

дизельного биотоплива от основных режимных и технологических параметров оборудования.

**Этерификация, мощность, удельная энергоемкость, рапсовое масло, дизельное биотопливо.**

*The experimental research results specific energy consumption dependence for the biodiesel production and main operational and process parameters equipment are given.*

**Etherification, power, specific energy intensity, rapeseed oil, biodiesel.**

УДК 669.18.621:539.21

## **ПЕРСПЕКТИВИ ПІДВИЩЕННЯ РЕСУРСУ РОБОТИ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ СІЛЬСЬКОГОСПОДАРСЬКИХ МАШИН**

**Є.Г. Афтандіянц, доктор технічних наук  
О.В. Зазимко, К.Г. Лопатько, кандидат технічних наук**

*Приведено перспективні напрямки підвищення ресурсу роботи відповідальних деталей сільськогосподарських машин.*

**Ресурс, наночастинка, дисперсійне зміцнення, карбіди, нітриди, ванадій, ведуче колесо, каток, ланка гусениці, трактор.**

**Постановка проблеми.** Структура матеріалів, застосованих в сільське господарському машинобудуванні країни, нераціональна і є гальмом для успішного вирішення задачі підвищення технічного рівня машин, що випускаються. Наприклад, частка високоміцних сталей в загальному об'ємі вживаного лиття і прокату з чорних металів складає 6% проти 18-20% в сільське господарському машинобудуванні розвинутих країн. В конструкціях машин в основному застосовуються традиційні конструкційні матеріали, сортамент і якість яких не відповідають сучасним вимогам. Це є однією з причин того, що близько 40% сільськогосподарських машин, що випускаються, і 30% тракторів мають в порівнянні із зарубіжними аналогами високу металоємність, недостатній ресурс і довічність окремих вузлів, що особливо працюють в умовах абразивного зносу.

Наприклад, встановлені на культиваторі робочі органи зарубіжної фірми «Lemken» по терміну служби перевершують вітчизняні аналоги в 10 разів. Порівняно з класичними сільгоспмашинами застосування такої техніки дозволяє понизити витрати паливо мастильних матеріалів до 30% і скоротити терміни польових робіт.

Технічна забезпеченість сільського господарства України продовжує залишатися на достатньо низькому рівні. Останнім часом одночасно із зрушенням об'ємів сільськогосподарського виробництва скорочувався і парк сільськогосподарської техніки. Велика частина техніки, що є в господарствах, відпрацювала по два і більш нормативних терміну.

Для відновлення колишнього рівня сільського господарства потрібно значно збільшити кількість і якість продукції сільськогосподарського машинобудування. Зробити це за рахунок імпорту неможливо, оскільки імпортна техніка в 2 - 3 рази дорожче вітчизняної.

Тому розробка нових способів підвищення ресурсу роботи відповідальних деталей сільськогосподарських машин є актуальною проблемою.

**Аналіз останніх досліджень.** Експлуатаційні властивості конструкційних сталей визначаються поєднанням значень таких їх характеристик, як міцність, пластичність, втомна міцність, хладостійкість, в'язкість руйнування, зносостійкість і ряду інших.

Найменш сприятливе поєднання зазначених властивостей в вуглецевої сталі, оскільки підвищення міцності по мірі збільшення вмісту вуглецю супроводжується закономірним зниженням пластичності, в'язкості руйнування та інших характеристик.

Формування необхідного поєднання значень експлуатаційних властивостей досягається легуванням і модифікуванням елементами, що забезпечують зменшення структурної неоднорідності сталі, підвищення міцності твердого розчину і ступеня дисперсійного зміцнення металу.

По ефективності зміцнення сталі, легуючі елементи розташовуються в такій послідовності: Ni, Si, Mn, Cr, Mo, C, N, V. Найбільш істотне та економне зміцнення конструкційної сталі досягається при легуванні ванадієм і азотом. Це визначається особливостями виділення карбідів і нітридів ванадію. При необхідних термодинамічних умовах їх виділення в аустеніті та фериті легко здійснюється безпосередньо з твердого розчину на дефектах кристалічної структури матричного металу. При легуванні іншими елементами термодинамічні, кінетичні або кристалографічні умови дисперсного і рівномірного виділення карбідної фази менш

сприятливі.

На підставі аналізу фізико-механічних властивостей конструкційних сталей різних систем легування можна укласти, що для комплексного формування сприятливого співвідношення високого рівня їх міцності і пластичних властивостей при мінімальній витраті легуючих елементів хімічний склад сталі, режими її модифікування та термічної обробки повинні забезпечувати диспергування всіх елементів структури і зменшення первинної та вторинної хімічної і фізичної неоднорідності виливків.

Матеріали у ультрадисперсного стані (розміри порядку нанометрів) мають специфічні властивості, які обумовлені особливостями формування структури і наявністю великої кількості атомів, що знаходяться на поверхні наноматеріалу. Наприклад, частка атомів, що опинилися на поверхні частинок нікелю з середнім розміром 5 нм досягає 15%, в той час як для монокристала Ni розміром 1 см - порядку  $10^{-6}\%$  [1].

Внаслідок некомпенсованості зв'язків атомів, що у приповерхневих шарах нанорозмірних частинок, порушується симетрія розподілу сил, що діють на них. Це призводить до збільшення вільної енергії їх поверхні в порівнянні з макро-і мікророзмірними матеріалами і, як наслідок, до інтенсифікації процесів адсорбції, іонного і атомного обмінів тощо Поверхневі атоми вносять істотний внесок у термодинамічні характеристики нанорозмірних твердих тіл і в значній мірі визначають структурні переходи і температуру плавлення наночастинок, які часто називають енергонасиченими системами [1].

Специфічні властивості сталей і сплавів, що містять нанорозмірні елементи структури, відкривають широкі можливості для створення нових ефективних матеріалів і використання їх в техніці, медицині та сільському господарстві.

Тому становить теоретичний і практичний інтерес розробка комплексних принципів раціонального легування вуглецем, марганцем, кремнієм, хромом, ванадієм і азотом, режимів модифікування та різних видів термічної обробки з метою отримання нанорозмірних елементів структури і доведення рівня фізико - механічних властивостей економнолегованих конструкційних сталей до рівня хромомолібденових і хромонікелемолібденових з підвищеним ресурсом роботи.

**Мета досліджень.** Розробити нові способи підвищення ресурсу роботи відповідальних деталей сільськогосподарських машин.

**Результати досліджень.** Формування нанооб'єктів в твердій фазі можливо в результаті розпаду твердих розчинів. Отримання

нанорозмірних об'єктів (карбідів, нітридів, інтерметалідів та інш.) при розпаді твердих розчинів використовується при виготовленні загартованих і відпущених матеріалів та дисперсійно -твердих сплавів.

Процес полягає в нагріві сплаву до високої температури (як правило вище за температуру фазових перетворень), для розчинення великих первинних фаз і гомогенізації твердого розчину, фіксації отриманого стану швидким охолодженням (загартуванням) і виділенні з твердого розчину дисперсних вторинних фаз в процесі відпуску або старіння. Типовий розподіл вторинних фаз (карбідів, нітридів, інтерметалідів та інш.) показаний на рис. 1.

Одним з відомих прикладів розпаду твердого розчину є формування в Al - Cu сплавах зон Гинье-Престона, товщиною 0,5-1,0 нм і діаметром 4-10 нм, їх перетворення, при нагріві і витримці, в метастабільну фазу, товщиною 10 нм і діаметром до 150 нм, яка в процесі подальшого нагріву і витримки перетворюється на стабільну фазу  $Al_2Cu$ . Іншим характерним прикладом є виділення з твердих розчинів сплавів карбідів, нітриду, інтерметаллідів і інших фаз розміром від 1 нм і більше.

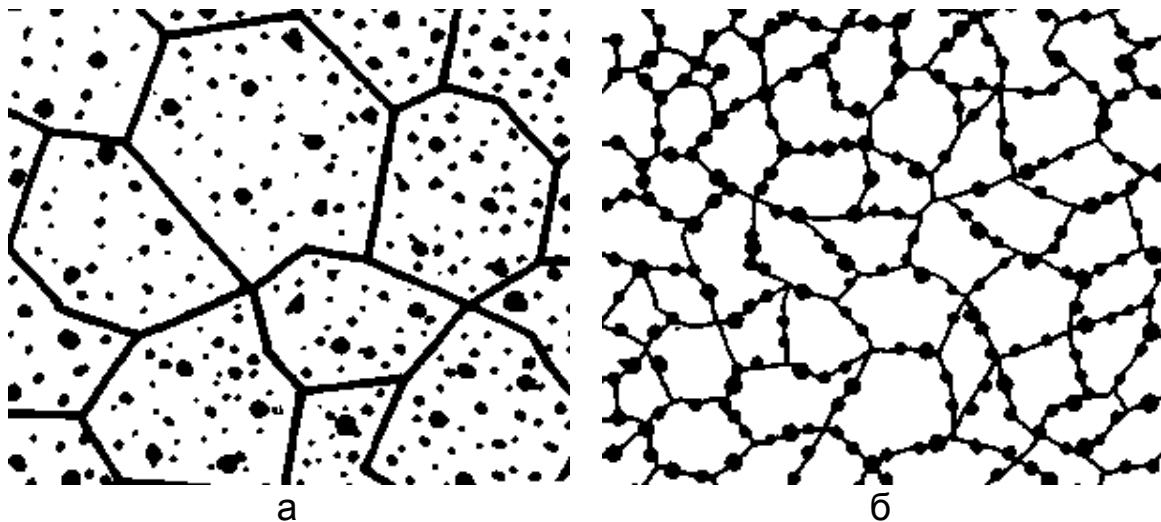


Рис. 1. Дисперсна (а) і агрегатна (б) структура дисперсійно - твердих сплавів.

Термічна обробка сплавів, властивості яких визначаються дисперсністю і розподілом вторинної фази, має ряд особливостей. Температура нагріву і витримка сплавів перед загартуванням визначаються умовами максимального розчинення вторинних фаз в матриці і мінімального розміру зерна. Збільшення температури нагріву і часу витримки під загартування призводить до інтенсифікації процесу розчинення вторинних фаз і одночасно до зростання зерен. Відпуск або старіння після загартування

призводить до виділення і коагуляції вторинних фаз, розмір і розподіл яких істотно залежать від режимів термічної обробки і хімічного складу сплаву.

Процес виділення вторинних фаз залежить від зміни вільної енергії системи і термодинамічних параметрів фазових перетворень, які визначають послідовність структурних станів сплаву і закономірності зародження центрів нових фаз і їх зростання. Параметри термічної обробки і хімічний склад матеріалу чинять неоднозначний вплив на дисперсність і розподіл вторинних фаз.

Температура рівноваги різних фаз в металі істотно залежить не стільки від абсолютної зміни вільної енергії системи, скільки від співвідношення зміни вільних енергій початкової фази та фази, що утворюється. Якщо зміна вільної енергії початкової фази, наприклад при легуванні фериту, повністю або значною мірою унаслідкується в процесі фазового перетворення, фазою, що утворюється, наприклад аустенітом, то зміщення температури початку фазового перетворення при нагріві відбуватиметься в область вищих температур. У випадку якщо унаслідкується частина зміни вільної енергії початок процесу буде зміщуватися в область нижчих температур.

Необхідною умовою отримання дисперсних фаз є їх розчинення в процесі високотемпературного нагріву. Температура рівноваги вторинних фаз і твердого розчину визначається термодинамічною активністю компонентів фаз і вільною енергією їх утворення в розчині, які, у свою чергу, залежать від хімічного складу. Наприклад, температури рівноваги нітриду алюмінію, ванадію і церію, а також карбідів ванадію в аустеніті можуть бути розраховані за наступними рівняннями:

$$T_{VN} = (-9473 + 2436[V] + 8950[N] + 932[C] + 160[Mn] - 67[Si] + 419[Cr] + 1610[Al] + 411[Ce] - 535[Ni] + 2659[Mo]) / (\lg[V \cdot N] - 3,97 + 1,5[V] + 5,44[N] + 0,059[Si] + 0,128[Cr] + 0,0598[Mn] + 0,831[Al] + 0,196[Ce] + 0,408[C] - 0,0344[Ni] + 1,5[Mo]); \quad (1)$$

$$T_{AIN} = (-11794 + 1558[Al] + 310[N] - 73[C] + 2461[V] + 108[Si] + 325[Mn] + 281[Cr] + 411[Ce]) / (\lg[Al \cdot N] - 5,0 + 0,861[Al] + 1,6[N] + 0,118[C] + 1,5[V] + 0,18[Si] + 0,171[Mn] + 0,086[Cr] + 0,196[Ce]); \quad (2)$$

$$T_{VC} = (-9500 - 66[Si] + 38[Mn] + 212[Cr] + 9323[N]) / (\lg[V \cdot C] - 6,72 + 6,5 \cdot 10^{-3}[Mn] + 0,0524[Cr] + 0,0932[Si] + 5,79[N]); \quad (3)$$

$$T_{CeN} = (-9040 + 700[C] - 271[Si] - 80[Mn] + 312[Cr] + 2461[V]) / (\lg[Ce \cdot N] - 4,25 + 0,654[C] - 0,097[Si] + 0,106[Cr] + 1,5[V] + 0,067[Mn]) \quad (4)$$

де - [V], [N], [C], [Mn], [Si], [Cr], [Al], [Ce], [Ni], [Mo] зміст елементів в аустеніті, мас. дол. %.

Приведені залежності в нерівноважних умовах характеризують температури початку виділення вторинної фази при охолодженні і повного розчинення при нагріві стали.

Виділення вторинних фаз з твердих розчинів починається при переохолодженні їх нижче за температуру рівноваги. Термодинамічна активність і дифузійна рухливість компонентів, що утворюють вторинну фазу є одними з основних чинників, що визначають кінетику процесу.

Відомо, що відношення об'єму нової фази, що виділилася, у момент часу  $\tau$  до рівноважного об'єму ( $\xi$ ) описується рівнянням А.Н. Колмогорова:

$$\xi = 1 - \exp\left\{-\left[\frac{X_\beta - X_\alpha^p}{X_\alpha^o - X_\alpha^p}\right] \int_0^\tau J(\tau) V(\tau - \tau_0) d\tau\right\}, \quad (5)$$

де  $J(\tau)$  - швидкість утворення вторинної фази;  $V(\tau - \tau_0)$  - об'єм нової фази, що виникла у момент часу  $\tau_0$  до моменту часу  $\tau$ ;  $X_\beta$ ,  $X_\alpha^p$ ,  $X_\alpha^o$  - відповідно, мольна доля фазоутворюючого елементу у вторинній фазі, в розчині рівноважному з вторинною фазою і в початковому метастабільному розчині.

При цьому швидкість зародження нової фази довільної форми описується рівнянням:

$$J = A \cdot N_v (kT/h) \exp[-(W+U)/RT], \quad (6)$$

де  $A$  - постійна, залежна від величини енергетичного бар'єру зародження вторинної фази ( $W$ );  $h$  - постійна Планка;  $N_v$  - число атомів фазоутворюючих елементів в одиниці об'єму;  $U$  - енергія активації дифузії (близька до енергії активації дифузії найменш рухливого компоненту);  $k$  - постійна Больцмана.

Швидкість росту сферичної частинки (радіусом  $r$ ), згідно з розрахунками Б.Я. Любова, описується рівнянням

$$dr/d\tau = [(X_\alpha^o - X_\alpha^p)/(X_\beta - X_\alpha^p)](D/r), \quad (7)$$

де  $D$  - коефіцієнт дифузії розчиненої речовини.

Приведені залежності показують, що кінетика виділення вторинних фаз з твердого розчину контролюється змістом фазоутворюючих елементів в твердому розчині, температурою, яка визначає величину термодинамічного стимулу реакції виділення, дифузією компонентів, що утворюють вторинну фазу і часом процесу.

Вплив температури на кінетику виділення вторинних фаз пов'язаний не лише з абсолютним значенням температури ( $T$ ), але і з відхиленням процесу від температури рівноваги вторинних фаз з твердим розчином ( $T_p$ ).

При невеликих значеннях переохолодження ( $\Delta T = T_p - T$ ) величина енергетичного бар'єру  $W$  має велике значення, отже, множник  $\exp(-W/RT)$  буде близький до нуля, що приводить, незважаючи на високу дифузійну рухливість атомів фазоутворюючих елементів, до нескінченно малої швидкості зародження. Із збільшенням значень ( $\Delta T$ ) величина енергетичного бар'єру зародження нової фази зменшується і якщо дифузійна рухливість атомів буде досить велика, то швидкість розпаду зростатиме. У разі інтенсивного зростання енергії активації ( $U$ ), що перевищує прискорюючу дію зниження величини  $W$ , швидкість розпаду після досягнення максимуму почне зменшуватися.

Враховуючи, що процеси розчинення і виділення вторинних фаз в аустенітній області відбуваються в умовах відносно високої дифузійної рухливості атомів, можна допустити, що в цьому випадку вплив температурного чинника в основному проявлятиметься у відхиленні температури процесу від рівноважної.

Кінетика розчинення і виділення вторинних фаз в аустеніті визначається змістом фазоутворюючих елементів, відхиленням температури процесу від температури рівноваги фаз, часом процесу і активністю компонентів в твердому розчині.

Наприклад, зміна вмісту нітриду ванадію ( $q_{VN}^a$ ) при нагріві низко- і середньолегованих сталей визначається значеннями коефіцієнтів термодинамічної активності азоту ( $f_N$ ) і ванадію ( $f_V$ ), ступенем відхилення температури аустенітизації від рівноважної температури розчинення нітридної фази ( $\Delta T = T_{VN} - T$ ), тривалістю нагріву ( $\tau$ ) і описується наступною залежністю:

$$q_{VN}^a = 3,63 + 5,56 \cdot 10^{-2} \tau - 4,36 \lg(f_N \cdot f_V) + 0,176 \Delta T. \quad (8)$$

Приведена закономірність дозволяє оцінювати вплив легування на процес розчинення і виділення нітриду ванадію в аустеніті сталей при різних термочасових параметрах нагріву.

Особливість виділення вторинних фаз при високо-температурному відпуску загартованих залізобуглецевих сплавів полягає в тому, що процес починається з утворення ізоморфних матриці дископодібних зон елементів заміщення і втілення, перетворення їх в "змішані" зони, що включають елементи заміщення і втілення і, нарешті, виділення вторинної фази з кристалічною решіткою B1 незалежно від її рівноважного стану з наступною перебудовою в рівноважну структуру.

Механізм зародження фаз втілення в залізі не залежить від типу елемента втілення. Розпад починається з формування ізоморфних матриці кластерів зон. Утворення кластерів карбідо- і нітридоутворюючих елементів, а також вуглецю і азоту змінює

термодинамічні співвідношення в сплаві, що є однією з причин дифузії атомів вуглецю і азоту до місць скупчення атомів карбідо- і нітридоутворюючих елементів, що мають більшу спорідненість до вуглецю і азоту, ніж залізо. Скупчення атомів стають змішаними і при цьому вільна енергія сплаву знижується.

Результати досліджень показують, що кінетика виділення карбідів і нітридів при відпуску загартованої конструкційної сталі описується, відповідно, дифузійною рухливістю ( $D_C^\phi$ ,  $D_N^\phi$ ) і межею розчинності ( $[C]_p^\phi$ ,  $[N]_p^\phi$ ) вуглецю і азоту у фериті, а також тривалістю процесу ( $\tau$ ). Аналітичні залежності мають наступний вигляд:

$$q_k^\phi = 19,3 + 0,848 \cdot \ln D_C^\phi - 3,01 \cdot \lg[C]_p^\phi + 4,75 \cdot 10^{-3} \tau, \quad (9)$$

$$q_{VN}^\phi = 57,6 + 0,356 \cdot \ln D_N^\phi - 9,17 \cdot \lg[N]_p^\phi + 7,79 \cdot \tau, \quad (10)$$

$$d_k = 294,79 + 23,776 \cdot \ln D_C^\phi + 0,48 \cdot (\ln D_C^\phi)^2, \quad (11)$$

$$d_{VN} = 0,866 + 4,96 \cdot 10^{-2} \cdot \ln D_N^\phi + 7,44 \cdot 10^{-5} \cdot (\ln D_N^\phi)^2, \quad (12)$$

$$\lambda_k = -4,87 + 28,81 \cdot \lg[C]_p^\phi + 1,23 \cdot \lg[C]_p^\phi \cdot \ln D_C^\phi + 8,62 \cdot d_k, \quad (13)$$

$$\lambda_{VN} = -0,963 + 1,31 \cdot \lg[N]_p^\phi + 3,33 \cdot 10^{-2} \cdot \lg[N]_p^\phi \cdot \ln D_N^\phi + 23,47 \cdot d_{VN}^\phi, \quad (14)$$

де  $q_{VN}^\phi$  і  $q_k^\phi$ ,  $d_{VN}$  і  $d_k$ ,  $\lambda_{VN}$  і  $\lambda_k$  - масова доля, розмір і міжчасткові відстані нітриду ванадію і карбідів, відповідно.

Вище наведені закономірності забезпечують прогнозування кінетики виділення нанорозмірних карбідної та нітридванадієвої фаз в низько- і середньолегованих конструкційних сталях і оптимізацію температурно-часових параметрів їх поліпшення з метою рівномірного розподілу нанорозмірних дисперсних вторинних фаз в матриці.

У разі відомої кінетики виділення вторинних фаз з твердого кристалічного розчину можливо цілеспрямоване управління процесом утворення нанокристалічних матеріалів. З урахуванням наведених закономірностей виділення карбідної і нітридванадієвої фаз в процесі відпуску загартованої конструкційної сталі (9 - 14) розроблені сталі, що містять нітриди ванадію (VN) розміром від 20 до 220 нм (рис. 2), які визначають рівень властивостей сталей.

Виготовлення таких відповідальних деталей сільсько-господарських машин, як ланки гусениць, ведучі колеса та катки тракторів з низько легованих конструкційних сталей з нанорозмірними частинками нітридів ванадію та їх застосування дозволило знизить швидкість абразивного зношування в 1,5 – 2 рази, а робочий ресурс підвищить в 2-2,5 рази.



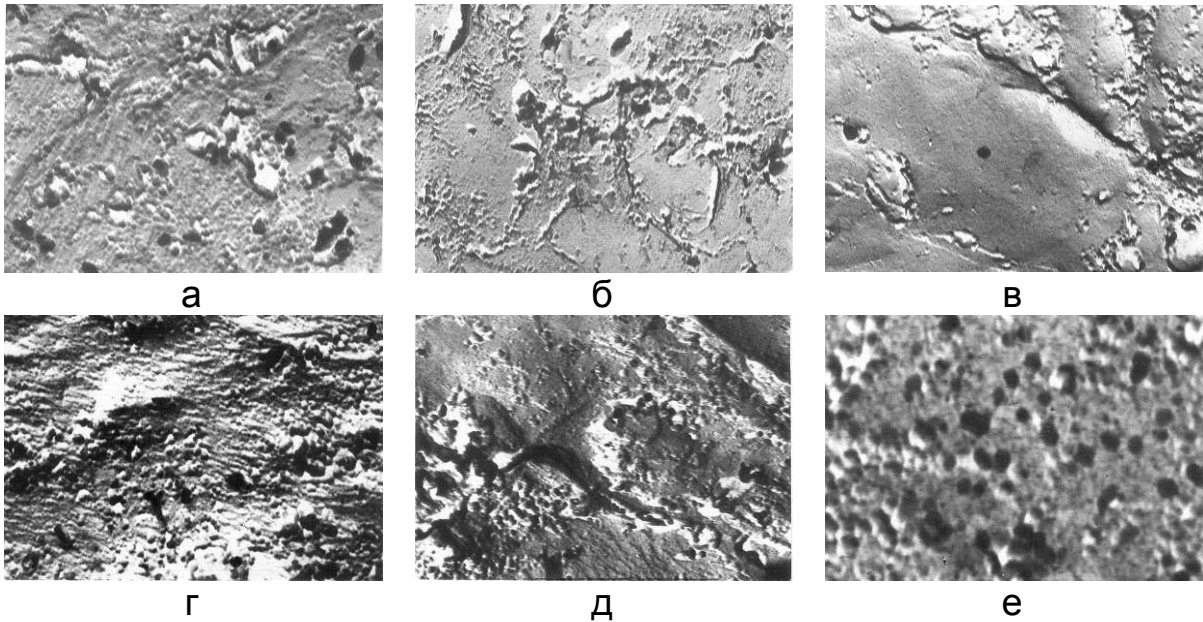


Рис. 2. Нанорозмірні нітриди ванадію (чорні включення) в поліпшених сталях 20ХГСАФЛ (а), 40ХГСАФЛ (б), 20ХГЗСАФЛ (в), 20ХГСЗАФЛ (г), 20ХЗГСАФЛ (д) і армко-залізі (е): а, б в, г, д - збільшення 27000; е - 39000.

**Висновок.** Встановлені кількісні закономірності впливу хімічного складу на фазові параметри, що визначають формування нанорозмірних елементів структури і властивості конструкційних сталей. Отримані аналітичні залежності забезпечують можливість комп'ютерної оптимізації хімічних складів і режимів термічної обробки конструкційних сталей з оптимальним поєднанням рівня легування, абразивної зносостійкості і ресурсу роботи відповідальних деталей сільськогосподарських машин.

### Список літератури

1. Шпак А. П., Куницкий Ю. А., Карбовский В. Л. Кластерные и наноструктурные материалы. Т. 1. – К.: Академперіодика, 2001. – 588 с.

*Приведены перспективные направления повышения ресурса работы ответственных деталей сельскохозяйственных машин.*

***Ресурс, наночастица, дисперсионное упрочнение, карбиды, нитриды, ванадий, ведущее колесо, каток, звено гусеницы, трактор.***

*Perspective directions of increasing the service life of responsible details of agricultural machines are.*

***Resource, nanoparticle, dispersion hardening, carbides, nitrides, vanadium, driving wheel, roller, track link, the tractor.***