



EFFECT OF SLIDING VELOCITY ON MICROSTRUCTURE OF DIAMOND BURNISHED 41Cr4 STEEL COMPONENTS

Vladimir Dunchev*

Technical University of Gabrovo, 5300 Gabrovo, Bulgaria

ARTICLE INFO

Article history:

Received 23 September 2020

Accepted 10 November 2020

Keywords:

sliding velocity, microstructure, 41Cr4 steel, diamond burnishing

ABSTRACT

In this article, the effect of the sliding velocity on the microstructures of diamond burnished 41Cr4 steel components was studied. The object of a comparative analysis of the microstructures of the surface and subsurface layers are three specimens. The specimens were diamond burnished with the same process parameters, but with different sliding velocity magnitudes: 50, 200, 300 m/min. The analyses of the microstructures were conducted using an NEOPHOT 2 metallographic microscope at X100, X400, and X800 magnifications. It was found that the generated heat increasing in the contact zone between the diamond tip and the surface been treated due to the increase of the sliding velocity is not sufficient for phase transformations in the surface layers of the studied steel. On the other hand, the higher sliding velocity increases the plasticity in the surface layers, which effect is reflected in changes in the microstructure - there is a tendency to modify the granular perlite to a fibrous structure.

© 2020 Journal of the Technical University of Gabrovo. All rights reserved.

1. ВЪВЕДЕНИЕ

Известно е, че повърхностните слоеве в металните конструкционни елементи са най-натоварени, и следователно, якостният им ресурс зависи в най-голяма степен от тяхното състояние. Съвременна концепция е т.н. Surface Engineering Processes, свързана с разработване на широк кръг технологии за модифициране на комплекса от свойства повърхностните и подповърхностните слоеве (т.н. Surface Integrity (SI)) [1] с цел подобряване на експлоатационното поведение – износостойчивост, устойчивост на корозия и уморно поведение. Едно от направленията на Surface Engineering Processes, е повърхностното пластично деформиране (ППД) (Mechanical Surface Treatment). По-голямо практическо приложение имат статичните методи за ППД, тъй като дават възможност да се управляват параметрите на съответния процес в корелация с желаните характеристики на SI. Ефективен статичен метод от гледна точка на отношението цена/качество е методът диамантно заглаждане (ДЗ) (diamond burnishing). За разлика от по-популярните методи roller (ball) burnishing [2], ДЗ се реализира при тангенциален контакт триене при плъзгане между деформиращия елемент (обикновено изкуствен диамант със сферична работна повърхнина) и третираната повърхнина. При равни други условия, този вид контакт причинява значително по-голяма еквивалентна пластична деформация в повърхностните слоеве и по-големи сили на триене. В резултат, в контактната зона между диамантния накрайник и третираната заготовка се генерира

значително количество топлина. В сравнение с roller/ball burnishing, при ДЗ около три четвърти от общата енергия се трансформира в топлина [3]. Тази термо-механична природа на процеса ДЗ при някои стомани [4] рефлектира в следните ефекти - от една страна се редуцира получената грапавост вследствие от повишената пластичност на повърхностните слоеве; от друга страна, генерираната топлина редуцира микротвърдостта и създадените полезни остатъчни напрежения на натиск. Физическият носител на тези ефекти е микроструктурата в повърхностните слоеве. В действителност, след всяка механична интервенция (причиняваща пластична деформация) или термично въздействие, началната микроструктура (в състояние на доставка) търпи определено изменение, т.е. променят се характеристиките на SI. В резултат се променят и експлоатационните характеристики. Ето защо, изследванията на микроструктурата стават все по-актуални, особено с развитието на методите за изследването ѝ (scanning electron microscopy (SEM); transmission electron microscopy (TEM)). Up-to-date литературен обзор на изследванията, посветени на slide burnishing, и в частност на ДЗ, е направен от Maximov et al. [5]. Установено е, че изследванията на микроструктурата са около 16% от изследванията на SI на различни групи стомани: инструментални стомани [6, 7]; въглеродни стомани [8, 9]; легирани конструкционни стомани [10-12]; високо-легирани (хром-никелови) конструкционни стомани [13-16]. Прегледът на литературата показва, че няма изследвания на микроструктурата на стомана 41Cr4, подложена на ДЗ. От гледна точка на термо-

* Corresponding author. E-mail: v.dunchev@tugab.bg

механичната природа на процеса ДЗ, интерес представлява влиянието на скоростта на плъзгане върху микроструктурата.

Основна цел на настоящото изследване е да се оцени влиянието на скоростта на плъзгане върху микроструктурата на образци от ниско-легирана конструкционна стомана 41Cr4.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИ НА ИЗСЛЕДВАНЕ

Изследваният материал е стомана 41Cr4 EN 10083-1:1991 с химичен състав, показан в табл. 1.

За провеждане на експерименталното изследване е използван прът с диаметър $d = 40 \text{ mm}$. В лаборатория „Изпитания на металите“ в Технически Университет – Габрово са проведени механични изпитания на едномерен опън върху образци с диаметър $d = 6 \text{ mm}$ и базова дължина 30 mm и са получени следните средни стойности на механичните характеристики:

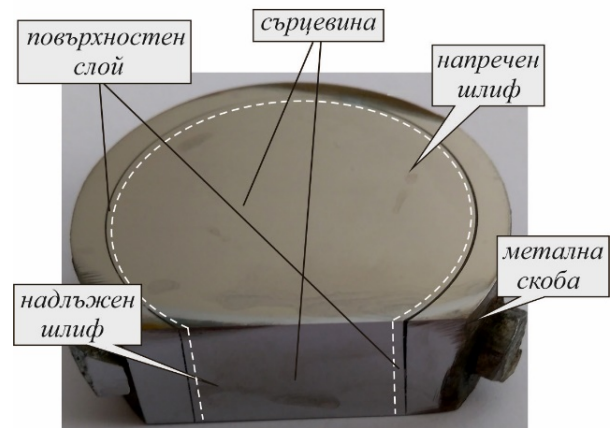
- модул на линейни деформации $E = 2 \times 10^5 \text{ MPa}$;
- граница на провлачване $\sigma_Y = 789 \text{ MPa}$;
- якост на опън $\sigma_U = 986 \text{ MPa}$;
- относително удължение $A_5 = 10.3 \%$;
- напречна контракция $Z = 26 \%$.

Обект на микроструктурен анализ са три образца с диаметър $d = 39 \text{ mm}$, последователно струговани и подложени на ДЗ върху CNC струг Т-200. Твърдосплавна пластина DNMG 50608 – RF е използвана за струговане на образците. Използвана е смазващо-охлаждаща течност Hасut 795-Н. За реализиране на процеса ДЗ е използвано разработено за целта устройство, в което деформиращата сила F_b се прилага еластично, като се променя по линеен закон [17]. Образците са подложени на ДЗ с едни и същи

параметри на процеса, но с различни скорости на плъзгане, съгласно Таблица 2. Посочените параметри са избрани на основа на предишни изследвания на изследвания материал, така, че да се осигури достатъчно голяма пластична деформация, а оттам сили на триене между диамантния накрайник и третираната повърхнина.

От трите цилиндрични образца са изрязани и подготвени специални образци за провеждане на микро-структурния анализ с възможност за наблюдение както на напречни, така и надлъжни шлифове (фиг.1).

Микроструктурният анализ е проведен съгласно БДС EN ISO 6507-1; БДС EN ISO 6508-1, като е използван металографски микроскоп NEOPHOT 2; Nanemann 100 към металографски микроскоп. Наблюденията са проведени при увеличения X100, X400 и X800.



Фиг. 1. Образци за микроструктурен анализ

Таблица 1 Химичен състав на стомана 41Cr4

| Елемент | C | Si | Mn | Cr | P | S | Cu | Ni | Al | Ti | Mo | Fe |
|---------|------|------|------|------|-------|-------|------|------|-------|-------|-------|--------|
| % | 0.41 | 0.25 | 0.71 | 0.93 | 0.012 | 0.012 | 0.28 | 0.09 | 0.024 | 0.022 | 0.015 | Баланс |

Таблица 2 Параметри на процеса ДЗ

| Обр. № | Деформираща сила F_b , N | Радиус на диамантения накрайник r , mm | Подаване f , mm / rev | Скорост на плъзгане v , m / min |
|--------|----------------------------|--|-------------------------|-----------------------------------|
| 1 | 350 | 3 | 0.05 | 50 |
| 2 | 350 | 3 | 0.05 | 200 |
| 3 | 350 | 3 | 0.05 | 300 |

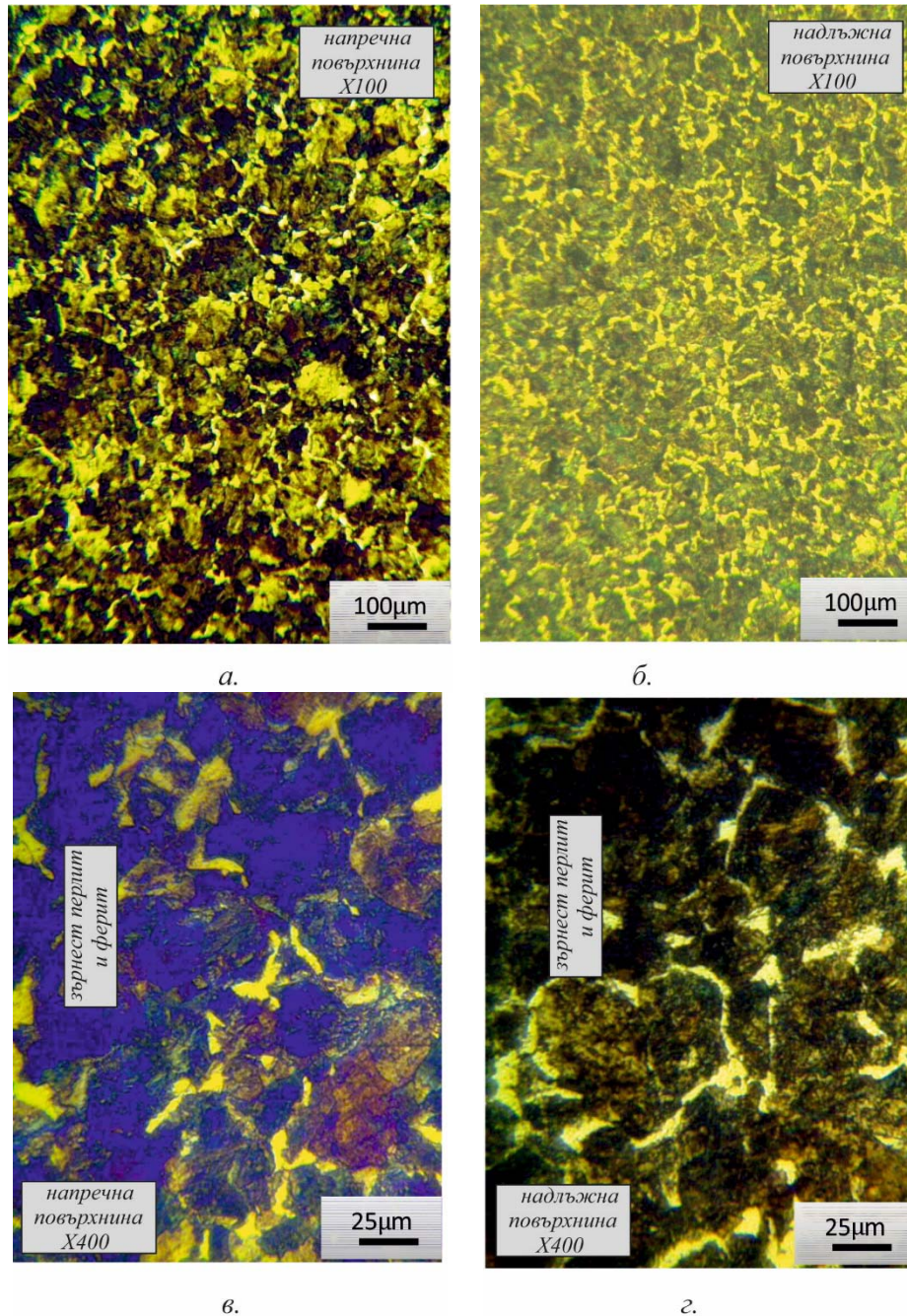
3. РЕЗУЛТАТИ ОТ МИКРОСТРУКТУРНИЯ АНАЛИЗ

3.1. Образец №1

Образец №1 е подложен на ДЗ с най-малката скорост на плъзгане ($v = 50 \text{ m / min}$), поради което температурният ефект е най-слабо изразен. Следователно, микроструктурата в сърцевината на образец №1 ще бъде най-близка до началната микроструктура (в състояние на доставка). Същата е показана на фиг. 2. Микроструктурата е едрозърнеста перлино-феритна (фиг. 2в, г). Наличието на перлит е над 60%. Перлит-

ните зърна са сравнително едри с размери достигащи $50 - 60 \mu\text{m}$ (фиг. 2в, г).

На фиг. 3 е показана микроструктурата в близост до повърхностния слой на напречната и надлъжна повърхнина на образца, подложен на ДЗ с най-ниската стойност на скоростта на плъзгане ($v = 50 \text{ m / min}$). В повърхностната зона на образца в напречно сечение може да се отчете наличието на зърнест перлит и около 10% ферит (фиг. 3в, д).



Фиг. 2. Микроструктура на сърцевината на образец №1

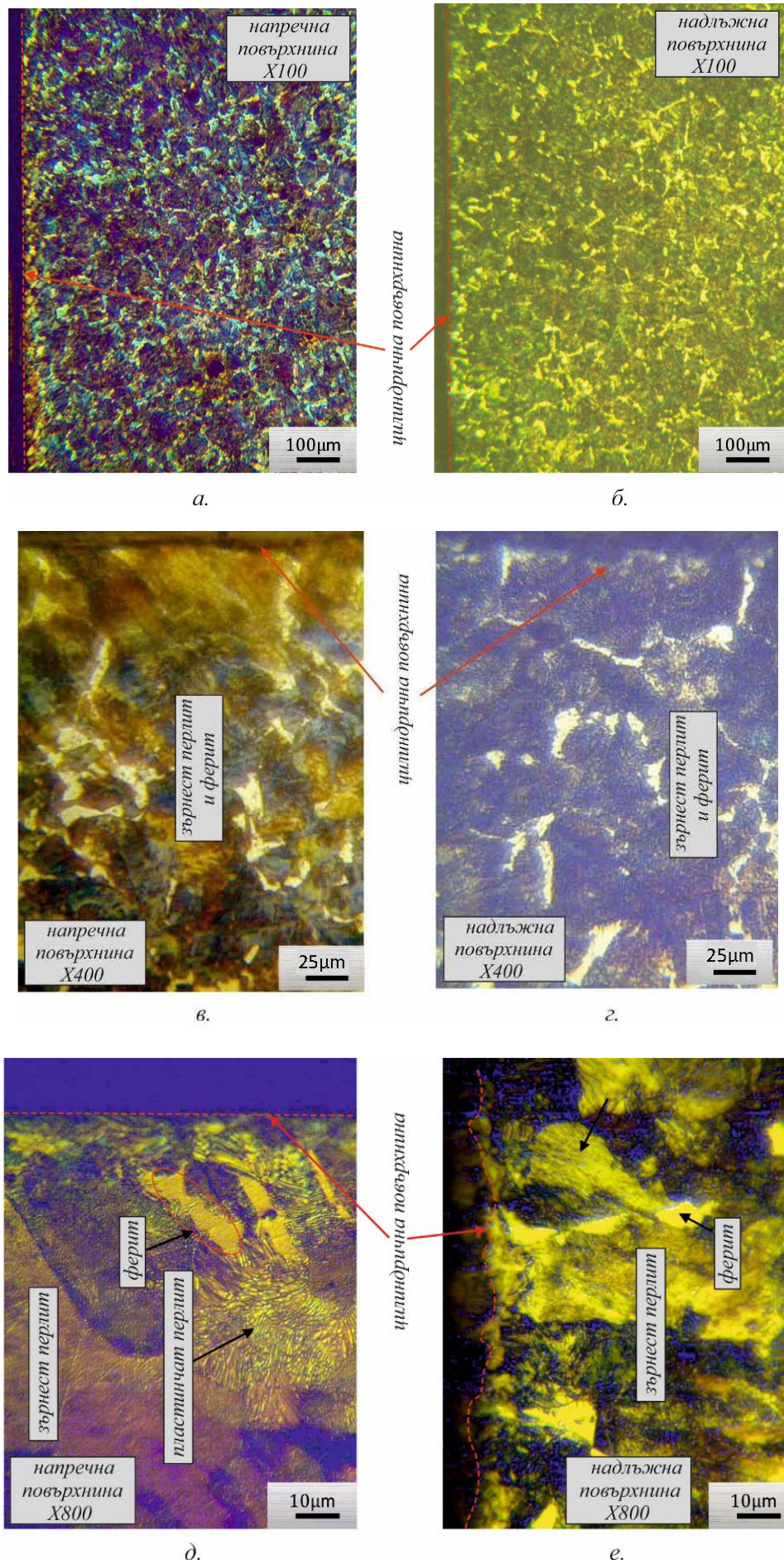
От изследванията при по-голямо увеличение (фиг. 3е) при разглежданата скорост на плъзгане ($v = 50 \text{ m / min}$) не се наблюдават съществени структурни изменения в сравнение със сърцевината на изследвания образец (фиг. 3д). До $30 \mu\text{m}$ от контактната повърхност се наблюдава занижено количество на ферит. Може да се приеме, че по-малкото съдържание на ферит в повърхностния слой не се дължи на процеса ДЗ.

Проведени са микроструктурни изследвания и в надлъжно направление с възможност за отчитане на повърхностния релеф от диамантния накрайник, както и издребняване на повърхностния слой (фиг. 3а, г, е). В

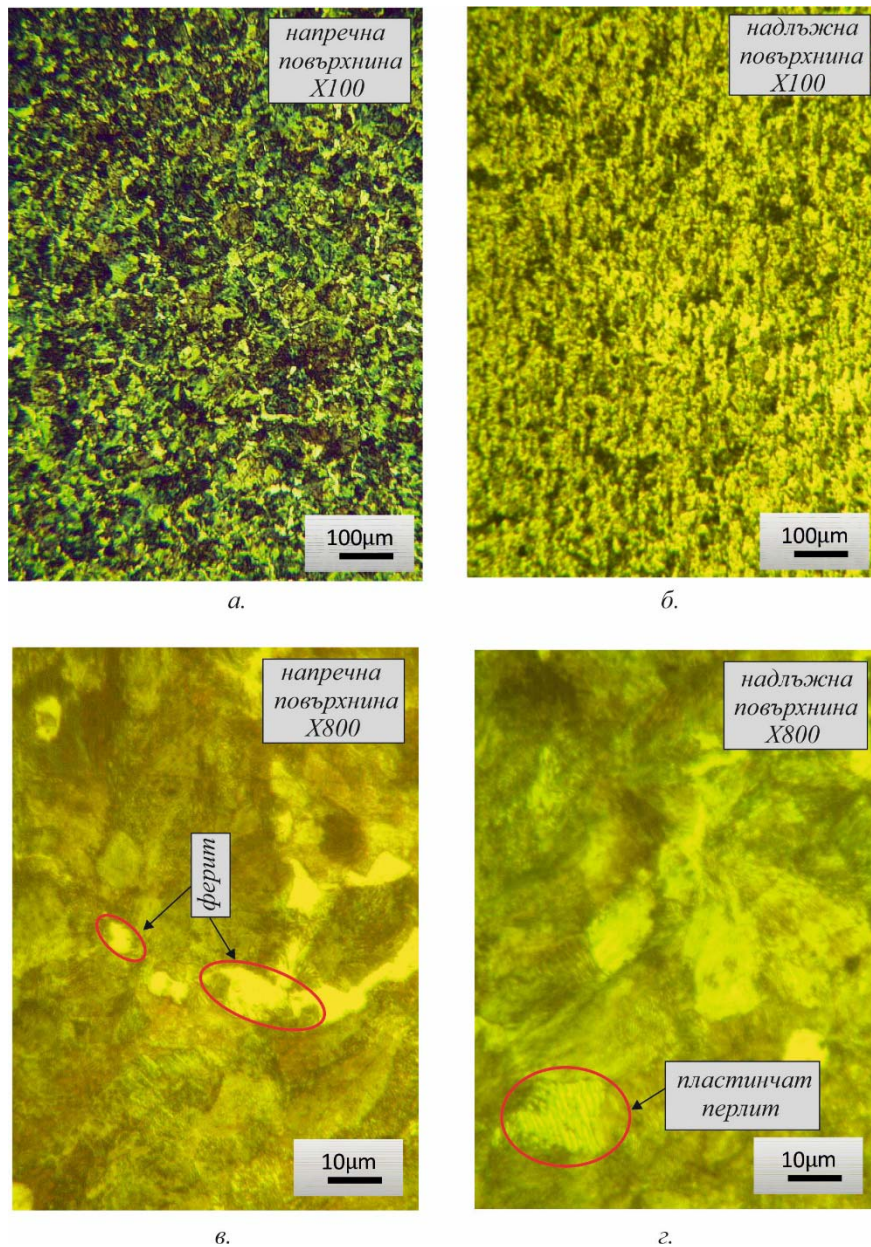
надлъжно направление структурните промени спрямо сърцевината също са незначителни, като не може да се приеме, че това се дължи на процеса ДЗ.

3.2. Образец №2

Микроструктурата на сърцевината в образец №2, подложен на ДЗ със скорост на плъзгане $v = 200 \text{ m / min}$, е показана на фиг. 4. Изследваната структура е едрозърнеста перлино-феритна. В напречния шлиф наличието на перлит е над 60% . Перлитните зърна са сравнително едри със зърнест строеж и размери, достигащи $50 - 60 \mu\text{m}$ (фиг. 4а, в).



Фиг. 3. Микроструктура на повърхностния слой на образец №1



Фиг. 4. Микроструктура на сърцевината на образец №2

В надлъжния шлиф се забелязва наличие на текстура (фиг. 4б), ориентирана в надлъжно направление на проката. В това направление количеството на пластинчат перлит е завишено - наблюдават се зони със силно разтеглени перлитни пластини (фиг. 4г), което е възможно да бъде ниско-въглеродист квазиивтектоид.

Микроструктурата в близост до повърхностния слой на образец №2 е показана на фиг. 5а-е. От проведения анализ на напречния шлиф може да се отчете повишено съдържание на зърнест перлит (фиг. 5в, г). При изследваната скорост на плъзгане ($v = 200 \text{ m / min}$), при по-голямо увеличение (фиг. 5д) са отчетени структурни изменения по отношение посоката и направление на зърната спрямо основната равнина на контакта. Структурата придобива влакнеста форма със зърнест характер. Дълбочината на тази зона е сравнително малка - около $10 \mu\text{m}$. Този ефект на структурна промяна е нехомогенен по отношение на околната повърхност на изследвания образец.

От проведения анализ на надлъжния шлиф се отчита повърхностния релеф следствие въздействието на

диамантния накрайник, както и издребняване на повърхностния слой (фиг.5б, г, е). В надлъжно направление се наблюдава изменение на релефа на повърхностния слой, както и наличие на влакнеста структура. В повърхностния слой се наблюдава наличието на ферит, със слабо подчертани отделени перлитни зони. Под тази зона се наблюдава тънка влакнеста перлитна област.

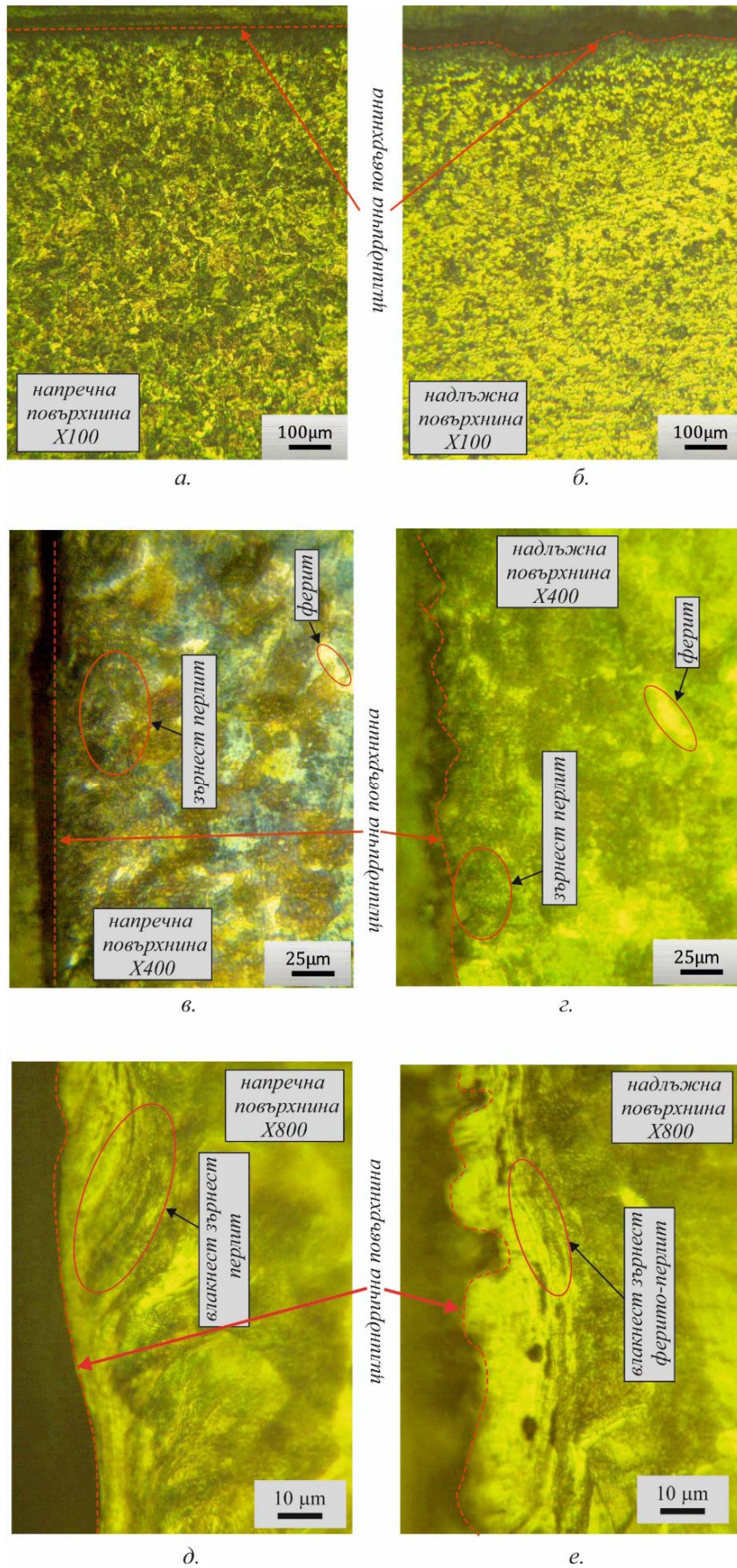
3.2. Образец №3

Микроструктурата на сърцевината в образец №3, подложен на ДЗ с най-високата изследвана скорост на плъзгане $v = 300 \text{ m / min}$, е показана на фиг. 6.

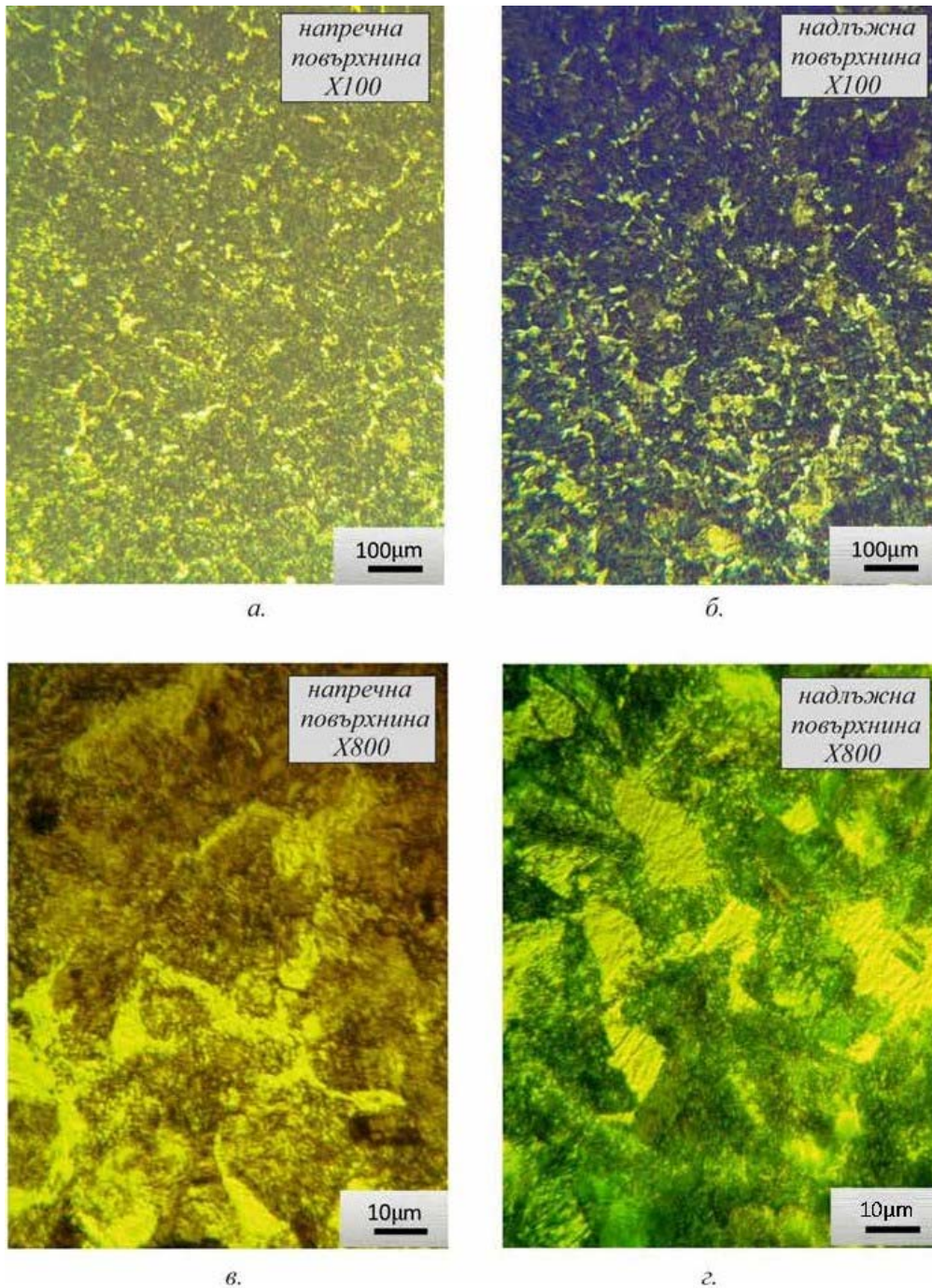
Подобно на другите два образца, микроструктурата в сърцевината на образец №3 е едрозърнеста перлито-феритна. В напречния шлиф наличието на перлит е над 70%. Перлитните зърна са сравнително едри със зърнеста структура и размери, малко по-малки в сравнение с образци №1 и №2 - $35 - 40 \mu\text{m}$ (фиг. 6а, в). В надлъжния шлиф (фиг. 6б) се наблюдава нехомогенност в напречно направление на проката. При по-голямо увеличение, сърцевината на образец №3 в

напречно направление е със зърнеста ферито-перлитна структура (фиг. 6в), а в надлъжно направление могат да

бъдат отчетени зони на вторично отделяне от феритните зърна (фиг. 6г).



Фиг. 5. Микроструктура на повърхностния слой на образец №2

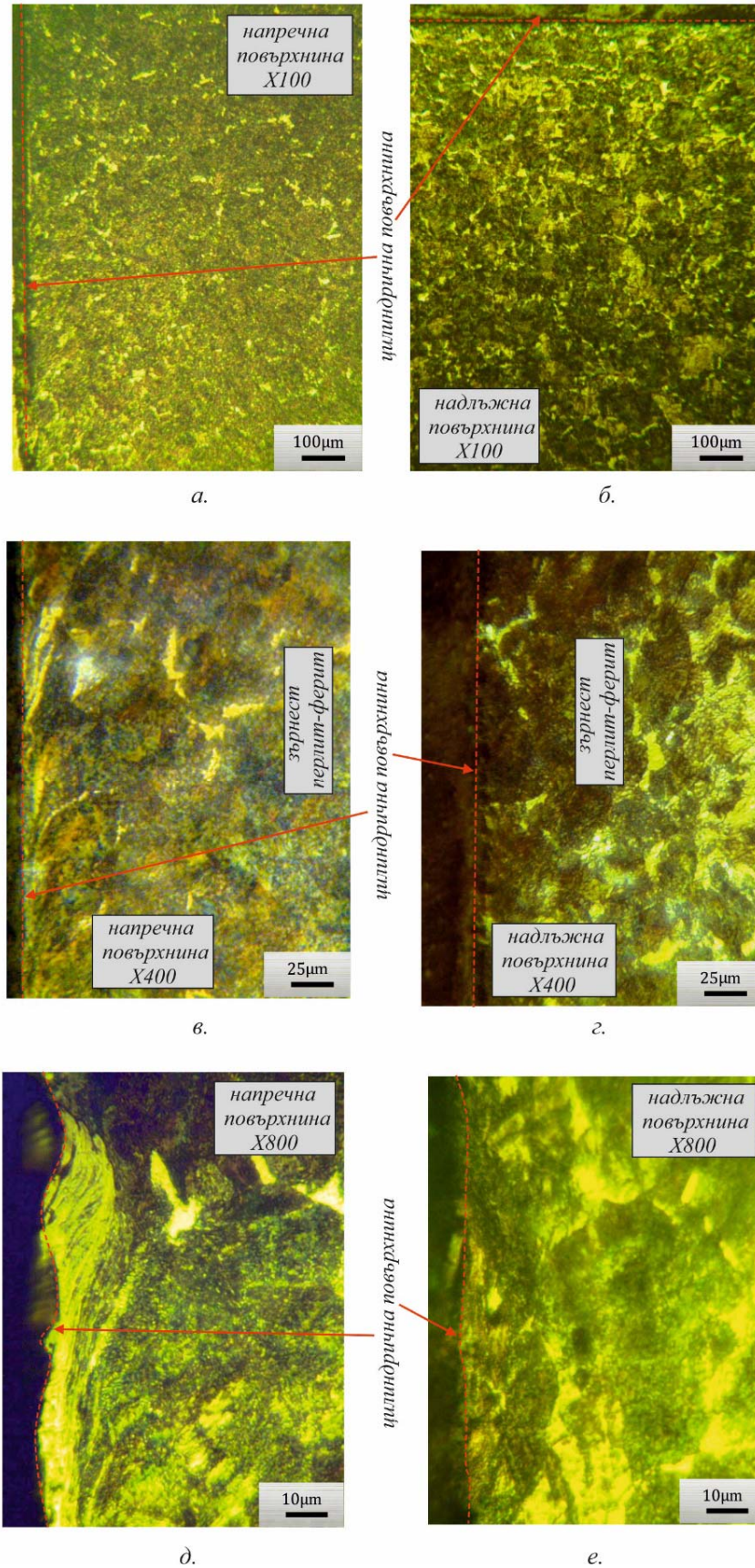


Фиг. 6. Микроструктура на сърцевината на образец №3

В повърхностния слой на напречния шлиф се наблюдава повишено съдържание на зърнест перлит (фиг. 7а, в). При увеличение X400, показано на фиг. 7б, се забелязва наличие на влакнеста структура от зърнест перлит. В повърхностния слой структурата е по-изразено тангенциално ориентирана в сравнение с другите два образца. Този ефект може да се обясни с по-голямата еквивалентна пластична деформация, получена вследствие от по-голямото количество генерирана топлина при най-голямата изследвана скорост на плъзгане ($v = 300 \text{ m / min}$). При по-голямо увеличение (фиг. 7д) се наблюдава промяна в направлението и формата на зърната в повърхностния слой. Хомогенно разпределение зърнест перлит придобива влакнеста форма, с разпределение на тънки феритни и перлитни зони. Дълбочината на тази зона е сравнително

малка, около $7 - 8 \mu\text{m}$. Този ефект на промяна в микроструктурата е нехомогенен по отношение на околната повърхнина на изследвания образец, както ефект се наблюдава и при образец №2.

От микроструктурните изследвания в надлъжно направление (фиг. 7б,г,е) може да се отчете повърхностния релеф, получен от въздействието на деформация елемент, както и издребняване на зърната в повърхностния слой (фиг. 7б, г, е). В надлъжно направление изменението на релефа на повърхностния слой в образец №3 е незначително, т.е. може да се предвиди, че при относително голяма скорост на плъзгане граповостта ще се редуцира в най-голяма степен. Същевременно, в повърхностния слой се наблюдава пластинчата влакнеста перлитна област.



Фиг. 7. Микроструктура на повърхностния слой на образец №3

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведен е микроструктурен анализ за оценка на влиянието на скоростта на плъзгане върху микроструктурните изменения в повърхностните и подповърхностните слоеве в образци от ниско-легирана

конструкционна стомана 41Cr4, подложени на ДЗ. Увеличението на скоростта на плъзгане при постоянни други параметри на процеса ДЗ води до повече генерирана топлина, която обаче не е достатъчна за фазови превръщания в изследваната стомана по две причини:

1) много малкото време за протичане на процеса; 2) недостатъчно висока температура. От друга страна, повишеният температурен фактор води до по-голяма пластичност на повърхностния слой, който ефект се изразява в структурни изменения преди всичко на формата и ориентацията на зърната – засилва се тенденцията за модифициране на зърнестия перлит към влакнеста структура и пластинчат перлит.

БЛАГОДАРНОСТ

Тази статия е подкрепена от Европейския фонд за регионално развитие в рамките на ОП „Наука и образование за интелигентен растеж 2014-2020 г.“, Център за компетентност „Интелигентни мехатронни, еко- и енергоспестяващи системи и технологии“ №BG05M2OP001-1.002-0023.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] M'Saoubi R. A review of surface integrity in machining and its impact on functional performance and life of machined products. *Int J Sustainable Manufacturing* 1(1-2) (2008) 203-236.
- [2] Ecoroll Catalogue “Tools & Solutions for Metal Surface Improvement”. Ecoroll Corporation Tool Technology, USA, 2006.
- [3] Maximov JT, Duncheva GV, Dunchev VP, Anchev AP, Slide burnishing versus deep rolling – a comparative analysis”. *Int J Adv Manuf Technol* (2020) DOI:10.1007/s00170-020-05950-2.
- [4] Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ganев N, Amudjev IM, Dunchev V P. Effect of slide burnishing method on the surface integrity of AISI 316Ti chromium-nickel steel. *J Braz Soc Mech Sci Eng* (2018) 40:194 DOI: 10.1007/s40430-018-1135-3.
- [5] Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ichkova MD. Slide burnishing—review and prospects. *Int J Adv Manuf Technol* 104 (2019) 785-801.
- [6] Tobola D, Brostow W, Czechowski K, Rusek P, Wronska. Structure and properties of burnished and nitrided AISI D2 tool steel. *Mater Sci* 21(4) (2015) 511–516.
- [7] Tobola D, Brostow W, Czechowski K, Rusek P. Improvement of wear resistance of some cold working tool steels. *Wear* (2017) 382-383, 29–39.
- [8] Radziejewska J, Skrzypek S. Microstructure and residual stresses in surface layer of simultaneously laser alloyed and burnished steel. *J Mater Process Technol* 209 (2009) 2047–2056.
- [9] Saldana-Robles A, Plascencia-Mora H, Aguilera-Gomez E, Saldana-Robles A, Marquez-Herrera A, Diosdado-De la Pena JA Influence of ball-burnishing on roughness, hardness and corrosion resistance of AISI 1045 steel. *Surf Coat Technol* 339 (2018) 191–198.
- [10] Kuznetsov VP, Tarasov SY, Dmitriev AI, Nanostructuring burnishing and subsurface shear instability. *J Mater Process Technol* 217 (2015) 327–335.
- [11] Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ganев N, Dunchev VP. Effect of cyclic hardening on fatigue performance of slide burnishing components made of low-alloy medium carbon steel. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 42(6) (2019) 1414-1425.
- [12] Hamadache H, Zemouri Z, Laouar L, Dominiak S, Improvement of surface conditions of 36CrNiMo6 steel by ball burnishing process. *J Mech Sci Technol* 28(4) (2014) 1491–1498.
- [13] Boguslaev VA, Yatsenko VK, Yakovlev VG, Stepanova LP, Pukhalskaya GV. The effect of diamond burnishing on structure and properties of detonation-gas coatings on gasturbine engine parts. *Metal Sci Heat Treatm* 50(1–2) (2008) 44–48.
- [14] Sachin B, Narendranath S, Chakradhar D. Experimental evaluation of diamond burnishing for sustainable manufacturing. *Mater Res Express* 5(10) (2018) 106514.
- [15] Labanowski J, Ossowska A, Influence of burnishing on stress corrosion cracking susceptibility of duplex steel. *J Achiev Mater Manuf Eng* 19(1) (2006) 46–52.
- [16] Okada M, Terada S, Miura T, Iwai Y, Takazawa T, Kataoka Y, Kihara T, Otsu M. Fundamental burnishing characteristics of Ni-based alloy using coated carbide tool. *Proc Manuf* 15 (2018) 1278–1283.
- [17] Dunchev VP. Effect of diamond burnishing process velocity on 41Cr4 steel surface integrity. *Journal of the Technical University of Gabrovo* 61 (2020) (accepted).