

7. *Modifitsirovaniye chuguna dlya otlivok* (Modification of cast iron for castings) Available at: [www.steeltimes.ru/books/blastfurnace/pigironotlivki/24/24.php](http://www.steeltimes.ru/books/blastfurnace/pigironotlivki/24/24.php) (accessed 31 January 2018). (Rus.)
8. *GOST 3443-87. Otlivki iz chuguna s razlichnoy formoy grafita. Metody opredeleniya struktury* [State Standard 3443-87. Cast iron castings with graphite of different form. Methods of structure determination]. Moscow, Standartinform Publ., 1988. 42 p. (Rus.)

Рецензент: О.И. Тришевский  
д-р техн.наук, проф., ХНТУСХ

Статья поступила 15.02.2018

УДК 669.017.07

doi: 10.31498/2225-6733.36.2018.142518

© Гаврилова В.Г.<sup>1</sup>, Григор'єва М.О.<sup>2</sup>

### ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ НАГРІВУ ПІД ЗАГАРТУВАННЯ НА ХАРАКТЕР ДЕФОРМАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ СТАЛІ КАТЕГОРІЇ МІЦНОСТІ К60

*На основі аналізу діаграм розтягнення зразків сталі категорії міцності К60, попередньо нормалізованих і загартованих у воді з двофазного ( $\gamma$ - $\alpha$ ) інтервалу, розраховано ступінь зміцнення, рівномірне подовження та коефіцієнт зміцнення як відношення різниці меж міцності й плинності до відносного подовження розривних зразків на ділянці діаграми розтягування, що відповідає рівномірному подовженню. Встановлено характер зміни коефіцієнта деформаційного зміцнення  $\eta^*$ . Отримані результати рекомендується використовувати для розробки режимів термозміцнення малоуглецевих низьколегованих сталей, а також при оцінюванні показників їх механічних та експлуатаційних характеристик.*

**Ключові слова:** двофазний ( $\gamma$ - $\alpha$ ) інтервал, коефіцієнт зміцнення, штрипсова сталь К60, ступінь зміцнення, рівномірне подовження.

*Гаврилова В.Г., Григор'єва М.О. Влияние температуры нагрева под закалку на характер деформационного упрочнения стали категории прочности К60. На основе анализа диаграмм растяжения образцов стали К60, предварительно нормализованных и закаленных в воде из двухфазного ( $\gamma$ - $\alpha$ ) интервала, рассчитаны степень упрочнения, равномерное удлинение и коэффициент упрочнения как отношение разности пределов прочности и текучести к относительному удлинению разрывных образцов на участке диаграммы растяжения, соответствующему равномерному удлинению. Установлен характер изменения коэффициента деформационного упрочнения  $\eta^*$ . Полученные результаты рекомендуется использовать для разработки режимов термоупрочнения малоуглеродистых, низколегированных сталей, а также при оценке показателей их механических и эксплуатационных характеристик.*

**Ключевые слова:** двухфазный ( $\gamma$ - $\alpha$ ) интервал, коэффициент упрочнения, штрипсовая сталь К60, степень упрочнения, равномерное удлинение.

**V.G. Gavrylova, M.O. Grigoreva. Influence of quenching temperature on the character of steel K60 strain hardening.** The article analyses the strain-stress diagrams of steel K60, previously normalized and quenched in water from two-phase ( $\gamma$ - $\alpha$ ) interval; the degree of hardening, even elongation and hardening coefficient were calculated as the ratio of the tensile strength and yield strength difference to the relative elongation of ten-

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, [gavrilova\\_v\\_g@mail.ua](mailto:gavrilova_v_g@mail.ua)

<sup>2</sup> канд. техн. наук, доцент, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь

*sile test specimens on the diagram tension sector, that corresponds to the even elongation. Hardening temperature increase from 700 to 830°C results in opposite change of  $\sigma_s$  and  $\sigma_m$  values:  $\sigma_s$  slowly increases from 516,8 to 527,0 MPa while  $\sigma_m$  rather sharply decreases from 498,7 to 478,6 MPa. Thus, obtaining of diphasic structure of low-carbon steel after hardening from the diphasic area, consisting of pure ferrite and martensite in separate joints of grains, predetermines the low values of yield limit and the high values of ultimate resistance. The nature of strain hardening coefficient  $\eta^*$  change has been determined. Its value becomes  $\approx 1,7$  times higher with the increase of quenching temperature from the intercritical interval. Herewith the compound ferritic- martensitic structure is formed, its dispersion increases with the increase of the quenching temperature from the mentioned interval. It is coefficient  $\eta^*$  that determines plasticity of low-carbon sheet steel. At the temperatures in the upper part top of the intercritical interval its growth is related to forming of plenty of dispersed austenite grains, to size reduction of martensite packages, and to active atoms of carbon in martensite that block the sources of dislocations. The results are recommended to be used in the development of thermal hardening modes for low-carbon and low-alloy steels, as well as in the evaluating the parameters of their mechanical and operating characteristics.*

**Keywords:** two-phase ( $\gamma$ - $\alpha$ ) interval, hardening coefficient, skelp K60 steel, the degree of hardening, even elongation.

**Постановка проблеми.** Підвищення вимог до штрипсових сталей, що використовуються для виготовлення труб великого діаметру, викликає необхідність оптимізації їх режимів термо-зміцнення, зокрема, застосування загартування з нагрівом в міжкритичний інтервал температур (МКІТ), а також вивчення після вказаної обробки їх структурного стану і поведінки при деформаційному зміцненні.

**Аналіз останніх досліджень та публікацій.** Штрипсові сталі, що використовуються для виготовлення зварних газопровідних труб великого діаметру виробляються металургійними компаніями України, Росії, Німеччини, Японії, Кореї та інших країн як за технологічною схемою низькотемпературного контрольованої прокатки (із завершенням в ( $\gamma$ - $\alpha$ )-області) і подальшим охолодженням на повітрі (іноді прискореним охолодженням), так і за схемою високотемпературної контрольованої прокатки з подальшим прискореним охолодженням залежно від вимог, сортаменту, наявності устаткування та технології, а також з економічній міркувань. Одним з ефективних рішень отримання оптимального поєднання механічних властивостей металопрокату з маловуглецевих низьколегованих сталей, а також зниження енерговитрат в процесі їх термообробки являється зміцнення в результаті загартування з нагрівом в МКІТ в порівнянні з технологіями, що передбачають традиційне для даних сталей нагрівання вище  $A_{c3}$  [1-6].

У роботах [2-6] розглянуті теоретичні та прикладні питання, що стосуються загартування з МКІТ низько- та середньовуглецевих сталей, а також приведений аналіз чинників, пов'язаних з формуванням структури у вказаній області. Рівень механічних властивостей трубних сталей оцінюється на підставі результатів механічних випробувань з використанням різних методів, оскільки в процесі експлуатації вони піддаються різного роду навантаженням [1]. Найбільш повну інформацію про властивості металів дозволяє отримати спосіб випробування на розтягування [1, 7]. При цьому оцінюються показники міцності ( $\sigma_m$  та  $\sigma_s$ ) і пластичності ( $\delta$  і  $\psi$ ). Додаткову інформацію, що відображає зміну характеристик металу в процесі пластичної деформації при збільшенні напруги від  $\sigma_m$  до  $\sigma_s$ , дозволяє отримати відношення  $\sigma_m/\sigma_s$ . Такий показник, однак, не дає уявлення про рівень пластичності в області однорідної деформації, що спостерігається в процесі зростання напруги в межах між  $\sigma_m$  та  $\sigma_s$  [8].

Стандартний підхід при аналізі міцнісних властивостей маловуглецевих низьколегованих сталей, загартованих з МКІТ, в силу неоднозначної залежності, не дозволяє в належній мірі встановити особливості деформаційного зміцнення в інтервалі розтягуючих напруг  $\sigma_m$ - $\sigma_s$ . Найбільш прийнятною величиною в цьому випадку є коефіцієнт зміцнення, який може бути визначений різними способами [7, 8]. Проте ці способи малоефективні для розрахунку вказаного показника по діаграмах розтягування на ділянці, що відповідає рівномірному подовженню зразків, загартованих з МКІТ.

**Мета статті** – встановлення особливостей деформаційного зміцнення при випробуваннях на розтягування штрипсової сталі категорії міцності К60 після аустенітизації та загартування з МКІТ.

**Виклад основного матеріалу.** Картки розміром 200×300 мм, сталі категорії міцності К60, хімічний склад якої приведений у табл. 1, вирізувалися з листового металу згідно ГОСТ 7564-97. З них виготовлялися стандартні розривні зразки за ГОСТ 1497-84, які піддавалися нормалізації при 1070°C та подальшому загартуванню у воді від температур 700, 730, 760, 790 та 830°C. Випробування на розтягування (ГОСТ 1497-84) проводилися при кімнатній температурі. Дослідження мікроструктури виконувалося на металографічному мікроскопі ЄС МЕТАМ РВ-22.

Таблиця 1

Хімічний склад сталі категорії міцності К60 (Х70), % мас.

C	Si	Mn	Cr	Nb	V	Mo	Ti	Al	Cu	Ni	S	P	Fe
0,08±0,11	0,15÷0,30	1,50÷1,75	0,08±0,10	0,03±0,08	0,02±0,06	0,08±0,12	0,015±0,025	0,025±0,045	0,08±0,10	0,20±0,30	0,002±0,003	0,002±0,013	решта

Критичні точки у досліджуваній сталі –  $A_{c1} = 720^{\circ}\text{C}$ ;  $A_{c3} = 862^{\circ}\text{C}$  [2]. Готові зразки заздалегідь піддавалися аустенітизації з витримкою 25 хвил. і подальшим охолодженням на повітрі. Після цього вони нагрівалися в міжкритичний ( $A_{c1}$ - $A_{c3}$ ) інтервал до температур: 700, 730, 760, 790, 820°C з такою самою витримкою та охолоджувалися у воді. Таким чином, нормалізація від температури 1070°C забезпечувала відносно повне розчинення карбонітридних фаз, а при подальшому нагріві в інтервалі температур  $A_{c1}$ - $A_{c3}$  та охолодженні у воді, в досліджуваній сталі фіксувалися різні стадії утворення продуктів розпаду двофазної структури.

На рис. 1а представлена мікроструктура сталі К60 після нормалізації від 1070°C. Така обробка забезпечила формування структури сорбіт. Подальше загартування з МКІТ дозволило створити умови для утворення двофазної структури, дисперсність якої збільшувалася з підвищенням температури нагріву під загартування в двофазній області (рис. 1 б-є). Номер зерна змінювався від 5-го при температурі 730°C (рис. 1в) до 9-го при 830°C (рис. 1є).

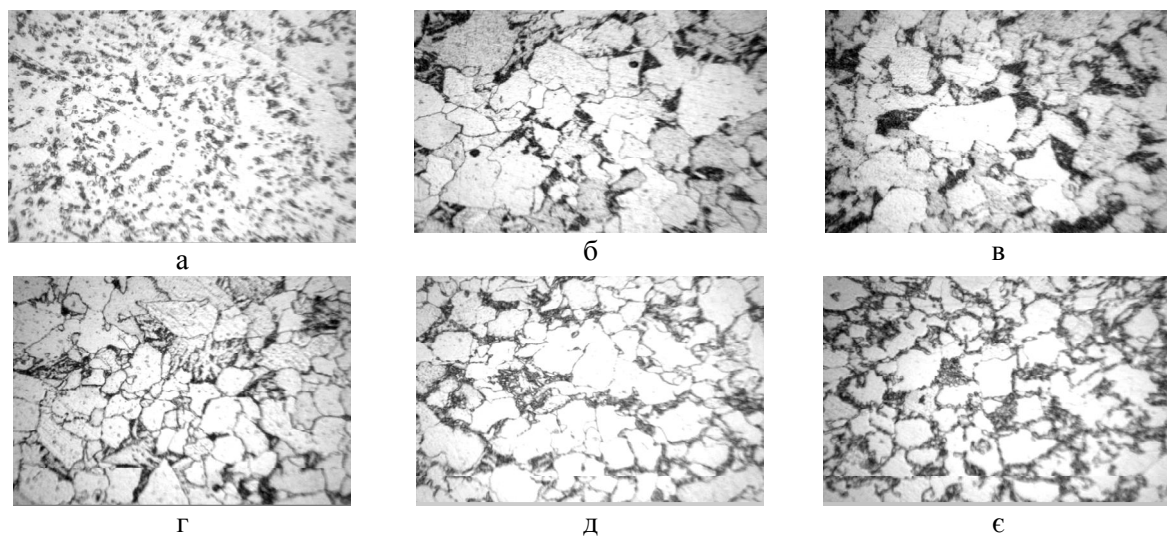


Рис. 1 – Мікроструктура сталі К60 після попередньої аустенітизації та загартування від різних температур, ×400: а – аустенітизація при 1070°C (охолодження на повітрі); загартування у воді від температур: б – 700°C; в – 730°C; г – 760°C; д – 790°C; е – 830°C

Пластична деформація металів і сплавів зазвичай розглядається як стадійний процес, що характеризується різною інтенсивністю деформаційного зміцнення, що обумовлене, значною мірою, еволюцією дефектної структури сплавів [7]. У зв'язку з тим, що гартування з МКІТ може показати складну залежність характеристик міцнісних властивостей, рівень деформаційного зміцнення на стадії рівномірної деформації можна оцінити за допомогою умовного коефіцієнта зміцнення

$$\eta = \frac{\sigma_s - \sigma_m}{\Delta l}, \quad (1)$$

де  $\sigma_s, \sigma_m$  – характеристики міцності, МПа;  $\Delta l$  – подовження зразка %.

В табл. 2 представлені усереднені результати випробувань на розтягування зразків, загартованих з міжкритичного інтервалу (по 5 на кожену температуру). Оцінка достовірності експериментальних значень проводилася з 95% довірчою вірогідністю.

Таблиця 2

Показники механічних властивостей сталі К60 (Х70) після загартування з МКІТ

Температура нагріву, °С	Експериментальні середні значення механічних властивостей		
	$\sigma_m$ , МПа	$\sigma_s$ , МПа	$\delta$ , %
700	493,1	516,8	18,0
730	498,7	519,9	19,5
760	497,1	519,6	18,0
790	488,3	527,0	19,5
820	478,6	526,0	25,5

За результатами випробувань розрахунок середньої величини коефіцієнта зміцнення  $\eta^*$  виконувався шляхом визначення відношення величини  $\Delta\sigma$  до відносного подовження розривних зразків на ділянці діаграми розтягування, що відповідає рівномірному подовженню  $(\Delta l/l_0)_p$ :

$$\eta^* = \frac{\Delta\sigma}{(\Delta l/l_0)_p}. \quad (2)$$

Ця величина визначалася з діаграм розтягування без зуба і майданчика текучості, що має монотонний характер, шляхом ділення на 100 відносного подовження  $\delta$  на ділянці рівномірної деформації.

Клас міцності К60, згідно з ДСТ 20295-85, передбачає тимчасовий опір більш ніж 588МПа, однак, при проведенні експерименту нагрівання в міжкритичний інтервал сприяло отриманню більш низьких значень  $\sigma_s$ , що пояснюється присутністю в двофазній структурі феритної складової.

Аналіз результатів механічних випробувань показав, що підвищення температури загартування від 700 до 830°С супроводиться протилежною зміною величин  $\sigma_s$  та  $\sigma_m$ : величина  $\sigma_s$  повільно зростає від 516,8 до 527,0 МПа, а  $\sigma_m$  відповідно знижується від 498,7 до 478,6 МПа.

Таким чином, підвищення температури загартування в МКІТ призводить до різкого збільшення різниці  $\Delta\sigma = \sigma_s - \sigma_m$  (рис. 2а) і величини рівномірного подовження  $(\Delta l/l_0)_p$  (рис. 2б).

З результатів розрахунків значень  $\eta^*$ , приведених в табл. 2 і на рис. 3, витікає, що зразки, які піддавалися попередній нормалізації (вихідний стан всіх зразків) і загартуванню від температури ~730°С, характеризуються низьким коефіцієнтом зміцнення  $\eta^* = 108,7$ .

При підвищенні температури до 730°С, величина  $\eta^*$  знижується до 110,0, а потім зростає до максимального значення – 199,5. Є дані [2], що при нагріві в міжкритичний інтервал відбувається рафінування фериту за домішками (вони переходять в аустеніт), цей чинник робить ферит пластичним. Здобуття двофазної структури низьковуглецевої сталі після загартування з МКІТ, що складається з рафінованого фериту й острівців мартенситу в потрійних стиках зерен, зумовлює низькі значення межі текучості при високих значеннях тимчасового опору.

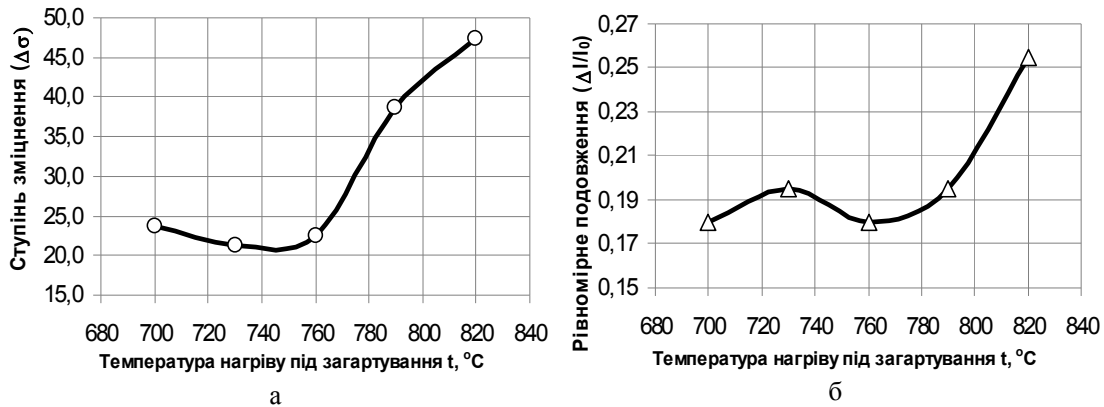


Рис. 2 – Вплив температури загартування з МКІТ на ступінь зміцнення (а) та рівномірне подовження (б) сталі К60

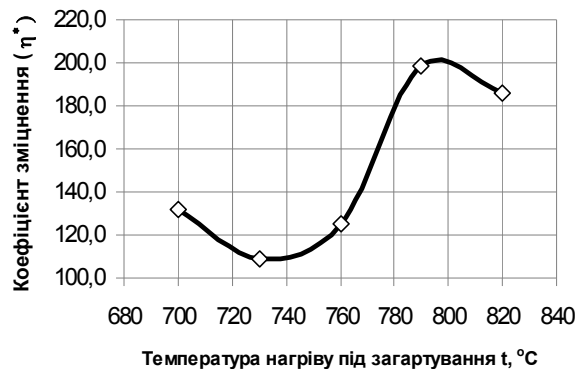


Рис. 3 – Залежність величини параметра зміцнення від температури загартування з МКІТ сталі К60

Низькі значення коефіцієнта  $\eta^*$  визначають пластичність листових маловуглецевих сталей. Зростання коефіцієнта  $\eta^*$  може бути пов'язане з формуванням при температурах верхньої межі МКІТ великої кількості дисперсних зерен аустеніту і, як наслідок, подрібненням мартенситних пакетів, а також наявністю в мартенситі дифузійно активних атомів вуглецю, що блокують джерела дислокацій [6, 9].

### Висновки

1. Встановлено, що підвищення температури загартування з міжкритичного  $A_{c1}$ - $A_{c3}$  інтервалу температур (700 до 830°C) заздалегідь нормалізованих зразків сталі К60 супроводжується збільшенням величини межі міцності, однак межа текучості, при цьому, зменшується; спостерігається подрібнення структури змішаного, ферито-мартенситного типу.
2. Показано, що в разі неоднозначної зміни показників міцності зразків досліджуваної сталі, загартованих з МКІТ, і які пройшли випробування на розтягування, для оцінки характеру деформаційного зміцнення може бути застосований коефіцієнт  $\eta^*$ .
3. Підвищення температури нагріву під загартування з МКІТ призводить до різкого збільшення різниці показників  $\sigma_b$ - $\sigma_m$  і величини рівномірного подовження  $(\Delta l/l_0)_p$ , при цьому коефіцієнт зміцнення  $\eta^*$  підвищується  $\approx$  у 1,7 разів.

### Список використаних джерел:

1. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп [и др.]. – М. : Интермет инжиниринг, 1999. – 96 с.
2. Швейкин В.П. Микроструктура и фазовый состав низкоуглеродистых сталей после нагрева в межкритический интервал температур / В.П. Швейкин, В.А. Хотинов, В.М. Фарбер // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2008. – № 6. – С. 39-43.

3. Малинов Л.С. Влияние термообработки с нагревом в межкритический интервал температур на свойства сталей 60С2А и 60С2ХФА / Л.С. Малинов, И.Е. Малышева, Д.В. Малинова // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2012. – № 1. – С. 55-58.
4. Haitao Jiang. Influence of isothermal bainitis processing on the mechanical properties and microstructure characterization of TRIP-steel / Haitao Jiang, Hubin Wu, Di Tang, Qiang Lui // *Journal of University of Science and Technology Beijing*. – 2008. – № 5. – Pp. 574-579.
5. Влияние деформации в двухфазной области на кинетику аустенит-феррит превращения в стали 08Г2С / В.Н. Урцев [и др.] // *Сталь*. – 2005. – № 5. – С. 75-84.
6. Влияние температуры нагрева в межкритический интервал на формирование субзеренной структуры в предварительно закаленных низколегированных сталях [Электронный ресурс] / С.В. Беликов [и др.] // *Современные проблемы науки и образования (электронный журнал)*. – 2013. – № 2. – С. 34-40. – Режим доступа: <http://www.science-education.ru/ru/article/view?id=8873>.
7. Конева Н.А. Природа стадий пластической деформации / Н.А. Конева // *Соровский образовательный журнал*. – 1998. – № 10. – С. 99-105.
8. Богатов А.А. Механические свойства и модели разрушения металлов. / А.А. Богатов. – Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2002. – 329 с.
9. Конева Н.А. Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах / Н.А. Конева // *Соровский образовательный журнал*. – 1996. – № 6. – С. 99-107.

## References:

1. Khaisterkamp F., Khulka K., Matrosov Iu.I., Morozov Iu.D., Efron L.I., Stoliarov V.I., Chevskaiа O.N. *Niobiisoderjashie nizkolegировannіe stali* [Niobium-containing low alloy steels]. Moscow, Intermet inzhiniring Publ., 1999. 96 p. (Rus.)
2. Shveikin V.P., Khotinov V.A., Farber V.M. Mikrostruktura i fazovii sostav nizkouglerodistykh stalei posle nagreva v mezhkriticheskii interval temperatur [The microstructure and phase composition of low-carbon steel after heating in the intercritical temperature range]. *Izvestiia vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaia metallurgіia – Izvestiia. Ferrous Metallurgy*, 2008, no. 6, pp. 39-43. (Rus.)
3. Malinov L.S., Malysheva I.E., Malinova D.V. Vliyanie termoobrabotki s nagrevom v mezhkriticheskii interval temperatur na svoistva stali 60S2A I 60S2HFА [Influence of heat treatment with heating in the intercritical temperature range on the properties of steels 60Si2 and 60Si2CrV]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaia promishlennost – Metallurgical and Mining Industry*, 2012, no. 1, 55-58. (Rus.)
4. Haitao Jiang, Hubin Wu, Di Tang, Qiang Lui. Influence of isothermal bainitis processing on the mechanical properties and microstructure characterization of TRIP-steel. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2008, no. 5, pp. 574-579.
5. Urtsev V.N., Degtyarev V.D., Mukhin V.V. Vliyanie deformacii v dvukhfaznoi oblasti na kinetiku austenite-ferit prevrasheniya v stali 08G2S [Influence of deformation in the two-phase region on the kinetics of the austenite-ferrite transformation in the steel 08Mn2Si]. *Stal' – Steel*, 2005, no. 5, pp. 75-84. (Rus.)
6. Belikov S.V., Sergeeva K.I., Karabanalov M.S., Popov A.A., Advan A.A. Vliyanie temperaturi nagreva v mezhkriticheskii interval na formirovanіe subzerennoi structure v predvaritelno zakalennikh nizkolegировannikh staliakh [Effect of heating temperature in the intercritical interval of the formation of sub grain structure in the prehardened low-alloy steels]. *Sovremennіe problem nauki i obrazovaniya – Modern problems of science and education*, 2013, no. 2, pp. 34-40. Available at: [www.science-education.ru/ru/article/view?id=8873](http://www.science-education.ru/ru/article/view?id=8873) (accessed 13 September 2017).
7. Koneva N.A. Priroda stadia plasticheskoi deformacii [Nature stages of plastic deformation]. *Sorovskii obrazovatel'nyi zhurnal – Soros Educational Journal*, 1998, no. 10, pp. 99-105. (Rus.)
8. Bogatov A.A. *Mehanicheskie svoistva i modeli razrusheniya metallov* [The mechanical properties and fracture of metals model]. Yekaterinburg, SEI HPE Ural STU Publ., 2002. 329 p. (Rus.)
9. Koneva N.A. Klassifikacia, evolucia I samoorganizacia dislokacionnih struktur metallah i splavah [Classification, evolution and selforganization of dislocation structures in metals and alloys]. *Sorovskii obrazovatel'nyi zhurnal – Soros Educational Journal*, 1996, no. 6, pp. 99-107. (Rus.)