

УДК 621.891

*Ю. О. ГРАДИСЬКИЙ, О. В. КАРПУСЕНКО, О. Г. ЯНЧИК***ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРУ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ**

Розглянуто різноманітні методи підвищення експлуатаційних характеристик (зносостійкості, витривалості, ударної в'язкості), та їх вплив на структуру інструментальних сталей, з яких виготовлено деталі, що перебувають у рухомому стані. Аналіз показав, що одним з факторів який впливає на структуру є швидкість охолодження безпосередньо нанесеного покриття і основи на яку впливає енергія технологічного обладнання. Основними структурними складовими, що впливають на характеристики зміцнених деталей є аустеніт, мартенсит та карбідні включення. Крім наявних структурних складових великий вплив має їх процентне співвідношення та дисперсність карбідних фаз. В даний час не існує єдиної думки щодо значимості швидкості охолодження в структуроутворенні при нанесенні зміцнюючих покриттів.

Ключові слова: експлуатаційні характеристики, швидкість охолодження, структура, фазовий склад.

Постановка проблеми. Підвищення експлуатаційних характеристик (зносостійкості, втомної міцності, ударної в'язкості) деталей машин, що перебувають у рухомому стані, є одним з найбільш актуальних напрямків розвитку сучасного машинобудування. Практично завжди вузли тертя машин і механізмів працюють при одночасному впливові поверхневого навантаження тертям і циклічного навантаження зусиллями (колінчаті вали, осі). Тому становить величезний інтерес вивчення таких систем у плані підвищення надійності з урахуванням зносостійкості й опору втомі [1].

Традиційно, деталі машин і механізмів виготовлені з недорогих і недефіцитних матеріалів, для підвищення їх надійності й довговічності, піддають об'ємному або поверхневому загартуванню, хіміко-термічній, лазерній й іншим видам обробки [2]. Однак традиційні методи поверхневого зміцнення, застосовувані в промисловості, не завжди задовольняють тим вимогам, які пред'являються до нової техніки. У деяких випадках, застосування таких методів важке через дорожнечу, громіздкість устаткування, тривалість процесу, наявність додаткових заключних операцій необхідних для одержання заданих експлуатаційних параметрів. Особливо це необхідно враховувати в умовах ремонтного або дрібносерійного виробництва.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Проаналізуємо наявні в літературі дані про вплив швидкості охолодження при кристалізації, на структуру, фазовий склад сталей і сплавів, властивості матеріалу покриття при його затвердінні з різними швидкостями. Є безліч даних про вплив швидкості охолодження на властивості матеріалів. Однак, наявні відомості по цьому питанню не завжди повні й найчастіше суперечливі [3].

Метою статті є аналіз впливу швидкості охолодження на структуру інструментальних сталей при різних методах зміцнення.

Аналіз впливу швидкості охолодження на структуру інструментальних сталей. Особливий інтерес представляє вивчення впливу швидкості охолодження на структуру і властивості інструментальних

сталей. Управляючи швидкістю охолодження, можна одержувати вироби із заданими властивостями. При виготовленні інструмента, це дозволить виключити з технології деякі додаткові види остаточної обробки, підвищити економічність і знизити собівартість виробів.

В роботі [4] наведені дані, про вплив швидкості охолодження в інтервалі 10...650°C/с на структуру і експлуатаційні характеристики інструментальних сталей з низьким вмістом вольфраму (до 1,1 %).

Автори [4] прийшли до висновку, що охолодження з малими швидкостями (до 450°C/с) не усуває структурну неоднорідність і ліквідацію основних легуючих елементів. При підвищенні швидкості охолодження до 650 °C/с ліквідаційні явища придушуються. Структура при цьому являє собою троостомартенсит з ділянками ледебуридної евтектики. Збільшується дисперсність первинних карбідних і карбонітридних фаз. Властивості такої сталі відповідають рівню властивостей сталей після загартування. Підвищення властивостей пояснюється високою дисперсністю структури, підвищеною легованістю твердого розчину, оптимальною морфологією і розподілом ледебуридної евтектики й зміцнюючих інтерметалідних фаз.

Застосування прискореного охолодження приводить до підвищення міцності, пластичності й в'язкості високовуглецевої сталі У13 [5]. Найбільш оптимальне сполучення, властивостей було отримано при охолодженні зі швидкістю 80°C/с. Більш глибоке охолодження було визнано недоцільним, через підвищений рівень залишкових напружень у металі. Характер поліпшення механічних властивостей можна зв'язати із впливом прискореного охолодження на кінетику перлітного перетворення, а також морфологію перліту, що утвориться, і надлишкових карбідів. Дисперсність пластинчастого перліту в мікроструктурі сталі підвищується, а карбіди дрібні і їх частка з формою, близькою до сферичної, більша. Застосування прискореного охолодження придушує ріст цементитних часток, в

тому числі і вторинних. Це й спричиняє менші розміри і більшу сферичність карбідів. Все це сприяє збільшенню міцності, і пластичності при збереженні необхідного рівня твердості.

Більш детально розглянемо утворення структури швидкорізальної сталі Р6М5 залежно від швидкості охолодження. В літературі є дані про вплив невеликих швидкостей охолодження ($0,1 \dots 10^2$ °C/c) [3], а також є відомості про формування структури при великих швидкостях охолодження ($10^3 \dots 10^7$ °C/c) [6].

Механізм протікання кристалізації при невеликих швидкостях охолодження досить докладно описаний в роботах [3, 7]. Структура швидкорізальної сталі при швидкості охолодження $0,1 \dots 1$ °C/c, являє собою аустеніт плюс дисперсні карбіди. Крім того, у сталі присутній δ -ферит (продукти його розпаду). При швидкості охолодження $0,4$ °C/c, спостерігається стрибкоподібне зменшення δ -фериту практично до нуля. За іншим даними [8], поява метастабільного δ -фериту в структурі сталі починається при швидкості охолодження більше 10^5 °C/c. На думку авторів [3] наявність залишкової δ -фази неминуча навіть при дуже великих швидкостях охолодження.

При малих швидкостях охолодження, структура сталі неоднорідна, зерна аустеніту великі і характеризуються хімічною неоднорідністю. Карбідні включення утворюються як всередині зерна аустеніту, так і по його границях, у вигляді великих часток, які є концентраторами напружень і знижують механічні властивості. Ступінь зниження механічних властивостей визначається розміром цих карбідів [9].

Збільшення швидкості охолодження до 10^2 °C/c не викликає якісних змін механізму і кінетики фазових перетворень при затвердінні сталі Р6М5 і приводить лише до здрібнювання структурних складових [3].

Подібні результати були отримані в роботі [6]. При затвердінні швидкорізальної сталі до швидкостей охолодження $5 \times 10^2 \dots 10^3$ °C/c структура складається з перитектичного аустеніту і аустенітно-карбідної евтектики. При подальшому збільшенні тепловідводу, фазовий склад сталі змінюється - в її структурі з'являється δ -твердий розчин.

На думку інших авторів [10], δ -ферит в структурі швидкорізальної сталі відсутній. Такої ж думки дотримуються автори роботи [8]. При кристалізації зі швидкістю охолодження в межах $10 \dots 10^3$ °C/c структура швидкорізальної сталі являє собою сукупність рівноосних дендритів первинного аустеніту з пластинчастою карбідною евтектикою у міждендритних проміжках. Фазовий склад включає мартенсит, залишковий аустеніт і складнолеговані карбіди типу Me_2C . Збільшення швидкості охолодження в зазначеному інтервалі приводить до зменшення величини дендритних зерен без зміни їх морфології, і до збільшення кількості залишкового аустеніту.

Порівнюючи результати роботи [8] з іншими джерелами [10 - 13] можна припустити, що при швидкості охолодження не більше 10^3 °C/c, термічне переохолодження розплаву не відбувається. Склад фаз, що кристалізуються, практично визначається рівноважною діаграмою стану [14], отже утворення аустеніту відбувається по перитектичній реакції $\text{L} + \delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$.

Швидкість охолодження більше 10^3 °C/c характерна тим, що при таких швидкостях охолодження виділення аустеніту при кристалізації відбувається безпосередньо з рідкого стану [15]. На думку інших авторів [6, 10] кристалізація безпосередньо з розплаву починається зі швидкості охолодження більше 10^4 °C/c. При цьому, основним елементом структури є продукти розпаду γ -твердого розчину і евтектичні карбіди.

Відзначено [15], що в умовах прискореного охолодження, поряд з прямим виділенням аустеніту з розплаву, можливо його утворення по перитектичній реакції, однак вона характеризується низьким ступенем завершеності і придушується при швидкості охолодження $10^3 \dots 10^5$ °C/c, а при швидкостях охолодження більше 5×10^3 °C/c - придушується утворення δ -фериту.

Збільшення швидкості охолодження до 10^4 °C/c приводить до трансформації форм кристалізації первинного аустеніту від майже рівноважних дендритних зерен до розгалужених дендритів з чіткою анізотропією росту первинних і вторинних стовбурів. Спостерігається різке збільшення їх розмірів. При швидкості охолодження 10^4 °C/c переважною фазою в структурі сталі є аустеніт. В міждендритних проміжках зберігається евтектика на базі карбіду Me_2C [8]. Кількість мартенситу не перевищує 6 %.

В роботі [12] встановлено, що при охолодженні розплаву, зі швидкостями $10^4 \dots 4 \times 10^5$ °C/c основними фазами в структурі швидкорізальної сталі є мартенсит, аустеніт і карбіди типів MC , M_2C і M_6C . Збільшення швидкості охолодження в даному інтервалі приводить до збільшення частки аустеніту і відповідно, зменшенню кількості мартенситу при одночасному зниженні вмісту вуглецю і легуючих елементів у мартенситі. Структурна неоднорідність зберігається і при охолодженні з великими швидкостями - гілки дендритів складаються з пластинчастого мартенситу і високолегованого аустеніту, а карбіди зосереджені в міждендритному просторі, утворюючи суцільний каркас в об'ємі часток.

Значне пересичення первинного і евтектичного аустеніту вуглецем і легуючими елементами при швидкостях охолодження $10^3 \dots 10^5$ °C/c виявлено в роботі [15]. Таке пересичення надалі зберігається і у мартенситі.

Дослідження структури при швидкості охолодження $10^3 \dots 10^5$ °C/c [6], показало, що евтектика має стрижневу морфологію і тільки при охолодженні зі швидкістю більше 10^5 °C/c спостерігається утворення структури тонкого конгломерату фаз. Подальше підвищення швидкості охолодження до 10^6 °C/c приводить до виродження дендритних форм кристалізації і утворенню переважно дрібнозернистої структури [10].

В умовах надвисоких швидкостей охолодження (10^6 °C/c) структура швидкорізальної сталі складається δ -фериту і евтектики - аустеніт евтектичний і карбіди [6]. Однак, за даними [8] в інтервалі швидкостей охолодження $5 \times 10^4 \dots 5 \times 10^5$ °C/c поряд із залишковим аустенітом спостерігається значна кількість (до 80 %) α -фази. Зовсім інші дані отримані в роботі [15]. При швидкостях охолодження $10^4 \dots 10^5$ °C/c структура швидкорізальної сталі має максимальну кількість залишкового аустеніту (до 50 - 60 %). Зміна кількості

аустеніту в залежності від швидкості охолодження наведена на рис. 1.

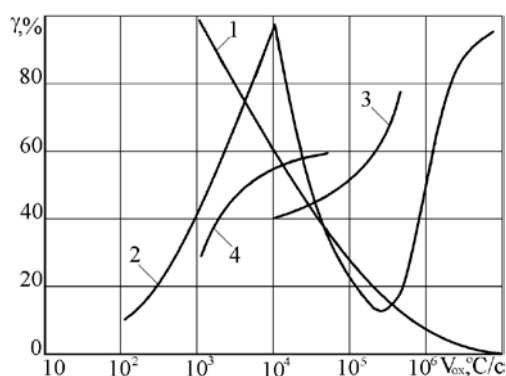


Рис. 1 – Кількість залишкового аустеніту залежно від швидкості охолодження за даними робіт (1 – [6], 2 – [8], 3 – [12], 4 – [15])

При охолодженні розплаву швидкорізальної сталі зі швидкістю більше 10^6 °C/с структура сталі являє собою зерна δ -фериту оточені карбідною евтектикою. При швидкості охолодження 10^7 °C/с утворюються дендрити δ -фериту [6]. Автори [12] висловлюють думку, що охолодження зі швидкістю $10^6 \dots 10^7$ °C/с приведе до утворення δ -фериту, аустеніту і карбідів. І тільки при швидкостях охолодження, близьких до 10^8 °C/с [16], структура швидкорізальної сталі буде майже повністю складатися з δ -фериту.

Висновки. З проведеного аналізу літературних джерел можна зробити висновок, що в даний час немає єдиної думки щодо механізму структуроутворення в швидкорізальних сталях при охолодженні з високими і надвисокими швидкостями. А як відомо [10], експлуатаційні властивості виробів багато в чому визначаються структурою і фазовим складом вихідного металу.

В даний час сформувався дві думки з приводу фазового складу структури швидкорізальної сталі, що формується при швидкому її охолодженні. На думку одних [10, 12, 15] в структуру швидкорізальної сталі входять наступні фази: α -твердий розчин (мартенсит), аустеніт і карбіди. На думку інших [6, 7, 8, 17], при великих швидкостях охолодження крім мартенситу, аустеніту, карбідів у структуру входить δ -ферит - м'яка структурна складова.

Однак, всі дослідники прийшли до єдиної думки, що хімічний склад, кількісне співвідношення і характер розподілу фаз змінюються в широких межах залежно від швидкості охолодження при кристалізації.

Список літератури: 1. Высоцкий, М. С. Трибофатика: новые пути для повышения надежности машин [Текст] / М. С. Высоцкий, В. Н. Корешков, В. А. Марченко и др. // Вести АН Беларуси. Серия физико-технических наук. – 1994. – № 4. – С. 32–41. 2. Черновол, М. И. Восстановление и упрочнение деталей сельскохозяйственной техники [Текст] / М. И. Черновол. – К.: УМКВО, 1989. – 255 с. 3. Нижниковская, П. Ф. Влияние скорости охлаждения на механизм и кинетику фазовых превращений при затвердевании W-быстрорежущих сталей [Текст] / П. Ф. Нижниковская, Е. П. Калинушкин, Е. В. Аршава, О. С. Якушев // Митом. – 1987. – № 9. – С. 7–11. 4. Ональчук, А. С. Влияние скорости охлаждения при кристаллизации на структурообразование и свойства инструментальных сталей [Текст] / А. С. Ональчук, С. Е. Кондратюк, Али Хатра, В. Н. Моисеенко // Процессы литья. – 1995. – № 1. – С. 69–

73. 5. Трусов, В. А. Влияние ускоренного охлаждения на структуру и свойства высокоуглеродистой инструментальной стали [Текст] / В. А. Трусов, В. Т. Жадан, И. Е. Оратовская и др. // Известия вузов. Черная металлургия. – 1989. – № 3. – С. 104–109. 6. Калинушкин, Е. П. Влияние скорости охлаждения при кристаллизации порошковых быстрорежущих сталей на формирование их первичной структуры [Текст] / Е. П. Калинушкин, Е. В. Аршава, О. С. Якушев // Митом. – 1987. – № 9. – С. 13–17. 7. Нижниковская, П. Ф. Формирование структуры быстрорежущей стали при кристаллизации [Текст] / П. Ф. Нижниковская, Е. П. Калинушкин, Л. М. Скачковский, Г. Ф. Демченко // Митом. – 1982. – № 11. – С. 23–30. 8. Есин, В. О. Влияние скорости охлаждения расплава на процесс кристаллизации и структурные характеристики быстрорежущей стали [Текст] / В. О. Есин, В. Л. Гиришов, В. А. Сазонова и др. // Расплавы. – 1988. – Т. 2, Вып. 3. – С. 39–45. 9. Гуляев, А. П. Основы металловедения порошковых сплавов [Текст] / А. П. Гуляев // Митом. – 1988. – № 11. – С. 28–33. 10. Попандупуло, А. Н. Структура и фазовый состав различнолегированных порошковых быстрорежущих сталей [Текст] / А. Н. Попандупуло, Г. Э. Титенская // Митом. – 1982. – № 10. – С. 6–8. 11. Короткова, Л. П. Исследование распыленных порошков быстрорежущих сталей [Текст] / Л. П. Короткова, Г. Г. Мухин, М. С. Павлов // Известия вузов. Машиностроение. – 1980. – № 6. – С. 91–94. 12. Озерский, А. Д. Структура быстрорежущей стали при больших скоростях затвердевания [Текст] / А. Д. Озерский, Х. Фишмайстер, А. Олссон, Г. А. Панова // Митом. – 1984. – № 3. – С. 19–24. 13. Петров, А. К. Исследование кристаллизации металлических порошков быстрорежущих сталей, получаемых путем распыления жидкой фазы [Текст] / А. К. Петров, И. С. Мирошнichenko, В. В. Парабин и др. // Порошковая металлургия. – 1973. – № 1. – С. 16–20. 14. Мирошнichenko, И. С. Закалка из жидкого состояния [Текст] / И. С. Мирошнichenko. – М.: Металлургия, 1982. – 167 с. 15. Мухин, Г. Г. О природе высокой твердости распыленных быстрорежущих сталей [Текст] / Г. Г. Мухин, Л. П. Короткова // Митом. – 1982. – № 10. – С. 8–11. 16. Rayment, J. J. The asquenched microstructure and tempering behavior of rapidly solidified tungsten steels [Text] / J. J. Rayment, B. Cantor // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1981. – Vol. 12, № 9. – P. 1557–1568. doi:10.1007/bf02643561 17. Чернышева, Т. А. Влияние фракционного состава исходных порошков на структуру и свойства быстрорежущих сталей [Текст] / Т. А. Чернышева, Л. К. Болотова, А. П. Гуляев, Л. П. Сергиенко // Митом. – 1987. – № 9. – С. 17–19.

Bibliography (transliterated): 1. Vysockij, M. S., Korshkov, V. N., Marchenko, V. A. i dr. (1994). Tribofatika: novye puti dlya povysheniya nadezhnosti mashin. Vesti AN Belarusi. Seriya fiziko-tekhnicheskix nauk, 4, 32–41. 2. Chernovol, M. I. (1989). Vosstanovlenie i uprochnenie detalej selskoxozyajstvennoj texniki. Kiev: UMKVO, 255. 3. Nizhnikovskaya, P. F., Kalinushkin, E. P., Arshava, E. V., Yakushev, O. S. (1987). Vliyanie skorosti oxlazhdeniya na mexanizm i kinetiku fazovyx prevrashhenij pri zatverdevanii W – Mo - bystrozrezhushhix stalej. Mitom, № 9, 7–11. 4. Onalchuk, A. S., Kondratyuk, S. E., Ali, Xatra, Moiseenko, V. N. (1995). Vliyanie skorosti oxlazhdeniya pri kristallizacii na strukturoobrazovanie i svojstva instrumentalnyx stalej. Processy litya, № 1, 69–73. 5. Trusov V. A., Zhadan V. T., Oratovskaya I. E. i dr. (1989). Vliyanie uskorennoogo oxlazhdeniya na strukturu i svojstva vysokouglerodistoj instrumentalnoj stali. Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya, № 3, 104–109. 6. Kalinushkin, E. P., Arshava, E. V., Yakushev, O. S. (1987). Vliyanie skorosti oxlazhdeniya pri kristallizacii poroshkovyx bystrozrezhushhix stalej na formirovanie ix pervichnoj struktury. Mitom, № 9, 13–17. 7. Nizhnikovskaya, P. F., Kalinushkin, E. P., Skachovskij, L. M., Demchenko, G. F. (1982). Formirovanie struktury bystrozrezhushhej stali pri kristallizacii // Mitom, № 11, 23–30. 8. Esin, V. O., Girshov, V. L., Sazonova, V. A. i dr. (1988). Vliyanie skorosti oxlazhdeniya rasplava na process kristallizacii i strukturnye karakteristiki bystrozrezhushhej stali // Rasplavy, T. 2, V. 3, 39–45. 9. Gulyaev, A. P. (1988). Osnovy metallovedeniya poroshkovyx splavov. Mitom, № 11, 28–33. 10. Popandapulo, A. N., Titenskaya, G. E. (1982). Struktura i fazovyy sostav razlichnolegirovannyx poroshkovyx bystrozrezhushhix stalej. Mitom, № 10, 6–8. 11. Korotkova, L. P., Muxin, G. G., Pavlov, M. S. (1980). Issledovanie raspyleennyx poroshkov bystrozrezhushhix stalej. Izvestiya vuzov. Mashinostroenie, № 6, 91–94. 12. Ozerskij, A. D., Fishmajster, X., Olsson, A., Panova, G. A. (1984). Struktura bystrozrezhushhej stali pri bolshix skorostyax zatverdevaniya. Mitom, № 3, 19–24. 13. Petrov, A. K., Miroshnichenko, I. S., Parabin, V. V. i dr. (1973). Issledovanie kristallizacii metallicheskich poroshkov bystrozrezhushhix stalej, poluchaemyx putem raspylenniya zhidkoj fazy. Poroshkovaya metallurgiya, № 1, 16–20. 14. Miroshnichenko, I. S. (1982). Zakalka iz zhidkogo sostoyaniya. Moscow: Metallurgiya, 167. 15. Muxin, G. G.,

Korotkova, L. P. (1982). O prirode vysokoj tverdosti raspylennykh bystrorezhushhix stalej // MiTOM, № 10, 8–11. 16. Rayment, J. J., Contor, B. (1981). Met. Trans. A. 12A, № 9, 1557. doi:[10.1007/bf02643561](https://doi.org/10.1007/bf02643561) 17. Chernysheva, T. A., Bolotova, L. K.,

Gulyaev, A. P., Sergienko, L. P. (1987). Vliyanie frakcionnogo sostava isходnykh poroshkov na strukturu i svoystva bystrorezhushhix stalej // MiTOM, № 9, 17–19.

Надійшла (received) 04.11.2015

Відомості про авторів / Сведения об авторах / About the Authors

Градиський Юрій Олександрович – кандидат технічних наук, Харківський національний технічний університет сільського господарства ім. Петра Василенка, доцент кафедри “Деревообробувальних технологій і системотехніки лісового комплексу”; вул. Артема, 44, м. Харків, Україна, 61002; тел.: 067-571-78-48; e-mail: kafolk@bigmir.net.

Градиський Юрий Александрович – кандидат технических наук, доцент, Харьковский национальный технический университет сельского хозяйства им. Петра Василенка, доцент кафедры “Деревообрабатывающих технологий и системотехники лесного комплекса”; ул. Артема, 44, г. Харьков, Украина, 61002; тел.: 067-571-78-48; e-mail: kafolk@bigmir.net.

Gradysky Yuri – Ph.D., associate professor, Petro Vasilenko Kharkov National Technical University of Agriculture, an assistant professor of "Woodworking technologies and systems engineering of forest complex"; Artem st., 44, Kharkov, Ukraine, 61002; tel.: 067-571-78-48; e-mail: kafolk@bigmir.net.

Карпусенко Олексій Вікторович – аспірант, Харківський національний технічний університет сільського господарства ім. Петра Василенка, кафедра “Деревообробувальних технологій і системотехніки лісового комплексу”; вул. Артема, 44, м. Харків, Україна, 61002; тел.: 0572-62-21-25; e-mail: kafolk@bigmir.net.

Карпусенко Алексей Викторович – аспирант, Харьковский национальный технический университет сельского хозяйства им. Петра Василенка, кафедра “Деревообрабатывающих технологий и системотехники лесного комплекса”; ул. Артема, 44, г. Харьков, Украина, 61002; тел.: 0572-62-21-25; e-mail: kafolk@bigmir.net.

Karpysenko Alexey - postgraduate student, Petro Vasilenko Kharkiv National Technical University of Agriculture, assistant of "Woodworking technology and systems engineering of forest complex"; Artem st., 44, Kharkov, Ukraine, 61002; tel.: 0572-62-21-25; e-mail: kafolk@bigmir.net.

Янчик Олександр Григорович – кандидат технічних наук, старший науковий співробітник, Харківський національний технічний університет “Харківський політехнічний інститут”, доцент кафедри “Охорона праці та навколишнього середовища”, вул. Фрунзе, 21, м. Харків, Україна, 61000; тел.: 067- 225-24-97; e-mail: alex_yanchik@ukr.net.

Янчик Александр Григорьевич – кандидат технических наук, старший научный сотрудник, Харьковский национальный технический университет “Харьковский политехнический институт”, доцент кафедры “Охрана труда и окружающей среды”, ул. Фрунзе, 21, г. Харьков, Украина, 61000; тел.: 067-225-24-97; e-mail: alex_yanchik@ukr.net.

Yanchik Alexander – Ph.D., senior researcher, Kharkiv National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Associate Professor of "Health and Environment"; Frunze st., 21, Kharkov, Ukraine, 61000; tel.: 067-225-24-97; e-mail: alex_yanchik@ukr.net.