

строительства и архитектуры, доцент кафедры "Материаловедения и обработки материалов"; ул. Чернышевского, 24а, г. Днепропетровск, Украина, 49600; тел: 066-305-64-51; e-mail: [kalinina-ne@yandex.ru](mailto:kalinina-ne@yandex.ru).

**Калінін Олександр Васильович** – кандидат технічних наук, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, доцент кафедри "Матеріалознавства та обробки матеріалів"; вул. Чернишевського, 24а, м. Дніпропетровськ, Україна, 49600; тел: 066-305-64-51; e-mail: [kalinina-ne@yandex.ru](mailto:kalinina-ne@yandex.ru).

**Kalinin Alexander** – candidate of technical sciences, Dnieper State Academy of Construction and Architecture; st. Chernyshevskogo, 24a, Dnepropetrovsk, Ukraine, 49600; phone: 066-305-64-51; e-mail: [kalinina-ne@yandex.ru](mailto:kalinina-ne@yandex.ru).

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  $\delta$ -ферит (продукти його розпаду). При швидкості охолодження  $0,4$ °C/c, спостерігається стрибкоподібне зменшення  $\delta$ -фериту практично до нуля. За іншими даними [8], поява метастабільного  $\delta$ -фериту в структурі сталі починається при швидкості охолодження більше  $10^5$ °C/c. На думку авторів [3] наявність залишкової  $\delta$ -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  $\delta$ -твердий розчин.

На думку інших авторів [10],  $\delta$ -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  $L + \delta-Fe \rightarrow \gamma-Fe$ .

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  $\gamma$ -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  $5 \times 10^3$ °C/c - придушується утворення  $\delta$ -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  $\delta$ -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 %)  $\alpha$ -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.

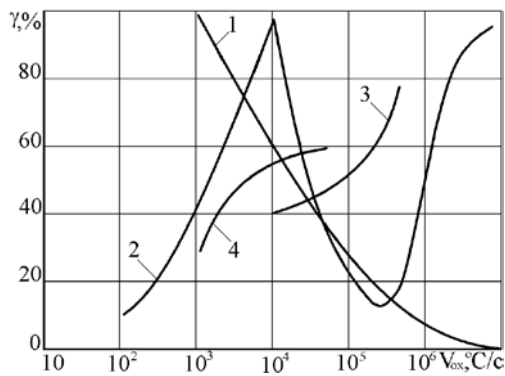


Рис. 1 – Кількість залишкового аустеніту залежно від швидкості охолодження за даними робіт (1 – [6], 2 – [8], 3 – [12], 4 – [15])

При охолодженні розплаву швидкорізальної сталі зі швидкістю більше  $10^6$  °C/c структура сталі являє собою зерна  $\delta$ -фериту оточені карбідною евтектикою. При швидкості охолодження  $10^7$  °C/c утворюються дендрити  $\delta$ -фериту [6]. Автори [12] висловлюють думку, що охолодження зі швидкістю  $10^6 \dots 10^7$  °C/c приведе до утворення  $\delta$ -фериту, аустеніту і карбідів. І тільки при швидкостях охолодження, близьких до  $10^8$  °C/c [16], структура швидкорізальної сталі буде майже повністю складатися з  $\delta$ -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:  $\alpha$ -твердий розчин (мартенсит), аустеніт і карбіди. На думку інших [6, 7, 8, 17], при великих швидкостях охолодження крім мартенситу, аустеніту, карбідів у структуру входить  $\delta$ -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-Mo-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. Мирошниченко, В. В. Парабин и др. // Порошковая металлургия. – 1973. – № 1. – С. 16–20. 14. *Мирошниченко, И. С.* Закалка из жидкого состояния [Текст] / И. С. Мирошниченко. – 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 sel'skoxozyajstvennoj 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 - bystrorezhushhix 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 instrumental'nyx stalej. Processy litya, № 1, 69–73. 5. *Trusov V. A., Zhadan V. T., Oratovskaya I. E. i dr.* (1989). Vliyanie uskorenogo 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 bystrorezhushhix 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 bystrorezhushhej 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 bystrorezhushhej 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 bystrorezhushhix stalej. MiTOM, № 10, 6–8. 11. *Korotkova, L. P., Muxin, G. G., Pavlov, M. S.* (1980). Issledovanie raspylenyx poroshkov bystrorezhushhix stalej. Izvestiya vuzov. Mashinostroenie, № 6, 91–94. 12. *Ozerskij, A. D., Fishmajster, X., Olsson, A., Panova, G. A.* (1984). Struktura bystrorezhushhej stali pri bolshix skorostyax zatverdevaniya. MiTOM, № 3, 19–24. 13. *Petrov, A. K., Miroshnichenko, I. S., Parabin, V. V. i dr.* (1973). Issledovanie kristallizacii metallicheskix poroshkov bystrorezhushhix stalej, poluchaemyx putem raspylennyia zhidkoj fazy. Poroshkovaya metallurgiya, № 1, 16–20. 14. *Miroshnichenko, I. S.* (1892). Zakalka iz zhidkogo sostoyaniya. Moscow: Metallurgiya, 167. 15. *Muxin, G. G.,*

Korotkova, L. P. (1982). O prirode vysokoy 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 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 сільськогосподарства 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](mailto: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](mailto: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](mailto:kafolk@bigmir.net).

**Карпуненко Олексій Вікторович** – аспірант, Харківський національний технічний університет сільськогосподарства 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](mailto:kafolk@bigmir.net).

**Карпуненко Алексей Викторович** – аспірант, 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](mailto: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](mailto: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](mailto: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](mailto: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](mailto:alex_yanchik@ukr.net).

УДК 669.715:621.746

**Г. Н. ТРЕГУБЕНКО**

### ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ВОДОРОДА МЕЖДУ ФАЗАМИ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Рассмотрено перераспределение водорода между фазами при кристаллизации алюминия и его сплавов. Получены выражения для расчета текущих значений в процессе затвердевания алюминия и его сплавов концентраций водорода в пограничном диффузионном слое, на фронте кристаллизации, в объеме оставшегося расплава, эффективного коэффициента распределения водорода, толщины пограничного диффузионного слоя, коэффициента массопереноса водорода, критерия Стэнтона. Результаты исследований можно применять на практике с целью оптимизации технологического процесса получения качественных отливок из алюминия и его сплавов.

**Ключевые слова:** алюминий, затвердевание, перераспределение, водород, фронт кристаллизации, коэффициент распределения, пограничный диффузионный слой.

**Введение.** Алюминий является одним из важнейших металлов как для экономики Украины, так и других стран. Сейчас в мире производится ~ 50 млн. тонн алюминия в год и по объемам его потребления он уступает только стали. Алюминий используется практически во всех областях человеческой деятельности. Поэтому актуальной задачей является получение качественных металлоизделий из алюминия и его сплавов.

Анализ закономерностей взаимодействия газов с алюминием и его сплавами позволяет заключить, что преобладающая часть дефектов при их производстве в той или иной мере связана с газами. При этом, основное негативное влияние на качество изделий из алюминия и его сплавов оказывает водород, содержание которого в металле составляет 80 – 90 % от общего объема газов.

© Г. Н. Трегубенко. 2015