УДК 669.141.24: 620.18: 621.746
DOI: 10.30838/J.PMHTM.2413.240422.44.842

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ НАГРІВАННЯ ТА ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНИХ СКЛАДОВИХ У СТАЛЯХ

ФІЛОНЕНКО Н. Ю.[1], *канд. ф-м. наук,*
БАБАЧЕНКО О. І.[2], *докт. техн. наук,*
КОНОНЕНКО Г. А.[3*], *канд. техн. наук*

[1] Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Ак. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: natph2016@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-2869-3478
[2] Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. ак. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Дніпро, Україна, тел.+38 (056) 790-05-14, e-mail: A_Babachenko@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-2869-3478
[3*] Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. ак. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

Анотація. ***Мета*** − дослідження впливу хімічного складу, температури нагрівання вище лінії ліквідусу та швидкості охолодження на структуроутворення в сталях. ***Методика.*** Для визначення структурного стану сталі застосували мікроструктурний, мікрорентгеноспектральний та рентгенофазовий аналізи. ***Результати.*** **З**апропоновано новий вид термічної обробки**,** що включав нагрівання дослідних сталей з легувальною системою (К + (Al + N + Ti)) та (К + (Al + N) вище лінії ліквідусу на 50…150 ºС. Для фіксації високотемпературного стану розплаву після нагрівання дослідних сталей вище лінії ліквідусу на 50…150 ºС виконано наступне охолодження зі швидкостями 10^2…10^5 ºС. В результаті такої обробки формується дисперсна структура, зміцнена дисперсними включеннями. Включення були розподілені рівномірно в об'ємі зерна і частково по границях та мали розміри < 0,1 мкм. Мартенсит, що сформувався в результаті швидкого охолодження сталі, мав тонке диференціювання та рейкову морфологію. ***Наукова новизна.*** Запропоновано новий метод обробки сталі та встановлено закономірності формування структурних складових у процесі термічної обробки, що включала нагрівання сталей вище лінії ліквідусу на 150…170 ºС. ***Практична значимість.*** Досліджений метод впливу теплової дії дозволяє отримати однорідну структуру, зміцнену дисперсними включеннями, що, своєю чергою, дозволить вибрати оптимальні режими диференційованої термічної обробки з отриманням максимально однорідного структурного стану та заданих механічних властивостей.

Ключові слова: *нагрівання сталей вище лінії ліквідусу; швидкість охолодження; термічна обробка; структурний стан*

EFFECT OF HEATING TEMPERATURE AND COOLING RATE ON THE FORMATION OF STRUCTURAL COMPONENTS IN STEELS

FILONENKO N.Yu.[1], *Ph. D. in Physics-Mathematical Sc.,*
BABACHENKO O.I.[2], *Dr. Sc. (Tech.),*
KONONENKO G.A.[3*], *Dr. Sc. (Tech.)*

[1] Department of Structural Steels' Deformation and Heat Treatment Problems, Iron and Steel Institute named after Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Ak. Starodubova K. F. Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 713-59-51, e-mail: natph2016@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-1219-348X
[2] Department of Structural Steels' Deformation and Heat Treatment Problems, Iron and Steel Institute named of Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Ak. Starodubova K.F. Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: A_Babachenko@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-2869-3478
[3*] Department of Structural Steels' Deformation and Heat Treatment Problems, Iron and Steel Institute named of Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Ak. Starodubova K.F. Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

Abstract. ***Formulation of the problem***. One of the key areas of research into the mechanical properties of steels lies in developing methods of manufacturing steels with a grain structure and a high degree of carbides dispersion or other

inclusions that will be located in the pearlite grain as a result of heat treatment. Changes in external factors such as temperature, pressure etc. are known to cause changes in the structural components of alloys and steels. The most usual way of fixing the high-temperature state for metal systems is through hardening, which is the removal of heat at high rateIt is known that microcomplexes formation is possible in melts at temperatures exceeding the liquidus temperature. There is much research of melts at temperatures above liquids for the presence of stable microcomplexes in binary alloys. However, there are no data on heat flow above the liquidus line for phase formation during crystallization and the structural components formation in steels. ***Purpose of research*** − investigation of chemical composition effect and heating temperature above the liquidus line and cooling rate on the structure formation in steels. ***Methods***. Microstructural, micro X-ray spectral and X-ray phase analyses to determine the steel structural properties are used. ***Results.*** A new type of heat treatment including heating of the experimental steels with the alloy system (K + (Al + N + Ti)) and (K + (Al + + N) above the low-temperature line by 50...150 ºC is suggested and investigated. Subsequent cooling at rates of 10^2…10^5 ºC to fix the melt high-temperature state after experimental steels heating over the liquidus line by 50…150 ºC is performed. As a result of such processing the dispersed structure which is strengthened by dispersed inclusions is formed. The inclusions were < 0,1 μm in size and were evenly distributed in the grain volume and partially along the boundaries. The martensite formed by the steel rapid cooling had a finely differentiated and rail-like morphology. ***Scientific novelty.*** A new method of steel processing is proposed. Regularities of structural components formation in the heat treatment process including steels' heating over the liquidus line by 150…170 ºC is determined. ***Practical significance.*** This method of thermal action influence allows to receive the homogeneous structure strengthened by dispersed inclusions. The method allows choosing the optimal modes of differentiated heat treatment to obtain the most homogeneous structural state and specified mechanical properties.

Keywords: *heating steels over the liquidus line; cooling rate; heat treatment; structural state*

Вступ

Один із ключових напрямків впливу на механічні властивості сталей − це отримання в результаті термічної обробки сталей з дрібнозернистою структурою та підвищеним ступенем дисперсності карбідів або інших включень, які будуть розташовані в зерні перліту.

Відомо, що зміна зовнішніх факторів, таких як температура, тиск тощо, викликає зміну структурних складових в сплавах та сталях. Найбільш поширений метод фіксації високотемпературного стану металевих систем – гартування, яке являє собою відведення тепла з високою швидкістю. В результаті цього процесу може відбуватись формування метастабільних фаз. Ці фази можуть втрачати стабільність за рівноважних умов та відсутні за кімнатної температури.

Відомо, що за температур, які перевищують температуру ліквідусу в розплавах, відбувається формування мікрокомплексів. Існує багато праць, в яких досліджували розплави за температур вище ліквідусу щодо наявності стабільних мікрокомплексів [1−2], але відсутні дані щодо впливу нагріву вище лінії ліквідусу на утворення фаз в умовах кристалізації та формування структурних складових.

Для якісного оцінювання існування мікрокомплексів у розплаві дослідники застосовували структурно-чутливі методи – в'язкість, щільність, магнітну сприйнятливість та інші [3; 4]. Процеси, які відбуваються в розплавах за високих температур, характерні для систем у критичному стані. Існують температури, що обграницюють ділянку, в якій відсутні будь-які стабільні мікрокомплекси, та ділянку, в якій існують стабільні мікрокомплекси.

Відомо, що один із чинників впливу на утворення центрів кристалізації, первинних фаз, на послідовність фазових перетворень та на закономірності формування структурних складових − це температура нагрівання розплаву та швидкість охолодження [5−6].

Додаткове легування сталей алюмінієм сприяє утворенню оксидів, але ці оксиди більшою мірою метастабільні [7]. Легування титаном та азотом сприяє формуванню нітридів та карбонітридів титану [8−10]. Але наразі в літературних джерелах інформація щодо впливу температури нагрівання вище лінії ліквідусу та температури охолодження на формування структурного стану сталей обграницьена.

Мета дослідження

Дослідження впливу хімічного складу, температури нагрівання вище лінії ліквідусу та швидкості охолодження на структуро-утворення в сталях.

Матеріал для досліджень

Дослідження проводили для двох дослідних сталей, які можуть бути використані для високоміцних залізничних коліс на базі марки К (сталь із підвищеним умістом кремнію та марганцю, з обграницьеним умістом вуглецю до 0,6 %, мас.), та з додатковою системою легування (К + (Al + N) та К + (Al + N + Ti). Виплавку сталей виконано в лабораторних умовах (табл.).

Таблиця

Хімічний склад досліджуваної сталі для залізничних коліс, мас. частка, %

Дослідні сталі	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	V	(N)	(B)
(К + (Al + N))	0,61	1,26	1,18	0,019	0,0087	0,11	0,011	0,12	0,011	0,084	0,015	≤0,005	0,011	0,0019
(К + (Al + N + + Ti))	0,61	1,29	1,22	0,019	0,0079	0,11	0,011	0,12	0,015	0,084	0,029	≤0,005	0,011	0,0018

Дослідні проби сталей (К+ (Al + N)) та (К + (Al + N + Ti)) нагрівали на 50 ºС ($T_н$ = 1 550 ºС) та 150 ºС ($T_н$ = 1 650 ºС) вище лінії ліквідусу та заливали в клиноподібну ливарну форму. Умовно клини можна поділити на три частини, що мають різні швидкості охолодження – «товсту», що має швидкість охолодження ~ 10^2 ºС/с, середню ~ 10^4 ºС/с та тонку ~ 10^5 ºС/с.

Для визначення хімічного складу сплаву використовували хімічний та спектральний аналіз. Мікроструктуру оцінювали за допомогою оптичного мікроскопа «Неофот-21». Результати мікрорентгено-спектрального аналізу отримані за допомогою електронного мікроскопа JSM-6490 зі сканувальною приставкою ASID-4D й енергодисперсійного за допомогою рентгенівського мікроаналізатора «Link Systems 860» із програмним забезпеченням. Рентгеноструктурний аналіз здійснювали на дифрактометрі ДРОН-3 у монохроматизованому Fe − Kα випромінюванні.

Результати досліджень

Нагрівання сталі (К + (Al + N)) до температури 1 550 ºС та подальше охолодження зі швидкістю 10^2 ºС/с сприяє утворенню троститу по границях колишніх аустенітних зерен та мартенситу.

За швидкості охолодження ~10^4 ºС/с злитка сталі (К + (Al + N)) відбувається утворення більш однорідної структури, яка представлена мартенситом із рейковою морфологією та спостерігалися окремі ділянки верхнього бейніту (рис. 1).

Збільшення температури нагрівання сталі (К + (Al + N) до 1 650 ºС та швидкості охолодження від 10^2 ºС/с до 10^2 ºС/с сприяє утворенню більш однорідної структури із зернами меншого розміру порівняно з заготовками, що мали меншу температуру нагрівання (1 550 ºС).

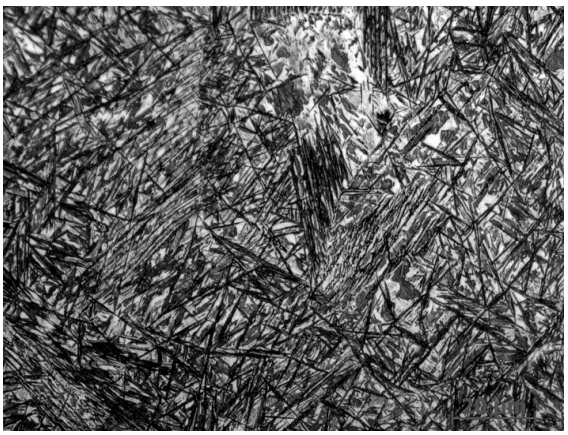
Збільшення температури нагрівання сталі (К + (Al + N)) на 150 ºС вище лінії ліквідусу сприяє утворенню більш однорідної мікроструктури сталі та зменшенню розміру зерен.

Нагрівання сталей вище температури ліквідусу на 50…150 ºС зумовлює утворення зерен, що мають 8–9-й, а окремі – 7-й номер. За отримання зразків стандартним методом відбувається утворення зерен, що мають 7–5-й номер.

Додаткове легування титаном сталі (К + (Al + N + Ti)) сприяє зменшенню розмірів зерна після охолодження сталі зі швидкістю 10^2 ºС/с, порівняно зі зразками сталі (К + (Al + N) за тих же умов отримання. Мікроструктура дрібнозерниста, представлена мартенситом та троститом, який був розташований як в об'ємі зерен, так і частково, по границях зерен. Слід зазначити, що розподіл троститу в об'ємі зерна більш рівномірний.

Максимальна швидкість охолодження (10^4 ºС/с) злитка сталі (К + (Al + N + Ti))

сприяє формуванню більш однорідної структури, яка містила мартенсит з із рейковою морфологією, та спостерігалося зменшення розмірів зерна (рис. 2).



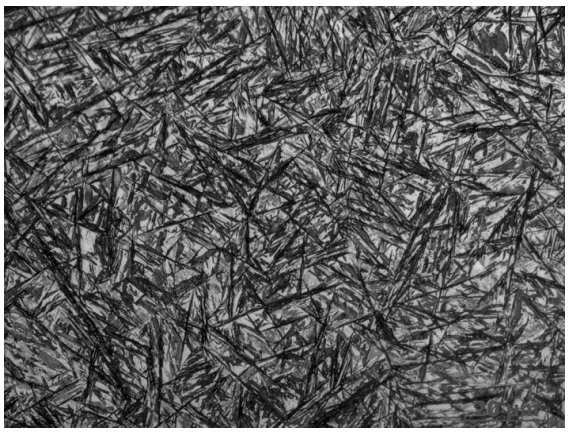


Рис. 1. Мікроструктура дослідної сталі (К + (Al + N) після нагрівання до температури 1 550 ºС та подальшого охолодження зі швидкістю ~10^4 ºС/с, ×1 000

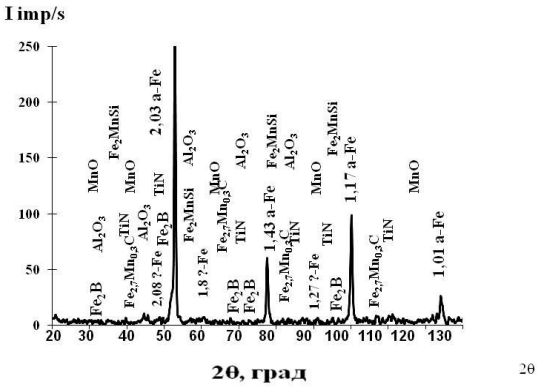


Рис. 2. Мікроструктура дослідної сталі (К + (Al + N + Ti)) після нагрівання до температури 1 550 ºС та подальшого охолодження зі швидкістю ~10^4 ºС/с, ×1 000 (а); дифрактограма (б)

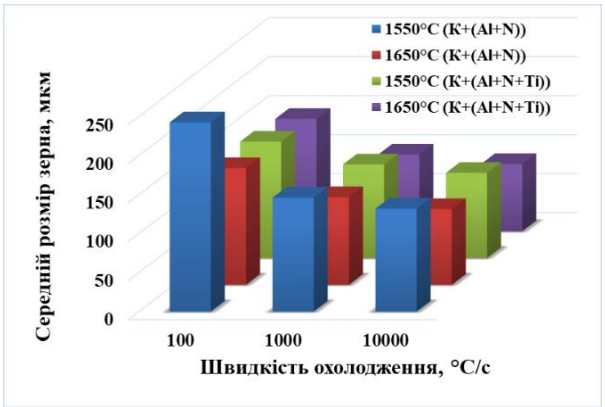


Рис. 3. Залежність середнього розміру зерна від швидкості охолодження за різних температур нагрівання сталі

Центрами формування троститу були дрібнодисперсні окремі включення. Крім того, фіксували наявність включень плоскогранної форми, які були розташовані в об'ємі зерна та ідентифіковані як борид заліза – Fe_2B.

У структурі сплаву (К + (Al + N + Ti)) виявлено такі фази: оксиди алюмінію – Al_2O_3, марганцю – MnO, нітриди титану – TiN, борид заліза – Fe_2B, фази – $Fe_{2,7}Mn_{0,3}C$ та Fe_2MnS.

Нагрівання зразка сталі (К + (Al + N + Ti)) до температури 1 650 ºС та охолодження зі швидкістю ~10^2 ºС/с сприяє утворенню мартенситу та троститу, об'ємна частка якого зменшується порівняно зі злитком, що нагрівався до 1 550 ºС за тих же умов отримання.

Спостерігали тростит в об'ємі зерна та частково по границях зерен. Окремі включення плоскогранної форми мали менші розміри (<1 мкм) порівняно з включеннями у зразках, нагрітих до 1 550 ºС, та не брали участі в утворенні троститу.

За швидкості охолодження ~10^4 ºС/с, відбувається утворення більш однорідної структури, з меншими розмірами зерна та збільшення дисперсності включень, які були розподілені рівномірно в об'ємі зерна. Крім

цього, слід зазначити, що для сталі (К + (Al + N + Ti)) за тих самих умов відбувається утворення більш дисперсної структури порівняно із заготовками сталі (К + (Al + N) (рис. 3).

Під час нагрівання сталі (К + (Al + N + +Ti)) вище температури ліквідусу на 50…150 ºС відбувається утворення зерен, що мають розмір, який відповідає 8–9-му номеру.

Виконано порівняння механічних властивостей сталі без попередньої обробки та з попередньою обробкою (після нагріву вище лінії ліквідусу). В результаті попередньої обробки міцність та в'язкість сталей (К + (Al + N) та (К + (Al + N + Ti)) збільшилась в 1,42 раза; плинність − в 1,2 раза порівняно з показниками сталі без попередньої обробки.

Розроблено режими термічної обробки дослідних сталей, що можуть забезпечити утворення однорідної дрібнозернистої структури.

Висновки

1. Досліджено та запропоновано новий вид теплової обробки**,** що включав нагрівання дослідних сталей з легувальною системою (К + (Al + N + Ti)) та (К + (Al + N) вище лінії ліквідусу на 50…150 ºС. Для фіксації високотемпературного стану розплаву після нагрівання дослідних сталей вище лінії ліквідусу на 50…150 ºС було виконано послідуюче охолодження зі швидкостями 10^2…10^5 ºС.

2. Показано, що після нагріву сталей вище лінії ліквідусу на 50…150 ºС дослідних сталей, з легуючою системою (К + (Al + N + Ti)) та (К + (Al + N) та наступного охолодження зі швидкостями 10^2…105 ºС/с формується дисперсна структура, зміцнена дисперсними включеннями, які були розташовані в об'ємі зерна та частково по границях. Розроблено режими термічної обробки дослідних сталей, що забезпечують високий рівень твердості зразків.

3. Установлено, що в дослідних сталях із підвищеним умістом кремнію, марганцю, додатково легованих алюмінієм та азотом при нагріванні до температур на 50…150 ºС вище лінії ліквідусу та наступному охолодженні зі швидкостями 10^2…10^4 ºС/с утворюються зерна, що мають 7–8-й номер. Чим вищою була температура нагрівання розплаву сталі, тим меншим розмір зерна, що має сприяти поліпшенню механічних властивостей.

4. Попередня термічна обробка розплавів дослідних сталей впливає на механічні властивості сплавів: міцність та в'язкість сталей (К + (Al + N), (К + (Al + N + Ti)) збільшилась в 1,42 раза; плинність − в 1,2 раза порівняно з показниками сталі без попередньої обробки.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Калашников Е. В. Термодинамически неустойчивые состояния в эвтектических системах. *Журнал технической физики*. 1997. Т. 67 (4). С. 7–12.
2. Попель П. С., Архангельский Е. Л., Макеев В. В Плотность расплавов железо − бор. *Высокотемпературные расплавы*. 1995. № 1. С. 85–90.
3. Ладьянов В. И., Бельтюков А. Л., Шишмарин А. И. Температурные и концентрационные зависисмости вязкости расплавов системы Fe − B. *Расплавы*. 2005. № 4. С. 34−40.
4. Новохатский И. А., Кисунько В. З., Ладьянов В. И. Структурные превращения в жидком железе и расплавах на его основе. *Сталь.* 1982. № 8. С. 33–37.
5. Філоненко Н. Ю., Галдіна О. М. Дослідження термодинамічної стійкості сплавів системи Fe − B. *Журнал фізичних досліджень.* 2020. Т. 24 (1). С. 1601-1–1601-7.
6. Filonenko N. Yu. Structural state and thermodynamic stability of Al − Cu alloys. *International Journal of Modern Physics B.* 2020. Vol. 34 (8). 2050−057 (11 pages).
7. Філоненко Н. Ю., Бабаченко О. І., Кононенко Г. А Дослідження впливу деформаційної та термічної обробки на фазовий склад сталі. *Український журнал будівництва та архітектури*. 2021. № 6 (006). С. 75–82.
8. Zhang S. Y. Titanium carbonitride based cermets: processes and properties. *Mater Sci Eng A*. 1993. Vol. 163. Pp.141–147.
9. Ettmayer P., Kolaska H., Lengauer W., Dreyer K. Ti (C, N) Cermets metallurgy and properties. *International Journal of Refructory Metals & Hard Materials*. 1995. № 13. Pp. 343–351.

10. Sabitzer C., Steinkellner C., Koller C., Polcik P., Rachbauer R., Mayrhofer P. Diffusion behavior of C, Cr, and Fe in arcevaporated TiN- and CrN-based coatings and the influence on the malstability and hardness. *Surface Coating Technologies.* 2015. № 275. Pp. 185–192.

REFERENCES

1. Kalashnykov Yev.V. *Termodinamicheski neustoychivyye sostoyaniya v evtekticheskikh sistemakh* [Thermodynamically unstable states in eutectic systems]. *Zhurnal tekhnycheskoi fyzyky* [Journal of Technical Physics]. 1997, vol. 67 (4), pp. 7–12. (in Russian).

2. Popel P.S., Arkhanhelskyi E.L. and Makeev V.V *Plotnost rasplavov zhelezo − bor* [Density of iron − borch melts]. *Visokotemperaturniy rasplavi* [High Temperature Melts]. 1995, no. 1, pp. 85–90. (in Russian).

3. Ladianov V.I., Beltiukov A.L. and Shyshmaryn A.I. *Temperaturnie y kontsentratsyonnie zavysysmosty viazkosty rasplavov systemy Fe − B* [Temperature and concentration dependences of the viscosity of melts of the Fe − B system]. *Rasplavy* [Melts]. 2005, no. 4, pp. 34–40. (in Russian).

4. Novokhatskyi Y.A., Kysunko V.Z. and Ladianov V.Y. *Strukturniy prevrashchenyia v zhydkom zheleze y rasplavakh na eho osnove* [Structural transformations in liquid iron and melts based on it] Stal. 1982, no. 8. pp. 33–37. (in Russian).

5. Filonenko N.Yu. and Haldina O.M. *Doslidzhennia termodynamichnoi stiikosti splaviv systemy Fe−B* [Investigation of thermodynamic stability of Fe−B alloys]. *Zhurnal fizychnykh doslidzhen* [Journal of Physical Research]. 2020, vol. 24 (1), pp. 1601-1–1601-7. (in Ukrainian).

6. Filonenko N.Yu. Structural state and thermodynamic stability of Al−Cu alloys. *International Journal of Modern Physics B.* 2020, no. 34(8), 2050−057 (11 pages).

7. Filonenko N.Yu, Babachenko O.I. and Kononenko G.A. *Doslidzhennia vplyvu deformatsiinoi ta termichnoi obrobky na fazovyi sklad stali* [Investigation of the influence of deformation and heat treatment of steel on the phase composition of steel]. *Ukrainskyi zhurnal budivnytstva ta arkhitektury* [Ukrainian Journal of Civil Engineering and Architecture]. 2021, no. 6 (006), pp. 75–82. (in Ukrainian).

8. Zhang S.Y. Titanium carbonitride based cermets: processes and properties. Mater Sci Eng A. 1993, no. 163, pp. 141–147.

9. Ettmayer P., Kolaska H., Lengauer W. and Dreyer K. Ti (C, N) Cermets Metallurgy and Properties. International Journal of Refructory Metals & Hard Materials. 1995, no. 13, pp. 343–351.

10. Sabitzer C., Steinkellner C., Koller C., Polcik P., Rachbauer R. and Mayrhofer P. Diffusion behavior of C, Cr, and Fe in arcevaporated TiN- and CrN-based coatings and the influence on the malstability and hardness. Surface Coating Technologies. 2015, no. 275, pp. 185–192.

Надійшла до редакції: 13.03.2022.