

УДК 621.952

## ВИБРОУСТОЙЧИВОСТЬ ТРЕХСТУПЕНЧАТЫХ КОНСОЛЬНЫХ БОРШТАНГ ПРИ ТОНКОМ РАСТАЧИВАНИИ

Баланюк А.В.

ОНПУ «Одесский национальный политехнический университет», г. Одесса, Украина

**Аннотация:** В работе изучены колебания трехступенчатых консольных борштанг при тонком растачивании. Результаты экспериментов сопоставлены с расчетными. Источниками колебаний являются возмущения, возникающие в опорах шпиндельного узла, а также взаимное влияние резцов при резании. Уравнения, описывающие процесс резания, составлены на базе основных положений динамики станков. Изгибные колебания борштанг измерялись анализатором спектра вибраций модели 795М, а также с помощью устройства состоящего из 4 тензометрических датчиков, которые соединены между собой по мостовой схеме, микроконтроллера Discovery STM32L0538-DISCO, тензоусилителя. Регистрируемый аналоговый сигнал посредством 4 тензометрических датчиков, записывается в виде  $n$  пакетов данных на microCD карту памяти, которая в свою очередь установлена на микроконтроллере Discovery, что позволяет повысить скорость передачи сигнала, регистрируя при этом его полный частотный спектр. Установлено, что амплитуды колебаний при одновременной и отдельной работе резцов при изменении длин ступеней изменяются немонокотонно, а минимальные значения амплитуд при совместной работе трех резцов реализуется не при максимальной жесткости. Изменения амплитуд колебаний вызваны действием коэффициентов влияния между резцами, а также зависимостью собственных частот борштанг от длин ступеней.

**Ключевые слова:** борштанга, шпиндельный узел, опора, вибрации, амплитуда, колебания

Многорезцовая обработка является актуальным примером способа концентрации операций и повышения качества обработки. Основными особенностями расчета колебаний при многорезцовой обработке являются:

- 1) необходимость разработки динамической модели [1];
- 2) учет взаимного влияния возмущений между резцами [2];
- 3) учет предельных податливостей борштанг, обеспечивающих виброустойчивость процесса резания [3];
- 4) использование резцов, обеспечивающих высокую износостойкость на разных диаметрах ступеней при изменении скорости резания.

На рис. 1 приведена расчетная схема трехступенчатой борштанги с тремя одновременно работающими резцами.

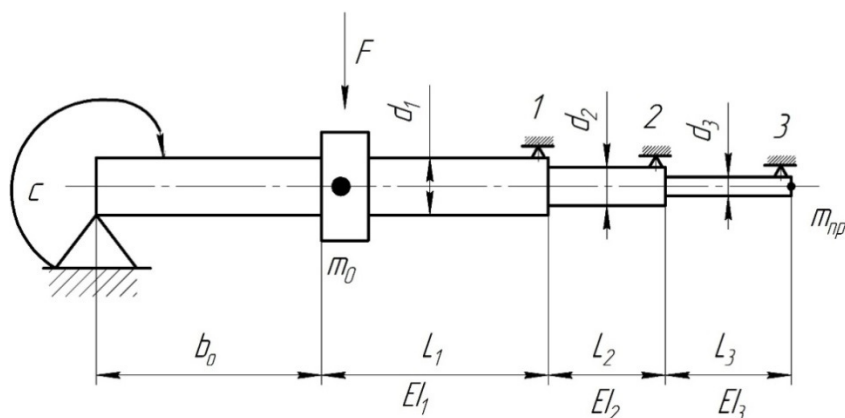


Рис.1. Схема расчетной модели

где  $b_0$  – длина консольной части шпинделя, для которой определена поворотная жесткость  $C$ , характеризующая сопротивление опор изгибу и повороту.

Эта часть расчетной схемы характеризуется массой  $m_0$ , а вся масса борштанги приведена к сечению 3-го резца ( $m_{np}$ ). Каждая ступень борштанги характеризуется своими вылетами ( $L_1, L_2, L_3$ ), диаметрами ( $d_1, d_2, d_3$ ) и жесткостями ( $EI_1, EI_2, EI_3, E$  – модуль упругости,  $I$  – момент инерции). Масса  $m_0$  нагружена силой  $F_t$ , которая представляет отдельные гармоники спектра возмущения от шарикоподшипников при холостом вращении шпинделя. Рассчитаны коэффициенты влияния для сечений, где установлены резцы 1, 2, 3. В расчет вводятся динамические характеристики процесса резания. Таким образом, колебания описываются 2-х-массовой моделью, замкнутой на процессы резания.

Уравнения движения с учетом динамической характеристики процесса резания имеют вид:

$$\left\{ \begin{array}{l} \ddot{y}_0 + \frac{b}{m_0} \dot{y}_0 + \frac{\alpha_{33}}{\alpha} y_0 - \frac{\alpha_{03}}{m_0 \alpha} y_3 = \frac{F_0 \sin \omega t}{m_0} + \frac{\alpha_{33} \alpha_{01} - \alpha_{03} \alpha_{13}}{m_0 \alpha} P_{z1} + \frac{\alpha_{33} \alpha_{02} - \alpha_{03} \alpha_{23}}{m_0 \alpha} P_{z2}; \\ \ddot{y}_3 + \frac{\alpha_{00}}{m \alpha} \dot{\phi}_3 - \frac{\alpha_{03}}{\alpha} y_0 = \frac{P_{z3}}{m} + \frac{\alpha_{00} \alpha_{13} - \alpha_{01} \alpha_{03}}{m \alpha} P_{z1} + \frac{\alpha_{00} \alpha_{23} - \alpha_{02} \alpha_{03}}{m \alpha} P_{z2}; \\ T_p \dot{P}_{z1} + P_{z1} = -K_{p1} y_3 \frac{\alpha_{13}}{\alpha_{33}}; \\ T_p \dot{P}_{z2} + P_{z2} = -K_{p2} y_3 \frac{\alpha_{23}}{\alpha_{33}}; \\ T_p \dot{P}_{z3} + P_{z3} = -K_{p3} y_3, \end{array} \right. \quad (1)$$

где  $\alpha = \alpha_{00} \alpha_{33} - \alpha_{03}^2$ ;

$m_0$  - консольная масса приведенная к фланцу;

$P_{z1}, P_{z2}$  и  $P_{z3}$  - силы резания на резцах;

$m$  - приведенная к 3-му резцу масса борштанги;

$T_p$  - инерционная постоянная стружкообразования;

$K_{pn}$  - коэффициент резания, ( $n=1,2,3$ );

$\alpha_{ij}$  - коэффициенты влияния, ( $i=0,1,2,3$ ), ( $j=0,1,2,3$ ).

Рассчитываются амплитуды колебаний на наиболее удаленном от опоры резце (резец 3) при одновременной работе всех трех резцов, или при их последовательной работе при изменении длин ступеней. В результате решения системы уравнений определяются также значения первых собственных частот колебаний, а также резонансные значения амплитуд вынужденных колебаний. Для обеспечения оптимальной скорости резания на наиболее удаленной ступени, а также износостойкости резцов на других ступенях с большими диаметрами использовались сочетания резцов с пластинками из твердого сплава и эльбора.

На рис. 2 приведены результаты экспериментов и расчетов амплитуд вынужденных колебаний при таких значениях параметров:  $d_1 = 60 \text{ мм}$ ,  $d_2 = 40 \text{ мм}$ ,  $d_3 = 30 \text{ мм}$ ,  $T_p = 2 \cdot 10^6 \text{ Н / м}$ ,  $F = 5 \text{ Н}$ .

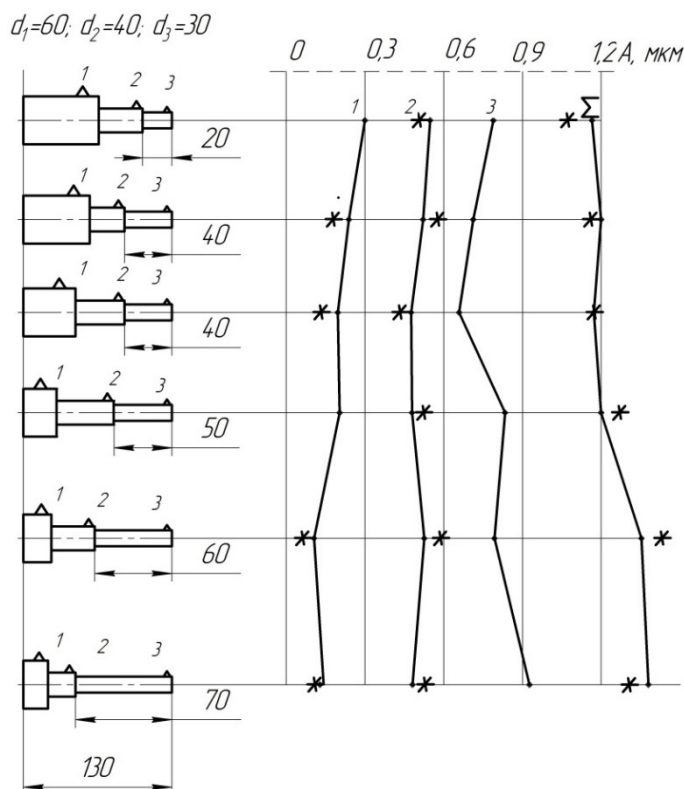


Рис. 2. Зависимость амплитуд колебаний от длин ступеней при растачивании стали 45 (режимы резания одинаковы), \* – расчет, 1,2,3 – отдельная работа резцов;  $\Sigma$  – одновременная работа резцов.

#### Выводы:

1) Анализ экспериментальных результатов показывает, что при последовательной работе резцов амплитуды достаточно малы (до 0,3 мм), а при одновременной работе амплитуды изменяются немонотонно минимальные их значения реализуются не при максимальной жесткости борштанги.

2) Использование настроенных виброгасителей уменьшает амплитуды колебаний в 1,5 – 2 раза, но также не обеспечивает их монотонного изменения.

3) Для уменьшения колебаний и повышения качества обработки следует выполнять динамические расчеты технологической системы.

#### Список литературы:

1. Баланюк А.В. Колебания двухступенчатых консольных борштанг при тонком растачивании. Стр. 131 – 139. "Збірник наукових праць (галузеве машинобудування, будівництво) / Полтавський національний технічний університет імені Юрія Кондратюка."
2. Оргиян А.А. Особенности колебаний борштанг для тонкого растачивания./ Оргиян А.А., Баланюк А.В./ "Сучасні технології в машинобудуванні [Текст]: зб. наук. праць. – Вип. 9 / редкол.: В.О.Федорович (голова) [та ін.]. – Харків : НТУ «ХПІ», 2014. – 323 с. – Укр., рос., англ. мовами. Стр. 111 – 124.
3. Нормативы режимов резания и геометрия резцов для тонкого растачивания. Обработка на отделочно-расточных станках. Крупносерийное и массовое производство. НИИмаш., Москва 1979. – 93с.
4. Тимошенко С.П. Колебания в инженерном деле. Первая редакция физико – математической литературы издательства «Наука», 1967, 444стр.
5. Оборский Г.А., Обобщение представлений о динамической характеристике процесса резания. Г.А. Оборский, А.А. Оргиян, П.А. Линчевский, Р.А. Мацей. Праці Одеського політехнічного університету, 2012. Вип. 1(38), стр. 66-70.

УДК 621.375.826:621

## ВИСОКОЕФЕКТИВНИЙ СПОСІБ ОТРИМАННЯ АЛЮМО-СТАЛЕВИХ БІМЕТАЛІВ З ЗАСТОСУВАННЯМ КОНЦЕНТРОВАНИХ ДЖЕРЕЛ ЕНЕРГІЇ ДЛЯ З'ЄДНАННІ ЇХ ПЛАСТИН

**Головко Л.Ф., Романенко В.В., Блощицин М.С.**

КПІ ім. І.Сікорського, м. Київ, Україна

***Анотація:** В останній час в багатьох галузях промисловості застосовуються біметали - матеріали, які отримують за рахунок надійного з'єднання двох металів. Такі матеріали поєднують можливості звичайних сталей (основи) з особливими властивостями матеріалу покриття (робочого шару). Особливого значення в деяких галузях промисловості набуває можливість отримання алюмо-сталевих біметалів, в яких міцність сталюї основи поєднується з експлуатаційними характеристиками алюмінію, як робочого шару.*

***Ключові слова:** біметал, сталь, технологія, електродугове зварювання, пластина.*

Разом з тим, в останній час для отримання біметалів, щоб забезпечити надійне зчеплення між собою його складових пластин, ведуться інтенсивні роботи по використанню потужних джерел енергії. Однак виникає питання підводу енергії безпосередньо в місця зчеплення пластин біметалу для їх надійного з'єднання.

Запропонована технологія отримання алюмо-сталевих біметалів при надійному зчепленні пластин енергією потужного джерела, коли енергію подають в зону контакту пластин біметалу через технологічні отвори в пластині його основи. Так, в пластині сталюї основи 1 в потрібних місцях виконують технологічні отвори 2 діаметром  $D$  (Рис.1, а). Якщо в якості джерела енергії використовують електродугову зварку, то діаметр отвору 2 підбирають декілька більшим діаметра зварювального електрода так, щоб останній вільно заходив в цей отвір. На краю пластини 1, в рівень з її краєм, зі сторони контакту з робочою пластиною в отвір 2 вставляють дві заглушки: першу 3 із латуні чи бронзи - на краю, та в контакті із першою заглушкою - другу 4, сталюю (Рис.1, б). При цьому діаметри заглушок 3 та 4 повинні забезпечувати їх входження в отвір 2 з деяким натягом, щоб вони міцно тримався в цьому отворі.

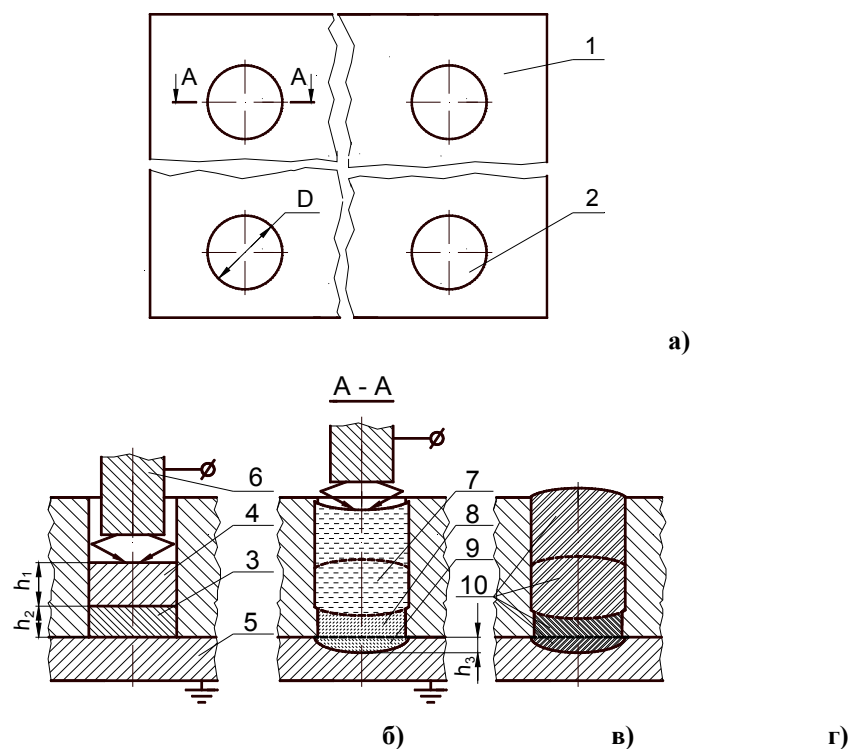
Товщину сталюї заглушки 4 підбирають такою, щоб, при температурі на верхній її поверхні, рівній температурі в зоні дії потужного джерела енергії, наприклад, електричної дуги (приблизно,  $T_{\text{дуг.}} \approx 2500^\circ\text{C}$ ), температура на її нижній частині відповідала температурі плавлення  $T_{\text{пл.1}}$  її матеріалу (сталі) (приблизно,  $T_{\text{пл.1}} \approx 1500^\circ\text{C}$ ). Це забезпечить повне проплавлення цієї сталюї заглушки в процесі зварювання. Товщина заглушки 4  $h_1$  може бути розрахована по формулі:

$$h_1 = (D/4)(T_{\text{дуг.}}/T_{\text{пл.1}} - T_{\text{пл.1}}/T_{\text{дуг.}}). \quad (1)$$

Матеріал же заглушки 3 (наприклад, латунь чи бронза) вибирають з тих міркувань, що температура плавлення вибраного матеріалу  $T_{\text{пл.2}}$  (в даному випадку  $T_{\text{пл.2}} \approx 1000^\circ\text{C}$ ) була б в діапазоні між температурою плавлення сталі ( $\approx 1500^\circ\text{C}$ ) та температурою плавлення робочої пластини біметалу із алюмінію ( $\approx 650^\circ\text{C}$ ). При цьому товщина заглушки 3  $h_2$  повинна забезпечувати повне її плавлення і може бути розрахована по формулі:

$$h_2 = (D/4)(T_{\text{пл.1}}/T_{\text{пл.2}} - T_{\text{пл.2}}/T_{\text{пл.1}}). \quad (2)$$

В подальшому сталюю пластину основи 1 встановлюють на алюмінієву робочу пластину 5 біметалу, орієнтуючи її таким чином, щоб заглушка 3 виявилася зі сторони робочої пластини (див. рис. 1, б).



**Рис. 1.** Варіант виконання технологічних отворів в сталій пластині основи (а), запалення електричної дуги між вставленим в технологічний отвір електродом та сталюю заглушкою (б), процес формування ванни рідкого металу в технологічному отворі (в) та перетин багатокомпонентного зварного шва зчеплення пластин біметалу (г)

Для здійснення зварювання електрод 6 встановлюють в черговий технологічний отвір 2 до контакту з заглушкою 4. Відбувається утворення електричного розряду між електродом 6 та заглушкою 4 (див. рис. 1, б). В результаті плавлення електрода 6 та заглушки 4 розігрітий до температури плавлення сталі ( $\approx 1500^{\circ}\text{C}$ ) рідкий метал розігріває (за рахунок механізму теплопровідності) розміщену нижче заглушку 3 з латуні чи бронзи, призводячи теж до її плавлення. В результаті за рахунок ливарного процесу створюються дві ванни 7 та 8 рідкого металу, в яких сталеві та латунні (чи бронзові) компоненти перемішуються між собою. Ванна 8 за рахунок теплопровідності частково підплавляє поверхню алюмінієвої робочої пластини 5, створюючи ванну розплаву 9, а ванна 7 – поверхню бокових сторін технологічного отвору 2 (Рис. 1, в). Глибина підплавлення  $h_3$  робочої пластини 5 може бути розрахована по формулі:

$$h_3 = (D/4)(T_{пл.2}/T_{пл.3} - T_{пл.3}/T_{пл.2}), \quad (3)$$

де  $T_{пл.3}$  - температура плавлення матеріалу алюмінієвої робочої пластини біметалу.

Розрахунки показують, що глибина проплавлення в алюмінієвій робочій пластині складає значення  $h_3 = 0,88 \dots 1,75$  мм, що забезпечують надійне зчеплення пластин біметалу.

Після заплавлення всього технологічного отвору 2 та затвердіння всіх складових рідкого металу 7, 8 та 9 отримуємо багатокомпонентний зварний шов 10, який надійно скріплює пластини біметалу 1 та 5 (Рис. 1, г). Загальна ж кількість зварних швів 10 і забезпечить потрібний рівень міцності зчеплення пластин біметалу. В кінці бажано поверхню зварних швів 10 прошліфувати урівень з сталюю поверхнею пластини основи 1.

В якості потужного джерела енергії можливе також використання іншого виду енергії, наприклад, лазерного випромінювання.

Таким чином, запропонований спосіб виготовлення алюмо-сталевих біметалів істотно розширює можливості свого застосування за рахунок спрощення і здешевлення технології отримання біметалу, забезпечує надійне з'єднання його пластин.

УДК 629.423.3:681.518.54

## ВИЗНАЧЕННЯ ІНДИКАТОРІВ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ КОЛІСНО-РЕДУКТОРНИХ БЛОКІВ ЕЛЕКТРОПОЇЗДІВ

Михалків<sup>1</sup> С. В., Бульба<sup>2</sup> В. І., Ходаківський<sup>1</sup> А. М.

1 — Український державний університет залізничного транспорту, м. Харків, Україна

2 — Регіональна філія «Південна залізниця» ПАТ «Укрзалізниця», м. Харків, Україна

***Анотація:** Для проведення вібромоніторингу механічних вузлів колісно-редукторних блоків електропоїздів запропоновано визначати скалярні індикатори СКЗ, крест-фактор, ексцес часової форми вібрації сигналів у широкочастотному діапазоні 0 — 9 кГц, а також у низько-, середньо-, високочастотному діапазоні 0 — 1 кГц і 7 — 9 кГц, які попередньо виділяються за допомогою дискретного вейвлет-розкладання вейвлетом Добеші 4-го порядку з відновленням апроксимуючих коефіцієнтів на 5 рівні розкладання і деталізованих коефіцієнтів на 1 рівні розкладання. Виявлена висока чутливість індикаторів до імпульсного характеру вібраційних реалізацій, що у певних випадках сприяє викривленню результатів моніторингу. Додатково запропоновано обчислювати нові індикатори TALAIF, THIKAT для визначення порогу, що сигналізує про заборону подальшої експлуатації.*

***Ключові слова:** вібрація, колісно-редукторний блок, індикатор, вейвлет-розклад, електропоїзд*

Звичний вібраційний моніторинг обертального обладнання у промисловості може провадитись безперервно й потребує залучення навчених спеціалістів для ухвалення експертних рішень щодо поточного технічного стану. Моніторинг складних обертальних машин з багатьма підшипниками може здійснюватись великим числом вібраційних датчиків і супроводжується значними об'ємами інформації, що є вкрай обтяжливим. Це спонукало поширенню простішого підходу до вібраційного моніторингу зі значно меншим числом вібраційних датчиків із додатковим упровадженням температурного моніторингу, що компенсує прибрані датчики, простіший в оцінюванні результатів і є менш точним [1]. Були запропоновані певні індикатори для здійснення «швидкої» діагностики з абсолютним порогом, яка не потребує результатів попередніх замірів для побудови трендів. Також стверджується, що ексцес може виявляти пошкоджений підшипник за допомогою будь-якого значення, вищого за 3. Є очевидним, що подібні величини є занадто спрощеними для того, щоб запропонувати «швидку» діагностику з багатьох причин. Поріг має обиратись для кожного конкретного випадку й може встановлюватись для максимального рівня еталонного сигналу також число порогів може бути більше одного для різноманітних цілей [2].

Умови експлуатації та наявне покоління моторвагонного рухомого складу (МВРС) на залізницях України унеможливають упровадження безперервного моніторингу механічних вузлів колісно-редукторних блоків (КРБ), що працюють у важких умовах і впливають на безпеку руху. Лише на технічних обслуговуваннях (ТО) або непланових чи потокових ремонтах (ПР) можливо здійснювати вібраційні виміри згаданих вузлів.

У вібраційному моніторингу останніми десятиріччями для спостереження набуло поширення використання індикаторів, які класифікуються за двома головними категоріями [3]:

— скалярні індикатори, які слідкують за розвитком параметру, що прив'язаний до амплітуди вібраційного сигналу у часовому просторі;

— спектральні індикатори, що автоматично слідкують за розвитком пошкодження за амплітудними й частотними складовими.

Скалярний індикатор, що виділяється з часової форми надає скалярні числа, що не завжди є суттєвими, проте зміна у часі цих значень виявляє рівень посилення пошкодження. Зміна у часі скалярного індикатора важливіша за його значення. Скалярні індикатори, які визначені завдяки сигналам у часовій формі є фізичними параметрами спеціально адаптовані до розпізнавання походження вібрації для ідентифікації її природи та рівня небезпеки

пошкодження володіють здатністю визначати зону пошкодження, допомагають ухвалювати стратегічні рішення, пов'язані з миттєвими замінами підшипника. Визначення скалярного індикатора у часовому просторі потребує вибору:

- кінематичного параметра, що презентує вібраційний рух (прискорення, швидкість, переміщення) відповідно до частотного вмісту вібраційного сигналу;
- параметра, що визначає амплітуду сигналу (середньоквадратичне значення (СКЗ), крест-фактор, ексцес);
- частотної смуги в якій фіксований параметр зазнаватиме оцінювання.

Протягом експериментальних досліджень у моторвагонному депо на ПР-1 відбувалося розкручування КРБ електропоїзда на оглядовому стійлі до частоти обертання 100 об/хв і здійснювалося прослуховування шумів редукторів стетоскопом. КРБ з-під електропоїзда викочувались на підставі підозр у наявності пошкоджень в редукторі, які ґрунтуються на особистому досвіді діагноста. Далі реєстрація вібрації цифровим самописцем тривала на випробувальному стенді, куди встановлювались згадані КРБ і розкручувались до 218 об/хв. Після розбирання двох КРБ було виявлено брак мастила в обох редукторах, відкол зуба шестірні і бочкоподібний знос роликів підшипника передньої кришки в першому редукторі й повне руйнування внутрішнього кільця підшипника передньої кришки другого редуктора. Додатково для підрахунку скалярних індикаторів на стенд здійснювався монтаж справного редуктора без мастила, який обирався як еталонний.

Зареєстровані вібраційні сигнали (рис. 1) є суперпозицією резонансної вібрації, що збуджується внаслідок ударів, спричинених наявними пошкодженнями і частотою зубозачеплення [4].

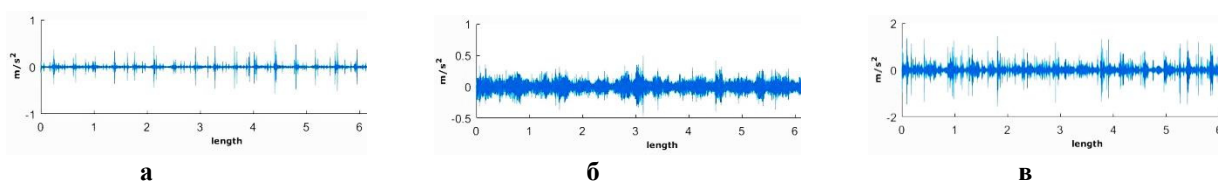


Рис. 1. Зареєстровані вібраційні сигнали редукторів

а — сигнал справного редуктора без мастила; б — сигнал редуктора з несправним підшипником без мастила; в — сигнал несправного редуктора й підшипника без мастила

Для розділення редукторної і підшипникової вібрації аналізувалися широкосмугові спектри (рис. 2 а, г, е) де визначалися ширини спектральних сплесків. Застосовувалось дискретне вейвлет-розкладання вейвлетом Добеші 4-го порядку. Відновлювались апроксимуючі коефіцієнти на 5 рівні розкладання і деталізовані коефіцієнти на 1 рівні розкладання з подальшою побудовою спектрів вібрації у діапазонах 0 — 1 кГц (рис. 2 б, г, е) і 7 — 9 кГц (рис. 2 в, д, ж). Зростання енергетичного рівня у низько- та середньочастотному діапазонах свідчить про наявність складових зубозачеплення, модуляційних бічних смуг, ударів короткої тривалості тощо. Високочастотний діапазон наповнений переважаючими випадковими складовими, що прийнято ототожнювати з вібрацією підшипників.

На рис. 3 наведені розраховані величини найпоширенішого індикатора СКЗ, який не дозволяє виявляти пошкодження на ранній стадії оскільки це значення суттєво не змінюється доти поки рівень не досягне передаварійного стану. Найнижчий рівень СКЗ має справний редуктор часова форма сигналу якого наповнена численними імпульсами внаслідок браку мастила (рис. 1 а). У широкочастотному діапазоні найвище значення СКЗ у несправного підшипника й редуктора, у вузькосмугових частотах однозначної переваги СКЗ у цієї несправності нема.

Далі визначались величини крест-фактору, ексцесу та двох нових індикаторів із назвами TALAF, ТНІКАТ (рис. 4), які вперше були запропоновані в роботі [3], базуючись на результатах моделювання



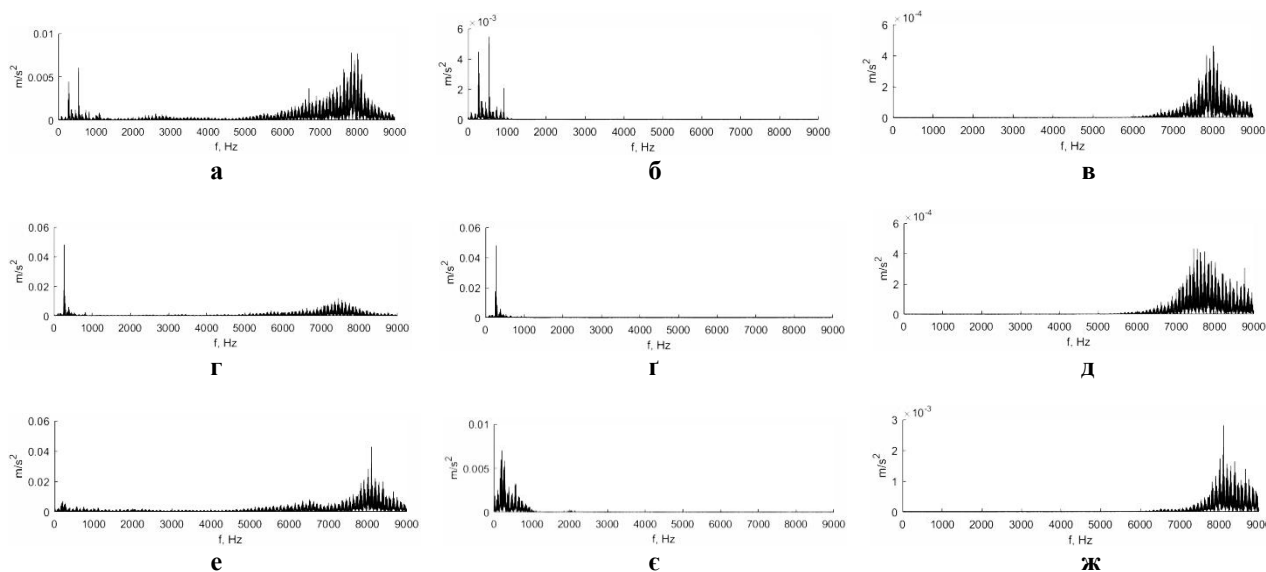


Рис. 2. Спектри вібрації редукторів

а — широкосмуговий спектр вібрації справного редуктора; б — спектр вібрації справного редуктора в діапазоні 0 — 1 кГц; в — спектр вібрації справного редуктора в діапазоні 7 — 9 кГц; г — широкосмуговий спектр вібрації редуктора з несправним підшипником; ґ — спектр вібрації редуктора з несправним підшипником у діапазоні 0 — 1 кГц; д — спектр вібрації редуктора з несправним підшипником у діапазоні 7 — 9 кГц; е — широкосмуговий спектр вібрації несправного редуктора й підшипника; є — спектр вібрації несправного редуктора й підшипника у діапазоні 0 — 1 кГц; ж — спектр вібрації несправного редуктора й підшипника у діапазоні 7 — 8 кГц



Рис. 3. СКЗ редукторів із різним технічним станом і різних частотних діапазонах

$$TALAF = \log\left[Ku + \frac{RMS}{RMS_0}\right] \quad (1)$$

де  $Ku$  — ексцес (четвертий центральний момент вібрації);  
 $RMS$  — поточне значення СКЗ,  $m/c^2$ ;  
 $RMS_0$  — значення СКЗ для справного редуктора,  $m/c^2$ ;

$$THIKAT = \log\left[(Ku)^{CF} + \left(\frac{RMS}{RMS_0}\right)^{Peak}\right] \quad (2)$$

де  $CF = \frac{a_{peak}}{a_{RMS}}$  — крест-фактор;

$a_{peak}$  — пікове значення вібрації,  $m/c^2$ .

Крест-фактор та ексцес менше залежать від рівня сигналу проте є чутливими до імпульсного характеру вібраційних реалізацій і можуть забезпечити ранішнє виявлення суттєвих змін у вібраційних сигналах, які пов'язані з появою імпульсних складових. У



широкому частотному діапазоні та у діапазонах 0 — 1 кГц, 7 — 9 кГц найвищі значення демонструє справний редуктор без мастила, а найнижчі — редуктор із руйнуванням підшипника. Досліджено [3], що певний спад TALAF притаманний розвинутому пошкодженню, а стрімке зростання сигналізує про передаварійний стан. Отримані результати поведінки нового індикатора є достовірними лише для двох видів несправності редуктора. Натомість ТНІКАТ покликаний суттєво доповнювати TALAF інформацією, яка дозволяє діагностові впевнено ухвалювати рішення про припинення експлуатації обладнання, яке вже має пошкодження. Протягом зростання кривої ТНІКАТ діагност не повинен вживати жодних превентивних заходів аж доти, поки не з'явиться негативний схил, що сигналізуватиме про аварійний стан. Головна перевага у використанні ТНІКАТ замість ексцесу полягає в тому, що останній демонструє високі значення на ранішніх стадіях розвитку пошкодження, а в технічно справному редукторі без мастила (рис. 1 а) величина ексцесу є найвищою з-поміж аналогічних значень для інших двох редукторів зі зруйнованою шестірнею і підшипником (рис. 1 б, в), що надає повністю викривлені результати і ймовірність ухвалення хибних рішень є дуже високою.

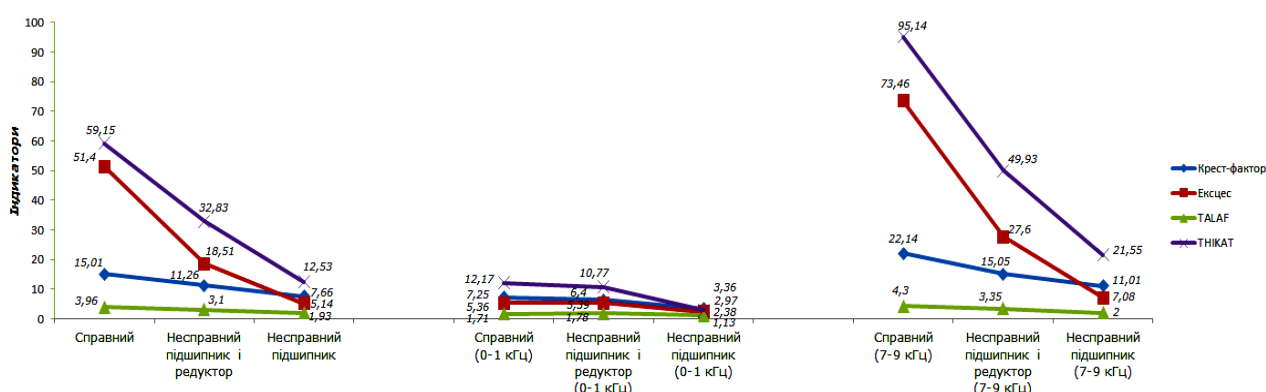


Рис. 4. Розраховані величини крест-фактору, ексцесу, TALAF, ТНІКАТ у різних частотних діапазонах

Отже, специфіка ТО й ПР електропоїздів не дозволяє провадити безперервний вібраційний моніторинг, проте такі дії можна вчиняти з відповідною періодичністю їх проведення згідно з правилами ремонту. Відповідно до згаданих правил відсутні будь-які норми граничної вібрації, які б забороняли подальшу експлуатацію. Тому побудова трендів відомих індикаторів на відміну від нового індикатора ТНІКАТ дозволяє лише аналізувати їх загальну поведінку без визначення конкретного порогу початку катастрофічної зміни технічного стану, ба більше, крест-фактор і ексцес для справного редуктора без мастила перевищують аналогічні значення для несправних редукторів, а СКЗ вібрації для справного редуктора без мастила є найнижчим, що разом призводить до суперечності й вводить діагноста в оману.

#### Список літератури:

- 1 Nembhard A.D., Sinha J.K., Pinkerton A.J., Elbhah K. Condition monitoring of rotating machines using vibration and bearing temperature measurements. In: Dalpiaz G. et al. (eds) Advances in condition monitoring of machinery in non-stationary operations. Lecture notes in mechanical engineering. 2014; Springer, Berlin, Heidelberg: 159 — 169. [https://doi.org/10.1007/978-3-642-39348-8\\_13](https://doi.org/10.1007/978-3-642-39348-8_13)
- 2 Galar D., Sandborn P., Kumar U., Johansson CA. SMART: Integrating Human Safety Risk Assessment with Asset Integrity. In: Dalpiaz G. et al. (eds) Advances in condition monitoring of machinery in non-stationary operations. Lecture notes in mechanical engineering. 2014; Springer, Berlin, Heidelberg: 37 — 59. [https://doi.org/10.1007/978-3-642-39348-8\\_3](https://doi.org/10.1007/978-3-642-39348-8_3)
- 3 Sassi S., Badri B., Thomas M. Tracking surface degradation of ball bearings by means of new time domain scalar indicators. International Journal of COMADEM. 2008;11(3):36 — 45
- 4 W. Wang. Early detection of gear tooth cracking using the resonance demodulation technique. Mechanical Systems and Signal Processing. 2001;15(5):887—903. <https://doi.org/10.1006/mssp.2001.1416>.

УДК 621.785

## ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ З КАРБІДНИМИ ПОКРИТТЯМИ

Ключников Ю.В., Кір'янова К. О, Скляр А.В.

КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ, Україна

**Анотація:** Створення захисних покриттів на різних деталях і інструменті є ефективним, а часто і єдино можливим методом рішення технічних завдань підвищення експлуатаційних характеристик матеріалів. У зв'язку з цим становить інтерес дослідження властивостей залізовуглецевих сталей, зміцнених захисними покриттями з карбідів титану і ванадію. Дослідження абразивного зносу, а також шорсткості поверхні показали, що зміцнення сталі покриттями призводить до підвищення їх стійкості і збільшення класу чистоти поверхні сталі на 1-2 в порівнянні зі сталлю без покриття. Дослідження стійкості сталі з покриттями і без них у водопровідній воді і водних розчинах: кислоти, солі і луги показали, що карбідні покриття мають підвищену корозійну стійкість.

**Ключові слова:** сталь, карбідне покриття, експлуатаційні характеристики, карбіди, стійкість

Сучасне виробництво характеризується постійно зростаючими робочими температурами, великими швидкостями і складними навантаженнями, необхідністю використання різних вузлів і механізмів в умовах впливу агресивних середовищ. Ця обставина вимагає удосконалювати існуючі і розробляти нові матеріали, що відрізняються підвищеною зносостійкістю і хімічною стійкістю. При цьому створення захисних покриттів на різних деталях і інструменті є ефективним, а іноді, єдино можливим методом рішення технічних завдань підвищення експлуатаційних характеристик матеріалів. У зв'язку з цим становить інтерес дослідження властивостей залізовуглецевих сталей, зміцнених захисними покриттями з карбідів титану і ванадію. Карбідні покриття отримували на сталях: 10864, 20, 45 і У8 в інтервалі температур 600-950 °С при часі витримки 1 - 6 годин.

Таблиця 1

## Механічні і термоемісійні властивості покриттів на сталях

Тип покриття	Марка сталі	Оптимальне навантаження,	Показник мікрокрихкості, $\mu \cdot 10^3$	Мікротвердість,	Робота виходу, еВ
TiV	сталь 10864	-	-	-	4,22
	сталь 20	0,060	0,55	26000	4,27
	сталь 45	0,060	0,56	29000	4,33
	сталь У8	0,050	0,60	32000	4,36
(Ti-V)C	сталь 10864	-	-	-	4,21
	сталь 20	0,070	0,22	24000	4,25
	сталь 46	0,060	0,23	26500	4,30
	сталь У8	0,060	0,25	31000	4,34
VC	сталь 10864	-	-	-	4,20
	сталь 20	0,080	0,30	22000	4,23
	сталь 46	0,080	0,33	25000	4,25
	сталь У8	0,080	0,35	26000	4,27

На підставі отриманих даних (табл. 1) встановлено збільшення мікротвердості покриттів з підвищенням вмісту вуглецю в сталі. Зміни механічних характеристик в карбідних покриттях пов'язані зі зростанням частки ковалентної складової [1] сил взаємодії між атомами в тугоплавких сполуках при переході від VC до TiC, що в кінцевому рахунку, визначає велику мікротвердість покриттів з TiC у порівнянні з мікротвердістю покриттів з карбідів ванадію.

Під час аналізу інших факторів, що визначають твердість покриттів, необхідно виділити гальмування дислокацій, тому що висока мікротвердість сплавів може бути досягнута при створенні в ньому структури, яка визначає мінімальну рухливість дислокацій. Саме таку структуру і мають покриття з карбідів титану і ванадію, в яких додатковими факторами, що гальмують рух дислокацій, є пружня взаємодія і перетин з іншими дислокаціями, а також межі зерен і субзерен, де скупчуються дислокації. Важливу роль в гальмуванні дислокацій надає і наявність в карбідах титану і ванадію вакансій, що сприяють їх зміцненню.

Висока мікрокрихкість покриттів з карбідів титану і ванадію пов'язана з утворенням в шарі макронапружень. Зазначені напруження виникають після хіміко-термічної обробки при охолодженні в результаті пружної взаємодії шару і серцевини, що мають різні питомі об'єми і коефіцієнти термічного розширення (к. т. р.) [2]. Встановлений характер зниження мікрокрихкості в ряду: TiC  $\rightarrow$  VC  $\rightarrow$  (Ti-V) C обумовлений зменшенням відмінності як між величинами к. т. р. покриттів і серцевини, так і їх питомими об'ємами, що призводить до зниження величини напружень. Так, серед досліджуваних покриттів, карбід титану має найбільший питомий об'єм і його к. т. р. значно відрізняється від аналогічного коефіцієнта заліза, що призводить до утворення високих напружень в шарі і, таким чином, до найбільшої мікрокрихкості.

Побічно про міцність хімічного зв'язку в решітці карбідів можна судити, крім температури плавлення, енергії дисоціації, теплоти утворення, по термемісійним властивостями досліджуваних покриттів (робота виходу електронів з карбідних шарів). З табл. 1 видно, що робота виходу залежить від складу сталі і виду покриття. Так для всіх сталей з покриттями має місце лінійне зниження величини роботи виходу зі зменшенням вмісту вуглецю в сталі, причому для двохкомпонентних покриттів величина роботи виходу більше, ніж для однокомпонентних покриттів з карбіду ванадію на тих же марках сталей.

За результатами проведених досліджень можна зробити наступні **висновки**. Дослідження абразивного зносу в умовах сухого тертя ковзання, а також шорсткості поверхні показали, що зміцнення сталі покриттями призводить до підвищення їх стійкості і збільшення класу чистоти поверхні сталі на 1-2 в порівнянні зі сталлю без покриття [3]. Дослідження стійкості сталі з покриттями і без них у водопровідній воді і водних розчинах: кислоти (0,1 нормальний розчин H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>), солі (3% розчин NaCl) і луги (30% розчин NaOH) показали, що карбідні покриття мають підвищену корозійну стійкість.

У роботі були проведені дослідження окалинотойкості сталі У8, зміцненої покриттями. Встановлено, що двокомпонентні і однокомпонентні покриття з VC і TC починають інтенсивно окислюватися в повітряному середовищі відповідно при температурах 750°C, 700°C, 800°C.

За допомогою математичної обробки результатів отримано моделі, що дозволяють оцінити вплив складу вихідних реагентів, температур і тривалості процесу на товщину і властивості покриттів на сталях.

#### Список літератури:

1. Шпак А.П., Наконечко О.І., Куницький Ю.А., Соболев О.В. Механічні властивості покриттів на основі титану. - К. ІМФ НАН України, 2005 -80с.
2. Лоскутов В.Ф., Хиженяк В.Г., Куницький Ю.А., Киндрачук Н.В. Диффузионные карбидные покрытия. -К.: Техника, 1991 -168с.
3. Киндрачук Н.В., Кульгавий Э.А. Трибологические процессы в гетерогенных системах // Проблемы тертя та зношування. -К., 2007. - Вип. 48. - С.39-54.

УДК 621.785

## ДИFUЗІЙНЕ ТИТАНУВАННЯ СТАЛЕЙ X18H10T І X12H22T3MP З МЕТОЮ ЗАХИСТУ ПОВЕРХНІ ВІД СХОПЛЮВАННЯ

Ключников Ю.В., Близнак Т. О., Самсоненко А. А.

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна

***Анотація:** Для захисту поверхонь від схоплювання при нагріванні деталей, виготовлених із сталей X18H10T і X12H22T3MP застосовується насичення однієї з контактуючих поверхонь титаном. Дослідження структури дифузійних зон сталей свідчать про істотні зміни в тонкій структурі поверхневих зон сплавів в процесі насичення поверхні сталей титаном. Ці зміни характеризуються наявністю в окремих зонах дифузійного шару дислокацій і фрагментів. Найбільше скупчення дислокацій спостерігається на межі розділу між зовнішнім і внутрішнім шарами дифузійної зони. Зміни в тонкій структурі є наслідком пластичної деформації локальних ділянок структури сталей під дією дифундуючого в метал потоку атомів. Істотний вплив на схоплювання має зміна коефіцієнта термічного розширення, що викликало необхідність з'ясування залежності коефіцієнта термічного розширення від дифузійного титанування. Дослідження показали, що насичення сталей карбідами титану не супроводжується помітною зміною коефіцієнта термічного розширення.*

***Ключові слова:** сталь, дифузійне титанування, поверхня, титан, атом*

Одним із способів захисту поверхонь від схоплювання при нагріванні деталей, виготовлених із сталей X18H10T і X12H22T3MP, є дифузійне насичення однієї з контактуючих поверхонь титаном [1]. З огляду на те, що структурно-енергетичний стан поверхонь визначає багато фізико-хімічних властивостей поверхні і процеси, які контролюють їх схоплювання, детальне дослідження структури, фазового складу і властивостей сталей X18H10T і X12H22T3MP, які пройшли дифузійне титанування, є важливою ланкою при вивченні проблеми схоплювання. Дифузійне насичення досліджуваних сталей здійснювали при температурі 1050°C і часі витримки 3 год. в газовому середовищі при зниженому тиску, з використанням порошку титану, карбюризатора і чотирихлористого вуглецю.

Результати пошарового рентгенівського аналізу фазового складу дифузійної зони досліджуваних сталей і пошарового визначення концентрацій насиченого елемента, показали, що мікроструктура дифузійної зони в усіх випадках складається з трьох зон: карбіду титану (TiC), під ним знаходиться перехідна зона, нижче якої розташовані великі зерна легованого титаном фериту. Електронномікроскопічні дослідження структури дифузійних зон сталей свідчать про істотні зміни в тонкій структурі поверхневих зон сплавів в процесі насичення поверхні сталей титаном. Ці зміни характеризуються наявністю в окремих зонах дифузійного шару дислокацій і фрагментів. Найбільше скупчення дислокацій спостерігається на межі розділу між зовнішнім і внутрішнім шарами дифузійної зони. Зміни в тонкій структурі є наслідком пластичної деформації локальних ділянок структури сталей під дією дифундуючого в метал потоку атомів.

В основі процесу схоплювання велика роль належить залишковим напруженням, оскільки їх величина і знак впливає на такі характеристики захисного покриття, як зносостійкість, коефіцієнт тертя, повзучість. Роль залишкових напруг для деталей, що працюють в умовах схоплювання при нагріванні, особливо велика, оскільки внаслідок релаксації напружень при цьому може мати місце пластична деформація контактуючих поверхонь, що сприятиме зростанню схоплювання [2]. З ростом величини залишкових напруг швидше протікає процес дифузії і рекристалізації в зонах контактування поверхонь, що сполучаються. При знятті навантаження залишкові напруження сприяють руйнуванню сполуки, що утворилась, чим пояснюється спостережувана на практиці відмінність у величині деформацій схоплювання у різних металів.

З огляду на те, що зміна коефіцієнта термічного розширення може зробити істотний вплив на схоплювання, виникла необхідність з'ясування залежності коефіцієнта термічного розширення від дифузійного титанування. Результати дилатометричних досліджень наведені в табл.1.

Таблиця 1

**Вплив титанування сталі X18H10T і X12H22T3MP на коефіцієнт термічного розширення**

Інтервал температур, °С	Коефіцієнт термічного розширення, $\alpha \cdot 10^6$			
	X18H10T		X12H22T3MP	
	До насичення	Після насичення	До насичення	Після насичення
20 - 100	9,52	9,52	9,52	12,03
20 - 200	14,17	11,25	10,28	12,5
20 - 600	17,58	17,58	15,96	17,07
20 - 800	18,38	18,16	16,26	18,44
20 - 900	18,7	18,47	17,49	19,88
20 - 1000	18,83	18,58	17,64	19,8
20 - 1100	18,77	18,47	17,78	19,05

**ВИСНОВКИ.** Дослідження показали, що насичення сталей карбідами титану не супроводжується помітною зміною коефіцієнта термічного розширення. При вивченні чинників, що впливають на схоплювання металів досліджували вплив шорсткості поверхні на міцність схоплювання. Було показано, що міцність схоплювання залежить не тільки від класу чистоти поверхні, але і від виду механічної обробки, тобто від мікрорельєфу поверхні.

Це викликало необхідність дослідження впливу дифузійного титанування на шорсткість поверхні. Вимірювання шорсткості проводили щуповим методом алмазною голкою на оптико-механічному профілографі системи Аммона. Отримані результати наведені в таблиці 2. Як видно з даних, після дифузійного насичення карбідом титану сталей шорсткість поверхні зменшується.

Таблиця 2.

**Результати дослідження шорсткості поверхні**

Марка сталі	Шорсткість поверхні Rz ,мкм	
	До насичення	Після насичення
X12H22T3MP	6.3	2
X18H10T	10...6.3	3.2

Це пояснюється впливом дифузійного насичення, яке згладжує мікрорельєф поверхні в результаті того, що відбувається збільшення об'єму поверхні [3].

**Список літератури:**

1. Дубінін Г.А. та ін. – В кн. *Металловедение и термическая обработка*, VII «Машиностроение, М. 1971
2. Сердитов А.Т. Пертяков В.Г. *Структура и свойства поверхностных слоёв сталей после титанирования и ванадирования.* – Поверхность. Физика. Химия. Механика. М.:АН СССР, 1983, №11, с.68-70
3. Дубінін Г.А. *Диффузионное хромирование сплавов.* Машиностроение, М., 1964.

УДК 621 785

## ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ЧАВУНУ

Сердігов О.Т., Самсоненко А. А., Близнюк Т. О.

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна

**Анотація:** У роботі досліджується можливість підвищення зносостійкості притирів з модифікованого сірого чавуну СЧ28-4. шляхом їх ванадіювання і борування та алмазно-нікелевого покриття для доводки отворів в загартованих і низьковідпущених сталях ШХ15, ХВГ і цементованій 18Х2Н4ВА. Випробування показали, що, ванадіювання і борування чавунних притирів знижують їх знос при остаточній доводці отворів. Застосування ж притирів з алмазно-нікелевим покриттям ефективно і для чорнової доводки.

**Ключові слова:** зносостійкість, чавун, абразив, сталь, покриття.

Доводка отворів вільним абразивом (пастою) в сталевих загартованих деталях здійснюється найчастіше чавунними притирами, що представляють собою втулку з циліндричної зовнішньої і конічної внутрішньої поверхнями і наскрізним поздовжнім розрізом. У зв'язку з низькою зносостійкістю притири витрачаються в масовій кількості. Так, при обробці прецизійних деталей дизельної паливної апаратури на 1000 отворів, що доводяться, витрачається в середньому 180 притирів.

У даній роботі досліджується можливість підвищення зносостійкості чавунних притирів шляхом їх ванадіювання і борування та алмазно-нікелевого покриття для доводки отворів діаметром 6 мм в загартованих і низьковідпущених сталях ШХ15, ХВГ і 18Х2Н4ВА (цементованій) з твердістю 60-62 HRC. Матеріал притирів модифікований сірий чавун СЧ28-48. Борування здійснюємо в електролізній ванні з розплавленою бурою [1] при температурі 920° С протягом 2 годин, ванадіювання - в реторті при зниженому тиску в газовій суміші СС14 і наявності порошку ванадію і карбюризатора при температурі 1100 ° С протягом 3 годин. Алмазно-нікелеве покриття наносимо на робочу поверхню притиру гальванічним способом.

Притири з покриттями піддавали контрпритиранню на остаточний розмір, потім випробовували на доведенні отворів пастою, яка містить окис алюмінію зернистістю 5 мкм (притири з алмазно-нікелевим покриттям випробовували без пасти).

Випробування проводили на спеціально розробленій і виготовленій для цієї мети установці з автоматичним підтриманням заданої величини тиску в зоні доводки.

Попередні випробування показали, що основним фактором, що впливає на знос притиру, є тиск [2]. Притири без покриттів мають криву залежності питомої зносу від тиску з максимумом, який відповідає тиску 1,3 - 1,5 кгс / см<sup>2</sup>.

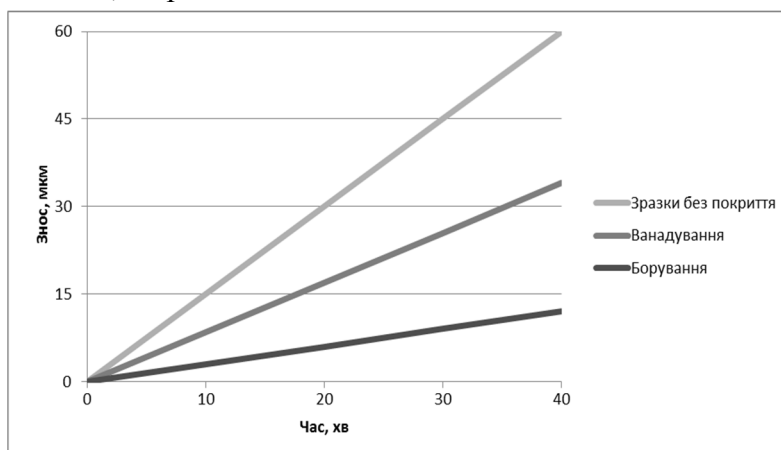
Випробування борованих і ванадійованих притирів показали, що вплив дифузних покриттів з високою твердістю на знос притирів неоднозначний (табл.1).

Таблиця 1

## Результати випробувань борованих та ванадійованих притирів

Тип притира	Твердість	Знос притира мм/хв..	
		P=0,4 кгс/см <sup>2</sup>	P=2,5 кгс/см <sup>2</sup>
Борування	1600-1700Н	0,001	0,014
Ванадіювання	900-1000Н	0,001	0,013
Без покриттів	180-200НВ	0,002	0,011

При малих тисках доводки (менше 1,3 кгс / см<sup>2</sup>) ванадійовані і боровані притири отримують менший знос, ніж притири без покриттів (див. рис 1), а при тиску вище 2,0-2,5 кгс / см<sup>2</sup>, навпаки, боровані і ванадійовані мають більш значний знос. Отримані



результати пояснюються тим, що при тиску 1,3 - 1,5 кгс / см<sup>2</sup> відбувається зміна механізму взаємодії абразивних зерен з поверхнею чавунного притиру без покриттів.

**Рис.1. Знос чавунних притирів з ванадієвим і боридним покриттями при доводці загартованої сталі ШХ15 абразивною пастою 5мкм.**

При тисках більших 1,3 - 1,5 кгс / см<sup>2</sup> відбувається імплантація в притир і закріплення в ньому абразивних зерен, і доведення здійснюється, в основному закріпленими в притирі зернами, які виключаються з процесу зношування притиру, чим і пояснюється [3] деяке зниження його зносу при збільшенні тиску понад 1,3-1,5 кгс / см<sup>2</sup> при доведенні ванадійованими і борованими притирами збільшення тиску у всьому дослідженому діапазоні (до 4 кгс / см<sup>2</sup>) не приводило до закріплення в притирі абразивних зерен, тому їх знос зростав із збільшенням тиску, і при великих тисках перевищував знос більш м'яких чавунних притирів без покриттів.

#### **За результатами проведених досліджень можна зробити такі висновки:**

Застосування борування і ванадіювання притирів для попередньої (чорнової) доводки, яке здійснюється при високому тиску, неефективне, оскільки призводить до збільшення їх зносу без підвищення продуктивності і якості доводки. Дослідження доводки притирами з алмазно-нікелевим покриттям показало, що їх застосування ефективно і для чорнової доводки. Знос притиру (розмір алмазних зерен в покритті - 50 мкм) виявився настільки малий, що його неможливо було вловити на аналітичних вагах. Тому випробування цих притирів здійснювали в цехових умовах. Випробування показали, що кожним притиром з алмазно-нікелевим покриттям проводили доводку до 125 отворів. При цьому, продуктивність доводки зросла в кілька разів і на один клас підвищилася чистота обробленої поверхні. Таким чином, ванадіювання і борування чавунних притирів знижують їх знос при остаточній доводці отворів. Застосування ж притирів з алмазно-нікелевим покриттям ефективно і для чорнової доводки.

#### **Список літератури:**

1. *Переверзев В.М., Баработько А.М. В кн.: Защитные покрытия на металлах, 5 «Наукова думка», К.1981*
2. *Пертяков В.Г., Лоскутов В.Ф., Беляева В.П., Писаренко В.Н., Труш И.Х. Влияние циркония, ванадия и титана на кинетику роста и микротвердость карбидных покрытий. В кн.: Защитные покрытия на металлах, 9 «Наукова думка», К. 1975*
3. *Пертяков В.Г., Сердитов А.Г., Бякова А.В., Лоскутов В.Ф. Влияние покрытий из карбидов титана и ванадия на износостойкость стали. – Изв. вузов. Черная металлургия, 1983, №1. с.113-115.*



УДК 621.785

## ДИFUЗІЙНА МЕТАЛІЗАЦІЯ СТАЛІ І ЧАВУНУ КАРБІДОУТВОРЮЮЧИМИ ЕЛЕМЕНТАМИ

Сердітов О.Т., Скляр А.В., Кір'янова К. О.

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна

**Анотація:** У роботі досліджено процес дифузійної металізації вуглецевої сталі і чавуну перехідними металами: титаном і ванадієм. Вивчено мікроструктури, розподіл мікротвердості і легуючих елементів по глибині, кінетика процесу і фазовий склад дифузійного шару. Дослідження показали, що процес дифузійної металізації на сталях і чавунах подібний, і результати його якісно ідентичні. Результати цього дослідження узгоджуються з результатами дослідження процесу насичення перехідними металами борованої сталі. Бориди перехідних металів утворюються при насиченні тими ж елементами, що і карбіди. На підставі цього можна припустити, що взаємодія елементів потрібної системи «перехідний метал-Fe-C» ідентична взаємодії їх в системі «перехідний метал-Fe-бор».

**Ключові слова:** металізація, перехідний метал, фазовий склад, мікротвердість, стійкість

Цінними властивостями (високою зносо- і корозійною стійкістю, тепло- і жаростійкістю) володіють карбіди перехідних металів [1,2]. Карбідний шар, одержуваний при дифузійній металізації перехідними металами, крім хрому, вивчений недостатньо. Титанування і ванадіювання підвищують зносостійкість сталі більшою мірою, ніж хромування. Карбідні шари на поверхні металів були отримані осадженням карбідів з газової фази [3].

У роботі досліджено процес дифузійної металізації вуглецевої сталі 45 і чавуну СЧ 21-40 низкою перехідних металів: титаном і ванадієм. Насичення карбідоутворюючими елементами сталі і чавуну здійснювали в герметичних вакуумованих контейнерах при температурі  $950^{\circ}\text{C}$ - $1250^{\circ}\text{C}$ , тривалістю 2-4 години. Для нанесення карбідних покриттів застосовували порошки металів Ti та V, карбюризатор і  $\text{CCl}_4$ . Вивчено мікроструктури, розподіл мікротвердості і легуючих елементів по глибині, кінетика процесу і фазовий склад дифузійного шару.

Дослідження показали, що процес дифузійної металізації на сталях і чавунах подібний, і результати його якісно ідентичні. Рентгеноструктурним аналізом встановлено, що при прийнятих умовах нанесення на сплавах утворюються покриття з карбіду титану (TiC) і карбіду ванадію (VC). Ці покриття металографічно можна виявити у вигляді світлої смуги, паралельної фронту дифузії, яка має рівну межу розділу з металом (Рис.1).

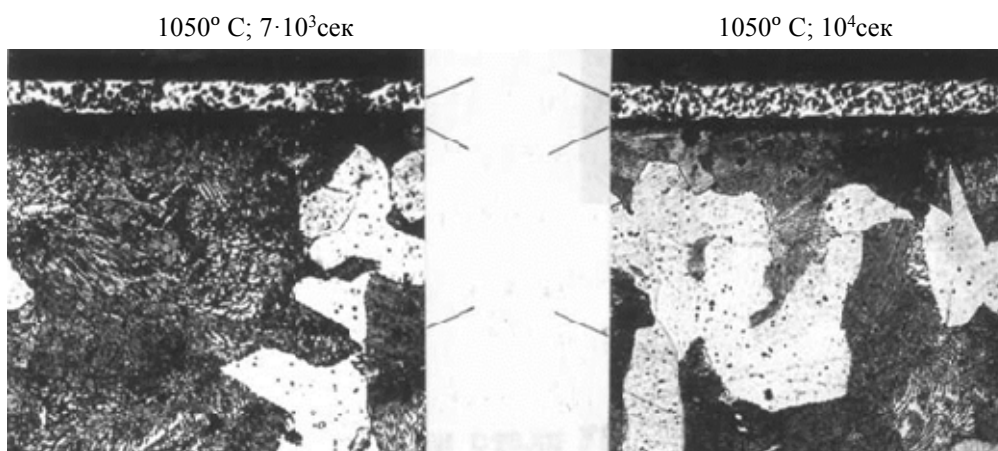


Рис. 1. Мікроструктури сталі 45 з покриттями з карбіду ванадію (x 300; 1 - покриття, 2 - перехідна зона, 3 - сталь).

Під карбідним покриттям знаходиться тонка перехідна зона, яка має вигляд сильно травленого прошарку і розташована паралельно фронту дифузії. Перехідна зона має мікротвердість менше мікротвердості карбідного покриття, але вище твердості нелегованого фериту і перліту. Слід зазначити, що на чавуні глибина карбідного шару значно більше, ніж на сталі, і що важливо, в чавунах перехідна зона є не завжди.

Зміна температури і тривалості процесу впливає на структуру і товщину шару, проте не впливає на фазовий склад. Дослідження кінетики процесів при різних температурах показало, що на сталі і чавуні залежність глибини дифузійного шару від температури процесу носить експонентний характер, від тривалості процесу - параболічний.

З аналізу діаграми стану [4] випливає, що фази TiC і VC, виявлені в покриттях, не відрізняються від фаз, які присутні в них при температурі нанесення. Тому фази TiC і VC є рівноважним, і при охолодженні сталі і чавуну до кімнатної температури не зазнають перетворень. Для насичення титаном і ванадієм можна рекомендувати дифузійне насичення при температурі 1000 °C-1050 °C і тривалості 2-4 години, що забезпечує отримання якісних шарів найбільшої глибини, міцно зчеплених з основою на сталі і чавуні.

В роботі було вивчено мікрокрихкість карбідних покриттів, яку визначали за методикою [5], що полягає в кількісному вивченні зони крихкого руйнування поверхні сплавів (табл.1).

Вимірювання термоемісійних властивостей (роботи виходу електронів з карбідних шарів) проводили за допомогою скляних ламп з плоскою геометрією електродів на установці безперервного відкачування в вакуумі (табл.1).

Таблиця 1.

**Механічні і термоемісійні властивості покриттів на сплавах**

Тип покриття	Марка сплаву	Оптимальне навантаження, кг	Показник мікрокрихкості, $\gamma \times 10^3$	Мікротвердість, МПа	Робота виходу, эВ
TiC	Сталь 45	0,060	0,58	29000	4,33
	СЧ 21-40	0,060	0,60	28500	4,30
VC	Сталь 45	0,060	0,23	26500	4,30
	СЧ 21-40	0,060	0,25	26000	4,27

#### **За результатами проведених досліджень можна зробити такі висновки.**

Результати цього дослідження узгоджуються з результатами дослідження процесу насичення перехідними металами борованої сталі [6]. Бориди перехідних металів утворюються при насиченні тими ж елементами, що і карбіди. На підставі цього можна припустити, що взаємодія елементів потрійної системи «перехідний метал-Fe-C» ідентична взаємодії їх в системі «перехідний метал-Fe-бор».

#### **Список літератури:**

1. Линкевич А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов «Машиностроение» М., 1965.
2. Киндрачук М.В., Кульгавый Э.А. Трибологические процессы в гетерогенных системах// Пробл. тертя та зношування. – К., 2007. – Вип. 48. – с. 39-54.
3. Лоскутов В.Ф., Пермяков В.Г., Бякова А.В., Сердитов А.Т. Способ нанесения на поверхность металлов и сплавов покрытий на основе карбида титана. Авторское свидетельство №963317.
4. Диаграмма состояния двойных систем на основе Fe. Справ. изд./ О. Кубашевский; Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1985. – 184 с.
5. Соболев О.В. Механічні властивості покриттів на основі титану. – К. ІМФ НАН України, 2005. – 80 с.
6. Земсков Г.В., Коган Р.Л., Шевченко Н.М. – В кн.: *Металлофизика, 41*. «Наукова думка», К., 1972. 4.

УДК 621.762.55

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Ti-6Al-4V ПРИ ЛАЗЕРНОМ ФОРМООБРАЗОВАНИИ ТОНКОСТЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ

Головко Л.Ф., Лутай А.М., Кагляк А. Д., Гончарук А.А.  
КПИ им. Игоря Сикорского, Киев, Украина

*Аннотация:* Титан и его сплавы обладают значительно большей способностью к холодной деформации, чем другие металлы с гексагональной кристаллической структурой, например магний, кадмий. Не смотря на это проведение холодной деформации большинства титановых сплавов при таких технологических процессах, как холодная листовая штамповка (ХЛШ), связано со многими трудностями. При ЛФ по указанным режимам в заготовке формируются области сплава с недопустимым снижением прочностных характеристик. Для предотвращения образования таких зон необходимо использовать лазерное излучение с максимумом интенсивности на периферии луча.

*Ключевые слова:* титан, фазовые превращения, лазерное формообразование, тонкостенная деталь

Средне- и высоколегированные двухфазные  $\alpha+\beta$ -сплавы практически не поддаются холодной деформации из-за высокого сопротивления деформации, интенсивного деформационного упрочнения, склонности к растрескиванию и разрывам. Даже малолегированные сплавы имеют пластичность при холодной штамповке в 2–3 раза меньшую, чем нержавеющие аустенитные стали. Для титановых сплавов характерно повышенное значение отношения предела текучести к модулю упругости и, как следствие этого, большая упругая отдача (пружинение) деформируемого металла, что значительно снижает точность воспроизведения формы деталей при ХЛШ [1]. Развиваемая в последние годы технология лазерного формообразования (ЛФ) тонкостенных изделий исключает эффект отдачи для конструкций из любых материалов [2].

Механизм градиента температур (МГТ), один из основных в ЛФ, наиболее эффективен при реализации в заготовке высокого градиента температур по нормали к ее поверхности при воздействии лазерного луча. Величина градиента температуры определяется температуропроводностью сплава. Значения теплопроводности, теплоемкости, плотности титана и его сплавов таковы, что их температуропроводность примерно в 15 раз ниже, чем у алюминиевых сплавов, и в 3,5 раза меньше, чем у сталей. Следовательно, ЛФ конструкций из сплавов титана может быть эффективной и производительной технологией, а в малосерийном производстве значительно более экономичной по сравнению с ХЛШ, для реализации которой необходимо изготовление дорогостоящих штампов. Экспериментальные исследования зависимостей угла сгибания ( $\varphi$ ) заготовок из сплава Ti-6Al-4V от параметров лазерной обработки, плотности мощности излучения (P) и скорости обработки (V), подтвердили большую, в сравнении с аустенитной сталью и сплавами алюминия, эффективность МГТ, как при использовании излучения с длиной волны  $\lambda=10,6$  мкм, так и при  $\lambda=1,06$  мкм [2,3]. В работах [2- 4] представлены результаты изготовления деталей различных форм из сплавов титана. Причем в ряде работ [3,4] диаметр лазерного луча на заготовке (d) изменялся в пределах 6 – 9 мм при практически таких же расстояниях между соседними дорожками и толщинах заготовок (h) равных 0,5 – 3мм. Следовательно, значительный объем сформированного изделия проходил многократную циклическую термическую обработку с характерными для лазерной обработки высокими скоростями нагрева и охлаждения. Известно, что указанный сплав относится к двухфазным ( $\alpha+\beta$ ) сплавам мартенситного класса и после обычной печной закалки от температуры  $t=950^{\circ}\text{C}$  состоит либо из  $\alpha'$  либо  $\alpha''$  фаз, причем последняя фаза имеет низкую твердость и снижает, как предел текучести ( $\sigma_T$ ), так и предел прочности сплава ( $\sigma_B$ ). Подчеркнем, что печная закалка от выше приведенных температур изменяет фазовый состав сплава [1]. Это означает, что, характерная для лазерной

обработке неоднородность температур по осям Z и Y может приводить к формированию в ЗТВ зон с различным фазовым составом.

Известно, что фазовый состав термически обработанного сплава Ti-6Al-4V и его микроструктура определяет его прочностные характеристики. Следовательно, конструкция, полученная методом ЛФ из листовых заготовок сплава Ti-6Al-4V состоит из объемов материала со свойствами исходной заготовки и больших участков с существенно иной структурой и механическими свойствами. Между тем известно, что ведущие самолетостроительные предприятия (EADS, AIRBUS), широко использующие сплав Ti-6Al-4V для изготовления различных деталей, допускают отклонения в свойствах материала в зоне обработки относительно свойств базового не более чем на 10%. Исключить разупрочнение сплава в ЗТВ можно выбором параметров ЛФ, при которых структурно – фазовое состояние ЗТВ заготовки остается неизменным либо формируется структура с более высокими значениями прочностных характеристик. Подчеркнем, что в работах по ЛФ изделий из титановых сплавов исследования структуры и механических свойств сплава в зоне термического влияния после различного количества проходов практически не проводились. В работы [5] предложена следующая модифицированная зависимость Воллертсена для угла сгибания.

$$\Phi = b/h(\alpha\Delta T - 2\sigma_T/E) \quad (1)$$

где  $b$  – ширина лазерной дорожки,  $h$  – толщина заготовки,  $\alpha$  – коэффициент теплового расширения,  $\Delta T$  – разница между максимальными температурами верхней и нижней поверхностями заготовки  $E$  – модуль Юнга сплава.

Из соотношения (1) следует, что для каждого последующего прохода лазерного луча значение  $\Phi$  зависит, в частности и от величины предела текучести материала, полученного в результате предыдущих проходов. Следовательно, процесс ЛФ непосредственно зависит от структурно – фазовых превращений, протекающий в ЗТВ сплава.

Цель работы – методами рентгеноструктурного и микродюрOMETрического анализа определить диапазон параметров ЛФ конструкций из сплава Ti-6Al-4V, которые незначительно (в пределах 10%) изменяют механические свойства исходной заготовки.

Образцы сплава Ti-6Al-4V размерами  $80 \times 80 \times 2 \text{ мм}^3$  обрабатывались излучением YAG: Nd лазера по схеме, представленной рис. 1 на двух режимах, при которых в одном случае мощность излучения составляла  $P_1 = 800 \text{ Вт}$ , скорость обработки  $V_1 = 60 \text{ мм/с}$ , в другом -  $P_2 = 400 \text{ Вт}$ ,  $V_2 = 30 \text{ мм/с}$ , при постоянном значении диаметра зоны фокусирования пучка  $d = 5 \text{ мм}$ . Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре Rigaku Ultima IV в  $\text{CuK}\alpha$  излучении. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ – 3 при нагрузках 20 - 100г.

Из дифрактограммы, следует, что исходный сплав состоит из  $\alpha$  – фазы с гексагональной плотноупакованной решеткой и  $\beta$  – фазы с объемноцентрированной кубической решеткой. Расчет массовой доли  $\alpha$  – фазы ( $M_\alpha$ ), проведенный по соотношению (2) [4] дает значение  $M_\alpha = 0,28$ .

$$I_\beta/I_\alpha = 1,67(1 - M_\alpha)/M_\alpha \quad (2)$$

где  $I_\beta$  и  $I_\alpha$  – интегральные интенсивности интерференционных максимумов (110) и (110) соответственно.

При печном нагреве до температуры  $T > 1280 \text{ К}$  сплав состоит из  $\beta$  – фазы, при охлаждении которой со скоростью выше критической ( $V_{кр} = 450^\circ \text{C/с}$ ) в интервале температур  $M_s - T_s$  могут образовываться две метастабильные мартенситные фазы  $\alpha'$  и  $\alpha''$ .

Первая представляет собой пересыщенный твердый раствор замещения Al, V и Fe в  $\alpha$  Ti и имеет ту же гексагональную плотноупакованную решетку, что и  $\alpha$  – фаза с близкими параметрами кристаллической решетки и потому рентгенографически трудно различимы. Мартенситная  $\alpha'$  фаза имеет максимальную микротвердость среди стабильных и метастабильных фаз в  $(\alpha + \beta)$  – сплавах и отличается лишь увеличенным размытием

интерференционных максимумов, что учитывается в последующем фазовом анализе. Поэтому приводимые ниже данные количественного фазового анализа дают информацию о суммарном количестве  $\alpha + \alpha'$  – фаз. Мартенситная фаза  $\alpha'$  имеет орторомбическую решетку и ее дифрактограмма отличается от дифрактограммы  $\alpha$  – фазы расщеплением некоторых линий, что позволяет ее идентифицировать. Подчеркнем, что переход от  $\alpha'$  – к  $\alpha''$  структуре сопровождается уменьшением  $\sigma_T$ ,  $\sigma_B$ , и твердости сплава.

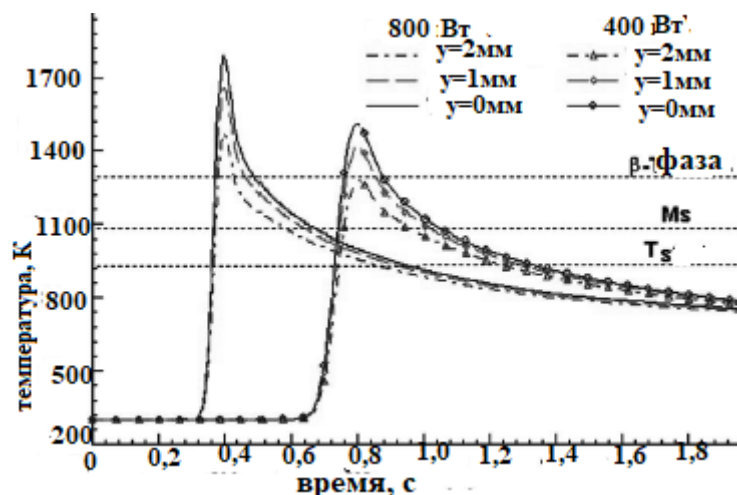


Рис.1. Рассчитанные термические циклы на поверхности образца при X=20мм ( $T_\beta$  – температура начала растворения  $\alpha$  – фазы,  $M_s$  – температура начала мартенситного превращения)

Из рис. 1 следует, что на поверхности образца оба режима обработки обеспечивают условия, необходимые для формирования мартенситной  $\alpha'$  фазы (нагрев в область  $\beta$  – фазы и охлаждение со скоростью выше критической) на полосе шириной  $d_1 = 4$  мм. Результаты фазового анализа и измерения микротвердости подтверждают расчет – в указанной зоне образуется  $\alpha'$  – фаза с высокой микротвердостью (рис.4). На полосе поверхности, отстоящей от оси лазерного луча на величину 3...7мм формируется две фазы  $\alpha'' + \beta$ , что приводит к снижению микротвердости ниже допустимого уровня (рис.2). При последующих проходах указанная многофазная структура ЗТВ повторно нагревается до температуры выше  $T_\beta$ .

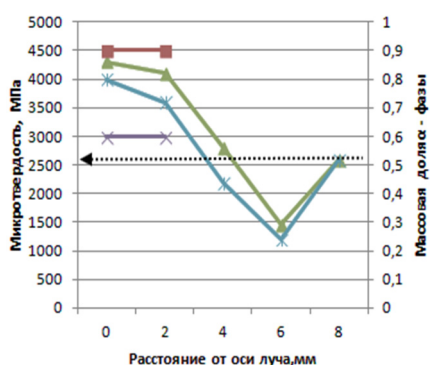


Рис.2. Зависимость количества  $\alpha'$  – фазы и микротвердости поверхностного расстояния от оси слоя заготовки от луча

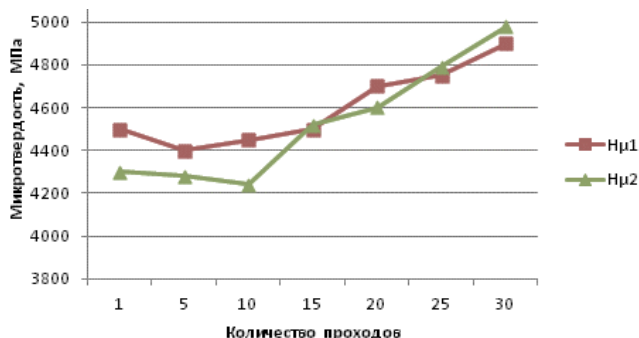


Рис.3. Зависимость микротвердости лазерной дорожки (Y=0) от количества проходов

При печном нагреве мартенситная фаза испытывает обратное мартенситное превращение  $\alpha' \rightarrow \beta$  с гистерезисом  $50...100^\circ\text{C}$  по сравнению с прямым превращением.

Результаты, представленные на рис.3, позволяют утверждать, что тот же процесс проходит при повторных проходах при ЛФ. Рост микротвердости с увеличением количества проходов объясняется старением  $\alpha'$  –фазы, которое инициировано фазовыми превращениями и пластической деформацией проходимой в ЗТВ при ЛФ,

**Выводы.** При ЛФ по указанным режимам в заготовке формируются области сплава с недопустимым снижением прочностных характеристик. Для предотвращения образования таких зон необходимо использовать лазерное излучение с максимумом интенсивности на периферии луча.

#### Список литературы:

1. *Ber V.I. and Sidel'nikov S.B. (2012), Tehnologija listovoj shtampovki [Technology sheet metal forming], Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia.*
2. *Edwardson S P., Griffiths J., Sheikholeslami G., Clark S., and Dearden G. (2014). "Optimization of beam mode for high efficiency laser thermal forming within metallurgical constraints. Physics Procedia, vol. 56, pp.1392 -1399*
3. *Gao H., Sheikholeslami G. and Edwardson S. P. (2017), "Reverse analysis of scan strategies for controlled 3D laser forming of sheet metal", Procedia Engineering vol. 183, pp.369 – 374*
4. *Kishida, K., Aoyama, H., Matsushita, N. and Ushimaru, A. (2014). "Curved surfaces forming of sheet material by laser irradiation", Advanced Materials Research; vol. 1017, pp. 788-793*
5. *Головко, Л. Ф. Моделирование процесса бесконтактной лазерной деформации адаптивным методом [Текст] / Л. Ф. Головко, С. О. Лукьяненко, И. Ю. Михайлова, В. А. Третьяк // Электронное моделирование / Институт проблем моделирования в энергетике им. Г.Е. Пухова НАН Украины. - 2011. - Вып. 3, Том 33. - С. 71-84.*

УДК 621.762.55

## ВИЗНАЧЕННЯ ПАРАМЕТРІВ ЛАЗЕРНОГО ФОРМОУТВОРЕННЯ ВИРОБІВ Зі ЗМІЦНЕННОГО ДУРАЛЮМІНУ

Головко Л.Ф., Лутай А.М., Кагляк О.Д., Гончарук О.О.

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна

**Анотація:** Наведено результати експериментальних досліджень впливу швидкості лазерної багатократної обробки сплаву AA2024 – T4 на його структуру та микротвердість. Мета роботи - визначити діапазон швидкостей лазерної обробки, в якому микротвердість зони термічного впливу залишається у межах  $\pm 10\%$  відносно вихідного значення. Лазерна обробка проводилась на технологічному комплексі «ROFIN DY 044» на основі Nd: YAG лазера з діодним накачуванням. Встановлено, що величини критичних значень швидкостей переміщення лазерного променя ( $V$ ) залежать від кількості проходів ( $n$ ) та при  $n > 20$  величина  $V$  не повинно бути нижчою за  $V = 10$  мм/с. Показано, що зменшення микротвердості при обробці при  $V < 10$  мм/с обумовлено збільшенням середньої температури заготовки, що приводило до розчинення фази, що зміцнювала.

**Ключові слова:** лазерне формоутворення; швидкість обробки; старіння; микротвердість; залишкові напруження; дислокації.

Зістарені дуралюміни мають високий рівень питомої міцності і опору втомному руйнуванню. Завдяки цим якостям вони широко використовуються у виробництві найбільш відповідальних деталей авіаційної та космічної техніки. Досить велика їх кількість має форму тонкостінних листових конструкцій, що виготовляються з попередньо термічно зміцнених заготовок. У авіабудуванні це довгомірні панелі обшивки фюзеляжу, крила. Більшість виробів такого типу виготовляються в умовах одиничного та дрібносерійного виробництва. Тому їх формоутворення традиційними методами значно здорожує виробництво. Так, наприклад, трудомісткість виготовлення оснастки інструментального штампу для обробки панелі розміром 1000 × 12000 мм складає приблизно 7500 нормо-годин [1]. Використання більш гнучкого та універсального метода дробно-ударного формоутворення (ДУФ) значно зменшує

трудовитрати на виготовлення подібних деталей [2,3]. Але ДУФ має ряд недоліків найбільш суттєвими з яких є необхідність виконання додаткової операції зачищення для зменшення шорсткості обробленої поверхні, зміна форми деталі при експлуатації в умовах тривалого нагрівання до температури  $\approx 100^{\circ}\text{C}$ , що є наслідком релаксації залишкових напружень, існування обмежень у виборі ефективних радіусів згинання в залежності від товщини листа [3]. В останні роки інтенсивно досліджується та використовується у виробництві технологія лазерного формоутворення (ЛФ) просторових конструкцій з листових матеріалів [4,5], яка має цілий ряд переваг в порівнянні з ДУФ..

Мета роботи – визначити області параметрів багатократної лазерної обробки сплаву AA2024 – T4, в межах яких забезпечується стабільність його вихідних властивостей, виявити причини зниження міцнісних характеристик у ЗТВ при перевищенні критичних параметрів обробки, дослідити вплив параметрів обробки на величину мінімальної відстані між лазерними доріжками, яка дає відтворювані результати формоутворення.

Матеріал та методики досліджень. Зразки розміром  $60 \times 60$  мм товщиною  $h=1,8$  мм вирізалися з листа сплаву AA2024 – T4 з вихідною мікротвердістю  $H_{\mu} = 1030$  МПа. Лазерна обробка проводилася на технологічному комплексі «ROFIN DY 044» на основі Nd:YAG лазера з діодним накачуванням. Діаметр фокальної плями ( $d$ ) становив 6 мм. Обробка проводилася з часовим проміжком між проходами у 20 секунд при величині потужності лазерного випромінювання  $P= 600$  Вт та швидкостях  $V= 7,5$  мм/с,  $V=10$  мм/с,  $V=15$  мм/с,  $V=30$  мм/с. Вимірювання мікротвердості проводили на приладі ПМТ- 3 при навантаженнях 10 – 100 г. Рентгеноструктурні дослідження здійснювалися на дифрактометрах ДРОН – 4 у  $\text{CuK}\alpha$  випромінюванні та Rigaku Ultima IV у  $\text{CuK}\alpha$  випромінюванні. Зйомку проводили у інтервалі кутів  $2\theta - 20 - 140^{\circ}$  з кроком  $0,02^{\circ}$  і часом накопичення 2с. Величину залишкових напружень (ЗН) визначали  $\sin^2 \psi$  - методом за дифракційним максимумом (331) на дифрактометрі ДРОН – 4 та (422) на дифрактометрі Rigaku Ultima IV . Для отримання коректних даних при рентгеноструктурних дослідженнях поверхневий опуклий шар видалявся до отримання плоскої поверхні. Розраховувалася компонента ЗН, що орієнтована впродовж доріжки ( $\sigma_{\parallel}$ ). Еквівалентна деформація ( $\epsilon_{\text{екв}}$ ) визначалася з фізичного розширенню лінії 331 ( $\beta_{331}$ ) за методикою викладеною у роботі [6]. Температура ( $t$ ) вимірювалася за допомогою хромель-алюмелевої термопари, яка закріплювалася по центру лазерної доріжки на поверхні протилежній опромінюваній. Наведені нижче значення  $t$  фіксувалися через 10 секунд після кожного проходу.

Результати роботи та їх обговорення.

Згідно з даними наведеними у роботах [3,7] при пічному нагріванні у сплаві AA2024 – T4 послідовно проходять наступні структурно-фазові перетворення: вище  $t \approx 150^{\circ}\text{C}$  проходить процес повернення, обумовлений розчиненням зон Гінье-Престона, при  $t > 350^{\circ}\text{C}$  починається рекристалізація твердого розчину та коагуляція інтерметалідної фази, при перевищенні температури стабільного сольвусу ( $t = 510^{\circ}\text{C}$ ) сплав складається з однорідного твердого розчину заміщення Cu, Mg, Mn у алюмінії (зміни у структурі зміцнювальної фази на даному етапі не розглядаються). Тобто лазерна обробка при  $P$  та  $V$ , які нагрівають поверхню заготовки до температури близької до температури плавлення сплаву ( $t_{\text{пл}}=580^{\circ}\text{C}$ ) може приводити до формування у ЗТВ трьох субзон. Оскільки перераховані процеси здійснюються дифузійним шляхом їх початок та повнота відповідних перетворень у кожній з субзон залежить від часу перебування нагрітого об'єму сплаву при вказаних температурах. Кінцеві структура та механічні властивості визначаються розмірами субзон і остаточно формуються на етапі охолодження термічного циклу лазерної обробки. У авіабудуванні в числі інших контролюються  $\sigma_T$ ,  $\sigma_B$  та  $H_{\mu}$ . В роботі приводяться результати вимірювання останнього параметру, а критичними вважаються параметри обробки, які приводять до значень ( $H_{\mu} \leq 910$  МПа на рис.1-3 позначена як допустиме значення  $H_{\mu}$ ). Оскільки для сплавів



алюмінію виконується пропорційність між величиною твердості та значеннями  $\sigma_T$  та  $\sigma_B$ , всі подальші висновки, що стосуються змін  $H_{\mu}$  слушні і для характеристик статичної міцності. Обробка при  $V_3=15\text{мм/с}$  і  $V_4=30\text{мм/с}$  та витримка протягом 6 діб приводить до збільшення як  $H_{\mu}$  так і  $\epsilon_{\text{екв}}$  з зростанням  $n$  (рис.2) Зі збільшення величини  $\epsilon_{\text{екв}}$  виходить, що у поверхневому шарі на стадії нагрівання термічного циклу проходять процеси пластичного деформування в наслідок релаксації тимчасових термічних напружень. Причому, по впливу на структуру вони еквівалентні прокатуванню із зазначеними на рис. 2 ступенями обтиснення [7].

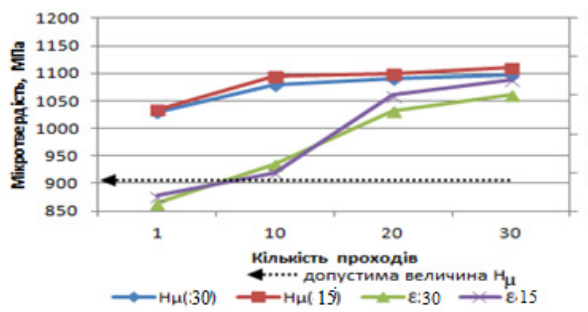


Рис.1. Залежності мікротвердості поверхні ЗТВ та еквівалентної деформації від кількості проходів ( $V=30\text{мм/с}$ ,  $V=15\text{мм/с}$ )

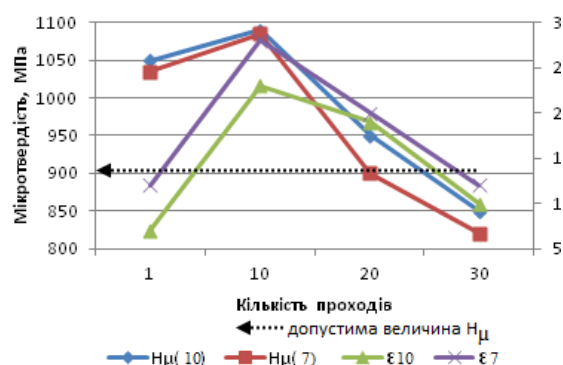


Рис.2. Залежності мікротвердості поверхні ЗТВ та еквівалентної деформації від кількості проходів ( $V=10\text{мм/с}$ ;  $V=7,5\text{мм/с}$ )

Деформаційне зміцнення приводить до збільшення  $H_{\mu}$  і є однією з причин зменшення кута згинання, що фіксувалося іншими дослідниками [3,4]. Але якщо при великих  $n$  (20;30) збільшення  $H_{\mu}$  по величині корелює зі зростанням  $\epsilon_{\text{екв}}$  ( $\approx 5\%$  зростання), то при  $n=10$  ця величина майже на порядок вища. Для пояснення вказаної особливості була досліджена часова залежність  $H_{\mu}$  для даного  $n$ , яка свідчить про те, що більша частина зростання  $H_{\mu}$  обумовлена процесом природного старіння. З результатів, які отримані при традиційній термічній обробці старіючих сплавів відомо, що навіть при значному перенасиченні твердого розчину, його розпад проходить при достатній кількості вакансій та дислокацій, оскільки виділення проміжних фаз проходить саме на дефектах кристалічної будови [6] Тобто зростання  $\epsilon_{\text{екв}}$ , обумовлене збільшенням щільності дислокацій ініціює додатковий розпад вихідного твердого розчину, що й приводить до збільшення  $H_{\mu}$ . Підкреслимо, що дані по величині  $\epsilon_{\text{екв}}$  дійсні для поверхневого шару, що віддзеркалює 75% енергії первинного рентгенівського променя. В умовах зйомки (максимум (331) на  $\text{Co}$  випромінюванні) його товщина складає 35мкм. Зменшення  $V$  суттєво змінює подібні залежності (рис.3). А саме - при  $n \geq 20$  зафіксовані значення  $H_{\mu}$  нижчі допустимих величин. Як виходить з результатів вимірювання температури (рис.3) її значення перевищує як температуру зони повернення, так і температуру рекристалізації. Останнє пояснює суттєве зменшення  $\epsilon_{\text{екв}}$  при вказаних значеннях  $n$  (рис.3), що означає зняття приросту  $H_{\mu}$  обумовлену наклепом. Підкреслимо, що значно більше зменшення  $H_{\mu}$  обумовлено іншою причиною. А саме, відновлення вихідних властивостей після нагрівання до температури зони повернення можливе при умові отримання пересиченого твердого розчину у результаті охолодження.

Тобто швидкість охолодження повинна перевищувати критичну швидкість гартування сплаву AA2024-T4 ( $50 \dots 60^{\circ}\text{C/с}$ ) Виміряна швидкість охолодження зразка становила  $10 \dots 15^{\circ}\text{C/с}$ . В шарі розташованому на відстані 1мм від поверхні, що оброблювалася при  $V=30\text{мм/с}$   $H_{\mu}$  не залежить від  $n$ . (рис.3). При  $V=15\text{мм/с}$   $H_{\mu}$  дещо знижується при великих значеннях  $n$ , але залишається у межах допустимої величини. Відсутність ефектів пов'язаних з

пластичним деформуванням у результаті релаксації тимчасових термічних напружень свідчить про те, що їх рівень не перевищує границю текучості сплаву у вказаному шарі. Обробка з  $V=7,5\text{мм/с}$ ,  $V = 10\text{мм/с}$  приводить до значного зниження  $H_{\mu}$  при  $n \geq 20$  (рис.3). Пояснення аналогічне тому, що давалося раніше – швидкість охолодження зразка після кінцевої обробки недостатня для фіксації перенасиченого твердого розчину.

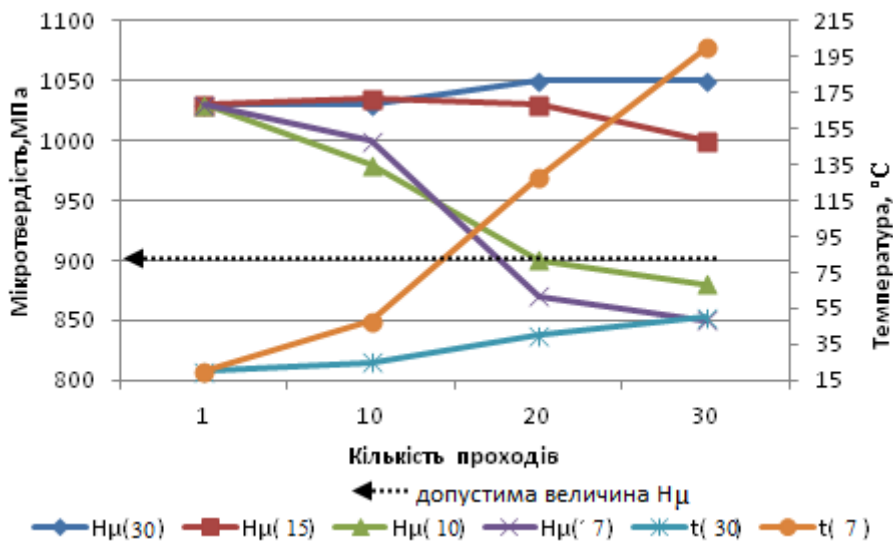


Рис.3. Залежність мікротвердості на відстані 1мм від поверхні ЗТВ та середньої температури зразка від кількості проходів

#### Висновки.

1. Багаторазова лазерна обробка дозволяє успішно формувати вироби із сплавів алюмінію, однак може приводити до двох негативних змін у властивостях сплаву: зменшення  $H_{\mu}$  та формуванню значного рівня ЗН у заготовці.
2. Перший недолік проявляється при  $V < 10\text{мм/с}$ , та  $n \geq 20$ , другий виникає при  $V > 15\text{мм/с}$ .
3. Зниження  $H_{\mu}$  при перевищенні вказаного параметру обумовлено збільшенням середньої температури заготовки та низькою швидкістю її охолодження після обробки, що приводило до розчинення зміцнювальної фази.
4. Вплив вказаних негативних змін на процес ЛФ можна значно зменшити охолодженням заготовки у процесі обробки.

#### Список літератури:

1. Lupkin, B. V. and Lagutin A. I (2006), "Formoobrazovanie drob'ju kak metod obrabotki krupnogabaritnyh detalej slozhnoj krivizny v samoletostroenii", *Aviacionno-kosmicheskaja tehnika i tehnologija.*, № 2. pp. 17–20
2. Malashenko, A.Ju. (2014), *Efficiency of the technological combination of bending and rolling and fracture-shaping of long-length obobodobrazuyuschih details dissertation: [Jeffektivnost' tehnologicheskogo sochetanija gibki-prokatki i drobeudarnogo formoobrazovanija dlinnomernyh obvodoobrazujushih detalej: dis. kand. teh. nauk]*, Moskva, 154 p.
3. Lupkin, B. V. . Mladinov, A. I. Lagutin, V. A. and Nikitenko, V. A (2007) *Primenenie drobeudarnoj obrabotki v aviacionnoj promyshlennosti Cbornik nauchnyh trudov «Otkrytye informacionnye i komp'juternye integrirovannye tehnologii»*, № 36. pp.20-28.
4. Geiger, M. and [Merklein](#), M., (2014) "[Pitz](#) Laser and forming technology—an idea and the way of implementation" *Journal of Materials Processing Technology, Vol. 151*, pp. 3–11.
5. Kahlyak, O.D. (2012), *The shape of spatial metal structures local laser heating: dissertation [Formoutvorenniya prostorovykh metalevykh konstruksiy lokal'nyh lazernym nahrivannyam : dys. kand. tekhn. nauk]* Kyiv, 149 s
6. Watkins K.G. and Edwardson, S.P., (2001) "Laser Forming of Aerospace Alloys" *Aerospace Manufacturing Technologi Conference: Proceedings, 9 Seattle, Washington, USA 10-14 September 2001*, pp.12-19.
7. [Joost, R. and Duflou](#), U. F., (2012) ." Bending properties of locally laser heat treated AA2024-T3 aluminium alloy", *Physics Procedia, Vol. 39*, pp. 257-264.

УДК 621.941

## ЕВОЛЮЦІЙНИЙ СИНТЕЗ БАГАТОЦІЛЬОВИХ І БАГАТОШПИНДЕЛЬНИХ ВЕРСТАТІВ В УМОВАХ «ІНДУСТРІЯ 4.0»

Кузнєцов Ю.М.

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна

Рано чи пізно кожному людину починають цікавити проблеми майбутнього: себе, як особистості, своєї родини, своєї країни, усього людства і цивілізацій. А деяких цікавлять більш складні речі – **філософія майбутнього** і навіть **конструювання майбутнього**. Тому в доповіді в якості **епілогу** обрані філософські ідеї і передбачення нашого співвітчизника акад. Вернадського В.І. про те, що біосфера переходить в ноосферу (сферу розуму -людського творчого мислення і високої моралі) [1].

Будь-яку високо розвинену державу можна уявити у вигляді кристала **природного алмаза –октаедра** з шістьма вершинами або для кращого сприйняття двох чотирьохгранних пірамід з загальною основою квадратної форми. Верхня вершина представляє високо моральне громадянське суспільство, яке делегує свої повноваження обраній ним владі (нижня вершина) – державним діячам, які без винятку притримуються Конституції, верховенства права і справедливо розподіляють бюджет (матеріальний фактор) в областях (чотири вершини основи пірамід): **освіти і культури, науки, виробництва і бізнеса, соціальної сфері**.

Щоб Україна стала такою високо розвиненою державою, необхідно бути готовим прийняти виклик сьогоденної четвертої промислової революції «ІНДУСТРІЯ 4.0» [2], яка орієнтована на **штучний інтелект і повну автоматизацію** з застосуванням роботів, робототехнічних систем, засобів інформатизації і комунікації, практично всього, що стосується **суспільства, бізнеса, виробництва і освіти**.

Для швидкої адаптації в умовах «ІНДУСТРІЯ 4.0» запропонований **новий науковий підхід, постулатом (парадигмою) якого є перехід від живої Природи до антропогенних об'єктів**, до яких відносяться технічні системи – машинні, електричні і будівельні, що створюються завдяки інтелекту Людини і штучного інтелекту. Слід пам'ятати, що **основним творцем є Природа** зі всіма об'єктивними законами і явищами, частково відкритими Людиною, який є неперевершеним творінням Природи і творцем за своєю подібністю.

Головною рисою останніх десятиліть є осмислення розвитку сучасних високих технологій для розв'язання не тільки технічних, але і соціальних, екологічних, духовних, психологічних і культурних проблем, **дослідження по яким носять міждисциплінарний характер**. Раніш віддані знищувальній критиці **генетика і кібернетика** проклали шлях до пізнання і їх міждисциплінарного використання при створенні нової техніки і нових технологій в різних галузях, в тому числі в машинобудуванні, і зокрема, верстатобудуванні – серцевині машинобудування. Без верстатів неможливо виготовлення інших технічних систем, бо верстати – це машини, що створюють інші машини.

**Основна мета наших досліджень** зорієнтована на верстатобудування і підготовку інженерної інтелектуальної еліти в Україні, щоб на основі міждисциплінарного системно-структурного підходу, аналізу минулого, сучасного і передбачення майбутнього запропонувати шляхи інноваційного прориву і спрямованого синтезу нових верстатів за короткий термін з використанням останніх досягнень в сучасній науці [3].

Верстатобудування з перших років радянської влади обрало **стратегічно хибний курс під гаслом «Догнати і перегнати!»**. Нас завжди переконували і переконують, що треба йти у фарватері провідних фірм і країн, дивлячись їм в зад і беручи за основу розробки, які побачили на міжнародних виставках. В кінці 80-х років минулого століття були спроби йти іншим

шляхом, але трапилося непередбачене і Україна, яка займала друге місце в СРСР після Російської Федерації, втратила лідерство, а багато вітчизняних верстатобудівних заводів здали свої позиції і припинили свою діяльність, наприклад, всесвітньо відомий Київський завод верстатів –автоматів з розшматованими на окремі заводи ВАТ «Веркон» без СКББА.

**Сьогодні ще є можливість** при державному підході **відродити вітчизняне верстатобудування та інші галузі машинобудування** (авіабудування, суднобудування, сільгоспмашинобудування, приладобудування. тощо). Для цього треба обрати стратегічно вірний курс під гаслом **«Випередити, не догоняючи!»** і здійснити інноваційний прорив у сфері науки, освіти і виробництва, об'єднаних в міждисциплінарну галузь знань. В правоті реальності інноваційного прориву в короткий термін можна переконатися на досвіді Китаю і Тайваня, які не за 70 і більше років, а за 5-10 років створили мало відому їм галузь – верстатно-інструментальну, що стала основою для автомобільної, авіаційної, ракетно-космічної та інших галузей.

**Міждисциплінарність** системного підходу підтверджується аналогіями рівнів організації складних систем різного призначення, наприклад, в електромеханіці, механіці, біології і космогонії.

**Прийшов час говорити** не тільки про механіку, як найстарішу науку про закони руху тіл, але і **про генетичну механіку** з іншим поглядом в умовах інформаційного вибуху. Саме з таких позицій нами запропонована **концепція створення верстатів нових поколінь і новий погляд на матеріальну точку, як носія генетичної інформації при синтезі складних технічних систем типу «об'єкт» і «процес»** на прикладі затискних механізмів [ ] і кінематичних схем різання.

Стосовно осесиметричних об'єктів, що обертаються, по аналогії з відкритою зав. кафедрою електромеханіки КПІ проф. Шинкаренко В.Ф. Періодичною таблицею первинних джерел електромагнітного поля [4] **вперше запропоновано описувати на єдиній інформаційній мові електромеханічні і механічні системи**, наприклад. електродвигун і підшипник кочення у вигляді генетичних кодів і структурних формул [5]. Це зайвий раз підтверджує ефективність міждисциплінарних спільних досліджень і початок зародження генетичної механіки. Результатом таких досліджень є використання універсальних генетичних операторів синтеза (реплікації, схрещування, інверсії, кросинговера, мутації) в компоновках верстатів, спрямований синтез самодіючих мотор-шпинделів, мотор-головок багатошпиндельних і револьверних з написанням генетичних формул..

Говорячи про майбутнє розвитку світового і вітчизняного верстатобудування необхідно звернутися до відомих і нових методів прогнозування і передбачення на 50 – 100 і більше років вперед, що подано у вигляді піраміди [3], яка ілюструє зміну співвідношення ваги (розміру) верстата і дедалі. Для усіх верстатів майбутнього при наближені форми заготовки до готової дедалі, тобто при суттєвому зменшенні припусків, сил різання і високих швидкостях обробки, а також з переходом до каркасних і оболонкових несучих систем (станин, колон, стійок, тощо) відпадає необхідність у фундаментах, починаючи від міні-верстатів і до унікальних. З'являться верстати вагою менше ваги деталі. Відстежуючи закони Природи, де все живе вирощується з елементарного малого (частинки), можна припустити, що гібридні верстати **за адитивними (додавальними) технологіями замість субтрактивних (віднімальних) технологій** спочатку будуть вирощувати заготовку, а потім формувати структуру деталі, забезпечуючи точність обробки з мінімальним зняттям стружки на високих швидкостях.

При науковому прогнозуванні і передбаченні можуть з'явитися мобільні багатокоординатні і багатоцільові верстати – роботи з електричними кінематичними ланцюгами без механічних передач (**патент України на винахід №101447**), де генетичні моделі структуроутворення і кінематичні ланцюги подані генетичними формулами.

Другим прикладом еволюційного синтезу є гібридні багатошпиндельні токарні автомати з ЧПК, які могли б виготовлятися на знищених Київському і Житомирському верстатозаводах

з переходом в далекому майбутньому на повне використання електромагнітних кінематичних ланцюгів у вигляді генетичних моделей з генетичними формулами

Досягнути намічені цілі для розв'язання проблем в суспільстві в умовах «ІНДУСТРІЯ 4.0» неможливо без творчого підходу в освіті. Тільки перехід до **креативної форми передачі знань розширює кругозір** за рахунок методології творчості, системної всебічної самоосвіти, перекваліфікації і підвищення кваліфікації. Враховуючи міждисциплінарний характер знань, в останній час частіше в природно наукових, соціальних і гуманітарних науках говорять про конвергенцію – не тільки взаємного впливу, але взаємо проникнення технологій, коли межі між ними зникають, а результати виникають саме в рамках міждисциплінарних досліджень на стику галузей у вигляді NBICS – технологій, де N - нано; B – біо; I - інфо; C - когно; S –соціо.

Сьогодні необхідно особливо важливий акцент зробити на освіті з підготовкою **інноваційних інженерів** для промисловості на рівні головних інженерів і генеральних конструкторів по новій спеціалізації «**Інноваційний інжиніринг**» для магістрів. Такою підготовкою займаються в різних країнах (Ізраїль, Росія, Чехія та інші). Для підготовки фахівців-машинобудівників на рівні світових вимог в умовах дефіциту коштів доцільно створювати навчально-дослідницькі кабінети і лабораторії малогабаритної техніки з робочим місцем для кожного студента, комп'ютерним керуванням і мехатронними системами на модульному принципі .

#### Список літератури:

1. Вернадский В.И. Биосфера. – М.: Мысль, 1967. – 323 с.
2. Кузнецов Ю.Н. Вызовы четвертой промышленной революции «Индустрия 4.0» перед учеными Украины // Вестник ХНТУ, 2017, №2(61). – С.67 -75.
3. Кузнецов Ю.Н. Будущее станкостроения-сердцевины машиностроения //ж. «Вестник БРУ, рубрика машиностроения», 2017, №2(55), - С.25 – 35.
4. Шинкаренко В.Ф. Основи теорії еволюції електромеханічних систем: монографія /В.Ф.Шинкаренко. – К.: Наукова думка, 2002. – 288 с.
5. Shynkarenko Vasyi, Kuznetsov Yuriy. Interdisciplinary approach to modeling and synthesis of difficult technical systems //Journal of the Technical University Gabrovo, Vol.52, 2016. – p.p. 24 – 28.

UDC 621.923.4

## GEAR GRINDING TEMPERATURE DETERMINATION

Larshin<sup>1</sup> V.P., Lishchenko<sup>2</sup> N.V.

1 - Odessa National Polytechnic University, Odessa, Ukraine

2 - Odessa National Academy of Food Technologies, Odessa, Ukraine

**Annotation** *The work is devoted to solving an important scientific and technical problem of determining the gear grinding temperature in profile gear grinding on CNC machines on the basis of the development of subsystems for the designing, monitoring and technological diagnosis of the operation, which allow adapting the elements of the technological system. For this purpose a methodology is developed for researching the technological grinding system using scientific methods of modeling, optimization and control. The software for these subsystems is created on the basis of the mathematical models of the temperature field. It is substantiated the use of a solution of a one-dimensional differential heat equation for gear grinding designing and diagnosis, including taking into account the cooling effect of lubricoolant. On the basis of this solution, a single mathematical model of a grinding temperature cycle is developed.*

**Keywords:** *profile gear grinding, grinding system, gear grinding temperature, gear grinding modes.*

Among the main requirements for the quality of gears is the lack of grinding burns and microcracks. The quality of the gear surface layer is formed on a gear grinding operation. The most application in modern technologies of grinding were obtained the only two methods: the profile gear

grinding and the warm one. The first method is distinguished by higher accuracy (DIN 3-6) with the same performance of these methods, and the second – by higher performance at the same accuracy.

Several works are devoted to the study of thermal phenomena of profiled grinding [1-3]. The solutions presented in these papers are obtained without the formulation of the problem as well as the initial and boundary conditions. The most complete thermal field from the moving strip source is investigated by the author of the source J.C. Jaeger [4,5] and then prof. Yakimov A.V [6] and prof. V.A. Sypailov [7]. However, the classification of similar one-, two- and three-dimensional tasks for determining the gear grinding temperature, and a complex of comparative studies of these solutions for the purpose of determining engineering calculations that are acceptable for engineering purposes, have not yet been fulfilled.

In accordance with the scheme of profiled grinding, the moving heat source has a rectangular shape 1234 (Fig. 1, a) and moves in the direction of the axial feed vector at the steady temperature field. Such a thermal circuit can be converted into an equivalent form on the grinding plane (Fig. 1, b) in the coordinate system adopted in [6,7].

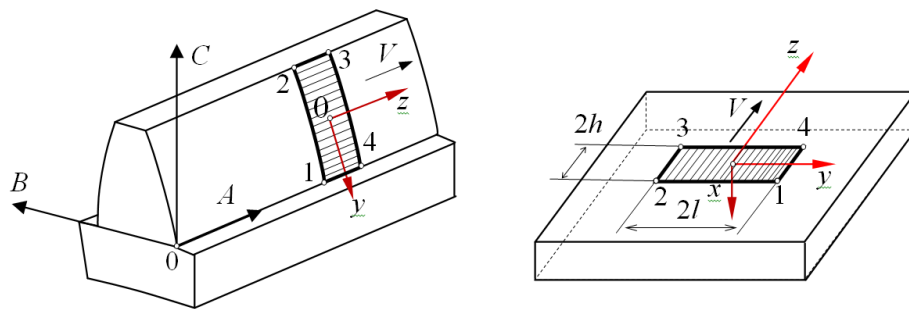


Fig.1. Schematic view of moving real heat source on the grinding tooth (a) and the nearest one on the grinding plane (b)

The determination of temperature on the basis of moving strip source mathematical model with the restriction of this source along the  $y$  axis (Fig. 1, a) is a complex task of mathematical thermophysics which was first solved by J.C. Jaeger [7]. The solution of this problem for the determination of the temperature at a constant density of the heat flux on the surface in the contact zone has the following form [7]

$$T(X, Y, Z, L, H) = \frac{2qa}{4\lambda V \sqrt{2\pi}} \int_0^{\infty} \exp\left(\frac{-X^2}{2u}\right) \left( \Phi\left(\frac{Y+L}{\sqrt{2u}}\right) - \Phi\left(\frac{Y-L}{\sqrt{2u}}\right) \right) \times \left( \Phi\left(\frac{Z+H+u}{\sqrt{2u}}\right) - \Phi\left(\frac{Z-H+u}{\sqrt{2u}}\right) \right) \frac{1}{\sqrt{u}} du \quad (1)$$

where  $q$  is the intensity or density of the heat flux,  $W / m^2$ ;  $a$  - coefficient of temperature conductivity,  $m^2 / s$ ;  $\lambda$  is coefficient of thermal conductivity,  $W / (m \cdot ^\circ C)$ ;  $V$  is velocity of the source in the direction of the  $z$  axis (axial feed),  $m / s$ ;  $X, Y, Z$  are dimensionless or relative coordinates, which correspond to dimensional coordinates  $x, y, z$ ;  $H, L$  are dimensionless half-width (parameter Peclet) and dimensionless half-length of the source of heat, which correspond to the same dimensional parameters  $h$  and  $l$ .

Here is indicated:  $\xi = \frac{V(z-z')}{2a}$ ;  $X = \frac{V \cdot x}{2a}$ ;  $Y = \frac{V \cdot y}{2a}$ ;  $Z = \frac{V \cdot z}{2a}$ ;  $L = \frac{V \cdot l}{2a}$ ;  $H = \frac{V \cdot h}{2a}$ , and  $-h < z < h$ ,  $-l < y < l$  (Fig. 2, a). In formula (1) the following notation for the Gauss error function (special function) is used  $\Phi(s) = \text{erf}(s) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^s \exp(-\xi^2) d\xi$ .

The purpose of the work is to investigate the continuity of the solutions of three- and two-dimensional differential heat equations to establish the criteria for continuity and the ranges of their changes for the profile grinding conditions. The solution (1) is investigated by comparing it with the solution for a two-dimensional temperature field from a moving strip source (Fig. 2, *b*), which is infinite in the direction of the axis  $0y$  ( $-\infty < y < \infty$ ) and having the form in the adopted notation

$$T(Z, X, H) = \frac{2qa}{\pi\lambda V} \int_{Z-H}^{Z+H} \exp(-\xi) K_0(\sqrt{X^2 + \xi^2}) d\xi, \quad (2)$$

where  $K_0(s)$  is the zeroth order modified Bessel function of the second kind.

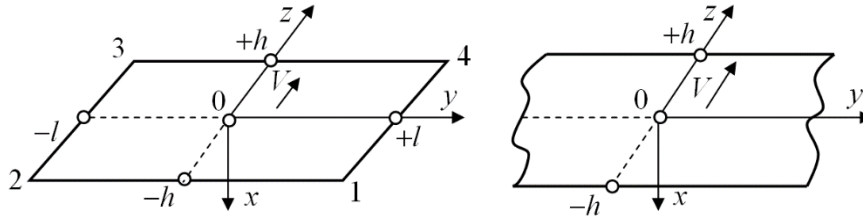


Fig. 2. Rectangular moving heat source (*a*) and a strip one (*b*)

Dividing both parts of equations (1) and (2) into a multiplier  $2qa / \pi\lambda V$ , we obtain these three- and two-dimensional equations in dimensionless form, respectively:

$$\Theta(X, Y, Z, L, H) = \sqrt{\frac{\pi}{32}} \int_0^\infty \exp\left(\frac{-X^2}{2u}\right) \left( \Phi\left(\frac{Y+L}{\sqrt{2u}}\right) - \Phi\left(\frac{Y-L}{\sqrt{2u}}\right) \right) \times \left( \Phi\left(\frac{Z+H+u}{\sqrt{2u}}\right) - \Phi\left(\frac{Z-H+u}{\sqrt{2u}}\right) \right) \frac{1}{\sqrt{u}} du, \quad (3)$$

$$\Theta(Z, X, H) = \int_{Z-H}^{Z+H} \exp(-\xi) K_0(\sqrt{X^2 + \xi^2}) d\xi. \quad (4)$$

As an example, we will calculate the temperature on the surface by the equation (3) multiplied by  $2qa / \pi\lambda V$  with the following output data:  $q = 22.7 \cdot 10^6 \text{ W / m}^2$ ;  $a = 5.683 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2 / \text{s}$ ;  $\lambda = 24 \text{ W / (m} \cdot \text{ }^\circ\text{C)}$ ;  $V = 0.2 \text{ m / s}$  (12 m / min);  $z = 0$ ;  $h = 2.72 \cdot 10^{-2} \text{ m}$  ( $h = \sqrt{Dt_v} / 2$ ;  $D$  is diameter of the grinding wheel,  $D = 0.4 \text{ m}$ ; vertical grinding depth  $t_v = 0.074 \cdot 10^{-3} \text{ m}$ );  $l = 3,469 \cdot 10^{-3} \text{ m}$ ;  $Z = -5H \dots 5H$ , and  $X = 0$ ;  $H = 47.869$ ;  $L = 17,597$ . The coordinates along the  $y$  axis are the following:  $y = 0$ , i.e.  $Y = 0$ ;  $y = l/2$ , i.e.  $Y = 8,799$ ;  $y = 3l/4$ , i.e.  $Y = 13,198$ ;  $y = 7l/8$ , i.e.  $Y = 15.397$ ;  $y = l$ , i.e.  $Y = 17,597$ . It is established the maximum temperatures are located practically at the rear edge of the source at  $Z = -0,95H$ .

Thus, a study of the temperature field in grinding is performed on the basis of the used phenomenological approach to the determination of temperature from the moving flat source in the form of three-dimensional rectangular, two-dimensional strip or one-dimensional that bounded on one side. It is shown that the involute profile curvature cannot be taken into account. It is found areas of the contact zone between grinding wheel and workpiece in which the results of the temperature determination differ by no more than 10%.

The temperature field simulation by means of COMSOL Multiphysics environment is performed. It is established that the maximum values of both the temperature and the heat flow density are located in the involute tooth profile upper part and are in different places of height of tooth, besides the temperature maximum is located below the heat flux density maximum which is located at the top of the tooth. The transient process of formation of the temperature field around the moving thermal source is studied and the thermal saturation time is set. The possibility of replacing the moving (3D) source with the unmoving one (2D) at  $H \geq 4$  and  $H/L \leq 1$  ( $H/L = 0.85$ ) is confirmed, since the maximum surface temperatures are close to each other (the difference between them does



not exceed 0.7 – 4.03%) in the interval of the heat source velocity (axial feed) from 1m / min to 12m / min. It is established that the greatest influence of cooling on the maximum surface temperature leads to its decrease by 7%. The simulation model confirmed the possibility of replacing the heat source's velocity in a three- and two-dimensional solution with the time of its action in a one-dimensional solution (1D), and also allowed to determine the number of 3 sections in the contact area of the involute surface located at the height of the tooth.

It is established that the optimal number of 3 sections from the possible variants 1, 2, 3, 6 and 9 with heat flux densities, which are averaged over these areas by their instantaneous values. That is, one-dimensional solution can be used in the center of these 3 sections to calculate the temperature.

It is substantiated the use of a solution of a one-dimensional differential heat equation for gear grinding designing and diagnosis, including taking into account the cooling effect of lubricoolant. On the basis of this solution, a single mathematical model of a grinding temperature cycle is developed for heating and forced cooling stages under boundary conditions of the second and third kinds, respectively. The influence of lubricoolant on the grinding temperature and its distribution by the surface layer depth is investigated taking into account the constant and variable temperature of the lubricoolant.

#### References

1. *Tan Jin. Determination of burn thresholds of precision gears in form grinding based on complex thermal modelling and Barkhausen noise measurements / Tan Jin, Jun Yi, Siwei Peng // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017. – Volume 88, Issue 1–4. – P. 789–800.*
2. *Tan Jin. Temperature distributions in form grinding of involute gears / Tan Jin, Jun Yi, Ping Li // International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017. – Volume 88. – Issue 9–12. – P. 2609–2620.*
3. *Christof Golgels. Optimization of the gear profile grinding process utilizing an analogy process / Christof Golgels, Heiko Schlattmeier, Fritz Klocke // Gear technology (November/December), 2006. – P. 34-40.*
4. *Jaeger J. C. Moving Sources of Heat and Temperature at Sliding Contact / J. C. Jaeger // Proc. Roy. Soc. of New South Wales, 1942. – Vol.76. – P. 203-224.*
5. *Carslaw H.S. Conduction of heat in solids. Second Edition / Carslaw H.S., Jaeger J.C. – Oxford University Press, 1959. – 510 p.*
6. *Якимов А.В. Оптимизация процесса шлифования / А.В. Якимов. – М.: Машиностроение, 1975. – 176 с.*
7. *Сипайлов В.А. Тепловые процессы и управление качеством поверхности / В.А. Сипайлов. – М.: Машиностроение, 1978. – 167 с.*

---

UDC 621.923.4

## INCREASE IN PRODUCTIVITY FOR PROFILE CNC GEAR GRINDING

Lishchenko<sup>1</sup> N.V., Larshin<sup>2</sup> V.P.

1 - Odessa National Academy of Food Technologies, Odessa, Ukraine

2 - Odessa National Polytechnic University, Odessa, Ukraine

**Annotation** *The paper is devoted to solving an important scientific and technical problem of increasing the productivity of defect-free profile gear grinding on CNC machines on the basis of the development of information subsystems which allow adapting the elements of the technological system. For this purpose a question status analysis is performed as well as purpose and tasks of the study. Then a theoretical analysis of the profile grinding productivity on a CNC machine is given on the basis of both the gear grinding stock and specific material removal rate studying. A theorem about an equivalent rectangular profile which at the same depth of cut has the same cross-sectional area as an involute profile has is mentioned. Besides, experimental studies of the gear grinding system state parameters are carried out with the use of high-porous grinding wheels of sol-gel corundum, electrocorundum, monocorundum. Development of theoretical premises for determining the gear grinding modes and subsystems for automated designing, monitoring and grinding diagnosis were also considered.*

**Keywords:** *operation productivity profile gear grinding, grinding system, gear grinding modes, high-porous grinding wheel.*

In section “A question status analysis, purpose and tasks of the study” the significant amount of time spent on profile CNC gear grinding operation (from 40 up to 70%) is established. Therefore, the task of increasing the productivity of the gear grinding is actual one. Existing gear grinding methods technological possibilities are considered. It is established that the only two methods of gear grinding are the most used: discontinuous profile and continuous generating ones. The analysis of the methods of determining gear grinding stock, including ones when measuring it at the stage of adjustment of the CNC grinding machine is performed. It is established that the stock is a variable value along the periphery of the gear and is not considered as a totality of systematic and random components. That is why there is no appropriate theory for the stock determining which based on the deterministic and stochastic models that correspond to the specified components of the stock. In addition, these models could be used to withdraw the grinding wheel from the grinding gear to prevent the occurrence of thermal grinding defects. That’s why with a limited number of grinding stock measurements the grinding temperature is one of the important factors which limit the productivity of the operation.

Two approaches to determining the temperature of grinding are known: phenomenological or temperature determination analytical method on the basis of the Fourier’ differential heat conductivity equation solution and temperature field simulation on the basis of computer simulation by the finite element method. As a mathematical support of operation designing, monitoring and technological diagnosis subsystems for profiled grinding operations which are working in real time, the advantage has the first approach, because it requires less time to make a decision. The second approach is more labor intensive and can be used to justify the legality of the former. In this area, the analysis and classification of available analytical solutions that are adequate to thermal phenomena during tooth grinding is not carried out. These decisions should be similar to each other as for the initial and boundary conditions. There was no research on the continuity of these solutions as well as the establishment of continuity criteria and their ranges for conditions of profile grinding.

In analyzing mathematical models for determining the temperature field during grinding, a phenomenological approach to determining the grinding temperature for a three-, two-, and one-dimensional temperature field was used on the basis of a Fourier’ differential heat conductivity equation. For subsystems of designing, monitoring and technological diagnostics of profile gear grinding it is necessary to find the conditions for the replacement of more complex solutions (two- and three-dimensional) of the thermophysical problem to a simpler (one-dimensional) without a significant loss of accuracy of temperature determination. To confirm the legality of these conditions, it is advisable to apply the simulation model with the help of appropriate computer programs. Besides it is necessary to describe the grinding temperature in a wide range of changes in the frequency and intensity of the heat flux pulses, ranging from the macrocycles of the reciprocating displacements of the grinding wheel to the microcycles of grinding with high porous wheels. Such an approach in the literature is not considered and of interest for choosing grinding modes by the temperature criterion and to substantiate the high porous wheel specifications for profile grinding with the aim of productivity increase.

A number of parameters are used to assess the grinding operation effectiveness at the stages of production and its preparation:  $Q_w$  in  $\text{mm}^3/\text{s}$ ,  $Q'_w$  in  $\text{mm}^3/(\text{s}\cdot\text{mm})$ ,  $V_w$  in  $\text{mm}^3$ ,  $V'_w$  in  $\text{mm}^3/\text{mm}$ . It is necessary to establish a connection between these parameters with the grinding temperature and the grinding wheel wear. Monitoring and gear grinding diagnosis systems analysis is made as like as information elements of the adaptive grinding technology on CNC machines, which allow to provide the final parameters of gears. On the basis of performed analysis, the aim and tasks of the scientific research are formulated.

**In section “Theoretical analysis of the profile grinding productivity on a CNC machine”**, the methodology of scientific research is given, which includes three directions of the gear grinding system study, to wit: modeling, optimization and control. These directions characterize the investigating object as a system that has parameters: input, state, and output ones. On the basis of the theoretical-probabilistic and frequency approaches, methods of determining the gear grinding stock are developed and allow determining the stock maximum value along the gear periphery. It is established that according to the results of measurements, the stock for gear grinding contains a constant  $z_0$  and variable  $\Delta z$  components. In accordance with the theoretical-probabilistic approach, the variable component  $\Delta z$  of the stock is considered, assuming the presence of a systematic periodic  $\Delta z_{sys}$  and random aperiodic component  $\Delta z_{ran}$  in it. The method of simulation of the stock on the basis of virtual instruments which form the signal containing the systematic and random components of the stock is proposed. The stochastic and deterministic-and-stochastic models of the stock are developed for determining the maximum stock value based on the results of its selective discrete measurements. The reduction in the number of measurements, which is the resource for increasing the productivity of the operation, must be substantiated and investigated through the two evaluation functions. The first of the functions is the sum of the squares of the differences in the readouts of the stock extreme values which is found by the limited and the maximum number of measurements. The second is the difference between the ordinal numbers of the maximum stock spaces, which are found for a limited and maximum number of measurements. The nomogram on the choice of the measurements number of the stock is developed at the CNC grinding machine adjustment stage. A number of common parameters are investigated to evaluate the process efficiency, to wit:  $Q_w$ ,  $Q'_w$ ,  $V_w$ , and  $V'_w$ . In the analysis of the profile grinding scheme, it can be found an analogy with the pattern of profile rectangular grinding on the amount of material removed per unit time  $Q_w$ . Consideration of this analogy allowed us to formulate and prove the theorem about an equivalent rectangular profile which at the same depth of cut  $t_{i+1}$  has the same cross-sectional area  $S_{i+1} = W_{a(i+1)} t_{i+1}$ , where  $W_{a(i+1)}$  is the active profile width. A method for determining the active width  $W_{a(i+1)}$  of an equivalent rectangular profile is developed. Besides the theoretical and experimental analysis made it possible to formulate and prove the stock alignment theorem, according to which the extreme values of the stock (minimum, maximum or difference between them, etc.) aligned to the left and to the right, do not depend on the location of the initial space (gap), from which the stock is measured on the two sides.

**In section “Experimental studies of the gear grinding system state parameters”**, experimental studies of ordinary and high-porous grinding wheels are given. The influence of grinding modes on the grinding power and grinding specific energy as well as on the heat flow density with taking into account elastic deformations in surface grinding is established. In accordance with the accepted methodology of the active experiment on the analogue process (surface grinding), parameters which characterize the performance of ordinary and high-porous grinding wheels were determined. According to the results of this experiment, the advantage of high-porous wheels is determined by their performance characteristics compared with conventional wheels. Therefore, similar gear grinding wheels which are ordered and manufactured for the CNC machine Höfler RAPID 1250 are used. The actual gear grinding process with conventional and high-porous grinding wheels is experimentally tested and researched. It is established that with the same gear grinding modes, high-porous wheels (sol-gel corundum, electrocorundum, monocorundum) in comparison with the conventional electrocorundum wheels (without pores) provide better performances by the number of dressings, gear grinding power, the level of the acoustic emission signal.

The high-porous wheels surface topography was studied on the microscope УИМ-21 to confirm the possibility of the developed discontinuous grinding theory. The averaged dimensions of the grain cutting regions ( $l_1$ ) and the pores ( $l_2$ ) between them are found for the high-porous wheels having different specifications. The averaged parameters  $N$  (the number of cutting ledges on the wheel) and

$s$  (the duty factor) are obtained for these wheels. It is established that these parameters correspond to the interval of reduced grinding temperatures in the obtained theoretical dependence.

**In section “Development of theoretical premises for determining the gear grinding modes”** it is made a study on the design of a gear grinding technological operation and a development of an appropriate automated design subsystem. To do this, an analysis of the gear grinding cycle structure on a CNC machine is performed. Elements of the cycle structure are the following: the number of stages and strokes in each of the stages, the sequence of gear spaces (gaps) machining, the sequence of measuring cycles, and the number of wheel dressings in each of the stages, etc. The automated grinding cycle includes the following steps: measuring the stock at the periphery of the gear, grinding itself, intermediate measurements of the gear parameters (length of the general norm, individual pitch deviation, total pitch deviation, radial runout, total profile deviation, tooth trace total deviation, etc.), intermediate grinding wheel dressing and gear output parameters final measurement. There are instant depths of gear grinding which determine the profile grinding temperature, namely are normal  $t_n$  and vertical  $t_v$  ones. Since in the gear grinding thermal phenomena study it is taken into account simultaneously both  $t_v$  and  $t_n$ , it is necessary to know their relation which allows to find one of these depths under the known other.

A method of calculating the instant values of the heat flux density and the temperature mean values of the profile grinding is developed, which allows determining the surface temperature in several sections of the grinding wheel involute profile by averaging the heat flux density instant calculated values over the area of these sections. It is developed a method to determine the gear grinding modes with the use of grinding specific material removal rate  $Q'_w$  which is predetermined on the rough, semi-finish, and finish stages of machining and which is related to the grinding temperature. An axial feed  $V_f$  is assigned as much as possible. Knowing the values of  $Q'_w$  and  $A_{spec}$  parameters which are determined at the stage of testing grinding wheels, it is calculated the temperature of  $T_H$  and compared with the fixed critical value of  $T_{KP}$ . If  $T_H < T_{KP}$ , then the defect-free depth of the grinding  $t_v$  is calculated from the equation of  $Q'_w = t_v \cdot V_f$ . In the opposite case, i.e.  $T_H > T_{KP}$ , the parameter value of  $Q'_w$  are reduced to a defect-free level.

It is established that in order to eliminate an accumulation of heat at the third stage of gear grinding with the known kind and method of lubricoolant feeding, it is possible to control the value of the heat transfer coefficient  $\alpha_h$ , the value of the initial temperature of the lubricoolant  $\varphi(\tau_C)$ , gear grinding modes ( $t_v$  and  $V_f$ ), and the use of idle working steps (without a set of grinding depth, i.e.  $t_v = 0$ ).

**In section “Development of subsystems of automated designing, monitoring and grinding diagnosis”** the theoretical premises for the development of embedded designing, monitoring and grinding diagnosis systems as well as methods which take into account the individual features of gears during process control are presented. Designing, monitoring and technological diagnostics subsystems structural schemes are developed. In addition to the parameters  $Q'_w$  and  $V'_w$  it is proposed to use the specific grinding energy  $A_{spec}$  and grinding temperature  $T_H$ , since they determine the quality of the surface layer of ground parts and are used in the mathematical software of a developed subsystem of automated design.