540	527	527	527



Фиг. 9 Профили на твърдостта на проба №6

5. Резултати от експерименталната работа

Исходната твърдост на изходната структура проба №2 (смес от зърнест и дребнопластинчат перлит и следи от карбидна мрежа – фиг. 2) е $HV_1 = 218 - 219$. В резултат от повърхностното пластично деформиране твърдостта се повишава с около 40-50 HV_1 , а дълбочината на уякчения повърхностен слой е 0.3-0.5 мм. Грапавостта е в рамките на зададената – $R_a = 0.14-0.16 \mu m$, като единствено в горния край се наблюдава „разбиване“ на отвора и последната нараства до 0.24 μm . Като цяло, без необходимото термообработване не могат да бъдат достигнати зададените параметри, независимо от броя на протеглянията (в случая от едно до три).

Твърдостта на термообработените проби №3 и №4 (дребноиглест мартензит финодисперсен глобуларен легиран цементит и следи от остатъчен аустенит) е твърде висока – над 700 HV_1 . Поради висока си твърдост този тип проби не са дорновани. Измерената грапавост на отворите при тях е значителна ($R_a = 0.4-0.7 \mu m$).

Микроструктурата на термообработените и протеглени зони на термообработените и деформирани проби №5 и №6 (фиг. 3.а и фиг. 4.а) видимо не се различават силно от термообработените участъци, извън зоната на повърхностна пластична деформация (фиг. 3.б и фиг. 4.б), но структурата на материала е неравномерна. Видима е само известна качествена разлика в засегнатия от студената пластична деформация тънък повърхностен слой, докато в средата на материала има пълно съвпадане на структурите с термообработените и непротеглени проби. Разликата вероятно се дължи на разпадането на остатъчния аустенит под въздействие на реализираната студена пластична деформация.

Максималната твърдост в повърхностния слой на отвора на проба №5 (в средата на матрицата, след двукратно дорноване) достига 713-742 HV_1 (при изходна твърдост на челото на термообработената проба около 650 HV_1), на дълбочина от 0.25 до 0.75 мм. Твърдостта на сърцевината е 550-570 HV_1 , т.е. налице е уякчаване с около 160-170 HV_1 . Средната грапавост при калиброването на закаления материал е намалена до $R_a = 0.05-0.1 \mu m$ при $R_z = 0.5-0.7 \mu m$. От посочените резултати следва, че изискваните качества на повърхността на отвора са достигнати още след второто протегляне.

Максималната твърдост в повърхностния слой на отвора на проба №6 (в средата на матрицата, след трикратно дорноване) достига 613-636 HV_1 (при изходна твърдост на челото на термообработената проба около 550 HV_1), на дълбочина от 0.20 до 0.50 мм. Твърдостта на сърцевината е 515-527 HV_1 , т.е., налице е уякчаване с около 100-110 HV_1 . Средната грапавост при калиброването на закаления материал е намалена до $R_a = 0.07-0.14 \mu m$ при $R_z = 0.6-1.0 \mu m$. От посочените резултати следва, че желаните качества на повърхността на отвора (грапавост и точност) също са достигнати, но твърдостта остава сравнително ниска (около 100 HV под изискваната стойност), дори след трикратно протегляне.

Сравнително ниските твърдости (630-680 HV_1) на дълбочина до 0.15 мм при термообработените и дорновани проби №5 и №6 се дължат вероятно на протичащите процеси на отвяряне (респ. на възвръщане) вследствие на локалното отделяне на топлина при студената пластична деформация. Друго възможно обяснение на това локално понижаване на твърдостта на дълбочина до 0.15-0.20 мм от повърхността на вътрешния отвор може да се търси в евентуалното обезвъглеродяване на тази повърхност при термичното обработване, независимо от взетите мерки (запълване на отвора с прахообразен графит). Отговор на този въпрос може да даде провеждането на рентгеноспектрален микроанализ с

електронна микросонда, и построяването на концентрационния профил на въглерода.

6. Заключение

Резултатите от проведеното изследване за повърхностно пластично деформиране на закалена и отвярната стомана ШХ15 (100Cr6), при възможните за реализиране на студена пластична деформация режими за термообработка, могат да се сведат до няколко основни точки:

При протегляне с една и съща стегнатост и брой операции достигнатата твърдост варира в зависимост от предварителната термообработка, както следва: - при нетермообработена стомана със средна твърдост от 218-219 HV_1 се достига 257-266 HV_1 – повишаване от уякчаването с 40-50 HV_1 ; - при закалена и отвярната при 300°C стомана със средна твърдост от 515-527 HV_1 се достига 613-636 HV_1 – повишаване от уякчаването с 100 - 110 HV_1 ; - при закалена и отвярната при 250°C стомана със средна твърдост от 551-571 HV_1 се достига 713-742 HV_1 – повишаване от уякчаването с 160-170 HV_1 .

Зоната с максимално уякчаване (уякчения слой за средните профили на материала), при едни и същи условия на калиброване (стегнатост и брой протегляния) зависи също от вида на термообработката на материала: - най-широка зона се достига при отвяряне при 250°C (средна твърдост от 551-571 HV_1) – ширината е 0.5-0.75 мм при дълбочина от 0.25 до 1.00 мм; - при отвяряне при 300°C (по-ниска средна твърдост от 515-527 HV_1) тази зона е с много по-тясна – ширината е 0.1-0.3 мм при дълбочина от 0.2 до 0.5 мм.

Направените въз основа на профилите на твърдостта изводи за промяна на механичните свойства на стоманата съответствуват на видимите качествени структурни промени в уякчения след повърхностно пластично деформиране слой.

Изводите от проведеното изследване за посочената стомана могат да се обобщят от следните твърдения:

1. Постигнатото деформационно уякчаване (следствие от студената пластична деформация) след повърхностно пластично деформиране, зависи от вида на предварителното термообработване и постигната твърдост на основния материал, като по-високата твърдост води до по-интензивно деформационно уякчаване;

2. Зоната с деформационното уякчаване, изразена чрез профилите на твърдостта, зависи от режима на термообработване и твърдостта на основния материал, като при по-ниска средна твърдост се формира по-плътна и по-тясна зона на деформационно уякчания слой;

3. Въпреки че, при използването проявяване и увеличение дребноиглестият мартензит не е ясно различим от остатъчния аустенит, структурата на материала при деформираните зони е неравномерна, с видима качествена разлика в засегнатия от студената пластична деформация повърхностен слой.

7. Литература

1. Камбуров, В., Й.Генов, В.Симеонов, Калиброване на проходен отвор на матрица от ШХ15 (100Cr6), АМТЕХ 2005, Русе, 9-11.11.2005;
2. Арзамасов Б., Конструкционные материалы, Справочник, Москва „Машиностроение“, 1990;
3. Лахтин Ю., Рахштадт А., Термическая обработка в машиностроении, Справочник, М. „Машиностроение“, 1980;
4. Лахтин Ю., Леонтьева В., Материаловедение, М. „Машиностроение“, 1990