

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.

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.

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.

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/c 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/c) не усуває структурну неоднорідність і ліквідацію основних легуючих елементів. При підвищенні швидкості охолодження до 650 °C/c 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 легуваністю 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/c. 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 дрібнювання 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 $L + \delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$.

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.

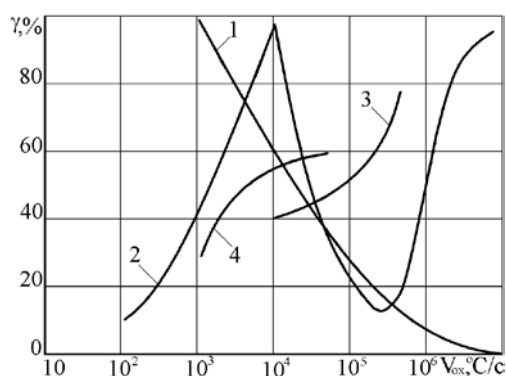


Рис. 1 – Кількість залишкового аустеніту залежно від швидкості охолодження за даними робіт (1 – [6], 2 – [8], 3 – [12], 4 – [15])

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 сформувалося 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-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, полученных 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 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, 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 raspylenyx 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 vysokoy tverdosti raspylennykh bystrorezhushchikh 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 iskhodnykh poroshkov na strukturu i svoystva bystrorezhushchikh 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 – 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.

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.

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