

НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ОДЕСЬКА ПОЛІТЕХНІКА»
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ОДЕСЬКА ПОЛІТЕХНІКА»
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

Сікіраш Юлія Євгеніївна

УДК 536:621.9

ДИСЕРТАЦІЯ

**ТЕХНОЛОГІЧНІ МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ
ФІНІШНИХ ОПЕРАЦІЙ ПРИ ОБРОБЦІ ФЕРОКЕРАМІЧНИХ
ВИРОБІВ**

Спеціальність: 131 Прикладна механіка

Галузь знань: 13 Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

_____Ю.Є. Сікіраш

Науковий керівник: Усов Анатолій Васильович, д.т.н., професор

Одеса – 2026

АНОТАЦІЯ

Сікіраш Ю. Є. Технологічні методи підвищення ефективності фінішних операцій при обробці ферокерамічних виробів. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 131 Прикладна механіка. – Національний університет «Одеська політехніка» Міністерства освіти і науки України, Одеса, 2026.

Дисертаційна робота присвячена розробці теорії та рекомендацій з технологічних методів зниження дефектів типу тріщин на фінішних операціях над виробами із ферокерамічних матеріалів.

Через високу твердість та абразивність ферити важко піддаються механічній обробці. Основним методом їхньої обробки є шліфування. Широке застосування знаходять інструменти з синтетичних алмазів при обробці феритів. Вивчення термомеханічних явищ, що впливають на якісні характеристики та тріщиностійкість поверхневого шару при шліфуванні виробів із ферокерамічних матеріалів з урахуванням спадкоємних неоднорідностей, є суттю даної праці.

Основна частина праці складається з трьох розділів.

У *першому* розділі наведено аналіз технології виробництва та оброблення робочих поверхонь ферокерамічних виробів на фінішних операціях. При обробці виробів із феритів, особливо на етапі алмазно-абразивного шліфування їхніх робочих поверхонь, виникають проблеми збереження якості. В першу чергу це відноситься до того, що на шліфувальних поверхнях цих виробів через високу крихкість з'являються тріщини та відколи.

Причиною інтенсивного тріщино- та відколоутворення є низькі механічні властивості самого матеріалу феритів та термомеханічні напруження, що формуються в поверхневому шарі при шліфуванні. На міцнісні характеристики феромагнітних сплавів в деякій мірі впливають структура, склад, форма, окремі фази. Наприклад, наявність γ – фази значно

знижує крихкість, збільшує міцність та шліфованість матеріалів. Проте обробка на γ – фазу призводить до різкого зниження магнітних властивостей таких сплавів.

Утворення шліфувальних тріщин на поверхні феритних виробів також пов'язано з кількістю неметалевих включень. Зменшити кількість таких включень, і разом з тим збільшити продуктивність шліфування, можна шляхом додавання до сплаву 0,1-0,25% сірки. Проте це призводить до збільшення зерен у відливах, що, в свою чергу, підвищує крихкість. Дослідження впливу способів спікання феромагнітних сплавів на механічні властивості показують, що кількість неметалевих включень суттєво залежить від температурних режимів, на яких проведено спікання.

Відсутність прямих досліджень щодо впливу швидкості та температури спікання феромагнітів на характер та поширення тріщин в процесі шліфування, а також використання більш тонких критеріїв для вивчення механізму виникнення шліфувальних тріщин залежно від режимів спікання, є актуальною науковою проблемою.

Визначальну роль при вивченні механізму руйнування поверхневого шару виробів на фінішних операціях відіграють термомеханічні процеси, що супроводжують алмазно-абразивну обробку. Велика теплонапруженість процесу шліфування є самостійною причиною виникнення тріщин на оброблюваних поверхнях феромагнітів. В дослідженнях термомеханічних явищ при шліфуванні та їхніх зв'язків з якістю поверхневого шару нині переважає експериментально-описовий підхід у вивченні причин тріщиноутворення. Іноді цей підхід ґрунтується на розгляді сил різання. Проте цього недостатньо, так як механічне трактування тріщиноутворення не враховує впливу теплових факторів, що формуються в поверхневому шарі на етапі одержання заготовки та інших технологічних процесів до фінішних операцій, які є домінуючими у формуванні тріщин на операції шліфування.

Причини виникнення шліфувальних тріщин пов'язують зі структурними напруженнями, що виникають в результаті відповідних структурних та фазових перетворень. Проте ці дослідження також мають частковий характер та не дозволяють в цілому охарактеризувати процес утворення тріщин на поверхні ферокерамічних виробів.

Наявні функціональні залежності технологічних параметрів від температури шліфування дають змогу за допомогою відповідних технологічних прийомів запобігати виникненню припикань на поверхнях виробів, що не мають конструктивно-технологічних неоднорідностей.

Проте відсутність досліджень особливостей процесів зародження шліфувальних тріщин та їх переходу в магістральні, залежно від конструктивних, технологічних та структурних неоднорідностей матеріалу ферокерамічних виробів, не дає змоги однозначно користуватися існуючими вказівками з усунення дефектів типу тріщин та відколів.

Метою дисертаційного дослідження є підвищення ефективності алмазного шліфування феромагнітних виробів шляхом зниження браку через тріщини та відколи за рахунок збільшення їхньої тріщиностійкості на етапі отримання заготованок, раціонального підбору режиму обробки, характеристик інструменту та мастильно-охолоджувальних технологічних середовищ.

У *другому* розділі проведено дослідження термомеханічних процесів, що супроводжують спікання феритів та наступну обробку їх шліфуванням.

Побудована імітаційна модель структури та властивостей ферокерамічних виробів при спіканні. Спільний розгляд спікання, охолодження та руйнування ферокераміки в умовах конкретних технологій, а також руйнування матеріалу внаслідок внутрішніх та зовнішніх термомеханічних впливів дозволяє безпосередньо перейти до оптимізації мікроструктурних властивостей, що відповідають за електромагнітні та міцнісні характеристики.

В цьому розділі досліджується оптимізація та управління термомеханічними процесами при отриманні ферокерамічних виробів на етапі спікання. Проводиться аналіз причин появи браку впродовж усього ходу технології виготовлення деталей та наводяться рекомендації зі зниження відходів, що виникають, на кожній із технологічних операцій. У виробництві оксидної кераміки найчастіше зустрічаються наступні види браку при спіканні: приховане розшарування, недопикання; переобпалювання; жолоблення. Для управління технологічними процесами та їхнім коригуванням стосовно різних типів магнітів розглядається нелінійна задача теплопровідності з обмеженнями на термонапруження та найбільшу температуру, що зводиться до ітераційного процесу, де на кожному кроці розв'язується задача, описана лінійним рівнянням параболічного типу з нелінійними фазовими обмеженнями. Запропонований підхід до розв'язування нелінійних задач теплопровідності з фазовими обмеженнями був апробований на задачі з марганець-цинковим феритом марки M2000HM. Для реалізації технологічного процесу виготовлення деталей із ферокераміки з забезпеченням необхідних властивостей запропоновано алгоритм оптимального управління термомеханічними процесами на операціях спікання та термомеханічної обробки. Для оптимізації управління технологічною системою в обмежувальну частину вносяться критерії якості оброблюваних виробів при максимальних показниках технологічного процесу.

Розроблено модель термомеханічних процесів при шліфуванні ферокерамічних виробів. Система рівнянь, що визначають тепловий та напружено-деформований стан при шліфуванні поверхні ферокерамічних деталей, верхній шар яких має неоднорідності типу включень та тріщин, містить: рівняння нестационарної теплопровідності, рівняння пружності Ламе в переміщеннях, початкові умови та граничні умови для температурних та деформаційних полів, враховуючі теплообмін з поверхні поза зоною контакту круга з деталлю та інтенсивного тепловиділення в зоні обробки. Для

забезпечення бездефектної обробки ферокерамічних виробів визначено критерії, що залежать від режимів обробки та характеристик інструменту.

Враховуючи те, що особливість моделі матеріалу пов'язана з статистичним характером розподілу небезпеки дефектів, побудовано стохастичну модель тріщиноутворення при шліфуванні виробів із ферокерамічних матеріалів. Розглянуто приклад розрахунку статистичних характеристик руйнування при тепловому впливі. Визначено ймовірнісний розподіл граничного теплового потоку та деякі його статистичні характеристики.

У *третьому* розділі розглянуто методи підвищення ефективності алмазного шліфування ферокерамічних виробів та перевірено дієвість розроблених технологічних критеріїв для контролю бездефектного обробляння. Досліджено вплив марки алмазів, зв'язки алмазного інструмента, зернистості та концентрації на зусилля різання при шліфуванні феритів. Також досліджено вплив елементів режиму шліфування на зусилля різання. При застосуванні МОТС встановлено, що водне МОТС забезпечує найбільш ефективне зниження максимальних розтягувальних напружень у поверхневому шарі феритів.

Ключові слова: ферокерамічні вироби, спікання, шліфування, тріщиноутворення, моделювання термомеханічних процесів, якість обробленої поверхні, технологічні методи.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Наукові праці, в яких опубліковані основні результати дисертації:

1. Усов А. В., Сікіраш Ю. Є. Методи ідентифікації математичних моделей термомеханічних процесів в об'єктах, що зазнають теплового впливу. *Вісник Херсонського національного технічного університету*. 2019. № 2(69),

ч. 3. С. 185–191. (Фахове видання). (Автором розв’язано задачу з нелінійними параметрами)

2. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Analytical Modelling of Crack Formation Potential in Thermomechanical Processing of Materials. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing IV. DSMIE 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering.* / ed by V. Ivanov, J. Trojanowska, I. Pavlenko, J. Zajac, D. Peraković. Cham, 2021. P. 425–433. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-030-77719-7_42 (Scopus). (Автором впроваджені методи для розв’язання крайової задачі)

3. Усов А. В., Куніцин М. В., Сікіраш Ю. Є. Моделювання впливу гетерогенної структури сплавів на забезпечення якісних характеристик поверхневого шару на фінішних операціях. *Прикладні питання математичного моделювання.* 2021. Т. 4, № 1. С. 240–252. DOI: <https://doi.org/10.32782/KNTU2618-0340/2021.4.1.26> (Фахове видання). (Автором визначено зв’язок граничного значення теплового потоку з КІН)

4. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Impact of the Heterogeneous Structure of Magnetic Hard Alloys on the Quality Characteristics of the Surface Layer During Grinding Processing. *Advanced Manufacturing Processes III. InterPartner 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Tonkonogyi, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi, I. Pavlenko. Cham, 2022. P. 405–414. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-030-91327-4_40 (Scopus). (Автором встановлені фактори, що впливають на величину КІН)

5. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Impact of Thermomechanical Phenomena in the Surface Layer of Functional-Gradient Materials on Quality Considering Hereditary Defects. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing V. DSMIE 2022. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Ivanov, J. Trojanowska, I. Pavlenko, E. Rauch, D. Peraković. Cham, 2022. P. 404–413. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-031-06025-0_40 (Scopus). (Автором

проведені чисельні розрахунки контактної температури у покритті та матеріалі виробу)

6. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Mathematical Modeling of Thermomechanical Phenomena in Machining of Products Made of Functionally Graded Materials. *Advanced Manufacturing Processes V. InterPartner 2023. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Tonkonogyi, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi, I. Pavlenko. Cham, 2024. P. 58–71. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-031-42778-7_6 (Scopus) (Автором встановлена залежність температурного поля в оброблюваному виробі від режимів обробки)

7. Usov A., Kunitsyn M., Zaychyk Y., Sikirash Y. Leveraging technological heredity to increase production efficiency of ferrocerramic products during final machining. *Cutting & Tools in Technological System*. 2024. № 100. P. 168–185. DOI: <https://doi.org/10.20998/2078-7405.2024.100.12> (Фахове видання). (Автором змодельований процес спікання та розв'язана поставлена задача)

8. Usov A., Ivanov V., Kunitsyn M., Sikirash Y. Influence of Stochastically Distributed Defects on Crack Formation on Grinding Surfaces of Materials Prone to Cracking. *Advanced Manufacturing Processes VI. InterPartner 2024. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Tonkonogyi, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi. Cham, 2025. P. 651–662. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-031-82746-4_58 (Scopus) (Автором отримана функція розподілу граничного теплового потоку)

9. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Mathematical Modeling for the Optimization of Technological Parameters to Enhance Product Quality in Ferrocerramic Materials. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing VIII. DSMIE 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Ivanov, F. J. G. Silva, J. Trojanowska, A. M. G. Pinto. Cham, 2025. P. 338–346. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-031-95211-1_28 (Scopus). (Автором розв'язана

задача теплопровідності з обмеженнями, перевірено адекватність управління механічним станом заготованок)

10. Усов А. В., Зайчик Ю. І., Савін М. В., Сікіраш Ю. Є. Моделювання впливу дефектів у феромагнітних виробках на якість обробки на фінішних операціях. *Прикладні питання математичного моделювання*. 2025. Т. 8, № 1. С. 224–233. DOI: <https://doi.org/10.32782/mathematical-modelling/2025-8-1-22> (Фахове видання). (Автором розроблено аналітичні умови, за яких спадковий дефект не перетворюється на магістральну тріщину під час шліфування)

11. Usov A., Kunitsyn M., Zaychyk Y., Sikirash Y. Modeling the impact of nonlinear oscillations on the quality of the working surface of parts in finishing operations. *Cutting & Tools in Technological System*. 2025. № 103. P. 82–95. DOI: <https://doi.org/10.20998/2078-7405.2025.103.06> (Фахове видання). (Автором встановлені розрахункові залежності для визначення впливу спадкових дефектів, що утворюються на етапі спікання, на тріщиностійкість)

Наукові роботи, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

1. Усов А. В., Куніцин М. В., Сікіраш Ю. Є. Математичне моделювання термомеханічних явищ при механічній обробці виробів із функціонально градієнтних виробів. *XV Міжнародна конференція «Контроль і управління в складних системах (КУСС-2020) : матеріали конф., м. Вінниця, 8-10 жовтня 2020 р. / ВНТУ. Вінниця, 2020. С. 48–50. URL: <http://ir.lib.vntu.edu.ua//handle/123456789/30582>*

2. Usov A., Kunitsyn M., Sikirash Y. Control and management of thermo-mechanical phenomena during the mechanical processing of products made of materials with a non-homogeneous structure. *Proceedings of XVI International Conference Measurement and Control in Complex System (MCCS-2022) : proceedings of conf., Vinnytsia, November 15-17, 2022. DOI: <https://doi.org/10.31649/mccs2022.08>*

3. Усов А.В., Куніцин М.В., Сікіраш Ю.Є. Управління якістю оброблювальних поверхонь деталей із фероцерамічних матеріалів при їх виробництві. *XVII Міжнародна конференція «Контроль і управління в складних системах (КУСС-2024) : матеріали конф.*, м. Вінниця, 16-17 жовтня, 2024 р. / ВНТУ. Вінниця, 2024. С. 99–106. DOI: <https://doi.org/10.31649/mccs2024.2-02>

4. Усов А. В. , Зайчик Ю. І., Сікіраш Ю. Є. Вплив сил різання на утворення тріщин при шліфуванні виробів із матеріалів, схильних до дефектоутворення. *"Фізичне виховання, безпека життєдіяльності і сучасні технології виробництва"* : збірник тез II Всеукраїнської науково-практичної конференції, м. Харків, 21 березня, 2025 р. / Харків : ХНЕУ ім. С. Кузнеця, 2025. С. 263–266.

ABSTRACT

Sikirash Y.Y. Technological methods for increasing the efficiency of finishing operations when processing ferroc ceramic products. – Qualification scientific work on rights of manuscript.

Dissertation for acquiring Doctor of Philosophy grade by the specialization 131 «Applied mechanics». – Odessa Polytechnic National University, Ministry of education and science of Ukraine, Odesa, 2026.

The dissertation is devoted to the development of a theory and technological recommendations for reducing crack formation during the grinding of ferroc ceramic materials.

Due to their high hardness and abrasiveness, ferrites are difficult to machine. The main method of machining them is grinding. Synthetic diamond tools are widely used for machining ferrites. The study of thermomechanical phenomena that affect the quality characteristics and crack resistance of the surface layer during grinding of products made of ferroc ceramic materials, taking into account hereditary inhomogeneities, is the essence of this work.

The main part of the work consists of three chapters.

The *first* chapter provides an analysis of the technology of production and processing of working surfaces of ferroceramic products in finishing operations. When processing ferrite products, especially at the stage of diamond abrasive grinding of their working surfaces, quality maintenance problems arise. First of all, this refers to the fact that cracks and chips appear on the grinding surfaces of these products due to their high fragility.

The reason for intensive crack and spalling is the low mechanical properties of the ferrite material itself and the thermomechanical stresses that form in the surface layer during grinding. The strength characteristics of ferromagnetic alloys are to some extent influenced by the structure, composition, shape, and individual phases. For example, the presence of the γ – phase significantly reduces brittleness, increases strength, and polishability of materials. However, treatment with the γ – phase leads to a sharp decrease in the magnetic properties of such alloys.

The formation of grinding cracks on the surface of ferritic products is also associated with the number of non-metallic inclusions. The number of such inclusions can be reduced while simultaneously increasing the grinding performance by adding 0.1–0.25% sulfur to the alloy. However, this leads to an increase in grains in the castings, which, in turn, increases brittleness.

Studies of the influence of sintering methods of ferromagnetic alloys on mechanical properties show that the number of non-metallic inclusions significantly depends on the temperature conditions at which sintering was carried out.

The lack of direct research on the influence of the sintering speed and temperature of ferromagnets on the nature and propagation of cracks during the grinding process, as well as the use of more refined criteria to study the mechanism of grinding crack formation depending on the sintering regimes, is a pressing scientific problem. Thermomechanical processes accompanying diamond abrasive processing play a decisive role in studying the mechanism of destruction of the surface layer of products during finishing operations.

The high thermal stress of the grinding process is an independent cause of cracks on the machined surfaces of magnets. In the study of thermomechanical phenomena during grinding and their relationship with the quality of the surface layer, the experimental-descriptive approach to studying the causes of crack formation currently prevails. Sometimes this approach is based on the consideration of cutting forces. However, this is not enough, since the mechanical interpretation of crack formation does not take into account the influence of thermal factors that are formed in the surface layer at the stage of obtaining the workpiece and other technological processes before finishing operations, which are dominant in the formation of cracks during grinding operations.

The causes of grinding cracks are associated with structural stresses arising from the corresponding structural and phase transformations. However, these studies are also partial and do not allow for a comprehensive description of the process of crack formation on the surface of ferroceramic products.

The existing functional dependences of technological parameters on the grinding temperature make it possible, using appropriate technological techniques, to prevent the occurrence of caking on the surfaces of products that do not have structural and technological inhomogeneities.

However, the lack of research into the specifics of the processes of nucleation of grinding cracks and their transition into main cracks, depending on the design, technological and structural inhomogeneities of the material of ferroceramic products, does not allow us to unambiguously use existing instructions for eliminating defects such as cracks and chips.

The aim of this dissertation research is to enhance the efficiency of diamond grinding of ferromagnetic products by reducing defects due to cracks and chips by increasing their crack resistance at the stage of obtaining blanks, rational selection of the processing mode, tool characteristics, and lubricating and cooling technological media.

The *second* chapter studies the thermomechanical processes that accompany the sintering of ferrites and their subsequent processing by grinding.

A simulation model of the structure and properties of ferroceramic products during sintering has been constructed. Joint consideration of sintering, cooling and fracture of ferroceramics under specific technological conditions as well as material destruction due to internal and external thermomechanical influences, allows us to proceed directly to the optimization of microstructural properties responsible for electromagnetic and strength characteristics.

This chapter investigates the optimization and control of thermomechanical processes in the production of ferroceramic products at the sintering stage. An analysis of the causes of defects is carried out throughout the entire process of manufacturing parts and recommendations are provided to reduce waste generated during each of the technological operations. In the production of oxide ceramics, the following types of sintering defects are most often encountered: hidden delamination, underfiring; overfiring; gouging. To control technological processes and their adjustment for different types of magnets, a nonlinear thermal conductivity problem with constraints on thermal stress and maximum temperature is considered that reduces to an iterative process, where at each step a problem described by a linear equation of parabolic type with nonlinear phase constraints is solved. The proposed approach to solving nonlinear thermal conductivity problems with phase constraints was tested on problems with manganese-zinc ferrite of the M2000HM brand. To implement the technological process of manufacturing ferroceramic parts with the necessary properties, an algorithm for optimal control of thermomechanical processes during sintering and thermomechanical processing operations has been proposed. To optimize the management of the technological system, quality criteria for processed products at maximum technological process parameters are introduced into the restrictive part.

A model of thermomechanical processes during the grinding of ferroceramic products has been developed. A system of equations that determines the temperature

field and the stress–strain state in the grinding of ferroceramic surfaces, the upper layer of which has inhomogeneities such as inclusions and cracks, contains: equations of non-stationary thermal conductivity, equations of Lamé elasticity in displacements, initial conditions and boundary conditions for temperature and deformation fields, taking into account heat exchange from the surface outside the contact zone of the wheel with the part and intensive heat release in the processing zone. To ensure defect-free processing of ferroceramic products, criteria have been defined that depend on processing modes and tool characteristics.

Considering that the peculiarity of the material model is associated with the statistical nature of the distribution of dangerous defects, a stochastic model of crack formation during grinding of products made of ferroceramic materials was constructed. An example of calculating statistical characteristics of fracture under thermal influence is considered. The probabilistic distribution of the limiting heat flux and its main statistical characteristics have been determined.

The *third* section examines methods for increasing the efficiency of diamond grinding of ferroceramic products and tests the effectiveness of the developed technological criteria for controlling the process of defect-free grinding of products made of difficult-to-process materials. The influence of diamond grade, diamond tool bond, grain size, and concentration on cutting forces when grinding ferrites was investigated. The influence of grinding mode elements on cutting forces was also investigated. When using lubricating and cooling technical media, it was found that the aqueous lubricating and cooling technical medium provides the most effective reduction of maximum tensile stresses in the surface layer of ferrites.

Keywords: ferroceramics products, sintering, grinding, crack formation, modeling of thermomechanical processes, quality of the treated surface, technological methods.

LIST OF PUBLICATIONS BY THE APPLICANT ON THE DISSERTATION TOPIC

Papers in which the main results of the dissertation are published:

1. Usov, A. V., & Sikirash, Y. Y. (2019). Methods of identification mathematical models of thermomechanical processes in objects under thermal influence. *Visnyk of Kherson National Thechnical University*, 2(69), part 3, 185-191.
2. Kunitsyn, M., Usov, A., & Sikirash, Y. (2021). Analytical Modelling of Crack Formation Potential in Thermomechanical Processing of Materials. In: Ivanov, V., Trojanowska, J., Pavlenko, I., Zajac, J., Peraković, D. (eds) *Advances in Design, Simulation and Manufacturing IV. DSMIE 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (pp. 425-433). Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-77719-7_42.
3. Usov, A.V., Kunitsyn, M.V., & Sikirash Y.Y. (2021). Modeling the influence of the heterogeneous structure of alloys on providing qualitative characteristics of the surface layer in finishing operations. *Applied Questions of Mathematical Modelling*, 4(1), 240-252. <https://doi.org/10.32782/KNTU2618-0340/2021.4.1.26>.
4. Kunitsyn, M., Usov, A., & Sikirash, Y. (2022). Impact of the Heterogeneous Structure of Magnetic Hard Alloys on the Quality Characteristics of the Surface Layer During Grinding Processing. In: Tonkonogyi, V., Ivanov, V., Trojanowska, J., Oborskyi, G., Pavlenko, I. (eds) *Advanced Manufacturing Processes III. InterPartner 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (pp. 405-414). Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-91327-4_40.
5. Kunitsyn, M., Usov, A., & Sikirash, Y. (2022). Impact of Thermomechanical Phenomena in the Surface Layer of Functional-Gradient Materials on Quality Considering Hereditary Defects. In: Ivanov, V., Trojanowska, J., Pavlenko, I., Rauch, E., Peraković, D. (eds) *Advances in Design, Simulation and Manufacturing V. DSMIE 2022. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (pp. 404-413). Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-06025-0_40.

6. Kunitsyn, M., Usov, A., & Sikirash, Y. (2024). Mathematical Modeling of Thermomechanical Phenomena in Machining of Products Made of Functionally Graded Materials. In: Tonkonogyi, V., Ivanov, V., Trojanowska, J., Oborskyi, G., Pavlenko, I. (eds) *Advanced Manufacturing Processes V. InterPartner 2023. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (pp. 58-71). Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-42778-7_6.
7. Usov, A., Kunitsyn, M., Zaychyk, Y., & Sikirash, Y. (2024). Leveraging technological heredity to increase production efficiency of ferrocerramic products during final machining. *Cutting & Tools in Technological System*, 100, 168-185. <https://doi.org/10.20998/2078-7405.2024.100.12>.
8. Usov, A., Ivanov, V., Kunitsyn, M., Sikirash, Y. (2025). Influence of Stochastically Distributed Defects on Crack Formation on Grinding Surfaces of Materials Prone to Cracking. In: Tonkonogyi, V., Ivanov, V., Trojanowska, J., Oborskyi, G. (eds) *Advanced Manufacturing Processes VI. Interpartner 2024. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (pp. 651-662). Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-82746-4_58.
9. Kunitsyn, M., Usov, A., & Sikirash, Y. (2025). Mathematical Modeling for the Optimization of Technological Parameters to Enhance Product Quality in Ferrocerramic Materials. In: Ivanov, V., Silva, F.J.G., Trojanowska, J., Pinto, A.M.G. (eds) *Advances in Design, Simulation and Manufacturing VIII. DSMIE 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (pp. 338-346). Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-95211-1_28.
10. Usov, A. V., Zaychyk, Y. I., Savin, M. V., & Sikirash, Y. Y. (2025). Modeling the impact of defects in ferromagnetic products on the quality of processing in finishing operations. *Applied Questions of Mathematical Modelling*, V.8, 1, 224-233. <https://doi.org/10.32782/mathematical-modelling/2025-8-1-22>.
11. Usov, A., Kunitsyn, M., Zaychyk, Y., & Sikirash, Y. (2025). Modeling the impact of nonlinear oscillations on the quality of the working surface of parts in

finishing operations. *Cutting & Tools in Technological System*, 103, 82-95. <https://doi.org/10.20998/2078-7405.2025.103.06>.

Papers demonstrating the approbation of the dissertation materials:

1. Usov, A. V., Kunitsyn, M. V., & Sikirash Y. Y. (2020). Mathematical modeling of thermomechanical phenomena during mechanical processing of functionally gradient products. *Proceedings of XV International Conference Measurement and Control in Complex System (MCCS-2020)* (pp. 48-50). Vinnytsia National Technical University. <http://ir.lib.vntu.edu.ua/handle/123456789/30582>.
2. Usov, A., Kunitsyn, M., & Sikirash, Y. (2022). Control and management of thermo-mechanical phenomena during the mechanical processing of products made of materials with a non-homogeneous structure. *Proceedings of XVI International Conference Measurement and Control in Complex System (MCCS-2022)*. Vinnytsia National Technical University. <https://doi.org/10.31649/mccs2022.08>.
3. Usov, A. V., Kunitsyn, M. V., & Sikirash Y. Y. (2024). Quality management of machining processes for parts made of ferroceramic materials during their production. *Proceedings of XVII International Conference Measurement and Control in Complex System (MCCS-2024)*. (pp. 48-50). Vinnytsia National Technical University. <https://doi.org/10.31649/mccs2024.2-02>.
4. Usov, A. V., Zaychyk, Y. I., & Sikirash Y. Y. (2025). The influence of cutting forces on the formation of cracks during grinding of products made of materials prone to defect formation. *II All-Ukrainian Scientific and Practical Conference "Physical Education, Life Safety and Modern Production Technologies"* (pp. 263–266). Simon Kuznets Kharkov National University of Economics.

ЗМІСТ

ВСТУП	19
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ТА ОБРОБЛЕННЯ РОБОЧИХ ПОВЕРХОНЬ ФЕРОКЕРАМІЧНИХ ВИРОБІВ.....	25
1.1 Особливості технології виробництва феритових виробів	25
1.2 Види відходів та браку при виробництві деталей із магнітної оксидної кераміки.....	35
1.3 Технологічні втрати при шліфуванні ферокерамічних виробів	39
1.4 Постановка мети і задач дослідження	43
РОЗДІЛ 2. ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕРМОМЕХАНІЧНИХ ПРОЦЕСІВ, ЩО СУПРОВОДЖУЮТЬ СПІКАННЯ ФЕРИТІВ ТА НАСТУПНУ ОБРОБКУ ЇХ ШЛІФУВАННЯМ.....	46
2.1 Імітаційне моделювання структури та властивостей ферокерамічних виробів при спіканні	46
2.2 Оптимізація та управління термомеханічними процесами при отриманні ферокерамічних виробів на етапі спікання.....	56
2.3 Моделювання термомеханічних процесів при шліфуванні ферокерамічних виробів	73
2.4 Стохастична модель тріщиноутворення при шліфуванні виробів із ферокерамічних матеріалів	85
2.5 Висновки до розділу 2	93
РОЗДІЛ 3. ТЕХНОЛОГІЧНІ МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ АЛМАЗНОГО ШЛІФУВАННЯ ФЕРОКЕРАМІЧНИХ ВИРОБІВ	95
3.1 Раціоналізація режимів бездефектної обробки ферокерамічних матеріалів	95
3.2 Раціоналізація вимог до МОТС, що використовуються при шліфуванні ферокерамічних виробів.....	106
3.3 Вибір та обґрунтування характеристик інструменту для шліфування феритових виробів	108
3.4 Висновки до розділу 3	120
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ І РЕКОМЕНДАЦІЇ.....	122
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	124
Додатки.....	135

ВСТУП

Серед матеріалів, отриманих за керамічною технологією, вельми розповсюджені вироби з полікристалічних феритів, що являють собою сполуки оксиду заліза з оксидами інших матеріалів. Ці матеріали, маючи унікальне поєднання магнітних, електричних та інших властивостей, відносяться до класу електронних. Саме це вирішує їх широке застосування в областях науки та техніки, що визначають технічний прогрес.

У зв'язку з інтенсивним розвитком технології виробництва з'явилося певне відставання деяких теоретичних розробок від практики. Так, незважаючи на відносно тривале вивчення фазових перетворень при нагріві феритових заготованок при спіканні, поки не сформульована теорія еволюції їхньої структури в процесі нагріву. Це визначає важливість проблеми утворення структурно-реологічних основ технології феритових матеріалів у цілому.

Тенденція всебічного розвитку техніки, розширення впливу ряду фундаментальних та прикладних наук на технологію феритів, безсумнівно, є суттєвими стимулами прогресу у виробництві цих матеріалів. Теорія феромагнетизму дозволяє науково обґрунтувати розробку феритів з новими властивостями; успіхи кристалохімії впливають на створення нових сполук магнітних матеріалів. Розробка сполучних та поверхнево-активних речовин безпосередньо пов'язана з досягненнями органічної та колоїдної хімії, реології дисперсних систем. Саме ці обставини у сукупності дозволяють досягнути гранично можливого рівня властивостей феритових матеріалів.

Через високу твердість та абразивність ферити важко піддаються механічній обробці. Основним методом їхньої обробки є шліфування. Широке застосування знаходять інструменти з синтетичних алмазів при обробці феритів.

Актуальність теми. Якість поверхневого шару деталей із ферокераміки досягається за рахунок обробки на їх граничних режимах з урахуванням бездефектних технологічних умов шліфування. Це дозволяє забезпечити високу продуктивність. При цьому, внаслідок термомеханічних явищ, що супроводжують шліфування, на робочих поверхнях можуть виникати дефекти типу тріщин.

Дослідження закономірностей формування шліфувальних тріщин при обробці деталей із ферокераміки є важливою задачею, що забезпечить суттєву економію матеріальних ресурсів, трудомісткості та собівартості.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертація виконувалась відповідно до завдань науково-дослідних робіт кафедри вищої математики та моделювання систем Національного університету «Одеська політехніка» №220-60 "Використання математичних моделей в прикладних дослідженнях" (номер державної реєстрації 0122U002336), а також науково-дослідної роботи №374-19 «Моделювання термомеханічних процесів у функціонально-градієнтних матеріалах неоднорідної структури при виготовленні та експлуатації елементів ракетних конструкцій».

Метою дисертаційного дослідження є підвищення ефективності алмазного шліфування феромагнітних виробів шляхом зниження браку через тріщини та відколи за рахунок збільшення їхньої тріщиностійкості на етапі отримання заготованок, раціонального підбору режиму обробки, характеристик інструменту та мастильно-охолоджувальних технологічних середовищ.

Для досягнення мети необхідно виконати такі *завдання*:

1. Розробити математичну модель термомеханічних процесів, які відбуваються при отриманні заготованок із феромагнітних матеріалів на етапі спікання, а також в поверхневому шарі ферокерамічних виробів при обробці шліфуванням.

2. Встановити вплив попередніх технологічних операцій на інтенсивність тріщино- та відколоутворення ферокерамічних виробів.

3. Встановити критерії формування тріщин і відколів та дослідити їхню залежність від технологічних факторів процесу шліфування ферокерамічних виробів.

4. У зв'язку з ймовірнісним походженням структурних неоднорідностей розробити стохастичну модель виникнення шліфувальних тріщин при обробці феромагнітних матеріалів.

5. Розробити передумови для оптимізації та управління термомеханічними процесами при отриманні заготованок в процесі шліфування феромагнітних виробів, що попереджають появу тріщин та відколів.

6. Вивчити область поєднання режимів обробки, характеристик інструменту та використання МОТС для зниження браку з тріщиноутворення при алмазно-абразивній обробці ферокерамічних виробів.

Об'єктом дослідження є якість робочих поверхонь виробів із ферокераміки.

Предмет дослідження – закономірності формування тріщин та відколів на робочих поверхнях деталей із ферокераміки при шліфуванні.

Методи дослідження. Для розв'язання поставлених задач використовувались методи теорії термопружності, теорії теплопровідності, теорія механіки руйнування, основи технології машинобудування, моделювання та оптимізація систем. Аналіз експериментальних даних проводився методами теорії ймовірностей та математичної статистики.

Достовірність отриманих результатів та висновків, адекватність побудованих моделей перевірялась порівнянням теоретичних положень з експериментальними даними з розрахунковими залежностями, відпрацюванням на дослідних зразках рекомендованих технологічних параметрів.

Наукова новизна отриманих результатів. Розв'язана наукова задача з оптимального управління термомеханічними процесами, що супроводжують спікання та алмазно-абразивну обробку ферокерамічних виробів, та встановленню функціональних зв'язків технологічних параметрів вказаних операцій з напружено-деформованим станом поверхневого шару даних виробів. Наявність отриманих функціональних зв'язків дозволяє здійснювати вибір технологічних параметрів для отримання безвідходного виробництва виробів із ферокерамічних матеріалів.

При цьому одержані наступні наукові результати:

1. Вперше розроблено імітаційну модель процесу спікання заготовок виробів із ферокераміки, яка дозволяє забезпечити їхні оптимальні фізико – механічні властивості.
2. Дістала подальший розвиток математична модель з управління термомеханічними процесами, що супроводжують алмазно – абразивну обробку ферокерамічних виробів.
3. Удосконалено систему управління якістю при виробництві феритних виробів, що дозволило зменшити дефектність оброблюваних поверхонь на фінішних операціях.

Практичне значення одержаних результатів. На основі отриманих теоретично-експериментальних досліджень розв'язана задача підвищення ефективності алмазного шліфування ферокерамічних виробів з урахуванням їхньої технологічної спадковості. Завдяки раціональному вибору технологічних параметрів спікання та наступної алмазно-абразивної обробки виробів із ферокераміки суттєво зменшились відходи з причини утворення тріщин та відколів на оброблених поверхнях. Результати праці впроваджено в ТОВ «ХОЛДІНГОВА КОМПАНІЯ МІКРОН», а також у навчальний процес кафедри вищої математики та моделювання систем, кафедри динаміки машин та механічної інженерії Національного університету «Одеська політехніка».

Особистий внесок здобувача полягає в розробці технологічних методів підвищення ефективності алмазного шліфування ферокерамічних виробів з урахуванням їхньої технологічної спадковості: розроблено імітаційну модель процесу спікання заготованок виробів із ферокераміки, яка дозволяє забезпечити їхні оптимальні фізико-механічні властивості; удосконалено математичну модель з управління термомеханічними процесами, що супроводжують алмазно-абразивну обробку ферокерамічних виробів. Внесок здобувача у наукові праці, опубліковані у співавторстві, зазначено у списку публікацій.

Апробація матеріалів дисертації. Результати дисертаційного дослідження доповідалися на наступних конференціях:

Міжнародна конференція з математичного моделювання (Україна, Херсон, 2019, 2021); Міжнародна конференція «Контроль та управління у складних системах» (Україна, Вінниця, 2020, 2022, 2024); The 3rd Grabchenko's International Conference on Advanced Manufacturing Processes (InterPartner-2021), (September 7-10, 2021, Odesa, Ukraine); The 4th International Conference on Design, Simulation, Manufacturing: The Innovation Exchange (DSMIE-2021) (June 8–11, 2021, Lviv, Ukraine); The 5th International Conference on Design, Simulation, Manufacturing: The Innovation Exchange (DSMIE-2022) (June 7-10, 2022, Poznan, Poland); The 5th Grabchenko's International Conference on Advanced Manufacturing Processes (InterPartner-2023) (September 5-8, 2023, Odesa, Ukraine); The 6th Grabchenko's International Conference on Advanced Manufacturing Processes (InterPartner-2024) (September 10-13, 2024, Odesa, Ukraine); The 8th International Conference on Design, Simulation, Manufacturing: The Innovation Exchange (DSMIE-2025) (June 17–20, 2025, Porto, Portugal).

Публікації. Основні результати дисертаційної роботи опубліковані в 11 наукових працях, з яких 6 у виданнях, внесених до наукометричної бази Scopus, та 5 статей у наукових фахових виданнях України.

Структура та обсяг дисертації. Дисертаційна робота складається з анотації, вступу, трьох розділів, висновків, списку використаних джерел та додатків. Основна частина праці становить 105 сторінок, містить 10 таблиць, 38 рисунків. Загальний обсяг дисертації складає 149 сторінок.

РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ТА ОБРОБЛЕННЯ РОБОЧИХ ПОВЕРХОНЬ ФЕРОКЕРАМІЧНИХ ВИРОБІВ

1.1 Особливості технології виробництва феритових виробів

Схильність ферокерамічних сплавів до тріщиноутворення під час шліфування пов'язують з особливостями їх магнітної та кристалічної структури, зумовленими необхідністю забезпечення високих магнітних властивостей. Відомо, що більшість електромагнітних параметрів феритів (магнітна проникність, індукція, коерцитивна сила, втрати на гістерезис та вихрові струми тощо) є структурно чутливими, тобто залежать від структури спеченого виробу [1]. Структура спеченого виробу як дисперсної системи визначається розмірами та кількістю пор, неметалевих включень, розмірами та формою зерен. Вона утворюється в процесі спікання і значною мірою залежить від якості та структури сирих заготовок, отриманих формуванням. Розрізняють макроструктуру та мікроструктуру феритів.

Макроструктура – структура фериту, що спостерігається або при невеликому оптичному збільшенні за допомогою лупи (30-40 разів). Дефекти макроструктури – хімічна, фазова та структурна неоднорідність. Для феритів найбільш поширеними дефектами макроструктури є великі пори (міжгранульні або міжагрегатні) та тріщини.

Мікроструктура – структура фериту, що спостерігається за допомогою оптичного або електронного мікроскопу. До основних параметрів мікроструктури відносяться: розміри, форма та орієнтація кристалів (зерен); взаємне розташування мікропор та включень других фаз. Якщо кристали мають переважну орієнтацію вздовж певних кристалографічних осей або площин, то говорять, що ферит має текстуру. Текстуровані зразки зазвичай отримують у виробництві гексаферитів, які мають лускоподібну будову частинок. При виготовленні заготовок методом пресування відбувається

переважна орієнтація цих частинок у площині, перпендикулярній до осі пресування. Для збільшення текстури процес здійснюють у магнітному полі.

Встановлено, що при спіканні і подальшій рекристалізації відбувається підвищення ступеня текстури.

Реальна структура спечених виробів залежить від того, на якій стадії завершилися процеси спікання та рекристалізації. На практиці часто зустрічаються випадки, коли спечені вироби мають наскрізну пористість (газопроникність). Це говорить про незавершеність процесів проміжної стадії спікання. Безперечно, отримання високоцільних виробів можливе тільки на заключній стадії спікання.

За сучасними уявленнями в структурі сплавів у високоерцитивному стані кристали складаються з однодомених анізотропних за формою сильномагнітних виділень α' -фази когерентно пов'язаних з ізолюючою їх один від одного слабомагнітною матрицею (α - фаза) та орієнтуються своєю довгою віссю у напрямі, близькому до $\langle 100 \rangle$ кристалічної ґратки матриці. Величина виділень оцінюється розмірами порядку $[(0,02 - 0,04), (0,2 - 1)]$ мкм. Загальний об'єм їх у сплаві складає приблизно 60-70 % [2-5].

Оптимальні магнітні властивості сплавів отримують у результаті розпаду в магнітному полі ($T=780-820$ °C) пересиченого α -твердого розчину на дві упорядковані α і α' -фази [6, 7].

Припускають [8-10], що як анізотропія форм виділень, так і орієнтація їхньої довгої осі визначаються не тільки ефектом прикладеного магнітного поля, але й пружною поверхневою енергією виділень. Величина пружної енергії виділень особливо велика в сплавах з титаном, які мають значну відносну різницю параметрів ґратки когерентно спряжених фаз ($>1\%$).

Тетрагональні викривлення об'ємноцентрованих кристалічних ґраток фаз, зумовлені їхнім когерентним зв'язком, спричиняють високі структурні напруження (250-400 кгс/мм) [9, 10]. Причому граничний шар α -фази

знаходиться в умовах стискання, а α' -фази – розтягування. Деякий ефект посилення крихкості магнітів пов'язується з упорядкуванням фаз [11].

В літературі є відомості про вплив окремих фаз, їх складу, кількості та форми на механічні властивості феритів. Так, в праці [12] показано, що присутність γ -фази значно знижує крихкість, збільшується міцність та шліфованість сплавів. На основі дослідження впливу цієї фази на механічні та магнітні властивості магнітів були розроблені рекомендації щодо термічної обробки сплавів, яка дозволила підвищити технологічну міцність магнітів та збільшити продуктивність попереднього шліфування.

Дослідженню причин позитивного впливу γ -фази на шліфованість та механічні властивості присвячені праці [12, 13], в яких показано, що γ -фаза м'якше пересиченого α -твердого розчину (або продуктів розпаду α і α' фаз), твердість який дорівнює 450-550 кгс/мм² та 650–750 кгс/мм² відповідно. Величина виділень γ -фази змінюється залежно від температури її утворення та тривалості витримки.

Однак обробка на γ -фазу феромагнітних сплавів спричиняє різке зменшення їх магнітних властивостей. Так, в праці [14] вказується, що наявність 10% γ -фази в сплаві MnFe_2O_4 знижує коерцитивну силу на 40%, залишкову магнітну індукцію на 10% і максимальну магнітну енергію більше, ніж на 60%, тому наявність γ -фази в готових магнітах є неприпустимою.

У виробництві феритових виробів зазвичай потрібно досягти великої магнітної проникності, термостабільності, низьких втрат на перемагнічування, високої механічної міцності. Таке поєднання властивостей досягається тільки у виробках з низькою пористістю та дрібнозернистою структурою. Серед промислових магнітом'яких феритів найбільші значення робочої індукції та магнітної проникності мають Mn-Zn-ферити. Їхня висока магнітна проникність обумовлена в основному аномальною залежністю константи кристалографічної анізотропії K_1 , від складу в системі Fe_3O_4 - MnFe_2O_4 (рис. 1.1) [15]. Поблизу складу $\text{Mn}_{0,8}\text{Fe}_{0,2}\text{Fe}_2\text{O}_4$, де константи анізотропії та

магнітострикції прямують до нуля, слід очікувати максимального значення магнітної проникності. Як правило, її пік, обумовлений цією обставиною, знаходиться поблизу кімнатної температури. При її зміні порушується ізотропність фериту, що викликано залежністю констант анізотропії та магнітострикції від температури.

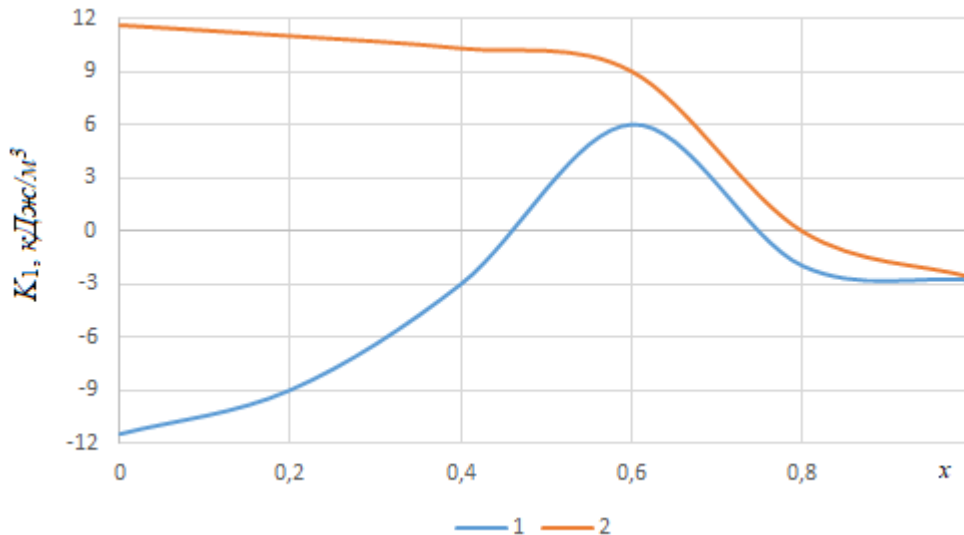


Рисунок 1.1 – Залежність констант кристалографічної анізотропії (1) та магнітострикції (2) в системі $Mn_xFe_{1-x}Fe_2O_4$

Пори або включення других фаз також чинять гальмівну дію на міграцію доменних стінок [16]. Сучасні теоретичні подання, що ґрунтуються на моделях зміщення доменних границь, дозволяють з достатньою точністю визначити цей вплив. Гальмування більш значне при розташуванні дефектів усередині зерен. У цьому випадку збільшення середнього розміру зерен практично не забезпечує підвищення магнітної проникності, а значення магнітної проникності визначається середньою відстанню між дефектами. Якщо пори розташовані за межами зерен, залежність магнітної проникності від середнього розміру зерен не порушується. В оглядовій праці [17] наведено дані дослідження магнітної проникності феритів для різних значень середньої величини зерна при різних показниках міжзеренної пористості. У роботі [18] на прикладі Mn–Zn-феритів показано, що при однаковому середньому розмірі зерна магнітна проникність може значно відрізнятись (від 2000 до 40000) в

залежності від характеру розташування пор. Встановлено, що зразки з малою величиною магнітної проникності (2000) характеризуються значною внутрішньо зеренною пористістю на відміну від зразків з високою проникністю (40000). Слід зазначити, що величина магнітної проникності залежить не тільки від розміру зерен, а й від їхньої форми, а точніше від характеру міжзеренних границь. Високе значення проникності (більше 30000) отримано при відносно невеликій величині зерен (середній розмір 60 мкм), що відрізняються прямолінійним характером межзеренних границь. Зразки ж із середнім розміром зерен 300 мкм, але зі звивистими міжзеренними границями мали більш низьку магнітну - проникність.

Разом з абсолютним значенням величини зерен для феритів важливе значення має також їхня однорідність за розмірами [19]. Формування однорідної зеренної структури знижує рівень електромагнітних втрат у магнітом'яких феритах, зменшує температурний коефіцієнт початкової магнітної проникності. У магнітотвердих феритах однорідність мікроструктури підвищує коерцитивну силу, прямокутність петлі гістерезису, магнітну енергію. Більш однорідна за розмірами зеренна структура забезпечує і більш високу механічну міцність феритів.

Таким чином, у більшості випадків для досягнення високого рівня властивостей потребується отримання безпористих виробів з однорідною мікроструктурою. Процеси формування структури феритів визначаються хімічним та дисперсійним складом феритових порошків, вихідною структурою сирих заготованок, температурно-часовими і газовими режимами спікання.

При одночасному дослідженні зміни пористості та розміру зерен, що відбуваються в умовах ізотермічного спікання нікелевого фериту [20], для температур випалу 1350 та 1400 °C зазначено, що вище деякої тривалості ізотермічної витримки енергія активації зменшується, а середній розмір пор неперервно збільшується при загальному скороченні їхньої кількості в

результаті коалесценції. На кривих росту зерен в залежності від часу ізотермічної витримки (в логарифмічному масштабі) спостерігається точка перегину при значенні 10 мкм. Вона свідчить про зміну механізму росту зерен на етапах, що спостерігаються (до точки перегину та після неї), а однаковий нахил кривих після неї – про ідентичність процесів, що відбуваються. Ця точка досягається тим раніше, чим вища температура спікання. Відповідно до цього змінюється і нахил кривих до точки перегину. Після точки перегину нахил кривих приблизно однаковий для тієї та іншої температури.

Розташування пор відносно зерен та їх границь на зазначених етапах також різне: до точки перегину пори розташовані переважно в точках перетину границь кількох зерен (більше чотирьох), а після точки перегину пори – і на границях між двома зернами, і всередині самих зерен. Остання обставина пояснюється збільшенням швидкості міграції границь (особливо у активних порошків). Границя під впливом великої рушійної сили обходить пору, яка, не встигаючи зарости, опиняється всередині зерна. Не виключається також можливість появи внутрішньозеренної пористості в процесі коалесценції зерен з малим кристалографічним розорієнтуванням, які мають спільні границі з порами, що знаходяться на них. Коли границя зникає, пори залишаються всередині новоствореного зерна. Зміна характеру формування зерен при зміні дисперсності вихідного порошку та температури спікання феритів NiFe_2O_4 і $\text{Mn}_{0,55}\text{Zn}_{0,45}\text{Fe}_{2,16}\text{O}_4$ спостерігалася також у працях [1, 14, 21, 22].

Важливе значення для отримання однорідної за величиною зеренної структури має рівномірність розподілу частинок порошку за розмірами після вторинного помелу. Встановлено, наприклад, що чим неоднорідніше розподіл частинок за розмірами, тим ймовірніше аномальне зростання окремих зерен у спеченому виробі, що призводить зрештою до підвищення острівної різнозернистості структури.

Зміни, які зазнає шихта в процесі випалу при феритизації, не обмежуються тільки ступенем повноти реакції феритоутворення. Можна

очікувати, що при високих температурах та великій тривалості попереднього випалу в окремих обсягах встигне пройти локальний процес спікання і зростання зерен у феритизованих частинках порошку з формуванням міцних агрегатів. Ці особливості помітні навіть при тривалому помелі та виявляються на різних стадіях формування мікроструктури при спіканні. Подібне явище спостерігалось в праці [23] при дослідженні впливу температури феритизації та подальшого тонкого помелу феритової шихти в кульовому млині на особливості формування мікроструктури та властивостей Mn–Zn-феритів, склад яких відповідав формулі $Mn_{0,55}Zn_{0,45}Fe_{2,16}O_4$. При виготовленні досліджених феритів були використані оксиди високого ступеня чистоти, і таким чином практично виключався вплив домішок. Остаточне спікання проводили у повітряному середовищі при 1350°C протягом 3 годин.

У зразків партії А, виготовлених із шихти, обпаленої при відносно низькій температурі (1050°C), після спікання спостерігалися достатньо однорідні за величиною зерна, що пояснюється низькою міцністю агрегатів, що легко руйнуються при помелі. У міру зростання тривалості помолу феритової шихти середня величина зерен збільшувалася. Відзначено також, що після короткочасного помелу внаслідок недостатньої дезагрегації шихти при спіканні виробів утворювалися відносно великі за розмірами пори, які розташовувалися переважно на границях зерен. Зі збільшенням тривалості помелу розмір пор зменшувався, а кількість їх зростала. Одночасно збільшувалася об'ємна частка внутрішньозеренної пористості, що пов'язано зі зростанням активності порошоків та інтенсифікацією процесів спікання та рекристалізації. З підвищенням температури феритизації до 1300°C (зразки партії В) для отримання однорідної мікроструктури потрібен тривалий помел, що пояснюється підвищенням міцності агрегатів у феритизованій шихті.

У праці [14] також отримані результати, що свідчать про значний вплив температури феритизації на мікроструктуру та властивості феритів з прямокутною петлею гістерезису. На прикладі Cu–Mn-фериту з 32 мол. %

Fe_2O_3 , 64 мол. % MnO та 4 мол. % CuO показано, що підвищення температури феритизації знижує активність феритової шихти до спікання і призводить до того, що при низьких температурах спікання ріст зерен практично не відбувається. При високих температурах спікання спостерігається швидкий ріст окремих зерен в результаті вторинної рекристалізації, обумовлений гальмуванням границь зерен великими міжагрегатними порами. В результаті формується неоднорідна структура і відповідно погіршується імпульсна квадратність петлі гістерезису. Як видно з наведених прикладів, здатність частинок феритової шихти до подальшого формування зерен у процесі спікання та рекристалізації відмінна для різних режимів реакції феритизації та повторного помелу.

У праці [14] запропоновано використовувати ці відмінності з метою формування мікроструктури феритів із заданою величиною зерна. При цьому частинки, розмір яких був приблизно на порядок більше розміру частинок основної феритової шихти, готувалися шляхом випалу при вищій температурі, ніж основна маса частинок.

Для феритних сплавів характерна грубозерниста структура. Так, в сплаві магній-цинкового фериту кількість зерен на 1 см^2 площі дорівнює 50, при легуванні титаном в кількості 0,5% – 150, у сплаві MgFe_2O_4 – 3000 [14, 24]. З огляду на це в роботах [1, 25] вказується вплив структур на шліфованість цих сплавів.

Утворення шліфувальних тріщин на поверхні феритових виробів пов'язано також з їхньою пористістю. В дослідженнях [1, 14, 16] наводяться дані щодо зміни механічних властивостей магнітів в залежності від відсотка вмісту цих включень. Проте в цих дослідженнях відсутні кількісні оцінки крихкості даних сплавів залежно від геометрії повітряних пор, а також відрізнення їх за теплофізичними властивостями від основної матриці.

Крихкість феритових сплавів пов'язана з такими факторами, як неоднакове стиснення та розширення різних фаз в процесі їх випадання, що

послаблене міжатомні зв'язки, особливо на границях зернин металів [1, 14, 16]. Низка дослідників пояснює крихкість феромагнітів з інтенсивним зародженням мікротріщин на границях зернин під впливом напружень, зумовлених появою інтерметалідів. Як наслідок, спостерігається істотне збільшення твердості фаз та крихкості у зв'язку з утворенням вакансій [1, 16, 26].

Вплив термомагнітної обробки на шліфованість феромагнітних сплавів вивчений на недостатньому рівні. В окремих джерелах вказується лише на погіршення механічних властивостей магнітів після цієї операції через зменшення γ -фази [1, 16, 26].

Сучасним перспективним напрямком в зниженні браку з шліфувальних тріщин при оброблянні сплавів на залізній основі є легування їх домішками, які впливають на металеві і неметалеві включення та їхню геометрію, морфологію і дисперсність [25, 27]. Значний ефект у питанні обробляння феритових сплавів, що широко використовується у виробничій практиці, був отриманий введенням 0,1–0,25% сірки. Порівняно зі сплавами без сірки однакового базового складу продуктивність шліфування була збільшена більш ніж в 2–3 рази [28].

Однак механізм поліпшення обробляння феритових сплавів домішками сірки остаточно не розкрито, хоча відмічається, що, ймовірно, дію сірки можна пояснити виключенням впливу таких концентраторів напружень, якими є в сплаві включення нітридів, карбідів, карбонітридів та оксидів нікелю, в результаті утворення оксикарбосульфідів, які мають меншу, порівняно з матрицею, мікротвердість $H = 590 \text{ кгс/мм}^2$, що, знаходячись в більш крихкій матриці $H = 600\text{-}650 \text{ кгс/мм}^2$, викликають зупинення мікротріщин внаслідок релаксації напружень перед її фронтом. Разом з тим, введення в феритові сплави сірки спричиняє не тільки поліпшення шліфованості, а й збільшення розміру зернин у полікристалічних виливках, що є негативним фактором, який збільшує крихкість [28].

Дослідження впливу способів спікання феромагнітних сплавів на механічні властивості [20, 29] показують, що кількість неметалевих включень (а, отже, і величина міцнісних характеристик) суттєво залежить від того, на яких температурних режимах було проведено спікання. Так, при спіканні сплаву MnFe_2O_4 на різних швидкостях переміщення стрічкового конвеєру в тунельній печі змінюється кількість неметалевих вкраплень в поверхневому шарі заготівлі та суттєво змінюються їхні механічні властивості.

Відсутність прямих досліджень щодо впливу швидкості та температури спікання феромагнітів на характер та поширення тріщин в процесі шліфування, а також використання більш тонких критеріїв для вивчення механізму виникнення шліфувальних тріщин залежно від режимів спікання, є актуальною науковою проблемою.

Вплив шліфувальних мікротріщин, закладених при попередньому шліфуванні феромагнітів у вилитому стані на схильність до тріщиноутворення в процесі ТМО та гартування, вивчався в працях [25, 26, 28]. Було встановлено, що границя міцності при згинанні контрольних зразків із феромагнітних типів NiFe_2O_4 , CuFe_2O_4 , MgFe_2O_4 при збільшенні глибини врізання різко знижується. На зламах зразків, що мають границю міцності при згинанні менш як 16 кгс/мм^2 , спостерігаються окиснені ділянки, що являють собою тріщини, розвинені зі шліфувальних мікротріщин у процесі термомагнітного оброблення. Причому тріщини більш ніж 0,5 мм, незалежно від того, чи утворились вони на магнітах при втисканні, чи при шліфуванні у стані γ - фази (сплав MgFe_2O_4), в результаті ТМО або ІТМО значно збільшуються в розмірах. Дослідники пояснюють це тим, що поверхня мікротріщин розміром більш ніж 0,5 мм вже при нагріванні до 1250°C окиснюється, розклинаючи мікротріщини, які, у зв'язку з цим, можуть трохи збільшитися, перерізавши частинки γ - фази в сплаві, зупинившись біля наступних включень γ -фази. Витримування при температурі 1250°C , збільшуючи ступінь окиснення поверхні мікротріщин, спричиняє деяке подальше їхнє зростання, а зникнення

стримуючих розвинення мікротріщини бар'єрів (частинок γ -фази) в результаті їхнього розчинення при температурі 1250°C може спричиняти, внаслідок високих термічних напружень при ІТМО та гартуванні, катастрофічне їхнє зростання, аж до повного руйнування магнітів. Через це автори в роботах [25, 26, 28] рекомендують попереднє шліфування магнітів, відпалених на γ -фазу, здійснювати в наступній послідовності: більшу частину припуску знімати на прийнятих на теперішній час високопродуктивних режимах шліфування; а припуск, що залишився, з метою усунування виниклих при цьому мікротріщин знімати на мінімальних режимах шліфування, не пропускаючи магніти з мікротріщинами до ТМО. Шліфування магнітів у високоерцитивному стані необхідно вести на режимах, які забезпечують наявність мікротріщин довжиною до 0,5 мм з щільністю на шліфованій поверхні менш як $0,40 \text{ 1/см}^2$. Наявність мікротріщин довжиною більш ніж 0,5 мм або збільшення щільності мікротріщин більш $0,40 \text{ 1/см}^2$ вимагає зниження режиму шліфування не менш ніж в 2 рази.

Вищенаведений огляд досліджень причин низької шліфованості феромагнітів відображає в основному вплив технологічної спадковості попередніх операцій при виготовленні феромагнітів на механізм виникнення шліфувальних тріщин.

1.2 Види відходів та браку при виробництві деталей із магнітної оксидної кераміки

Технологічні втрати при формуванні несуттєві і відбуваються через негерметичність формувального устаткування (витікання прес-порошків, пасти, шлікера).

Найбільш розповсюдженим видом браку при пресуванні гранульованих та звичайних порошків, а також при мокрому їх пресуванні є розшарування –

поперечні або діагональні тріщини, які порушують цілісність заготованки. Їхня поява зумовлена декількома причинами.

1. При виштовхуванні заготованки із матриці прес-форми відбуваються два протилежних процеси: розширення вихідної із матриці заготованки та розширення перед цим стисненої матриці. В результаті деформацій, що мають місце, по межах їх дій виникають тріщини.

2. Технологічними факторами та помилками при конструюванні прес-форм та виробів. Неправильна конструкція прес-форми (наприклад, відсутність конусності у матриці зі сторони випресування заготованки з неї) або її перекіс при пресуванні спричиняють нерівномірне скидання зусилля, що викликає додаткові напруження в заготованці при вилучанні її з матриці. До тріщин може привести занадто повільне випресування заготованки, а особливо зупинка під час випресування. Появі тріщин сприяє наявність в заготованці тонких стінок або різких переходів.

3. Відхиленням властивостей формувальних мас. Наприклад, погане з'єднання, висока границя пружності гранул та супутня пружна післядія, високе внутрішнє тертя в формувальній масі, яке викликає нерівноцільність, тертя об стінки прес-форми тощо.

Часто має місце непропресування заготованок, викликане нерівномірним розподілом порошку по об'єму прес-форми, низьким зусиллям пресування або заниженням наважки при пресуванні. Непропресування може бути пов'язане з високою границею пружності гранул, тертям об стінки прес-форми та внутрішнім тертям.

Можливий брак за розмірами в результаті збільшення пружної післядії заготованки у випадку високої границі пружності, неправильної конструкції або розмірів прес-форми, неточності дозування порошку або порушення режиму пресування (завищення або заниження тиску). Задирки матриці призводять до багаточисельних ризиків на поверхні заготованки, а недостатньо

якісне оброблювання (шліфування) робочої поверхні пробійників – до відколів торцях заготовки, особливо на краях.

Брак заготовок за зовнішнім виглядом може бути викликаний наявністю осипань, налипань та облоїв. Налипання обумовлено надлишковою вологістю прес-порошку, неправильним вибором з'єднання, низкою якістю оброблення робочих поверхонь прес-форми. Облой виникає в результаті часткового витиснення формувальної маси через технологічні щілини та проміжки в прес-формі (щілина між матрицею та пробійником, знаком та пробійником тощо). В результаті утворюються налипні на краях заготовок. Осипання пов'язані з високою границею пружності гранул. Перероблення бракованих прес-заготівель в цілому аналогічне переробленню формувальних мас. Облой, як правило, знімається спеціальним пристроєм вручну.

Технологічні втрати виробів при спіканні відсутні, оскільки вироби не втрачаються при спіканні. Втрати при спіканні відбуваються головним чином через утворення браку та можуть досягати 20 %. У виробництві оксидної кераміки найчастіше зустрічаються наступні види браку при спіканні:

1) приховане розшарування – поява в спеченому виробі тріщин, наявних у відформованій заготовці у вигляді невеликих порушень суцільності, невидимих неозброєним оком. Брак може бути обумовлений також процесами зонального виокремлення на початковій стадії спікання. Такий брак не виправний та відправляється на перероблення;

2) недопикання – порушення вимог щільності, міцності, геометричних розмірів та електромагнітних властивостей спеченого виробу при заниженні заданої температури або часу витримки. Можна виправити повторним спіканням (за виключенням марганець-цинкових феритів). Однак механічні властивості виробів після допикання будуть, як правило, дещо нижче, ніж у виробів, спечених без порушення режиму;

3) перепалення – порушення (загубіння) нормальної структури спеченого виробу в результаті процесів вторинної рекристалізації при

перевищенні температури спікання, що викликає зниження механічних та електромагнітних властивостей. Брак не виправний та відправляється на перероблення;

4) викривлювання – змінювання форми, що приводить до порушення необхідних геометричних розмірів виробів. Появі браку сприяє надлишок пов'язі у порошці, нерівномірна щільність відформованої заготовки та занадто швидке підняття температури при нагріванні. Брак може бути частково виправлений шліфуванням;

5) припікання заготовок до піддница або один до одного. Брак обумовлено надлишком пов'язки в порошці, недостатньою кількістю присипки від припікання, неправильним багаторядковим укладенням під спікання. Брак частково виправляється за допомогою механічного оброблення;

6) окиснення – поява на поверхні спеченого виробу кольору мінливості, зеленуватої суги або блакитності. Окиснення має місце в основному при спіканні Mn-Zn-феритів та пов'язане з порушенням складу газового середовища під час охолодження (в інтервалі 500...800°C) після спікання. Брак не виправний та відправляється на перероблення.

Невиправний брак спікання переробляється подрібненням виробів у щоккових дробарках або кульових млинах з великими кулями (розмір куль має перевищувати розміри подрібнюваних виробів). Отримана шихта піддається тонкому розмеленню в кульових млинах, вібромлинах та атриторах до питомої поверхні 0,6–1,0 м²/г. За результатами хімічного аналізу отриманого порошку проводиться корегування складу шляхом дошихтування компонентів, яких бракує. Далі порошок додається в серійні партії в певній кількості. Можливе повторне виготовлення виробів із 100 %-го порошку, отриманого переробленням браку.

Технологічні відходи при спіканні, як правило, являють собою відходи допоміжних матеріалів та виробів (відходи піддниц, плиток, обшивки, нагрівальних елементів тощо) та також піддаються збору та переробленню.

Втрати при шліфуванні, як правило, відсутні, оскільки вироби не втрачаються. Брак при шліфуванні обумовлений утворенням відколів, заниженням геометричних розмірів, а також проявою прихованого браку після спікання (розкриття тріщин). Брак шліфування не виправний та відправляється на перероблення разом з браком спікання.

Технологічні відходи шліфування (шліфвідходи) являють собою пастоподібну масу, що містить частинки феритового матеріалу, продукти зношення абразивного круга (алмазні частинки, пов'язі) та охолоджуючу рідину (воду). В окремих випадках відходи шліфування піддаються переробленню шляхом сушіння, коректування хімічного складу, подрібнення та дошихтування в серійні партії порошків. При неможливості перероблення (через негативні впливи на властивості феритів) ці відходи перекладають в екологічно менш безпечні форми шляхом пресування брикетів та наступного спікання. Спечені брикети відправляються на полігони для поховання.

1.3 Технологічні втрати при шліфуванні ферокерамічних виробів

Технологічні втрати при шліфуванні суттєво пов'язані з тріщиноутворенням у поверхневому шарі матеріалу. Самостійною причиною виникнення тріщин на оброблюваних поверхнях феритів є велика теплонапруженість процесу шліфування.

Кількісний аналіз напружено-деформованого стану поверхневого шару при шліфуванні наведено в працях [25, 28, 30-32]. Напруження, що виникають в поверхневому шарі виробу бувають власними (або залишковими) та термомеханічними. Перші виникають без впливу зовнішніх сил, а другі – під впливом термічних та механічних дій. Причини появи напружень в поверхневому шарі полягають у структурні неоднорідності ферокерамічних виробів та нерівномірному нагріванні або охолодженні.

Кожна з причин появи напружень впливає на підсумковий напружений стан поверхневого шару виробу. В результаті механічних дій одиноких

абразивних зерен виникає пружний стан, який повертається до попереднього після проходження зерна. В результаті стискань та розтягувань виникають напруження, що досягають межі міцності матеріалу та сприяють таким чином його руйнуванню. До цієї зони прилягає зсередини область пружних деформацій. У підсумку після проходження різального краю зерна в деформованому шарі виникають напруження стискання, і від нього вглиб матеріалу відходить область напружень розтягнення.

В результаті перетворень механічної енергії в теплову, виникають термічні процеси, які викликають протидію. За рахунок нагрівання підвищується місцева температура, що призводить до миттєвого збільшення об'єму. Розширенню зон теплової дії перешкоджає найближчий матеріал менш нагрітої зони.

При подальшому охолодженні нагріті шари матеріалу знову стискаються, проте прилеглі більш холодні області цьому перешкоджають. У підсумку в поверхневому шарі виникають власні напруження, а в прилеглій до нього внутрішній зоні – компенсаційні напруження стискання.

Окрім напружень внаслідок деформації та нагрівання, на кінцевий напружений стан впливають зміни структури [30-33], які зазвичай призводять до зміни об'єму. Характер напружень, що виникають в результаті цього процесу, значною мірою залежить від металургійного стану матеріалу [27, 31-33], тобто від його складу, режимів спікання та термообробки. Під час шліфування феритових виробів напруження стискання, що виникли через збільшення об'єму внаслідок нагрівання, частково компенсуються. Якщо ж після охолодження виникає структура з меншим питомим об'ємом, то з'являються власні напруження розтягнення.

У кінцевому підсумку різні напруження сумуються, що зумовлює відмінність напружень за знаком, величиною та характером розподілу. Конкретні умови обробляння визначають результуючі напруження. Напружений стан, що формується при шліфуванні, часто залежить від

попередніх операцій, в результаті яких в поверхневому шарі утворюються залишкові напруження. Ці напруження різняться за знаком і величиною залежно від виду та режимів оброблення [31, 33, 34].

Напруження під час шліфування зазвичай поширюються на дуже тонкий шар товщиною кілька десятків мкм. Компенсаційні напруження, що їм протидіють, розподілені в значно більшому об'ємі, проте мають незначні абсолютні величини, отже, їхнім впливом на експлуатаційні характеристики можна знехтувати. Тому максимальні напруження мають місце поблизу оброблюваної поверхні, на незначній глибині.

В працях [31,35-38] запропоновано методи розрахунку максимально термопружних напружень, які функціонально пов'язані з режимами оброблення. Отримані співвідношення використовувались в якості критеріїв бездефектного оброблення за ознакою тріщиноутворення.

Різноманітність можливих напружених станів поверхневого шару шліфованих деталей відображається у суперечливості наведених у літературі відомостей. Багаточисельні дослідження свідчать про наявність у поверхневому шарі як напружень стискання, так і напружень розтягування. Безпосереднє порівняння результатів, отриманих різними авторами, є неможливим, оскільки матеріали дослідження та умови оброблення, як правило, різняться. Становище ускладнюється тим, що на взаємодію термічно та механічно зумовлених напружень накладається вплив численних, не завжди співставних факторів, у тому числі:

- технологічних параметрів (швидкості деталі та швидкості круга, поздовжньої та поперечної подачі);
- властивостей оброблюваного матеріалу та матеріалу інструмента, а також його геометрії, в тому числі складу матеріалів, їхнього термооброблення та отриманої структури, властивостей круга (матеріалу абразиву та зв'язки, розподілення зерен, стану їхніх різальних країв), твердості круга, геометрії та розмірів деталі та круга;

– інших факторів, що впливають (властивостей, кількості та підведення МОТС, характеристик верстата).

У вивченні причин тріщиноутворення в дослідженнях термомеханічних явищ при шліфуванні та їхніх зв'язків з якістю поверхневого шару нині переважає експериментально-описовий підхід. Іноді цей підхід ґрунтується на розгляді сил різання [35]. Проте цього недостатньо, так як механічне трактування тріщиноутворення не враховує впливу теплових процесів, які відіграють ключову роль у процесі шліфування.

В працях [31, 34, 35, 39-42] причини виникнення шліфувальних тріщин пов'язують зі структурними напруженнями $\sigma_{\text{стр}}(M, \tau)$, що виникають в результаті відповідних структурних та фазових перетворень. Проте ці дослідження також мають частковий характер та не дозволяють в цілому охарактеризувати процес утворення тріщин на оброблюваній поверхні. Це зумовлено тим, що для утворення руйнівних структурних напружень структурні та фазові перетворення мають відбуватися протягом тривалого періоду часу за порівняно невеликих швидкостей нагрівання або охолодження. Разом із тим для процесу шліфування характерні великі швидкості нагріву ($3000 - 50000 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$), приблизно такі ж швидкості охолодження та короткочасність [25, 31, 35, 39, 40]. Такі умови, своєю чергою, наближені до теплового удару [42, 43], за якого термічні напруження термічні напруження приймають критично високі значення.

У доповнення до цього, при шліфуванні за наявності структурних перетворень, зокрема коли контактна температура відповідає температурі точки Кюрі мартенситу, виникають розтягувальні структурні напруження в зоні контакту та стискальні структурні напруження у зоні інтенсивного охолодження, що є незначними за величиною. При цьому термомеханічні напруження в цих зонах, значно більші за $\sigma_{\text{стр}}$, мають здебільшого протилежний знак.

Таким чином, структурні перетворення не можуть розглядатися як самостійна причина виникнення шліфувальних тріщин. Вони можуть призводити до подальшого росту тріщин, утворених унаслідок теплового удару, особливо враховуючи, що тимчасові термомеханічні напруження перетворюються у залишкові за проміжок часу, достатній для значних структурних та фазових перетворень у поверхневому шарі. Внаслідок цього породжуються структурні напруження, що сприяє подальшому росту шліфувальних тріщин у магістральні.

Встановлені в працях [25, 42-46] функціональні залежності технологічних параметрів від температури шліфування дають змогу за допомогою відповідних технологічних прийомів запобігати виникненню припикань на поверхнях виробів, що не мають конструктивно-технологічних неоднорідностей та матеріал яких не має суттєвих неоднорідностей. Визначення умов підвищення якості поверхонь, що оброблюються, шляхом усунення тріщиноподібних дефектів проводилося переважно на рівні встановлення якісних залежностей між технологічними параметрами та фізико-механічними властивостями шліфованих матеріалів [43, 44, 46-49]. Кількісні зв'язки між напруженнями та режимами оброблення, отримані в низці праць [25, 46, 49], мають частковий характер та не дають змоги встановити загальні закономірності формування напружено-деформованого стану поверхневого шару залежно від технологічних умов та властивостей оброблювальних матеріалів. Оцінювання напруженого стану шліфованих поверхонь у пізніших роботах [50] здійснювалось за допомогою чисельних методів.

1.4 Постановка мети і задач дослідження

Відсутність досліджень особливостей процесів зародження шліфувальних тріщин та їх переходу в магістральні, залежно від конструктивних, технологічних та структурних неоднорідностей матеріалу

ферокерамічних виробів, не дає змоги однозначно користуватися наявними вказівками з усунення дефектів типу тріщин та відколів.

Тому *метою* цієї праці є підвищення ефективності алмазного шліфування феромагнітних виробів шляхом зниження браку через тріщини та відколи за рахунок збільшення їхньої тріщиностійкості на етапі отримання заготованок, раціонального підбору режиму обробки, характеристик інструменту та мастильно-охолоджувальних технологічних середовищ.

Для досягнення мети необхідно виконати такі *завдання*:

1. Розробити математичну модель термомеханічних процесів, які відбуваються при отриманні заготованок із феромагнітних матеріалів на етапі спікання, а також в поверхневому шарі ферокерамічних виробів при обробці шліфуванням.

2. Встановити вплив попередніх технологічних операцій на інтенсивність тріщино- та відколоутворення ферокерамічних виробів.

3. Встановити критерії формування тріщин і відколів та дослідити їхню залежність від ключових технологічних факторів процесу шліфування ферокерамічних виробів.

4. У зв'язку з ймовірнісним походженням структурних неоднорідностей розробити стохастичну модель виникнення шліфувальних тріщин при обробці феромагнітних матеріалів.

5. Розробити передумови для оптимізації та управління термомеханічними процесами при отриманні заготованок в процесі шліфування феромагнітних виробів, що попереджають появу тріщин та відколів.

6. Вивчити область поєднання режимів обробки, характеристик інструменту та використання МОТС для зниження браку з тріщиноутворення при алмазно-абразивній обробці ферокерамічних виробів.

Виконання вказаних завдань дозволить не тільки вивчати пряме технологічне завдання фінішної обробки – забезпечення бездефектного

шліфування матеріалів, схильних до утворення тріщин та відколів, але й перейти до технології виготовлення матеріалів, «малочутливих» до вказаних дефектів, за рахунок управління технологічною спадковістю, що формує структуру, фізико-механічні властивості матеріалів, починаючи з способів отримання заготовок і закінчуючи чистовим абразивно-алмазним шліфуванням.

РОЗДІЛ 2. ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕРМОМЕХАНІЧНИХ ПРОЦЕСІВ, ЩО СУПРОВОДЖУЮТЬ СПІКАННЯ ФЕРИТІВ ТА НАСТУПНУ ОБРОБКУ ЇХ ШЛІФУВАННЯМ

2.1 Імітаційне моделювання структури та властивостей ферокерамічних виробів при спіканні

До функціональної магнітної кераміки відносяться вироби з оксидних феритів, отримані за керамічною технологією. Завдяки унікальним поєднанням електромагнітних властивостей ферити знаходять все більш широке застосування в техніці, наприклад, Ni, Co, Mn, Ca, Mg, Zn, Li використовуються в магнітопроводах, сердечниках, пристроях пам'яті. Об'єм їхнього виробництва в рамках ЄС досяг десятків тисяч тон на рік і продовжує неперервно зростати.

Технологічні процеси порошкової металургії (пресування, спікання,...) дозволяють отримати матеріали з новими властивостями. В той же час через особливості технологій розподіл цих властивостей по об'єму виробу може бути нерівномірним, тому виникає необхідність оптимізації процесу виготовлення. Тому вельми актуальними є теоретичні розробки, які ставили би своєю метою передбачення інженерних властивостей ферокераміки (ФК) залежно від технології виготовлення матеріалу, вихідної композиції, впливу робочих режимів тощо, тобто параметрів та процесів, що змінюють властиві особливості матеріалу.

Проте у теперішній час (через особливості технологій) частка браку ФК досягає 30%, тому зниження браку та переробка відходів у придатні напівфабрикати та вироби, не тільки дозволить економити сировинні матеріали, енергетичні та трудові ресурси, але й буде сприяти зменшенню навантаження на довкілля.

Найбільш поширеним різновидом браку є розшарування – поперекові або діагональні тріщини, що порушують цілісність заготовки при спіканні [51-53].

Для вдосконалення технології спікання магнітно керамічних виробів з метою зниження браку тріщиноутворення побудуємо модель даного процесу.

Спільний розгляд спікання, охолодження та руйнування ФК в умовах конкретних технологій, а також руйнування матеріалу, внаслідок внутрішніх та зовнішніх термомеханічних впливів дозволить безпосередньо перейти до оптимізації мікроструктурних властивостей, що відповідають за електромагнітні та міцнісні характеристики.

Найважливішою метою будь-якої теорії спікання є передбачення характеру мікроструктурної еволюції дисперсної системи на основі лише даних про початкову геометрію упаковки та закономірностях розвитку контактної поверхні між частинками. При дослідженні фізичних явищ, що відбуваються в порошковому тілі при спіканні, мікроструктура відіграє головну роль при аналізі еволюційних процесів в матеріалі. Параметри мікроструктури піддаються чисельному вимірюванню. У теперішній час встановлена велика кількість аналітичних та експериментальних залежностей типу мікроструктура – властивість та мікроструктура – технологічний режим, тому для моделювання еволюційних процесів при спіканні обирається саме рівень мікроструктури полікристалічного матеріалу.

Всі наявні моделі мікроструктурних змін при спіканні можна звести до двох основних типів: що базуються на двочасткових взаємодіях [53-55] та на еволюції топологічної структури [56-57]. Для першого випадку розроблений достатньо розвинутий апарат опису фізичного процесу, що відбувається між частинками, через феноменологічні рівняння теорії спікання. У межах цього підходу дослідженні найпростіші моделі спікання сфер одного розміру. У другому випадку побудовані модельні топологічні структури, апроксимуючі мікроструктуру матеріалу множиною поліедрів.

Для прогнозування кінематики спікання (ущільнення) порошоків особливо важливі щільнісні характеристики. Добре відомим фактом у практиці спікання аморфних та кристалічних порошоків є ефект локалізації усадки в обмежених областях компакта [53, 54, 58]. Ефект, що спостерігається, виявляється досить чутливим до розподілу локальної щільності. Варіації локальної щільності, як наслідок дисперсії розмірів частинок, призводять до виникнення асиметрії контактів та відмінності значень усадки на контакт для пухких та щільних зон.

Структура порошкових тіл, як правило, моделюється пакуванням куль (рис. 2.1–2.4). Розглядають або регулярні пакування, тобто набір однакових елементів, закономірно розташованих у просторі, або стохастичні моделі, в яких елементи структури розподілені випадковим чином. Структурні дослідження щільних та пухких пакувань проводили в працях [59-61]. Методом Монте-Карло здійснюється релаксація системи Леннард-Джонсовських частинок, випадково накиданих у куб. Конфігурація системи, що отримується після випадкового зсуву частинок, приймається лише в тому випадку, якщо повна енергія системи при цьому зменшилась.

В роботі [59] запропоновано алгоритм пакування, який не додає штучну періодичність та не обмежує кількість пакувальних частинок. Базовий принцип пакування такий самий, випадковий струмінь сферичних частинок, проте розподіл розмірів частинок є входним параметром моделі.

Задіяний метод «сіткового кешування» скорочує час укладки до 2-3 мс на частинку та дозволяє одночасно укладати декілька типів частинок з різними геометричними характеристиками. Цей алгоритм дозволяє створювати щільні пакування шарів без прив'язки до конкретного механізму формування порошку.

В даній праці тривимірною моделлю для проведення комп'ютерних експериментів базується на алгоритмі укладання, з врахуванням граничних умов бункеру, та доповнюється факторами умовного потенціалу та

геометричного місця генерації частинок. Бункер, як сукупність N напівпросторів, встановлює конфігурацію тривимірного упакування. Геометричне місце генерації визначає поверхню, на якій частинка виникає і звідки починає рух. Антиградієнт умовного потенціалу задає напрямок руху частинок.

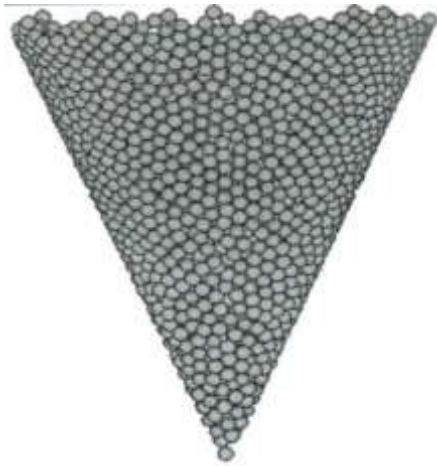


Рисунок 2.1 – Пакування 5000 монодисперсійних сферичних частинок у конічний бункер (з кутом розхилу 45°)

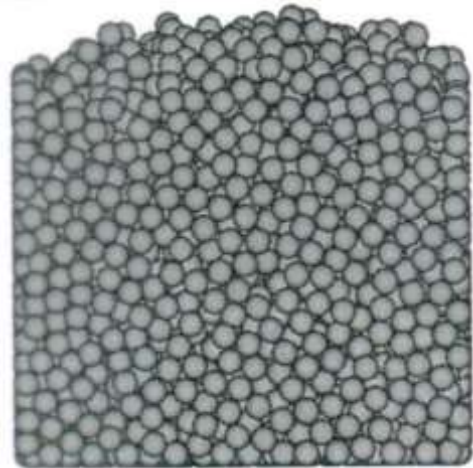


Рисунок 2.2 – Пакування 5000 монодисперсійних сферичних частинок у кубічний бункер

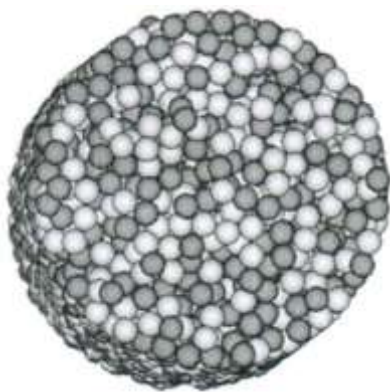


Рисунок 2.3 – Пакування 5000 монодисперсійних сферичних частинок у циліндричний бункер



Рисунок 2.4 – Пакування з 500000 монодисперсійних сферичних частинок, отримана способом «центрального» укладання

За допомогою моделі досліджуються: умови пакування, що дають максимальну інтегральну щільність; вплив граничних умов на спотворення локальної щільності; розподіл локальної щільності у випадковому упакуванні сферичних частинок.

Результати, отримані при комп'ютерному моделюванні пакування частинок, застосовуються для створення стартових конфігурацій при структурно-імітаційному моделюванні спікання та гарячого пресування, заснованому на методі частинок. Зупинимося на деяких особливостях даного методу. Принципово дискретний метод – метод частинок – не має недоліків континуальних моделей, що проявляються при порушенні суцільності матеріалу або в результаті дискретності його внутрішньої структури. Метод частинок полягає в представленні тіла сукупністю взаємодіючих частинок (матеріальних точок або твердих тіл), що описуються законами класичної механіки. Безперечна перевага методу частинок порівняно з методами, що ґрунтуються на концепції суцільної середи, полягає в тому, що він потребує значно менше апріорних припущень про властивості матеріалу.

Дійсно, тільки використання найпростішого потенціалу взаємодії, наприклад, типу Леннарда-Джонса, дозволяє моделювати такі складні ефекти як пластичність, утворення тріщин, руйнування, температурна зміна властивостей матеріалу, фазові переходи. Для опису кожного з цих ефектів у межах суцільної середи потрібна окрема теорія, в той час як при моделюванні методом частинок зазначені ефекти отримуються автоматично, в результаті інтегрування рівнянь руху. Зокрема, незворотність механічних процесів досягається за рахунок переходу механічної енергії довгохвильових рухів матеріалу в теплову енергію хаотичного руху частинок.

Потенціал взаємодії в динаміці частинок грає таку саму роль, як і визначальні рівняння в механіці суцільної середи. Проте структура матеріалу потенціалу незмірно простіше, ніж у визначальних рівнянь, так як він являє собою скалярну функцію відстані, в той час як визначальні рівняння являють

собою оператори, до яких входять тензорні характеристики напруженого стану та деформування, а також термодинамічні величини.

При побудові обчислювальної моделі в якості базової була обрана модель «м'яких сфер» (тобто у припущенні, що геометрію деформованих при спіканні частинок можна описати моделлю взаємнопроникних куль). Розв'язувальна система рівнянь динаміки системи куль, що спікаються, в даній моделі має наступний вигляд:

$$\left\{ \begin{array}{l} r_i = v_i - \alpha \sum_{j \rightarrow i} (v_j - f(|r_{ij}|) r_j) g(|r_{ij}|); \\ v_i = \frac{F_i}{m_i} - 3 \frac{v_i}{R_i |S_i|} \sum_{j \rightarrow i} w_{ji} |S_i^{v_j}| - \alpha \sum_{j \rightarrow i} (v_j - f(|r_{ij}|) r_j); \\ R_i = \frac{\sum_{j \rightarrow i} w_{ji} |S_j^{v_j}|}{|S_i|}, \end{array} \right. \quad (2.1)$$

де $m_i = \frac{4}{3} \pi R_i^3 \rho$, $r_{ij} = r_i - r_j$, $v_{ij} = v_i - v_j$, $g(x) = f(x) + x f'(x)$, $w_{ij} = \frac{(u_{ij}, r_i)}{\sum_{k \rightarrow i} (u_{ik}, r_i)}$,

$$u_{ij} = \pi (R_i^2 - \xi_{ij}^2) \frac{|r_{ij}| - \xi_{ij}}{|r_{ij}|^2} r_{ij}, \quad \xi_{ij} = \frac{|r_{ij}|^2 + R_i^2 - R_j^2}{2|r_{ij}|}, \quad |S_i^{v_i}| = \int_{S_i} (dS, v_i), \quad |S_i| = \int_{S_i} |dS|.$$

Тут ξ_{ij} – відстань від центру i -ї кулі до радіальної площини, що проходить через коло перетину двох сфер; S_i – вільна поверхня i -ї кулі, $|S_i|$ – її площа. В якості «функції спікання» $f(x)$ було обрано функцію

$$f(x) = -\frac{A}{x(x_0 - x)^{m-1}},$$

де x, x_0 – поточна та початкова відстані між центрами відповідно.

Коефіцієнти A для деяких механізмів спікання, що супроводжується зближенням центрів куль, мають наступний вигляд:

Механізм	m	A
В'язка течія	1	$\frac{3\alpha}{4\eta}$
Об'ємна самодифузія в контактному перехідному шару - стік	$\frac{5}{2}$	$\frac{4\sqrt{2}\alpha\omega D}{kT\sqrt{R}}$
Припікання за наявності малої притискаючої сили F	2	$\frac{9\omega FD}{32\pi kTR^2}$

Інтегрування системи (2.1) відбувається методом Ейлера з кроком за часом Δt . Обчислення площі вільної поверхні та площі її проєкції проводиться чисельним інтегруванням. Для цього поверхня кулі розбивається на ділянки приблизно однакової площі та перевіряється належність кожної ділянки до однієї з інцидентних куль.

В процесі спікання центри куль зближуються. Коли центр кулі перетинає радіальну площину, що відокремлює її від якого-небудь сусіда, така куля видаляється, а параметри кулі, що її «поглинула», модифікуються таким чином, щоб зберегти об'єм, імпульс та центр мас даної пари куль.

Для завдання початкових умов використовуються спеціальні алгоритми щільного пакування сферичних частинок із заданим розподілом радіусів.

Основні обмеження, в межах яких припускається функціонування моделі:

- нехтування тертям між частинками, тобто механізми спікання вважаються визначальними;
- нехтування пружними взаємодіями та зіткненнями, тобто вважається, що дві частинки при дотику починають спікатися;
- спікання вважається сухим, тобто нехтуючим обміном речовини з рідкою фазою.

Більш загальним та універсальним для моделювання є метод рухомих клітинних автоматів МСА [62-63]. У моделі МСА моделююча середа розглядається як сукупність локально взаємодіючих рухомих об'єктів. При цьому фізико-хімічний та механічний види взаємодії справляють взаємний вплив. Рухомому клітинному автомату або мезоелементу відповідає так званий структурний елемент деформації, таким чином, метод МСА дозволяє здійснити моделювання в межах уявлень фізичної мезомеханіки гетерогенних середовищ.

Завдяки мобільності окремих елементів такий підхід дозволяє моделювати: ефекти проникнення; перенесення маси; розворот окремих елементів та частинок в цілому; утворення тріщин та пор; процес руйнування.

Моделююча система характеризується наступними параметрами: радіус-векторами $\{R^i\}$; поступальними швидкостями $\{V^i\}$; кутами повороту $\{\theta^i\}$; кутовими швидкостями $\{\omega^i\}$.

Крім цього кожний елемент характеризується розмірним параметром d^i , масою m^i , а також тензором моменту інерції J^i .

Роздільна система рівнянь в цьому методі має наступний вигляд:

$$\begin{cases} m^i \frac{d^2 x^i}{dt^2} = \sum_j F^{ij}, \\ J^i \frac{d^2 \theta^i}{dt^2} = \sum_j K^{ij}, \end{cases}$$

де $F^{ij} = p^{ij} + f^{ij} + f_s^{ij}$ та $K^{ij} = q^i (n^{ij} \times F^{ij})$, генерує динамічну історію ансамбля взаємодіючих частинок. Одиничний вектор n^{ij} визначається як $n^{ij} = \frac{R^j - R^i}{r^{ij}}$, F^{ij} – сила, що описує взаємодію двох елементів i та j , p^{ij} описує центральну взаємодію: тяжіння – відштовхування та є функцією параметра

$h^{ij} = r^{ij} - \frac{d^i + d^j}{2}$, який показує ступінь перекриття взаємодіючих елементів i та j ,

$$p^{ij}(r^{ij}) = \frac{\alpha_{mn}^{ij}}{\sigma^{ij}(n-m)} \left\{ \left(\frac{r^{ij}}{\sigma^{ij}} \right)^{-(n+1)} - \left(\frac{r^{ij}}{\sigma^{ij}} \right)^{-(m+1)} \right\},$$

тобто використовується потенціал Морзе [63].

Враховуючи те, що сила, що пов'язує окремі елементи між собою повинна визначатися границею міцності реального матеріалу, вона може бути представлена у вигляді

$$p_r^{ij}(r^{ij}) = \begin{cases} p^{ij}(r^{ij}), & r^{ij} \leq r_z^{ij}, \\ p^{ij}(r_{\max}^{ij}), & \text{якщо } r_z^{ij} < r^{ij} \leq r_{\max}^{ij}, \\ 0, & r^{ij} > r_{\max}^{ij}, \end{cases}$$

де r_z^{ij} – тангенціальна складова відносної швидкості руху j -го елемента в i -й системі координат.

В межах даного методу зміна тиску та температури відбувається як результат взаємодії сусідніх частинок. Таке написання нагріву контактуючих клітинних автоматів не враховує явно процеси перенесення тепла, тому вважається, що дисипуюча енергія рівномірно розподіляється по об'єму кожного з них. Однак в даному методі враховується, що в результаті взаємодії з сусідами клітинний автомат може змінити свій стан як при фазовому перетворенні, так і при хімічному реагуванні.

Обґрунтована необхідність спільного розгляду термодинамічних та механічних властивостей ферокерамічних матеріалів.

Середовище, що моделюється, розбивається на окремі частинки, потенціал взаємодії між якими обирається таким чином, щоб задовольнити макроскопічним властивостям середовища. Еволюція системи під дією внутрішніх сил описується класичними рівняннями руху, що зближує метод

частинок із методом молекулярної динаміки, проте на відміну від останнього останні частинки є носіями термодинамічних властивостей, таких як температура. Тому спільний опис механічних та термодинамічних властивостей середовища передбачає, що потенціал взаємодії повинен залежати від температури.

Рівняння руху можуть бути записані як [64]:

$$\frac{d}{dt} \left(\frac{\partial L}{\partial r^{(i)}} \right) - \frac{\partial L}{\partial r^{(i)}} + \frac{\partial D}{\partial r^{(i)}} = 0, \quad (2.2)$$

$$\frac{d}{dt} T^{(i)} = \frac{1}{c^{(i)}} r^{(i)} \frac{\partial D}{\partial r^{(i)}} \Rightarrow \frac{d}{dt} \left(r^{(i)} \frac{\partial L}{\partial r^{(i)}} - L + c^{(i)} T^{(i)} \right) = 0, \quad (2.3)$$

де $c^{(i)}$ – теплоємність i -ї частинки; $L = K - V_{tot}$ – функція Лагранжа системи;

$K = \sum_i \frac{m^{(i)} r^{(i)}}{2}$ – кінетична енергія системи; $V_{tot} = \alpha V_{two} + \beta V_{mani}$, ($\alpha + \beta = 1$) –

потенціальна енергія системи; V_{two} – двочастковий потенціал, що описує тверде

тіло; V_{mani} – багаточастковий потенціал, що описує рідину; α, β – коефіцієнти,

залежні від температури; D – повна дисипативна функція середовища.

Замкнена система механічних та термодинамічних рівнянь (2.2), (2.3) описує механіку як твердих, так і рідких середовищ, а також їхні взаємні перетворення. На рис. 2.5 зображені моделі, в математичному забезпеченні яких використовуються вищенаведені рівняння.

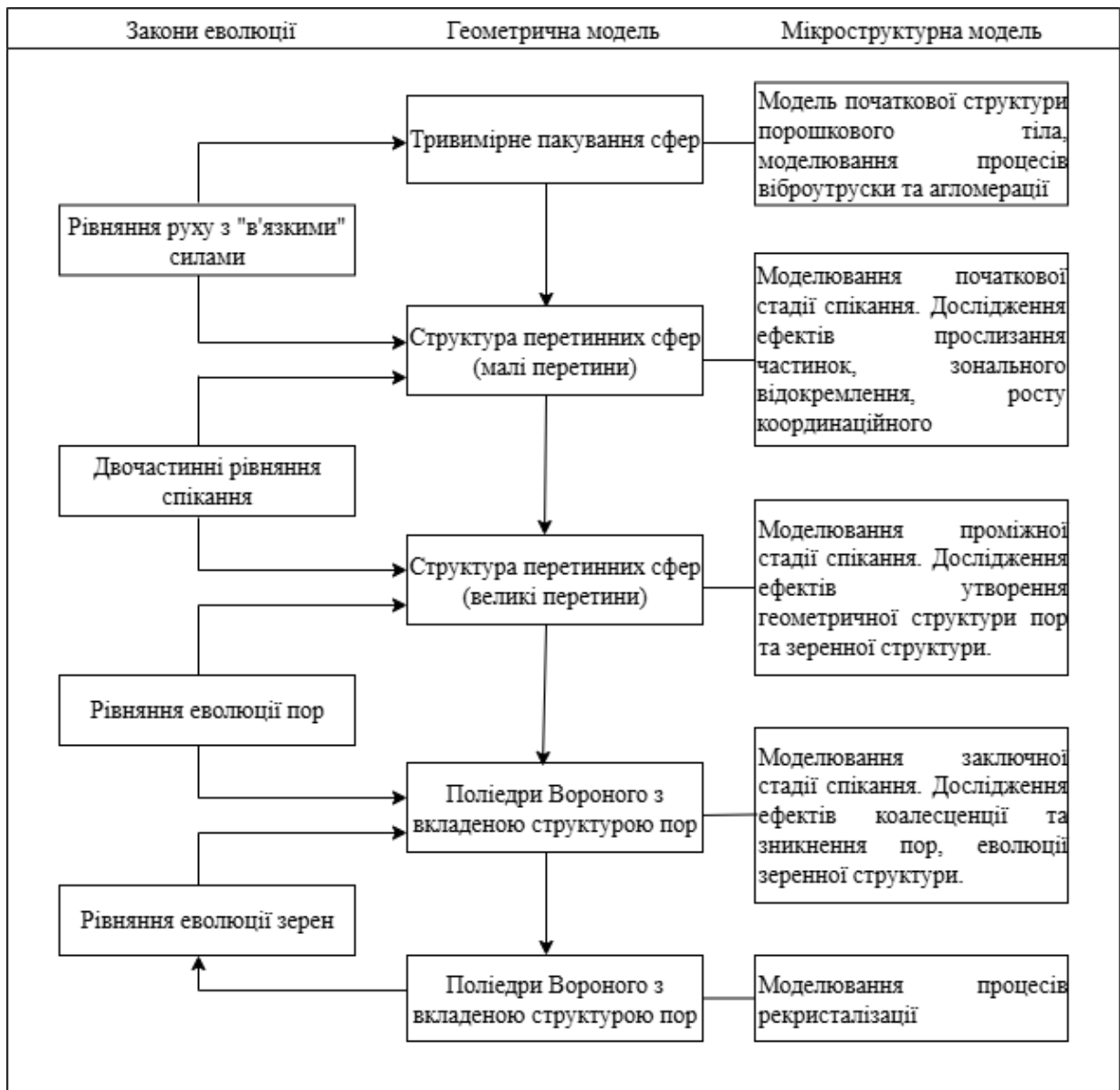


Рисунок 2.5 – Структура моделей, що використовуються для спікання феритів

2.2 Оптимізація та управління термомеханічними процесами при отриманні ферокерамічних виробів на етапі спікання

Вироби з ферокераміки через широкий діапазон магнітних властивостей у великому об'ємі використовуються в електроенергетиці – в генераторах, електроприводах, трансформаторах тощо. Завдяки унікальним комбінаціям електромагнітних властивостей ферити знаходять застосування і в інших областях техніки. Об'єм їхнього виробництва в світовому масштабі досяг десятків мільйонів тонн на рік та продовжується неперервно збільшуватися.

Тому вельми актуальним є вдосконалення технологічних процесів переробки відходів (зокрема браку) феритного виробництва, оскільки частка цих відходів досягає 25%. Переробка відходів у придатні напівфабрикати та вироби не тільки дозволяє економити сировинні матеріали, енергетичні та трудові ресурси, але й сприяє зменшенню навантаження на довкілля [14, 55, 65-67].

Технологічні втрати пов'язані з втратою сировини, напівфабрикатів та придатних виробів у результаті недосконалості технологічного процесу та технологічного обладнання (негерметичність, відсутність системи уловлювання, часті несправності тощо). Брак пов'язаний з відхиленнями параметрів напівфабрикатів та придатних виробів вище допустимих значень. В цілому брак поділяється на два види: усувний та неусувний. Переробка усувного браку в придатні напівфабрикати та вироби зазвичай потребує додаткових операцій, пов'язаних з глибокими фізико-хімічними перетвореннями. Для переробки неусувного браку необхідні додаткові операції, пов'язані з подрібненням та помелом, термообробкою, активуванням шляхом хімічного модифікування поверхні частинок тощо. Технологічні відходи пов'язані з утворенням побічних продуктів на різних технологічних операціях (рис. 2.6) (відходи формувальних мас, відходи шліфування та інших видів механічної обробки, відходи виробів після випробувань тощо), їх також можна поділити на два види: ті, що можна утилізувати в придатні напівфабрикати, та ті, що можна утилізувати в екологічно безпечні форми.

Основна увага дослідників приділялась забезпеченню якісних характеристик феритів на фінішних методах [25, 65-66, 68-71]. Однак для вирішення вказаної проблеми необхідно провести аналіз причин появи браку впродовж усього ходу технології виготовлення деталей та розробити рекомендації з зниження відходів, що виникають, на кожній із технологічних операцій.

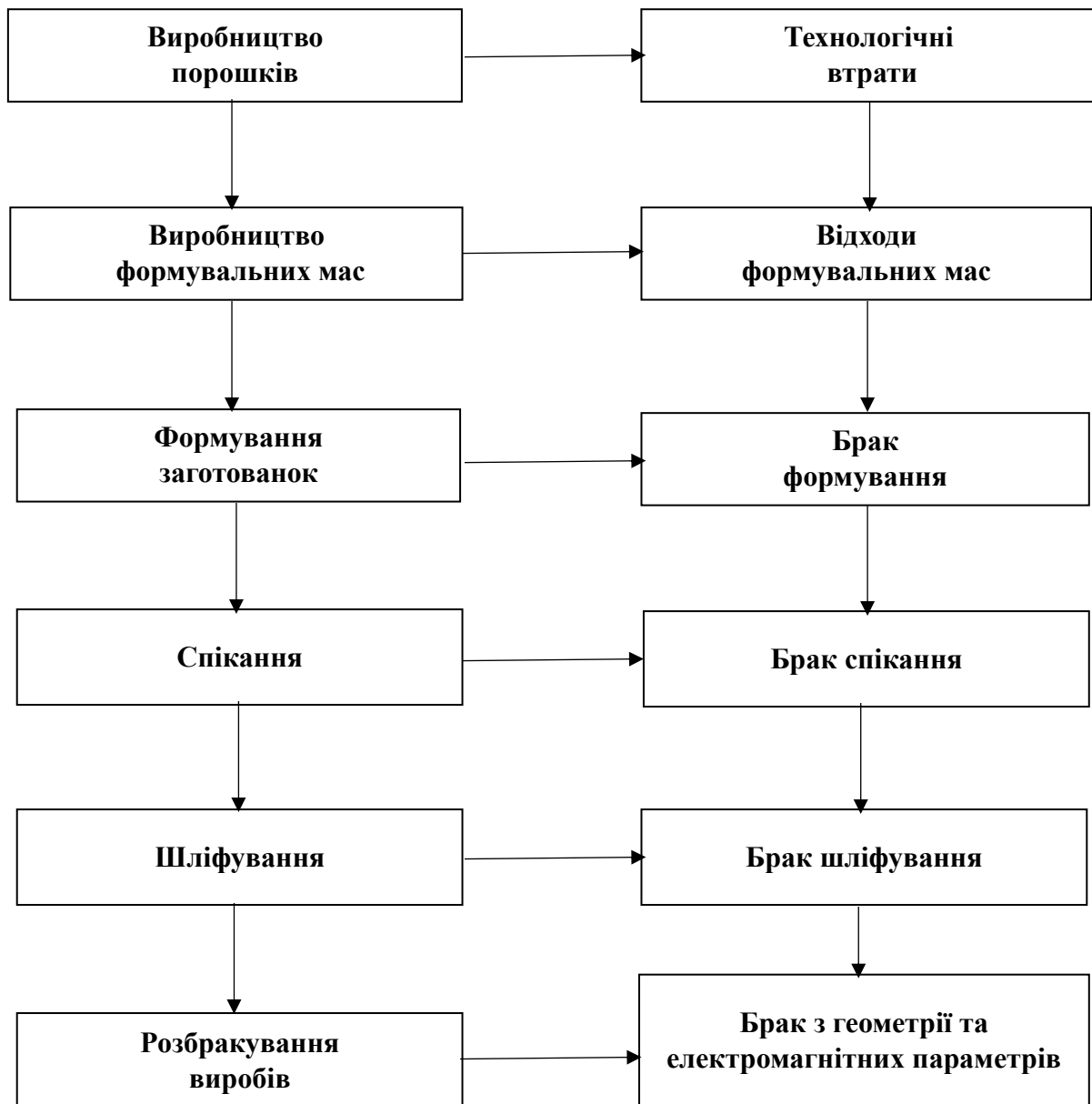


Рисунок 2.6 – Основні види відходів у виробництві феритних виробів

Технологічні відходи у виробництві порошків пов'язані в основному з налипанням суспензій, отриманих мокрим помелом порошків, на стінки технологічного обладнання (розпилювальні сушарки, реактори, трубопроводи тощо) та утворенням щільних скорінок, а також крупних міцних конгломератів при термообробці шихти. Ці відходи утилізуються мокрим помелом скорінок, що з'являються при чистці технологічного обладнання, дробленням конгломератів у дробарках та наступним подрібненням шихти.

Великий практичний інтерес являє зменшення налипання суспензій на робочі поверхні технологічного обладнання. Налипання суспензій може

привести до зміщення хімічного складу феритних порошків різних партій, тому необхідна періодична чистка забрудненого обладнання. Дослідження показали, що налипання суспензій відбувається у кислому та нейтральному середовищах.

Технологічні втрати у виробництві формувальних мас (преспорошків, паст та шлікерів), як і у випадку технологічних втрат при виробництві порошків, пов'язані з негерметичністю технологічного обладнання (сушильно-грануляційного, відсіювального, змішувального, помольного та ін.), тому для зниження цих втрат використовуються ті ж самі методи, що й при виробництві порошків.

Брак при виробництві формувальних мас усувається двома основними способами:

- випалюванням в'язки при температурі 400-600°C з наступним подрібненням отриманої шихти та виготовленням повторно формувальної маси;
- повторним виготовленням формувальної маси без випалювання в'язки шляхом додаткового введення невеликої кількості в'язки або окремих її компонентів. Наприклад, бракований прес-порошок повторно оброблюється з водою в атриторії. Отримана суспензія використовується для прес-порошку методом розпилювального сушіння.

Найбільш розповсюдженим видом браку при пресуванні гранульованих та звичайних порошків, а також при мокрому їхньому пресуванні є розшарування – поперечні або діагональні тріщини, що порушують цілісність заготованки. Їхня поява обумовлена декількома причинами. При виштовхуванні заготованки з матриці прес-форми відбуваються два протилежні процеси: розширення вихідної з матриці заготованки та розширення перед цим стисненої матриці. В результаті наявних деформацій по границях їхніх дій і виникають тріщини.

Неправильна конструкція прес-форми (наприклад, відсутність конусності у матриці зі сторони випресування заготовки з неї) або її перекіс при пресуванні призводять до нерівномірного скидання зусилля, що викликає додаткові напруження в заготовці при видаленні її з матриці. До тріщин може призвести занадто повільне випресування заготовки, особливо зупинка під час випресування. Сприяє появі тріщин наявність у заготовці тонких стінок або різких переходів.

Можливий брак за розмірами в результаті збільшення пружної післядії заготовки у випадку високої границі пружності, неправильної конструкції або розмірів прес-форми, неточності дозування порошку або порушення режиму пресування (завищення або заниження тиску). Задири матриці призводять до багаточисельних ризиків на поверхні заготовки, а недостатньо якісна обробка (шліфування) робочої поверхні пуансонів – до відколів на торцях заготовки, особливо на краях.

Втрати при спіканні головним чином відбуваються через утворення браку та можуть досягати 20%. У виробництві оксидної кераміки найчастіше зустрічаються наступні види браку при спіканні: приховане розшарування, недопикання; перепал; жолоблення.

Важливе значення має свідоме управління технологічними процесами та їх коригування стосовно до різних типів магнітів. Особливо актуальною є задача знаходження оптимальних умов при їхньому спіканні [72-74].

При спіканні ферокерамічних виробів процес ущільнення та рекристалізації відбувається тим швидше, чим вище температура. Але висока температура сприяє підвищенню дефектності кристалічної ґратки. Це означає, що в цих умовах у кристалах фериту формується дефектна структура. Така структура зберігається, якщо ферит підлягає швидкому охолодженню. Наявність дефектів кристалічної ґратки вирішальним чином відображається на міцності феритів. Є підстава вважати, що дефектність ґратки кристалу суттєво впливає також на магнітні властивості феритів.

Спінання феритів здійснюється в прохідних печах. Для створення замкненої оптимальної системи автоматичного управління температурою спінання постійних магнітів, необхідно, щоб інформація про стан заготованок весь час надходила до керуючого пристрою. Ця інформація складається з скінченного набору значень координат керованого об'єкту. При цьому про стан керованого об'єкту можна робити висновок з моделі об'єкту, координати якого вже доступні вимірюванню.

В реальних об'єктах повне визначення їхнього стану, що характеризується функцією розподілу, в кожний момент часу буває досить важким, а іноді неможливим. Наприклад, не існує до цього часу скільки-небудь простих та надійних методів визначення температурного поля заготованок, що нагріваються.

Тому при створенні систем управління об'єктами з розподіленими параметрами найбільш суттєвим є питання про отримання достатньо повної - інформації простору станів керованого об'єкту [75-77].

Технологія виробництва феритів характеризується високою чутливістю до технологічних параметрів і базується на закономірностях зміни фізико-механічних властивостей залежно від складу, гетерогенності структури та температурно-силових умов обробки.

В умовах виробництва за дуже великої номенклатури магнітів за малогабаритними характеристиками та різноманіттю способів їх отримання надзвичайно складно здійснити оптимальні технологічні режими для отримання виробів. Тому важливе значення має свідоме управління технологічними процесами та їхнє коригування стосовно різних типів магнітів.

Відомо, що при високотемпературному нагріві теплофізичні параметри матеріалів, що нагріваються, (границя міцності – σ_s , коефіцієнт теплопровідності – λ та ін.) зазнають значних змін. Однак через складність відповідних викладок при дослідженні задач оптимального нагріву з фазовими

обмеженнями, ці фактори, як правило, не враховуються, або враховуються частково, не повною мірою [78-80].

В цій праці вихідна нелінійна задача теплопровідності зводиться до ітераційного процесу, де на кожному кроці розв'язується задача, що описується лінійним рівнянням параболічного типу з нелінійними фазовими обмеженнями [78-80].

Процес спікання феритів описується наступними співвідношеннями [78-81]:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right), \quad x \in (0, l), \quad t \in (0, \infty), \quad (2.4)$$

$$T(x, 0) = T^{\circ} = \text{const}, \quad x \in [0, l], \quad (2.5)$$

$$\lambda(T) \frac{\partial T(l, t)}{\partial x} = \alpha [v(t) - T(l, t)], \quad t \in [0, \bar{t}], \quad 0 < \bar{t} < \infty, \quad (2.6)$$

$$\frac{\partial T(0, t)}{\partial x} = -\frac{q}{\lambda(T)}, \quad t \in [0, \bar{t}], \quad (2.7)$$

де: T – температура ($^{\circ}\text{C}$); t – час; c – коефіцієнт теплоємності; ρ – щільність; λ – коефіцієнт теплопровідності; l – товщина поверхневого шару; x – просторова координата; α – коефіцієнт теплообміну; $v(t)$ – управління, $v(t) \in V$, $V = \{v = v(t) : v(t) \in L_2[0, \bar{t}]\}$; q – тепловий потік, що надходить на поверхневий шар.

У проміжку зміни температур $[T_1, T_2]$ функція $\lambda(T)$ додатна та через теплофізичні властивості матеріалу вона має обмежену похідну по T . Окрім того, припустимо, що в межах можливих значень робочих температур $T \in [T_1, T_2]$ значення функції $\lambda(T)$ визначаються виразом:

$$0 < \beta_1 \leq \lambda(t) \leq \beta_2. \quad (2.8)$$

За вказаних умов система рівнянь (2.4)–(2.7) при кожному фіксованому $v(t) \in V$ має узагальнений розв'язок із простору $V_2^{1,0}(\Omega_i)$, де $\Omega_i = \{(x,t): x \in (0,l), t \in (0,\bar{t})\}$.

За умовою задачі неприпустимо, щоб ферокерамічні вироби були нагріті до температури переходу від феромагнетизму до парамагнетизму – так названої точки Кюрі.

Зазвичай ферокерамічні вироби руйнуються при нагріванні крихко, без скільки-небудь помітних деформацій або перехідних під впливом термонапружень у пластичний стан.

Задача термопружності в квазістатичній постановці та в припущенні, що α_T – коефіцієнт лінійного розширення, E – модуль пружності, не залежать від температури, розв'язується аналітично [81-85]. Аналіз термонапружень показує, що в умовах розглядуваної задачі розтягуючі напруження досягають найбільших значень на осі, а стискуючі – на поверхні деталі, що нагрівається. Із врахуванням вищесказаного, обмеження на термонапруження можна записати у вигляді:

$$\frac{\alpha_T E}{1-\psi} \left(-T(0,t) + \frac{1+3\Gamma}{l} \int_0^l T(\xi,t) d\xi - \frac{6\Gamma}{l^2} \int_0^l \xi T(\xi,t) d\xi \right) \leq \sigma_1 [T(0,t)], \quad (2.9)$$

$$\frac{\alpha_T E}{1-\psi} \left(T(l,t) - \frac{1-3\Gamma}{l} \int_0^l T(\xi,t) d\xi - \frac{6\Gamma}{l^2} \int_0^l \xi T(\xi,t) d\xi \right) \leq \sigma_2 [T(l,t)], \quad (2.10)$$

де $\sigma_1 [T(0,t)] = \begin{cases} \sigma_p [T(0,t)] - \text{для крихких матеріалів,} \\ \sigma_{0,2} [T(0,t)] - \text{для пластичних матеріалів;} \end{cases}$

$\sigma_2 [T(l,t)] = \begin{cases} \sigma_c [T(l,t)] - \text{для крихких матеріалів,} \\ \sigma_{0,2} [T(l,t)] - \text{для пластичних матеріалів;} \end{cases}$

ψ – коефіцієнт Пуассона; $\Gamma \in [0,1]$ – параметр, характеризуючий ступінь заземлення від повороту краю оброблюваного шару; $\sigma_p(T)$, $\sigma_c(T)$, $\sigma_{0,2}(T)$ – границі міцності на розтягування, стискання та границя плинності відповідно.

Окрім виконання нерівностей (2.9)–(2.10), вимагатимемо виконання обмеження на максимальну температуру в поверхневому шарі. Вона не повинна перевищувати, наприклад, температуру структурних перетворень T_s у матеріалі поверхневого шару, тобто:

$$T(l,t) \leq T_s. \quad (2.11)$$

Знайдемо управління $v^0(t) \in V$, $t \in [0, t^0]$, що переводить за мінімальний час t^0 , $0 < t^0 < \bar{t}$, термомеханічний стан поверхневого шару, який описується системою рівнянь (2.4)–(2.7) із початкового положення (2.5) в задане скінченне теплове положення $\bar{T}(x)$ з фіксованою точністю:

$$\int_0^l [T(x, t^0, v^0) - \bar{T}(x)]^2 dx \leq \varepsilon, \quad \varepsilon \geq 0,$$

так, щоб для всіх $t \in [\varphi, t^0]$, $\varphi = \text{const} > 0$, були б виконані нерівності (2.9)–(2.11).

Для розв’язання поставленої задачі скористаємося методом послідовних наближень [82, 86-87]. За принципом максимуму [75, 87-90]:

$$m \leq T(x,t) \leq M, \quad (2.12)$$

$$\text{де } M = \max \left\{ \max_{t \in [0, \bar{t}]} v(t), T^0 \right\}, \quad M = \min \left\{ \min_{t \in [0, \bar{t}]} v(t), T^0 \right\}.$$

Нехай

$$T_1 = m, \quad T_2 = M, \quad \lambda_0 = \frac{\beta_1 + \beta_2}{2}. \quad (2.13)$$

Системі рівнянь (2.2.1)–(2.2.4) поставимо у відповідність наступний ітераційний процес:

$$c\rho \frac{\partial T_{k+1}}{\partial t} - \lambda_0 \frac{\partial^2 T_{k+1}}{\partial x^2} = \frac{\partial}{\partial x} \left[(\lambda(T_k) - \lambda_0) \frac{\partial T_k}{\partial x} \right], \quad (2.14)$$

$$T_{k+1}(x, 0) = T^\circ, \quad x \in (0, l), \quad (2.15)$$

$$\lambda_0 \frac{\partial T_{k+1}}{\partial x} - \alpha [v(t) - T_{k+1}(x, t)] \Big|_{x=l} = [\lambda_0 - \lambda(T_k)] \frac{\partial T_k}{\partial x} \Big|_{x=l}, \quad (2.16)$$

$$\frac{\partial T_{k+1}}{\partial x} \Big|_{x=0} = -\frac{q}{\lambda(T_k)}. \quad (2.17)$$

Розв'язок задачі (2.4)–(2.7) будемо шукати як границю розв'язків задач (2.14)–(2.17) у просторі $W_2^{1,0}(\Omega_i)$.

Так як функція $\lambda(T)$ додатна, задовольняє співвідношенню (2.8) та має обмежену по T похідну на відрізку $[T_1, T_2]$, то за будь-якого фіксованого управління $v(t) \in V$ розв'язки T_{k+1} системи рівнянь (2.14)–(2.17) збігаються при $k \rightarrow \infty$ до розв'язку системи (2.4)–(2.7).

Для зручності наступних викладок запишемо систему рівнянь (2.14)–(2.17) та обмеження (2.9)–(2.10) в безрозмірних величинах:

$$a_0 = \frac{\lambda_0}{c\rho}, \quad u = \alpha_T(v - T^\circ), \quad u^- = \alpha_T(v^- - T^\circ), \quad u^+ = \alpha_T(v^+ - T^\circ),$$

$$r = \frac{x}{l}, \quad \theta = \alpha_T(T - T^\circ), \quad \tau = \frac{a_0 t}{l^2}, \quad \sigma_1^* = \frac{(1-\psi)\sigma_1}{E}, \quad \sigma_2^* = \frac{(1-\psi)\sigma_2}{E}, \quad (2.18)$$

$$\theta_g = \alpha_T(T_{cn} - T^\circ), \quad = \frac{a_0 \bar{t}}{l^2}, \quad B_i = \frac{\alpha l}{\lambda_0}, \quad q^* = \frac{q}{\lambda_0}.$$

Початкова задача (2.14)–(2.17) із врахуванням безрозмірних змінних (2.18) набуде вигляду:

$$\frac{\partial \theta_k}{\partial \tau} - \frac{\partial^2 \theta_k}{\partial r^2} = \frac{\partial}{\partial r} \left[\left(\frac{\lambda(\theta_{k-1})}{\lambda_0} - 1 \right) \frac{\partial \theta_{k-1}}{\partial r} \right], \quad r \in (0, 1), \quad \tau \in (0, T) \quad (2.19)$$

$$\theta_k(r, 0) = 0, \quad r \in [0, 1], \quad (2.20)$$

$$\left. \frac{\partial \theta_k}{\partial r} \right|_{r=1} = B_i [u(\tau) - \theta_k(1, \tau)] + \frac{\lambda_0 - \lambda(\theta_{k-1})}{\lambda_0} \left. \frac{\partial \theta_{k-1}}{\partial r} \right|_{r=1}, \quad (2.21)$$

$$\left. \frac{\partial \theta_k}{\partial r} \right|_{r=0} = q^*, \quad (2.22)$$

$$-\theta_k(0, \tau) + (1 + 3\Gamma) \int_0^1 \theta_k(\xi, \tau) d\xi + 6\Gamma \int_0^1 \xi \theta_k(\xi, \tau) d\xi \leq \sigma_1^* [\theta_k(0, \tau)], \quad (2.23)$$

$$\theta_k(1, \tau) - (1 - 3\Gamma) \int_0^1 \theta_k(\xi, \tau) d\xi - 6\Gamma \int_0^1 \xi \theta_k(\xi, \tau) d\xi \leq \sigma_2^* [\theta_k(1, \tau)]. \quad (2.24)$$

Обмеження на максимальну температуру відповідно будуть мати вигляд:

$$\theta_k(1, \tau) \leq \theta_s. \quad (2.25)$$

Скориставшись скінченним інтегральним перетворенням Фур'є [91]

$$\theta_F(\mu, \tau) = \int_0^1 \theta(r, \tau) \cos(\mu r) dr,$$

запишемо розв'язок системи рівнянь (2.19)–(2.22) у вигляді ряду:

$$\theta_k(r, \tau, u) = \sum_{n=1}^{\infty} D_n X_n^{(k)}(u, \tau) \cos(\mu_n r), \quad (2.26)$$

де $D_n = \frac{2B_i}{(\mu_n^2 + B_i^2 + B_i) \cos(\mu_n)}$; $\mu_n \geq 0$ — корені рівняння

$$B_i \cos(\mu_n) = \mu_n \sin(\mu_n). \quad (2.27)$$

$X_n^{(k)}(u, \tau)$, $n = 1, 2, \dots$ — компоненти вектора розв'язків нескінченної системи диференціальних рівнянь:

$$\frac{\partial X_n^{(k)}}{\partial \tau} = -\mu_n^2 X_n^{(k)} + \mu_n^2 (u + I_n^{(k-1)}), \quad X_n^{(k)}(0) = 0, \quad (2.28)$$

$$I_n^{(k-1)} = \int_0^1 \left(\frac{\lambda(\theta_{k-1})}{\lambda_0} - 1 \right) \frac{\partial \theta_{k-1}}{\partial r} \frac{\sin(\mu_n r)}{\sin(\mu_n)} dr.$$

Нерівності (2.23)–(2.24) набудуть вигляду:

$$\sum_{n=1}^{\infty} C_{in} X_n^{(k)} - e_i \leq 0, \quad i=1,2,3, \quad (2.29)$$

$$\text{де } C_{3n} = F_n = \frac{2B_i}{\mu_n^2 + B_i^2 + B_i}; \quad C_{2n} = F_n \left(1 - \frac{6\Gamma}{\mu_n^2} - \frac{(1+3\Gamma)B_i}{\mu_n^2} + \frac{6\Gamma}{\mu_n^2 \cos(\mu_n)} \right); \quad (2.30)$$

$$C_{1n} = F_n \left(\frac{(1-3\Gamma)B_i - 6\Gamma}{\mu_n^2} - \frac{1}{\cos(\mu_n)} \left(1 - \frac{6\Gamma}{\mu_n^2} \right) \right), \quad \Gamma \in [0,1];$$

$$e_1 = \sigma_1 \sum_{n=1}^{\infty} D_n X_n^{(k)}, \quad e_2 = \sigma_2 \sum_{n=1}^{\infty} D_n X_n^{(k)} \cos(\mu_n), \quad e_3 = \theta_s.$$

Система функцій $\{\cos(\mu_n^r)\}$ ортогональна та повна у просторі $L_2[0,1]$.

Тому для всіх $r \in [0,1]$ для функції $\theta(r)$ справедливе розкладання:

$$\theta(r) = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{\|\cos(\mu_n^r)\|^2} g_n \cos(\mu_n^r), \quad (2.31)$$

$$\text{де } g_n = \int_0^1 \theta(r) \cos(\mu_n^r) dr.$$

Сформулюємо скінченновимірну задачу оптимального управління. Для цього обмежимося в співвідношеннях (2.26), (2.28), (2.29) першими N членами та отримаємо:

$$\frac{dx^N}{d\tau} = -A^N (X^N - I^N) + B^N u, \quad X^N(0) = 0_{RN}, \quad (2.32)$$

$$C^N X^N \leq E(x^N), \quad (2.33)$$

де $(X^N - I^N) = (X_1^{(k)} - I_1^{(k-1)}, \dots, X_N^{(k)} - I_N^{(k-1)})$ — N -вимірна вектор-функція;

$A^N = \text{diag}(\mu_1^2, \dots, \mu_N^2)$ — діагональна матриця $N \times N$;

$B^N = (\mu_1^2, \dots, \mu_N^2)^T$, C^N — матриця $3 \times N$ з елементами C_{in} , $i=1,2,3$; $n = \overline{1, N}$;

$E = (e_1(X^N), e_2(X^N), e_3(X^N))^T$.

Таким чином, можна перейти до наступної скінченновимірної задачі. Знайти управління $u^N \in V$, що переводить систему (2.32) за мінімальний час

$\tau^N \in (0, \tilde{T})$ з положення 0_{RN} у множину $\sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{\|\cos(\mu_n^r)\|^2} \left(X_n^{(k)} \frac{\sin(\mu_n)}{\mu_n} - g_n \right)^2 \leq \varepsilon$ за

умови виконання для всіх $\tau^N \in [\varphi, \tau^N]$ обмежень (2.33). В праці [92] наведено алгоритм, що дозволяє розв'язувати аналогічні задачі незалежно від вимірності N .

Запишемо умови, за яких скінченновимірні наближення збігаються до функціоналу швидкодії. Будемо розглядати найбільш важливий з практичної точки зору випадок, коли поверхневий шар не піддається вигину, тобто випадок $\Gamma = 0$.

Тоді задача оптимального нелінійного нагріву ферокерамічних виробів з обмеженнями на термонапруження і на найбільшу температуру зводиться до розв'язання системи лінійних звичайних диференціальних рівнянь:

$$\frac{dx}{d\tau} = A(\tau)x + B(\tau)u + D(\tau), \quad \tau \in [0, T], \quad x(0) = x_0 \neq 0_{RN}, \quad (2.34)$$

з обмеженнями на фазові змінні та управління

$$F_i(x, u, \tau) \leq 0, \quad i = \overline{1, s}, \quad (2.35)$$

де $x = x(\tau) = (x_1(\tau), \dots, x_N(\tau))$ — N -вимірний вектор; $A(\tau)$, $B(\tau)$, $D(\tau)$ — відомі матриці розміру відповідно $N \times N$, $N \times 1$, $N \times 1$ з кусково-неперервними коефіцієнтами;

$u = u(\tau) \in U$ — управління,

$$U = \{u(\tau) = (u_1(\tau), \dots, u_m(\tau))\} \in L_2^m[0, O].$$

Функції $F_i(x, u, \tau)$, $i = \overline{1, s}$ кусково-неперервні по τ , опуклі за сукупністю змінних (x, u) та мають по цим змінним похідні, що задовольняють умові Ліпшица по (x, u) .

Шукане управління $u^0(\tau) \in U$ переводить систему (2.34) з положення x_0 в положення 0_{RN} за мінімальний час $\tau^0 \in (0, O]$ так, що для всіх $\tau \in [0, \tau^0]$ виконались би нерівності (2.35).

Згідно алгоритму [92] будуюмо послідовні оцінки знизу часу швидкодії $\tau_1 < \tau_2 < \dots < \tau_k \leq \tau^0$.

У якості нормалі на кроці k рекомендується брати [92] антиградієнт функціонала $\rho(p, \tau_k)$, характеризуючий відстань від точки θ_s до множини $S(\tau_k)$:

$$\rho(p, \tau_k) = \sum_{i=1}^S \int_0^{\tau_k} g_i(x(u, t), u(t), v_i(t), \tau_k) dt + \frac{1}{2} (x(u, \tau_k), x(u, \tau_k)). \quad (2.36)$$

Якщо $\tau_k < \tau^0$, то напрям нормалі визначається за формулою:

$$I_k = \left(-1_{L_2[0, \tau_k]} - \tilde{x}(\tau_k) \right), \quad (2.37)$$

де \tilde{x} знаходиться із розв'язку задачі $P(\tilde{p}, \tau_k) = \inf \{ \rho(p, \tau_k) : p \in S(\tau_k) \}$.

Мінімізація функціонала (2.36) забезпечується, якщо на k -й ітерації в скінченний момент часу τ_k^0 виконуються нерівності:

$$\frac{\|x(u, \tau_k^0)\|}{\|x_0\|} \leq \varepsilon_1, \quad \theta_k = \theta(u_k, \tau_k) = \sum_{i=1}^3 \int_0^{\tau_k^0} \left[\max \{ F_i(x(u_k, t), u_k, t), 0 \} \right]^2 dt < 0, 1 \varepsilon \tilde{\sigma} = \varepsilon_2, \quad (2.38)$$

де $\tilde{\sigma} = \frac{\tilde{\theta} + \tilde{\sigma}_p + \tilde{\sigma}_c}{3}$ — середнє значення величин $\tilde{\theta}, \tilde{\sigma}_p, \tilde{\sigma}_c$.

Реалізація наведеного алгоритму забезпечує існування [92] $\lim_{k \rightarrow \infty} \tau_k = \tau^0$, для будь-яких $\varepsilon_1, \varepsilon_2$, залежних від номера $k(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$ таких, що при $k > k(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$

$$\|x(u_k, \tau_k)\|_{RN} < \varepsilon_1, \quad \sum_{i=1}^S \int_0^{\tau_k^0} \left[\max \{ F_i(x(u_k, t), u_k, t), 0 \} \right] dt \leq \varepsilon_2, \quad u^0(\tau) = \lim_{k \rightarrow \infty} \{ u_k(\tau) \}$$

оптимального управління.

Запропонований підхід до розв'язування нелінійних задач теплопровідності з фазовими обмеженнями був апробований на наступній задачі: нагріти марганець-цинковий ферит марки М2000НМ товщиною $2l = 0,01$ м з початковою температурою 20°C до крайньої (сталі за

перерізом) температури 600 °С за мінімальний час із врахуванням обмежень на термонапруження σ_i та температуру T_{cn} , яка не повинна перевищувати 900 °С. Температура нагрівального середовища (градієнт температури) змінювалася в діапазоні [400 °С, 1000 °С]. Залежність границі міцності від температури надана в табл. 2.1.

Таблиця 2.1 – Залежність границі міцності фериту М2000НМ від температури

Температура, °С		20	400	600	800	1000
Границя міцності, МПа	σ_c	450	380	300	220	150
	σ_p	45	35	25	18	10

Після переходу до безрозмірних величин залежності $\sigma_c(\theta)$ та $\sigma_p(\theta)$ апроксимувалися з використанням методу найменших квадратів нелінійними співвідношеннями вигляду $\sigma(\theta) = ae^{k\theta} + b$.

Залежність коефіцієнта теплопровідності від температури наведені в табл. 2.2.

Таблиця 2.2 – Залежність коефіцієнта теплопровідності фериту М2000НМ від температури

Температура, °С	20	200	400	600	800	900	1000
$\lambda(T^0)$, Вт/(м·°С)	4,5	4,0	3,4	2,9	2,4	2,2	46,5

В безрозмірному вигляді експериментальна залежність $\lambda(T)$ апроксимувалася лінійною функцією $\lambda(\theta) = k\theta + d$.

На кожному кроці ітераційного процесу лінійаризована задача розв'язувалась для $N = 6$. Вибір такої вимірності скінченновимірної системи пояснюється тим, що для менших N повільно збіжні ряди в термообмеженнях не дозволяють отримати гарне наближення до точного розв'язку лінійаризованої задачі $\lambda(T) = \text{const}$. Результати обчислювального експерименту показують, що при $N = 3$ час швидкодії складає 3,0 хв, при $N = 5$ — 4,0 хв, а

при $N = 6$ — 4,5 хв. При подальшому збільшенні N ріст часу швидкодії несуттєвий.

Всього знадобилось 6 ітерацій, щоб отримати задану точність. На рисунку 2.7 наведено графіки залежностей від часу оптимального управління, температур поверхні та центру зразка після шостої ітерації. Час швидкодії склав 4,0 хв, оптимальне управління має 25 переключень.

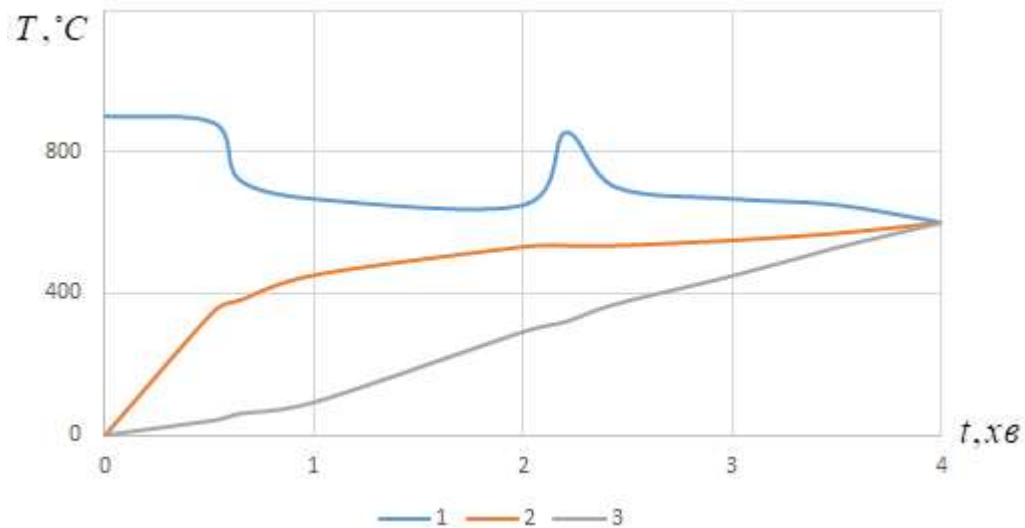


Рисунок 2.7 – Графіки залежностей від часу оптимального управління (1), температур поверхні (2) та центру (3) після шостої ітерації

На рисунках 2.8 та 2.9 наведено відповідно графіки залежностей границь міцності на стискання та розтягування, а також стискальних та розтягувальних термонапружень від часу при оптимальному режимі нагріву. Як видно з рис. 2.8, 2.9 швидкість нагріву обмежують не тільки розтягуючі, але й стискаючі термонапруження. Традиційно ж враховувались тільки розтягуючі термонапруження та обмеження на температуру поверхні.

Запропонований підхід розв'язування задачі оптимального нелінійного нагріву з обмеженнями на термонапруження та найбільшу температуру можна використовувати для управління термомеханічними процесами при спіканні ферокерамічних виробів та їхньої термомеханічної обробки.

Склад фериту, режим термомеханічної обробки є визначальними в отриманні виробів із потрібними характеристиками до яких в першу чергу відносяться міцнісні властивості та магнітна проникність.

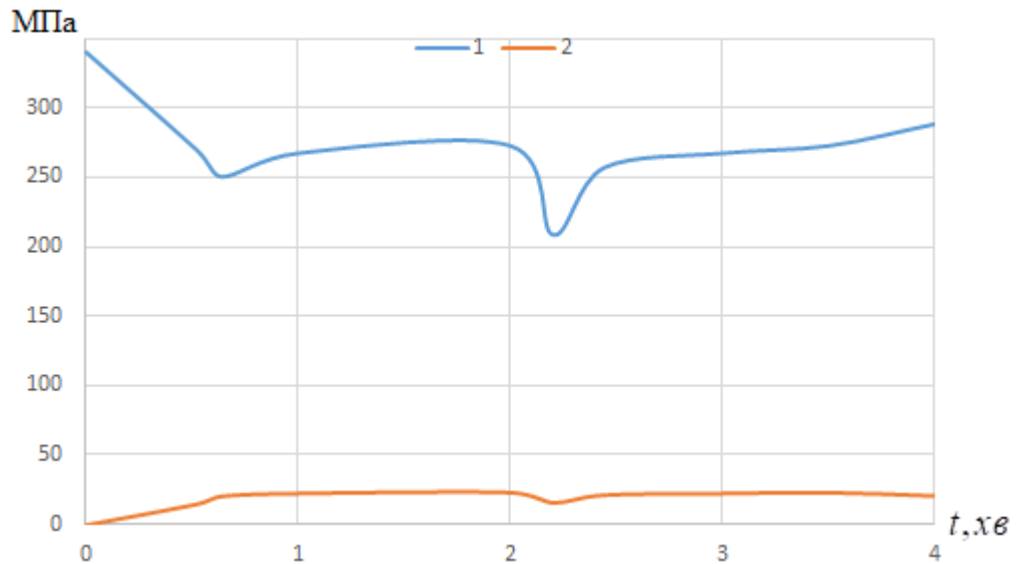


Рисунок 2.8 – Графіки залежностей границь міцності стискання (1) та розтягування (2) від часу при оптимальному режимі нагріву

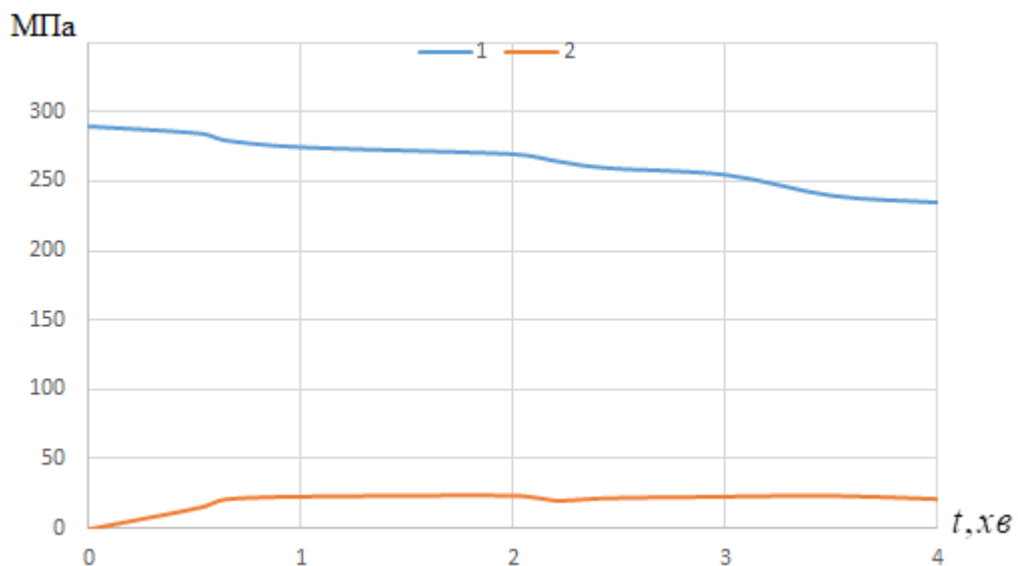


Рисунок 2.9 – Графіки залежностей стискальних (1) та розтягувальних (2) термонапружень від часу при оптимальному режимі нагріву

Тому для реалізації технологічного процесу виготовлення деталей із ферокераміки з забезпеченням необхідних властивостей, пропонується наступний алгоритм оптимального управління термомеханічними процесами на операціях спікання та термомеханічної обробки (рис. 2.10).

Для оптимізації управління технологічною системою необхідно в обмежувальну частину внести критерії якості оброблюваних виробів при максимальних показниках технологічного процесу.

На рисунку 2.10 наведено алгоритм забезпечення якості спікання та термомеханічної обробки за максимальної продуктивності технологічного процесу виготовлення феритів.

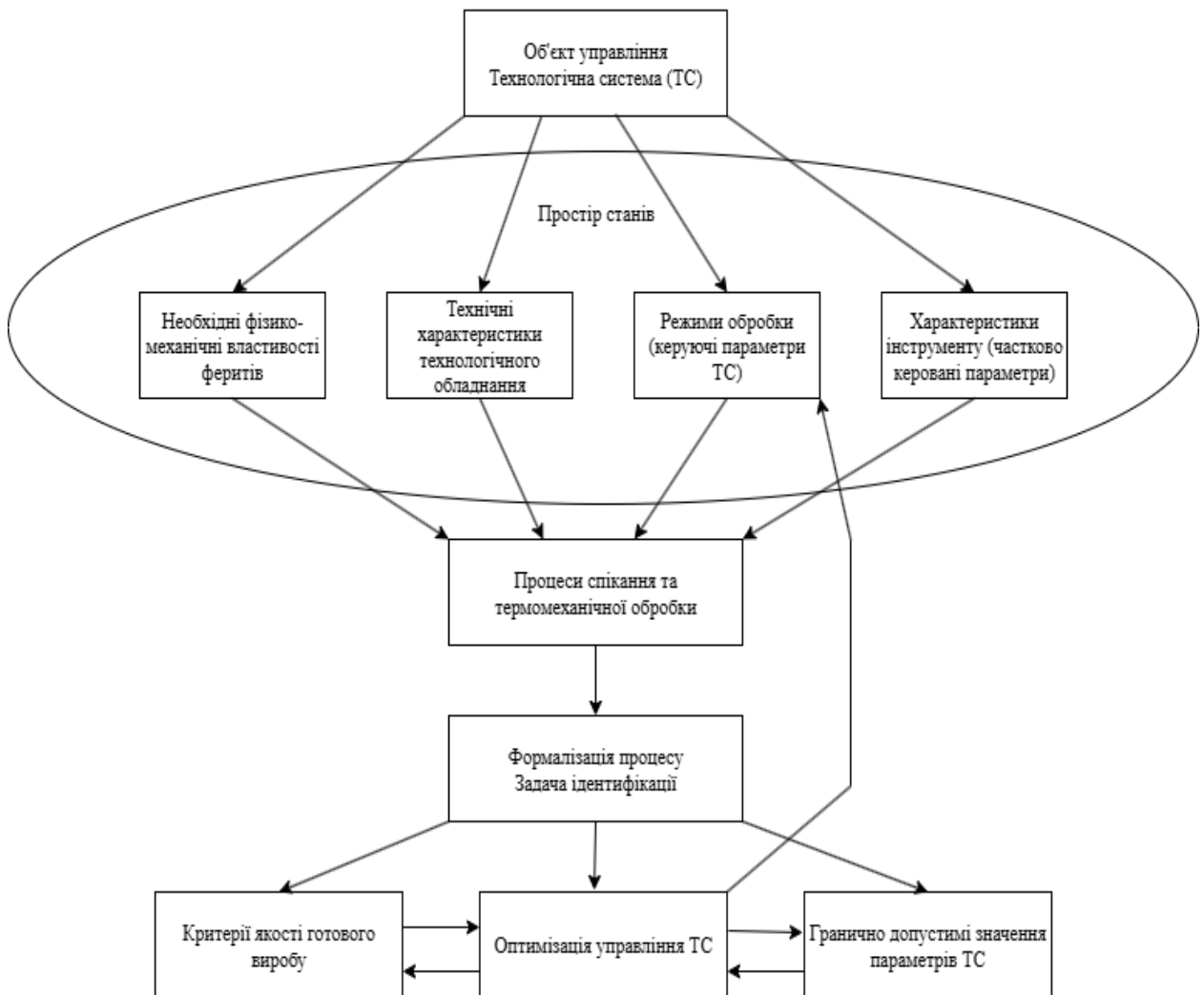


Рис 2.10 – Алгоритм забезпечення якості оброблюваних поверхонь при максимальній продуктивності технологічної системи

Реалізація наведеного алгоритму дозволяє підвищити тріщиностійкість заготовок із ферокерамічних виробів до 25% і суттєво знизити брак виробів на етапі спікання.

2.3 Моделювання термомеханічних процесів при шліфуванні ферокерамічних виробів

В процесі обробки шліфуванням фєрокерамічних виробів характерним видом браку є дефекти типу тріщин, які суттєво знижують їхні експлуатаційні властивості та часто призводять до наступного переплавлення.

Виділяють наступні типи тріщин при шліфуванні фєрокерамічних матеріалів:

- сітка поверхневих тріщин, що залягають на відносно невелику глибину (до 0,5–1,5 мм);
- магістральні глибинні тріщини (1–10 мм);
- приповерхневі замкнені тріщини;
- відколи.

Характер та інтенсивність тріщиноутворення значною мірою визначаються теплофізичними властивостями оброблювальних матеріалів, їхньою структурою, технологічною спадковістю попередніх операцій, режимами шліфування, а також характеристиками застосовуваних кругів. Під час експлуатації деталей, у поверхневому шарі яких наявні шліфувальні тріщини, руйнування відбувається в зонах їх концентрації. В окремих випадках експлуатація виробів з дефектами типу тріщин у поверхневому шарі призводить до втрати їх функціональних властивостей. Так, наявність тріщин та відколів на робочих поверхнях фєрокерамічних виробів призводить до суттєвого зниження їхніх магнітних властивостей та втраті якісних характеристик.

Шліфувальні дефекти на оброблювальних поверхнях деталей різко знижують (іноді до 30 разів) їхні експлуатаційні показники та є неприпустимими.

З огляду на це, розробка технологічних умов бездефектного шліфування та контролю якості поверхневого шару фєрокерамічних виробів, схильних до тріщино- та відколоутворення, є вельми актуальною. Це визначає необхідність дослідження механізму утворення шліфувальних дефектів.

Брак при шліфуванні обумовлено утворенням відколів, заниженням геометричних розмірів, а також появою прихованого браку після спікання (розкриття тріщин). Брак шліфування не виправний та відправляється на переробку разом із браком спікання.

Якість поверхневого шару цих виробів формується під дією термомеханічних явищ, що супроводжують шліфування. Тому в якості основного показника фізико-механічного стану оброблюваних поверхонь прийнято теплонапруженість алмазно-абразивної обробки. На основі моделей температурних полів, розроблених у [35, 42] досліджено закономірності утворення дефектів та визначено технологічні можливості їх усунення залежно від теплофізичних властивостей виробів, що оброблюються, режимів шліфування, конструкції та характеристик застосовуваних інструментів.

Наявні моделі теплових процесів, що відбуваються під час алмазно-абразивної обробки ферокерамічних виробів, побудовані з припущенням однорідності матеріалів та не враховують наявності дефектів, зумовлених технологічною спадковістю виробів. При вивченні причин утворення шліфувальних дефектів-тріщин [71, 93] напружено-деформований стан поверхневого шару виробу оцінюють переважно якісно або експериментально в кожному окремому випадку. Схильність феромагнітних виробів до тріщиноутворення при шліфуванні багато дослідників пов'язують з особливостями їхньої магнітної та кристалічної структури, призначеної для отримання високих магнітних властивостей. Відсутність кількісно встановлених зв'язків між тріщиностійкістю феромагнітів та іншими їхніми властивостями не дає змоги однозначно користуватися наявними рекомендаціями з бездефектної обробки шліфуванням [25, 68].

Для забезпечення якості деталі при шліфуванні необхідно дослідити закономірності формування термонапруженого стану поверхневого шару, враховуючи його структурну неоднорідність. Бездефектне високопродуктивне шліфування виробів, схильних до тріщиноутворення, необхідно проводити на

граничних режимах, враховуючи спадкові дефекти, та при збереженні рівноважного стану, що ще не призводять до утворення тріщин. До теперішнього часу немає даних для розробки відповідних рекомендацій.

При постановці задачі підвищення якості шліфування ферокерамічних деталей постає завдання оцінки впливу неоднорідностей, вибору режимів та характеристик інструменту, мастило-охолоджуючого середовища, використання яких виключає тріщиноутворення на оброблюваних поверхнях. Різноманіття феритів та їхніх властивостей, характеристики спадкових дефектів (розміри, орієнтація, розміщення, розподіл) призводять до того, що існуючі підходи до усунення шліфувальних тріщин при оброблянні поверхонь ферокерамічних виробів не можуть бути загальноприйнятими. Через це необхідно розробити передумови для оптимізації та управління термомеханічними процесами при отриманні заготованок в процесі шліфування феромагнітних матеріалів, що попереджають появу тріщин та відколів.

Вирішення вказаних завдань дозволяє не тільки вивчати пряме технологічне завдання фінішної обробки, яке полягає в забезпеченні бездефектного шліфування ферокерамічних виробів, але й перейти до технології виготовлення матеріалів «малочутливих» до вказаних дефектів за рахунок технологічної спадковості, що формує структуру, фізико-механічних властивостей поверхневого шару, починаючи зі способів отримання заготованок та закінчуючи чистовим алмазно-абразивним шліфуванням.

Вибір та обґрунтування математичної моделі здійснювались з урахуванням того, що процес шліфування деталей характеризується одночасно тепловими та механічними явищами. Проте основним фактором, що визначає напружено-деформований стан поверхневого шару, є температурні поля. Беручи до уваги, що переважна частина поверхневого шару виробу при шліфуванні знаходиться в пружному стані, застосовується модель термопружного тіла, яка відображає взаємозалежність теплових та механічних

Система рівнянь, що описує тепловий та напружено-деформований стан під час шліфування поверхні ферокерамічних деталей, верхній шар яких містить неоднорідності у вигляді включень та тріщин, включає:

рівняння нестационарної теплопровідності Фур'є

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a^2 \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right), \quad 0 \leq x < \infty; \quad -\infty < y < \infty, \quad (2.39)$$

рівняння пружності Ламе в переміщеннях

$$\frac{\partial \Theta}{\partial x} \frac{1}{1-2\mu} + \Delta \bar{v} = B^T \frac{\partial T}{\partial x}; \quad \bar{u}(x, y) = \frac{u}{2G}; \quad \bar{v}(x, y) = \frac{v}{2G}; \quad (2.40)$$

$$\frac{\partial \Theta}{\partial x} \frac{1}{1-2\mu} + \Delta \bar{v} = B^T \frac{\partial T}{\partial y}; \quad B^T = \frac{4G(1+\mu)}{1-2\mu} \alpha_i; \quad \Delta = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2}; \quad (2.41)$$

де $T(x, y, \tau)$ – температура в точці з координатами (x, y) в довільний момент часу τ ; a – теплопровідність матеріалу; α_i – температурний коефіцієнт лінійного розширення; μ, G – сталі Ламе; u, v – компоненти вектора переміщень точки (x, y) ; $\Delta = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2}$ – оператор Лапласа.

Початкові умови для даної задачі задаються у вигляді:

$$T(x, y, 0) = 0. \quad (2.42)$$

Для температурного і деформаційного полів, що враховують теплообмін на поверхні поза зоною контакту шліфувального круга з деталлю та інтенсивне тепловиділення в зоні обробки, встановлюються такі граничні умови:

$$\frac{\partial T}{\partial x} = -\frac{q(y, \tau)}{\lambda}, \quad |y| < a^*, \quad -\lambda \frac{\partial T}{\partial x} + \gamma T = 0, \quad |y| > a^*, \quad (2.43)$$

$$\sigma_x(x, y, \tau)|_{x=0} = \tau_{xy}(x, y, \tau)|_{x=0} = 0, \quad (2.44)$$

де $q(y, \tau)$ – інтенсивність теплового потоку, що виникає під час контакту круга з деталлю; λ – коефіцієнт теплопровідності шліфованого матеріалу; $2a^*$ –

довжина зони контакту круга з оброблюваною поверхнею; γ – коефіцієнт теплообміну; σ_x, τ_{xy} – нормальні та дотичні напруження.

Умови спряження шарів:

– для температурних полів

$$T(a_k - 0, y, \tau) = T(a_k + 0, y, \tau),$$

$$\lambda_{k-1} \frac{\partial T}{\partial x}(a_k - 0, y, \tau) = \lambda_k \frac{\partial T}{\partial x}(a_k + 0, y, \tau),$$

– для деформаційних полів

$$u_j(a_k - 0, y) = u_j(a_k + 0, y),$$

$$\sigma_x(a_k - 0, y) = \sigma_x(a_k + 0, y), \quad (2.45)$$

$$\tau_{xy}(a_k - 0, y) = \tau_{xy}(a_k + 0, y),$$

де λ_k – теплопровідність k -го шару; a_k – товщина k -го шару; u_j – компоненти переміщень в k -му шарі.

Для поверхневих шарів зі структурними та технологічними неоднорідностями умови розривності розв'язку залежно від типу дефекту визначаються наступним чином:

– на включеннях

$$\langle \bar{u} \rangle = 0, \quad \langle \sigma_x \rangle \neq 0,$$

$$\langle \bar{v} \rangle = 0, \quad \langle \tau_{xy} \rangle \neq 0,$$

– на тріщиноподібних дефектах

$$\langle \sigma_x \rangle = 0, \quad \langle \bar{u} \rangle \neq 0,$$

$$\langle \tau_{xy} \rangle = 0, \quad \langle \bar{v} \rangle \neq 0 \quad (2.46)$$

де $\langle \bar{u} \rangle, \langle \bar{v} \rangle, \langle \sigma_x \rangle, \langle \tau_{xy} \rangle$ – стрибки компонентів зміщень та напружень.

Гранично рівноважний стан деформуючого поверхневого шару оцінювався класичними критеріями міцності. Серед наявних критеріїв руйнування, що враховують локальні фізико-механічні характеристики матеріалів з неоднорідною структурою, для цього випадку оптимальними є критерії силового підходу, що базуються на понятті коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН). Коли навантаження призводить до того, що коефіцієнт інтенсивності напружень K_I досягає граничного значення K_{Ic} , то тріщиноподібний дефект переходить в магістральну тріщину.

Вплив вихідної кускової неоднорідності шліфованих матеріалів на термомеханічні процеси моделюється методом розривних розв'язків [94, 95]. Маються на увазі такі розв'язки, які задовольняють рівняння теплопровідності та рівняння пружності Ламе всюди, окрім границь дефектів. При переході через границю поля зміщень та напружень мають розрив I роду, тобто з'являються стрибки $\langle \bar{u} \rangle, \langle \bar{v} \rangle, \langle \sigma_x \rangle, \langle \tau_{xy} \rangle$.

Розв'язування теплової задачі (2.39), (2.42), (2.43), (2.45) здійснюється за допомогою інтегральних перетворень Фур'є по змінній y та Лапласа по τ до функції $T(x, y, \tau)$ в I ($k=0$) шарі, які описуються в інтегральній формі у вигляді:

$$T_0(x, y, \tau) = \int_{-a}^a d\tau \int_0^\tau \chi(t - \tau, x, y - \eta) dt, \quad (2.47)$$

де $q(t, x, y - \eta) = \frac{1}{2\pi i} \int_r K_p^m(y - \eta, x) e^{pt} dp$, $\chi(y, \tau) = \sum_{m=0}^{\infty} \chi_m(y) 2e^{-\tau} L_m(2\tau)$, $L_m(2\tau)$ –

поліноми Лагерра, $K_p^m(y - \eta) = \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{e^{-t\beta(y-\eta)}}{l_{m,\beta p}} dt$, $l_{m,\beta p}$ – вираз, який характеризує

теплофізичні властивості шарів ($k = \overline{0, m}$), їхню товщину та граничні умови.

Стан напружень та деформацій шаруватої півплощини також оцінюється методом розривних розв'язків. Границі розділу $x = a_k$ ($k=0$) розглядаються як дефекти, при переході через які мають розрив поля зміщень та напружень.

Побудова розривних розв'язків рівнянь Ламе з заданими стрибками здійснюється за допомогою функції Треффца [96, 97]:

$$\bar{u} = \psi_1 + (x-a)\psi_0', \quad \bar{v} = \psi_2 + (x-a)\psi_0'; \quad \psi_0' = \frac{\psi_1' + \psi_2'}{3-4\eta}, \quad e = \psi_1' + \psi_2' + \psi_0', \quad (2.48)$$

де $\Delta\psi_0(x,y) = 0$, $\Delta\psi_j(x,y) = b_k' T^{(j)}$, ($j=1,2$).

Напруження знаходять за формулами:

$$\sigma_x = (1-\mu)\psi_0' + \psi_1' + (x-a_k)\psi_0''; \quad \sigma_y = (1-\mu)\psi_0' + \psi_2' + (x-a_k)\psi_0''; \quad (2.49)$$

$$\tau_{xy} = \psi_1^2 + 2(x-a_k)\psi_0' + \psi_2' + \psi_0'.$$

Узагальнені перетворення Фур'є за змінними x, y , застосовані до рівнянь (2.40), (2.41) з урахуванням (2.44), (2.45), (2.48), дозволяють отримати рекурентні співвідношення, що встановлюють зв'язок між напруженнями і зміщеннями в k -му шарі та напруженнями і зміщеннями, які виникають у першому шарі під впливом нестационарних температурних полів.

Вплив неоднорідностей у поверхневому шарі ферокерамічних виробів на інтенсивність утворення тріщин та відколів при шліфуванні досліджується на основі аналізу термомеханічного стану [98, 99]. Нерівномірний нагрів зумовлює виникнення в поверхневому шарі теплових деформацій, які викликають температурні напруження. Концентрація цих напружень у зонах локалізації дефектів призводить утворення шліфувальних тріщин.

Конструктивні особливості інструменту, що використовується при шліфуванні ферокерамічних виробів, враховуються шляхом введення таких граничних умов:

$$q(y, \tau) = \frac{c\sqrt{\tau}}{\lambda} [H(y) - H(y - 2a^*)] \sum_{k=0}^n \sigma(y + kl - V_{kp}\tau), \quad (2.50)$$

де $H(y)$ – функція Хевісайда; $\sigma(y)$ – дельта-функція Дірака; λ – коефіцієнт теплопровідності матеріалу; n – кількість зерен, що перебувають у зоні

контакту протягом часу $\tau = \frac{\sqrt{Dt_{\text{шл}}}}{V_{kp}}$; $c\sqrt{\tau}$ – тепловий потік від одиничного абразивного зерна; $2a^*$ – довжина дуги контакту круга та оброблюваної поверхні; V_{kp} , V_{δ} , $t_{\text{шл}}$ – режими шліфування, l – відстань між ріжучими зернами.

Розв'язання поставленої задачі дозволило розробити технологічні критерії для керування процесом бездефектного шліфування ферокерамічних виробів на основі встановлених функціональних взаємозв'язків між властивостями ферокерамічних виробів та основними технологічними параметрами.

Забезпечення якості оброблених поверхонь можливе за умови вибору таких режимів обробки, МОТС та характеристик інструменту, за яких поточні значення теплового потоку $q(y, \tau)$, температури шліфування $T(x, y, \tau)$, напружень $\sigma(M)$ та коефіцієнта інтенсивності напружень K_I не перевищують їх граничних значень.

Граничні нерівності для температури та глибини її поширення мають вигляд [100, 101]:

$$T(x, y, \tau) = \frac{C}{2\pi\lambda} \sum_{k=0}^n H\left(\tau - \frac{kl}{V_{kp}}\right) H\left(\frac{L+kl}{V_{kp}}\right) \int_{\gamma_1}^{\gamma_2} f(\tau, \tau') d\tau' \leq [T]_M, \quad (2.51)$$

$$T([h], 0, \tau) = \frac{C}{2\pi\lambda} \sum_{k=0}^n H\left(\tau - \frac{kl}{V_{kp}}\right) H\left(\frac{L+kl}{V_{kp}}\right) \int_{\gamma_1}^{\gamma_2} \psi(\tau, \tau') d\tau' \leq [T]_{cn}, \quad (2.52)$$

$$\text{де } \psi(\tau, \tau') = \exp\left[-\frac{V_{\delta}(kl - V_{kp}\tau')}{2a} - \frac{V_{\delta}^2(\tau - \tau')}{4a} - \frac{(kl - V_{kp}\tau')^2 + [h]^2}{4a(\tau - \tau')}\right],$$

$$T_k(o, y, \tau) = \frac{CV_{kp}}{\pi\lambda l \sqrt{V_g}} \int_0^{\tau} \int_{-l}^l x(r, t) e^{\frac{(y-r)^2}{4(\tau-t)}} \left\{ \frac{1}{\sqrt{\pi(\tau-t)}} + \gamma e^{\gamma^2(\tau-t)} [1 + \Phi(\gamma\sqrt{\tau-t})] \right\} dr dt \leq [T], \quad (2.53)$$

$$T_k([h], 0) = \frac{CV_{kp}}{\pi\lambda l\sqrt{V_g}} \int_0^{\sqrt{Dt_{ул}}} \sqrt{[h]^2 + y'^2} e^{-\frac{V_\delta y'}{2a}} K_{1/2}\left(\frac{V_\delta}{2a} \sqrt{y'^2 + [h]^2}\right) dy' \leq [T] \quad (2.54)$$

$$T_k^{\max}(L, 0) = \frac{CV_{kp} a}{\lambda V_\delta^2} \sqrt{\frac{a}{\pi}} \left[1 - \exp\left(-\frac{V_\delta \sqrt{Dt_{ул}}}{a}\right) \right] \leq [T]_{cn}, \quad (2.55)$$

$[T]_M$ – граничне значення миттєвої температури, $[T]_{cn}$ – температура структурних перетворень матеріалу; $[h]$ – гранична глибина втрат функціональних властивостей матеріалу; T_k – стаціонарна складова температурного поля, сформована під дією теплового потоку від ріжучих зерен в зоні контакту.

Забезпечення відсутності шліфувальних тріщин можливе за умови обмеження термомеханічних напружень граничними напруженнями у зоні інтенсивного охолодження:

$$\sigma_{\max}(x, \tau) = 2G \frac{1+\nu}{1-\nu} \alpha_t T_k^{\max} \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a\tau}}\right) \leq [\sigma]_i \quad (2.56)$$

Критерієм бездефектної обробки, що враховує технологічну спадковість [102] та вплив технологічних параметрів [103], може слугувати обмеження КІН:

$$K_1 = \frac{1}{\pi\sqrt{l}} \int_{-l}^l \sqrt{\frac{l+t}{l-t}} \{\sigma_{xx}, \sigma_{yy}\} dt \leq K_{1C} \quad (2.57)$$

Обмеження для граничне значення теплового потоку мають вигляд [104]:

$$q^* = \frac{P_z V_{kp} \alpha_t}{\sqrt{Dt_{ул}}} \leq \frac{\sqrt{3}\lambda K_{1C}}{Hl\sqrt{\pi l} \delta^*} \quad (2.58)$$

Ця нерівність дає змогу визначити технологічні параметри, за яких зберігається рівновага конструктивних дефектів. У випадку, коли переважають структурні дефекти довжиною $2l$ в зоні контакту, рівновагу дефектів можна забезпечити нерівністю:

$$l_0 < \frac{K_C^2}{\pi [GT_k(1+\nu)\alpha_t]^2} \quad (2.59)$$

Система нерівностей (2.51)-(2.59) дозволяє визначити функціональні залежності між граничними характеристиками температурного та силового полів і керуючими технологічними параметрами [105]. Це забезпечує врахування фізико-механічних властивостей матеріалу і досягнення необхідної якості оброблених поверхонь ферокерамічних виробів..

Дослідження коефіцієнта інтенсивності напружень в вершинах дефекту довжиною $2l$, розташованого на глибині σ^* , при заданому на поверхні тіла ($x=0, |y|\leq a^*$) тепловому потоці q , дозволило визначити його граничне q^* , за якого дефект переходить у стадію розвитку магістральної тріщини:

$$q^* = \frac{2\sqrt{3}\lambda(1-\nu)K_{IC}}{\alpha_t E l \sqrt{\pi l \sigma^*}}.$$

Геометричні характеристики та фізико-механічні властивості включень визначають їх здатність як гальмувати, так і ініціювати розвиток шліфувальних тріщин. Якщо тепловий потік спрямований паралельно більшій осі еліптичного включення та прямолінійної термоізолюваної тріщини, то за умови, що коефіцієнт лінійного температурного розширення включення α_t^B перевищує коефіцієнт основного матеріалу α_t^M ($\alpha_t^B > \alpha_t^M$), збільшення жорсткості включення призводить до зростання K_I для різних відношень коефіцієнтів теплопровідності складників матеріалу. Як наслідок, тріщиностійкість поверхневого шару зменшується. Величина коефіцієнта інтенсивності напружень для тріщин, розташованих в шарі з меншим коефіцієнтом α_t , значною мірою залежить від їх орієнтації.

Для бездефектної обробки ферокерамічних виробів із тріщиноподібними дефектами та включеннями вибір режимів обробки, а також характеристик інструменту слід здійснювати з урахуванням граничних

значень теплового потоку, що виникає при шліфуванні. Це дозволяє забезпечити, щоб спадкові дефекти залишалися у стані рівноваги.

2.4 Стохастична модель тріщиноутворення при шліфуванні виробів із ферокерамічних матеріалів

Поверхневий шар шліфованих феритів містить неоднорідності та дефекти спадкового походження з різним ступенем випадковості їх розташування та геометричних характеристик. Тому при дослідженні причин виникнення шліфувальних тріщин доцільно поєднувати детермінований підхід із ймовірно-статистичним.

Стохастична модель тріщиноутворення при шліфуванні ферокерамічних виробів побудована на основі поєднання детермінованих моделей розвитку окремих дефектів і методів теорії ймовірностей. Поверхневий шар розглядається як середовище, ослаблене випадковими невзаємодіючими між собою дефектами – тріщинами та включеннями, параметри яких є випадковими величинами з відомими законами ймовірного розподілу. Досліджується ймовірність руйнування поверхневого шару залежно від різних законів ймовірного розподілу геометричних розмірів дефектів (довжини, глибини) та їх орієнтації. У рамках цього ж підходу розглядаються ймовірнісні характеристики граничного теплового потоку [106].

Ферокерамічні матеріали, що використовуються в техніці, мають складну структуру, утворену взаємодіючими між собою частинками. В залежності від масштабу розгляду (структурного рівня) в якості таких частинок можуть виступати атоми різних елементів, вакансії, дислокації та їхні сітки, далі – кристали, зерна, полікристалічні агрегати, радикали, волокна, пластинчасті або об'ємні включення, мікро- та макротріщини.

Частинки можуть відрізнитися хімічним складом, фізичними властивостями, геометрією, взаємним розташуванням. Частинки більшого

масштабу в правильно впорядкованій побудові можуть містити більш дрібні дефекти. Внаслідок цього спостерігається велика локальна неоднорідність реальних матеріалів. Зниження теоретичної міцності реальних матеріалів до технічного рівня і є наслідком дефектів – розривів суцільності та однорідностей будови, що виникають при формуванні матеріалів та виробів із них (структурні та технологічні дефекти).

Складність деформування та руйнування, що відбуваються в мікрооб'ємах тіла, не дозволяє одночасно враховувати вплив на ці процеси всіх характерних для даного матеріалу недосконалостей.

В дослідженні причин тріщиноутворення при шліфуванні матеріалів розглядаються найбільш небезпечні дефекти – тріщини (власне тріщини, щілини, витягнуті гострокінцеві порожнини) та гострокінцеві жорсткі включення. До таких дефектів можна віднести і сторонні пружні гострокінцеві включення з дуже малими або дуже великими пружними та міцнісними характеристиками порівняно з характеристиками основного матеріалу (матриці).

Явне введення дефектів, що задаються їхніми визначальними параметрами, є першою особливістю моделі матеріалу, що розглядається. Друга особливість пов'язана з статистичним характером розподілу небезпеки дефектів.

Геометричні параметри дефектів певного r -го сорту позначимо через $a_i^{(r)}$ ($i=1,2,3,\dots,n_r$; n_r – число визначальних параметрів для заданого сорту дефектів, де r – сорт дефекту). Вони визначають розміри, конфігурацію та розташування (орієнтацію) дефектів. Наприклад, для ізольованих плоских еліптичних тріщин або жорстких включень маємо п'ять незалежних параметрів (дві напівосі еліпса та три кутових параметри орієнтації для кругових дефектів – радіус та два кутових параметри). Прямолінійні тріщини або жорсткі включення характеризуються довжиною та кутом орієнтації.

В якості міцнісної характеристики континууму візьмемо величину опору матеріалу розвитку (K_c) або зародженню (K_o) тріщин.

Згідно з моделлю величини $a_i^{(r)}$, K_c – випадкові, змінюються у визначених границях. Припустимо, що для даного матеріалу нам відома функція сумісного ймовірнісного розподілу величин $F_r(K_c, a_1^{(r)}, a_2^{(r)}, \dots, a_n^{(r)})$ або сумісна щільність ймовірності $f_r(K_c, a_1^{(r)}, a_2^{(r)}, \dots, a_n^{(r)})$, які пов'язані співвідношенням

$$f(x_1, x_2, \dots, x_n) = \frac{\partial^n F(x_1, x_2, \dots, x_n)}{\partial x_1 \partial x_2 \dots \partial x_n}. \quad (2.60)$$

Вигляд цих функцій залежить від структури та технології виготовлення матеріалу. Визначальні параметри можуть бути стохастично незалежними або залежними. Це, зокрема, може бути наслідком технології виготовлення (наприклад, при ТМО феромагнітних матеріалів між розміром і орієнтацією γ -включень існує певна кореляція). У випадку стохастичної незалежності параметрів дефектів сумісний розподіл дорівнює добутку окремих розподілів кожного параметру:

$$f_r(a_1^{(r)}, a_2^{(r)}, \dots, a_n^{(r)}, K_c) = f_{r_1}(a_1^{(r_1)}) f_{r_2}(a_2^{(r_2)}) \cdot \dots \cdot f_{r_n}(a_n^{(r_n)}) f(K_c).$$

Для ізотропних матеріалів припускається рівномірний розподіл дефектів за всіма можливими орієнтаціями.

Розглянемо виріб розміру V (V може означати об'єм, площу, довжину). Нехай у деякій одиниці розміру V_0 матеріалу міститься в середньому n_0 первинних дефектних елементів. Тоді у виробі розміру V в середньому буде міститись $n = n_0 \frac{V}{V_0}$ первинних елементів. Виріб розміру V можна розглядати як випадкову вибірку об'єму n із генеральної сукупності первинних елементів матеріалу. Оскільки, як прийнято в [107], граничне навантаження для тіла дорівнює граничному навантаженню менш міцного його елемента, то функцію розподілу граничного навантаження $F_n(P, \eta, \xi)$ для виробів розміру V можна

знайти за формулою для розподілу мінімального члена вибірок, що складаються з n елементів генеральної сукупності елементів, яка описується функцією $F_1(P_1, \eta, \xi)$:

$$F_n(P_1, \eta, \xi) = 1 - [1 - F_1(P_1, \eta, \xi)]^{n_0 \frac{V}{V_0}}, \quad (2.61)$$

де $F_1(P_1, \eta, \xi)$ – ймовірність руйнування елементу в полу напружень P_1 , $P_2 = \eta P_1$, $P_3 = \xi P_2$.

Такий самий результат отримуємо, визначаючи ймовірність руйнування хоча б одного елементу в сукупності $n_0 \frac{V}{V_0}$ дефектних елементів, причому ймовірність руйнування кожного з них окремо дорівнює $F_1(P_1, \eta, \xi)$ при фіксованих P_1, η, ξ . Формула (2.61) використовується в багатьох працях зі статистичної теорії крихкої міцності, основаної на гіпотезі слабкої ланки. Значення функції $F_n(P_1, \eta, \xi)$ дорівнює ймовірності P локального руйнування виробу розміру V під дією заданого однорідного складного поля напружень:

$$P(P_1, \eta, \xi) = F_n(P_1, \eta, \xi). \quad (2.62)$$

Визначення цієї ймовірності є однією з головних задач вибору технологічних параметрів бездефектної обробки.

При достатньо великих $n_0 \frac{V}{V_0}$ для функції $F_n(P_1)$ можна використовувати асимптотичне представлення, яке приводить до розподілу типу Вейбулла [108]:

$$F_n(P_1) = 1 - \exp \left[-C n_0 \frac{V}{V_0} (P_1 - P_1, \min)^m \right], \quad (2.63)$$

де $C > 0, m > 0$ – обмежені, не залежні від числа дефектів величини, що визначаються експериментально при даному виді матеріалу та навантаження. Визначення цих величин на основі функції $F_1(P_1)$ дає можливість встановити параметри, від яких вони залежать, зокрема встановити їхній явний зв'язок з

характеристиками дефектності матеріалу та видом напруженого стану, що викликає руйнування.

Вище розглянута схема визначення ймовірності руйнування виробу під дією складного напруженого стану правомірна у випадку, коли матеріал виробу ослаблений дефектами одного сорту. Якщо виріб ослаблений дефектами різних сортів, не взаємодіючих між собою, результат легко узагальнюється.

Нехай матеріал ослаблений дефектами $\gamma^{(r)}$ різних сортів. Середнє число n_r^0 дефектів кожного сорту на одиницю розміру V_0 припускаємо відомим, де $r = 1, 2, \dots, \gamma$. Аналогічно попередньому можна визначити функції $F_{1r}(P, \eta, \xi)$ розподілу міцності елементів, ослаблених одним дефектом кожного сорту окремо. Для цього потрібно знати відповідні детерміністські умови руйнування елемента з дефектом кожного сорту та ймовірнісні розподіли визначальних параметрів дефектних елементів кожного сорту. Оскільки величина F_{1r} визначає ймовірність руйнування елемента з одним дефектом даного сорту, а $1 - F_{1r}$ – ймовірність неруйнування такого елемента, то ймовірність неруйнування жодного елемента з дефектами цього сорту у виробі розміру V дорівнює $(1 - F_{1r})^{n_r^0 \frac{V}{V_0}}$, а ймовірність неруйнування жодного елемента з дефектом будь-якого сорту дорівнює $\prod_{r=1}^{\gamma} (1 - F_{1r})^{n_r^0 \frac{V}{V_0}}$. Тоді ймовірність руйнування хоч би одного елементу виробу з будь-яким дефектом, тобто за умовою ймовірність локального руйнування всього виробу, визначимо за формулою [109]:

$$P(P_1, r, \xi) = F_n(P_1, r, \xi) = 1 - \prod_{r=1}^{\gamma} (1 - F_{1r})^{n_r^0 \frac{V}{V_0}}. \quad (2.64)$$

Розглянемо приклад розрахунку статистичних характеристик руйнування при тепловому впливі. Нехай півплощина, ослаблена рівномірно розсіяними не взаємодіючими між собою випадковими тріщинами, знаходиться під дією однорідного теплового потоку інтенсивністю q . Закони

сумісного розподілу півдовжини l_k та кута орієнтації φ_k будемо вважати відомими. При певній величині теплового потоку (будемо називати її граничною – q^*) розвивається хоча б одна тріщина, тобто починається процес руйнування. Умову розвитку окремої тріщини з заданими геометричними параметрами встановлено формулою:

$$q^* = \frac{A}{l\sqrt{l}|\sin\varphi|}, \quad A = 2\sqrt{\frac{3}{\pi}} \frac{K_c}{\alpha_i E}. \quad (2.65)$$

Визначимо ймовірнісний розподіл граничного теплового потоку та деякі його статистичні характеристики.

Із формули (2.65) видно, що внаслідок випадковості довжини l та орієнтації φ тріщин, що змінюються в деяких границях $0 \leq l \leq \alpha$, $|\varphi| \leq \frac{\pi}{2}$, величина q^* граничного теплового потоку для елемента, півплощини з однією тріщиною, також випадкова. Функцію $F_1(q^*)$ ймовірнісного розподілу знаходимо як:

$$F_1(q^*) = \iint_R f(\varphi, l) d\varphi dl, \quad (2.66)$$

де R – двовимірний простір можливих значень випадкових величин φ та l , в якій виконується співвідношення $f(\varphi, l) A l^{-3/2} |\sin^{-1} \varphi| \leq q^*$; $f(\varphi, l)$ – щільність розподілу ймовірностей довжини l та орієнтації φ тріщин.

Вважаючи величини φ та l статистично незалежними, тобто $f(\varphi, l) = f(\varphi) \cdot f(l)$, маємо формулу:

$$F_1(q^*) = \int_{L_\varphi} f_2(\varphi) \left[1 - F_3 \left(\frac{A}{q |\sin \varphi|} \right)^{\frac{2}{3}} \right] d\varphi. \quad (2.67)$$

Тут область інтегрування L_φ – це всі можливі значення φ $\left(|\varphi| \leq \frac{\pi}{2} \right)$, для яких виконується співвідношення

$$0 \leq \left(\frac{A}{q|\sin \varphi|} \right)^{\frac{2}{3}} \leq d. \quad (2.68)$$

Будемо вважати, що розподіл тріщин за орієнтацією рівномірний, тобто

$f_2(\varphi) = \frac{1}{\pi}$, а за довжиною має вигляд [109]:

$$f_3(l) = \frac{(S-l)a^{s-1}}{(x+a)S}, \quad S > la > c, \quad (2.69)$$

де S – параметр форми тріщин, що визначає структурну неоднорідність матеріалу (чим більше S , тим більш ймовірні малі тріщини, тобто матеріал більш однорідний), a – параметр масштабу, або [107]:

$$f_3(l) = \frac{r+1}{d} \left(1 - \frac{l}{d} \right)^r, \quad r \geq 0, \quad l \leq d, \quad (2.70)$$

де r – параметр тріщинуватості матеріалу (чим більше r , тим ймовірніші малі тріщини).

При цьому функція розподілу $F_3(l)$ запишеться у вигляді

$$F_3(l) = 1 - \left(1 - \frac{l}{d} \right)^{r+1}. \quad (2.71)$$

Підставляючи вирази для $F_3(l)$ та $f_2(\varphi)$ у формулу (2.67), отримаємо:

$$F_1(q^*) = \frac{2}{\pi} \left(aq^{\frac{2}{3}} \right)^{s-1} \int_0^{\frac{\pi}{2}} \left(\frac{\sin^{\frac{2}{3}} \varphi}{A^{\frac{2}{3}} + aq^{\frac{2}{3}} \sin^{\frac{2}{3}} \varphi} \right)^{s-1} d\varphi. \quad (2.72)$$

Для розподілу (2.70), коли $0 \leq l \leq d$, $q_{\min} = Aa^{-\frac{3}{2}}$, і співвідношення (2.68),

яке виконується для $\tilde{\varphi} \leq |\varphi| \leq \frac{\pi}{2}$, де

$$\varphi = \arcsin \left(Aq^{-1}d^{\frac{3}{2}} \right), \quad (2.73)$$

функцію $F_1(q^*)$ можна записати у вигляді:

$$F_1(q^*) = \frac{2}{\pi} \int_{\varphi}^{\frac{\pi}{2}} \left[1 - \frac{1}{d} \left(\frac{A}{q \sin \varphi} \right)^{\frac{2}{3}} \right]^{r+1} d\varphi. \quad (2.74)$$

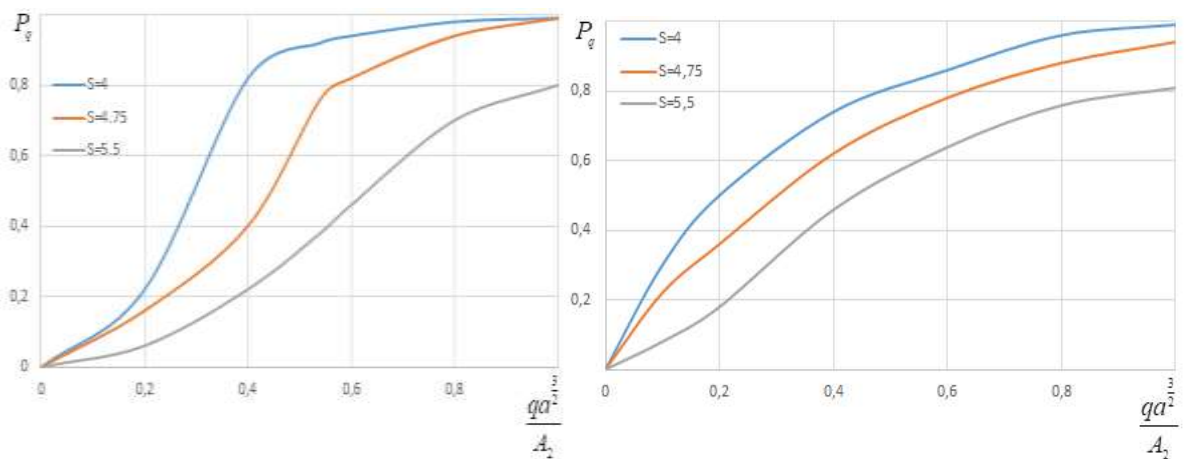
Якщо півплощина містить n тріщин, то вважаємо, що граничний тепловий потік для півплощини дорівнює найменшому значенню граничних теплових потоків її елементів (гіпотеза слабкої ланки). Тоді функція розподілу граничного теплового потоку півплощини з n тріщинами визначається за формулою:

$$F_n(q^*) = 1 - [1 - F_1(q^*)]^n. \quad (2.75)$$

При заданому значенні q^* значення функції $F_n(q^*)$ дорівнює ймовірності руйнування пластини при величині потоку, що не перевищує заданого значення q^* :

$$P = F_n(q^*). \quad (2.76)$$

На основі формул (2.72)–(2.76) проведені обчислення функції $F_n(q)$ при різних значеннях S , r розподілів розмірів тріщин та двох значень числа дефектів у поверхневому шарі: $n = 10$, $n = 100$. Результати обчислень показано на рисунку 2.12(а, б) та на рисунку 2.13 (а, б) для $q_{\min} = 0$ та $q_{\min} > 0$ у вигляді кривих залежності ймовірності руйнування P від прикладеного теплового потоку та для степеневого і узагальненого β -розподілу.

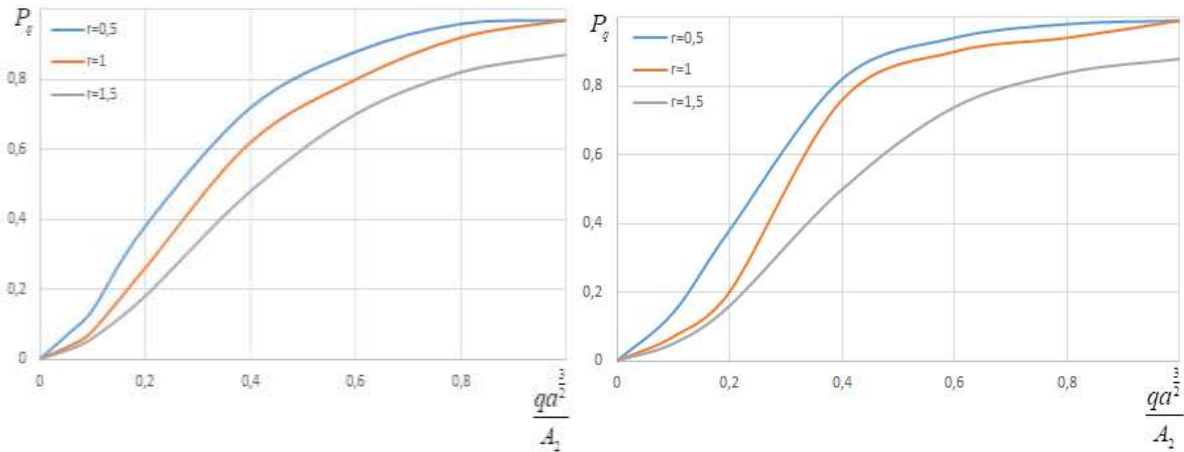


а)

б)

Рисунок 2.12 – Залежність ймовірності руйнування P від прикладеного теплового потоку q для двох значень числа дефектів: а) $n=100$; б) $n=10$;

$P = F_n(q^*)$ має степеневий розподіл



а)

б)

Рисунок 2.13 – Залежність ймовірності руйнування P від прикладеного теплового потоку q для двох значень числа дефектів: а) $n=100$; б) $n=10$; $f(l)$

має узагальнений β -розподіл

Із графіків видно, що зі збільшенням однорідності матеріалу зростає значення теплового потоку при фіксованій ймовірності руйнування. З іншого боку, при збільшенні S або r зменшується ймовірність руйнування, відповідна заданому значенню теплового потоку. Зростання величини S або r призводить до видовження ділянки зміни випадкового теплового потоку, для якого ймовірність руйнування мала.

2.5 Висновки до розділу 2

Проведені теоретичні дослідження впливу структурної неоднорідності матеріалів на механізм зародження та розвиток тріщин під дією термомеханічного навантаження дозволяє зробити деякі висновки.

1. Наявність у поверхневому шарі шліфованих виробів різного роду дефектів, введених на стадії отримання заготовки та наступних видів обробки потребує при дослідженні причин тріщиноутворення формування

критеріїв із механіки руйнування, що дозволяє виявляти резерви підвищення ефективності процесу на операції алмазного шліфування.

2. Розроблено модель для дослідження термомеханічного стану для підвищення термомеханічних характеристик на етапі одержання заготованок, що дозволило знайти розподіл температурного поля, який забезпечує підвищення механічних характеристик матеріалу заготованок і їх щільність. Це дає можливість зменшити розтріскування як на операції спікання, так і подальшого дефектоутворення на операції шліфування.

3. Побудована модель для дослідження термомеханічних явищ при шліфуванні робочих поверхонь, які мають неоднорідності у вигляді дефектоподібних включень, яка дозволяє оптимізувати технологічні параметри для зменшення тріщиноутворення.

4. Визначені значення критичного теплового потоку для системи різноорієнтованих тріщиноподібних дефектів. Встановлено, що на цю величину впливає довжина, орієнтація та взаємне розташування дефектоподібних тріщин.

5. Розроблено алгоритм розрахунку ймовірнісних характеристик процесу тріщиноутворення поверхневого шару, що містить довільно орієнтовані стохастично розподілені дефекти, в залежності від теплового потоку.

РОЗДІЛ 3. ТЕХНОЛОГІЧНІ МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ АЛМАЗНОГО ШЛІФУВАННЯ ФЕРОКЕРАМІЧНИХ ВИРОБІВ

3.1 Рационалізація режимів бездефектної обробки ферокерамічних матеріалів

Для дослідження впливу сил різання і теплоти мікрорізання на зародження тріщин із урахуванням неоднорідності матеріалу застосуємо критерії граничного стану тріщиноподібних дефектів, наведені в розділі 2.

Термомеханічні явища, що виникають у поверхневому шарі ферокерамічних виробів при шліфуванні, визначаються теплофізичними та механічними властивостями матеріалу, режимами обробки, характеристиками абразивного інструмента, а також кінетикою. Одним із ключових факторів, що впливає на утворення тріщин та зміну структури поверхневого шару, є температурне поле в зоні контакту. Його розподіл і зміна у часі визначаються нестационарним тепловиділенням, що виникає під дією сил різання, та тривалістю контакту зерен абразиву з оброблюваною поверхнею.

Температурне поле деталі можна представити у вигляді [100, 101]:

$$T(x, y, \tau) = \frac{C}{2\pi\lambda} \sum_{k=0}^n H\left(\tau - \frac{kl}{V_{kp}}\right) H\left(\frac{L+kl}{V_{kp}}\right) \int_{\gamma_1}^{\gamma_2} f(\tau, \tau') d\tau' \quad (3.1)$$

Комп'ютерне моделювання для заданих умов шліфування барієвих феритів МБА дає змогу простежити формування температурного поля в зоні контакту деталі та динаміку його змін (рис. 3.1).

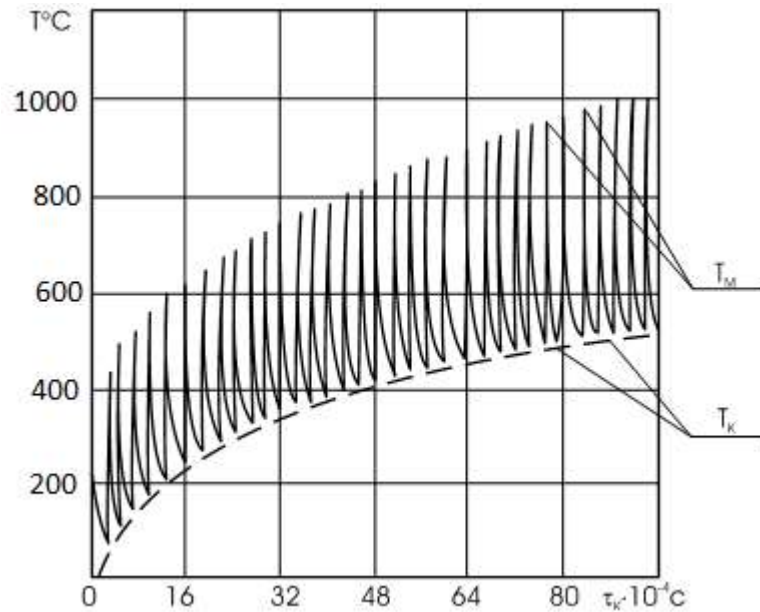


Рисунок 3.1 – Зміни температури на поверхні фериту МБА під час проходження ділянки деталі довжиною дуги контакту ($n=35$);

$$V_{кр} = 30 \text{ м/с}; V_o = 0,33 \text{ м/с}; t_{шт} = 4 \cdot 10^{-5} \text{ м.}$$

Формула (3.1) враховує зміну температури за глибиною поверхневого шару після закінчення дії одиничного зерна на поверхню фериту, але при сталій швидкості охолодження цієї поверхні. Оскільки швидкість охолодження нагрітої поверхні є змінною [25], при розрахунку температур шліфування враховували, що поверхня встигала охолонути до наближення наступного зерна зі швидкістю:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = -\frac{1}{2} T_M \frac{\sqrt{\tau}}{\tau_1^{3/2}} \quad (3.2)$$

де T_M - миттєва температура поверхні в зоні контакту зі шліфувальним зерном;
 τ – час роботи інструменту; τ_1 – інтервал часу до контакту наступного зерна.

Як видно з рисунка 3.1, окремі зерна створюють високотемпературні піки в фериті, і водночас враховується охолодження поверхні з часом $\tau_1 = \frac{1}{V_{кр}}$.

На ділянці контактної дуги формується певна температурна основа, яка при досягненні стабільності визначає постійну складову температурного поля.

Розрахунок температурних полів за моделлю при безперервному контакті не враховує кінетичні особливості зони шліфування і визначає лише постійну складову температурного поля, не відображаючи різниці між контактною – T_k та миттєвою T_M температурами шліфування. Співвідношення (3.1) відображає наведені вище закономірності формування температурного поля деталі, що шліфується. Це дає змогу окрім контактної температури шліфування корегувати миттєву, яка суттєво відрізняється від T_k .

Для розрахунку максимальної контактної температури заготовки, що формується на межі контактної зони із зоною інтенсивного охолодження, скористаємося формулою [79]:

$$T_{k_{\max}}(L, 0) = \frac{CV_{kp}a}{\lambda V_{\delta}^2} \sqrt{\frac{a}{\pi}} \left[1 - \exp\left(-\frac{V_{\delta} \sqrt{Dt_{\text{шл}}}}{a}\right) \right] \quad (3.3)$$

Обчислення миттєвих та контактних температур шліфування визначається багатьма суттєвими технологічними параметрами: глибиною шліфування $t_{\text{шл}}$, швидкістю круга V_{kp} , швидкістю деталі V_{δ} , зернистістю кругів, характеристиками зв'язки μ , відстанями між ріжучими зернами та їхньою кількістю, а також теплофізичними та механічними властивостями оброблюваних виробів. Тому наведені вирази можуть використовуватися як критерії для прогнозування умов формування дефектів.

На появу тріщин та припиків при шліфуванні значно впливає глибина різання. Значення контактної температури залежно від глибини різання та швидкості деталі можна розрахувати за формулою [100]:

$$T_k(0, y, \tau) = \frac{CV_{kp}a}{\lambda V_{\delta}^2} \sqrt{\frac{a}{\pi}} \left\{ \exp\left[\frac{(L-y)V_{\delta}}{a}\right] - \exp\left[-\frac{V_{\delta}y}{a}\right] \right\}. \quad (3.4)$$

На рисунку 3.2 представлені розрахункові та експериментальні дані для контактної температури $T_k^{\circ}\text{C}$ залежно від глибини шліфування деталей для фериту МБА і Mn-Zn-фериту.

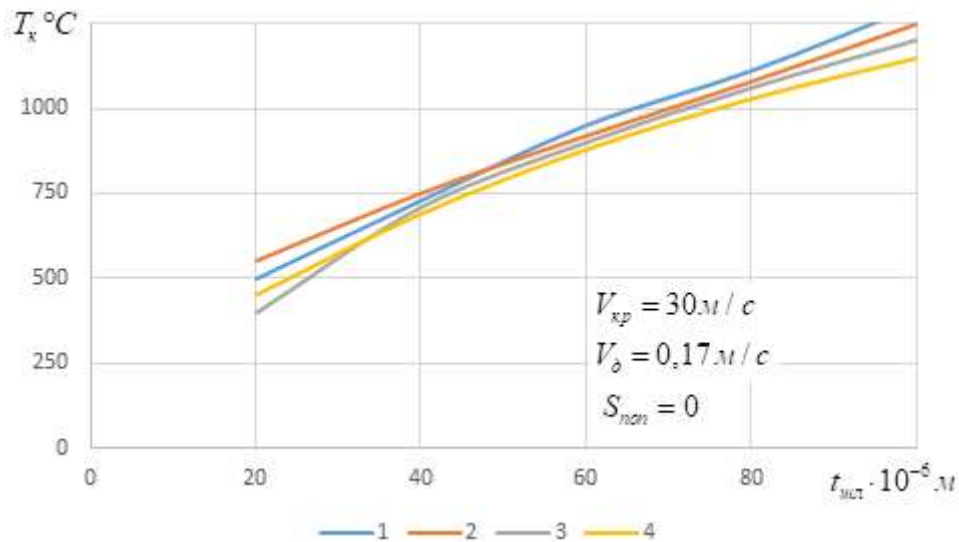


Рисунок 3.2 – Залежність температури в зоні різання ($T_k^0 \text{C}$) від глибини шліфування $t_{шл}$. Криві 1, 2 – відповідно теоретичні та експериментальні залежності для Mn-Zn-фериту; 3, 4 – для фериту МБА; круг SD D126 V 6/4 М.

На рис. 3.3 показано залежність температури в зоні контакту – $T_k^0 \text{C}$ від швидкості деталі V_d для фериту МБА і Mn-Zn-фериту при шліфуванні кругом SD D126 V 6/4 М.

Аналіз наведених графіків показує, що функціональні залежності між температурою шліфування та технологічними параметрами, розглянутими в розділі 2, узгоджуються з експериментальними даними. При цьому максимальне відхилення розрахункових значень контактних температур від експериментальних не перевищує 10%.

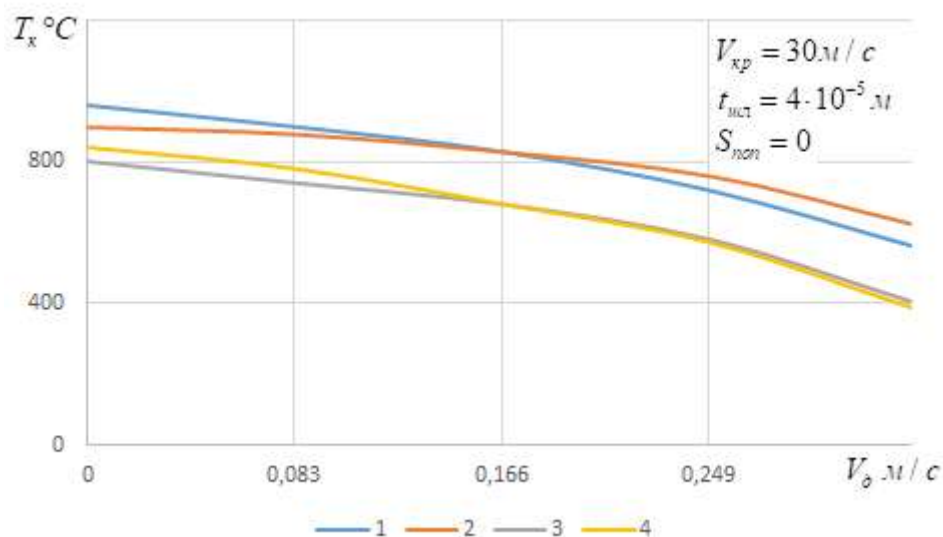


Рисунок 3.3 – Залежність температури в зоні різання (T_k^0C) від швидкості деталі. Криві 1, 2 – відповідно теоретичні та експериментальні залежності для Mn-Zn-фериту; 3, 4 – для фериту МБА.

Вплив режимів шліфування на сили різання. Поряд із температурним фактором суттєву роль у формуванні тріщин відіграють сили різання. Для вивчення впливу режимів обробки на динаміку плоского шліфування було проведено експериментальні дослідження. Дослідження процесу шліфування периферією круга проводились на плоскошліфувальному верстаті мод.ЗГ71. При шліфуванні периферією круга використовувались зразки феритів МБА розміром 75x40x10 (площа 3000 мм²). Сила різання контролювалась за трьома складовими: радіальній, тангенціальній та осевій за допомогою універсального трикомпонентного динамометра. Дослідження проводились алмазним кругом АПП200x10x3x75 АСП12-М1-100% при наступних значеннях параметрів режиму шліфування: швидкість різання (V_{kp}) стала для всіх дослідів та дорівнює 30 м/с; поздовжня подача (S_{noz} , м/хв) – 2,5; 5,0; 7,5; 10,0; поперечна подача (S_{non} , мм/хід) – 0,6; 1,8; 3,0; 4,2; глибина шліфування ($t_{шл}$, мм) – 0,1; 0,2; 0,3; 0,4. За результатами дослідів побудовані графіки в трьох координатах (рис. 3.4-3.11), на яких відображено залежності зусиль шліфування P_z та P_y від S_{noz} , S_{non} та $t_{шл}$. Графіки показують, що зі збільшенням поздовжньої, поперечної подачі та глибини шліфування сили різання збільшуються.

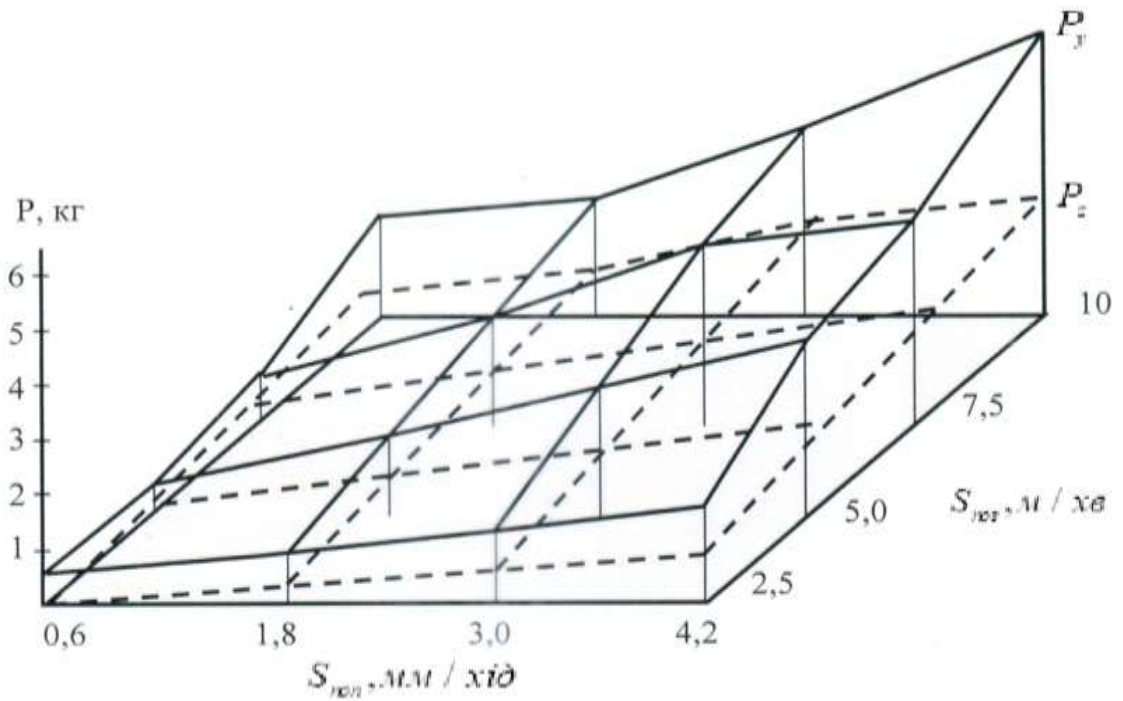


Рисунок 3.4 – Залежність зусиль шліфування феритів МБА від S_{noz} та S_{tez} при $t_{шл} = 0,1$ мм

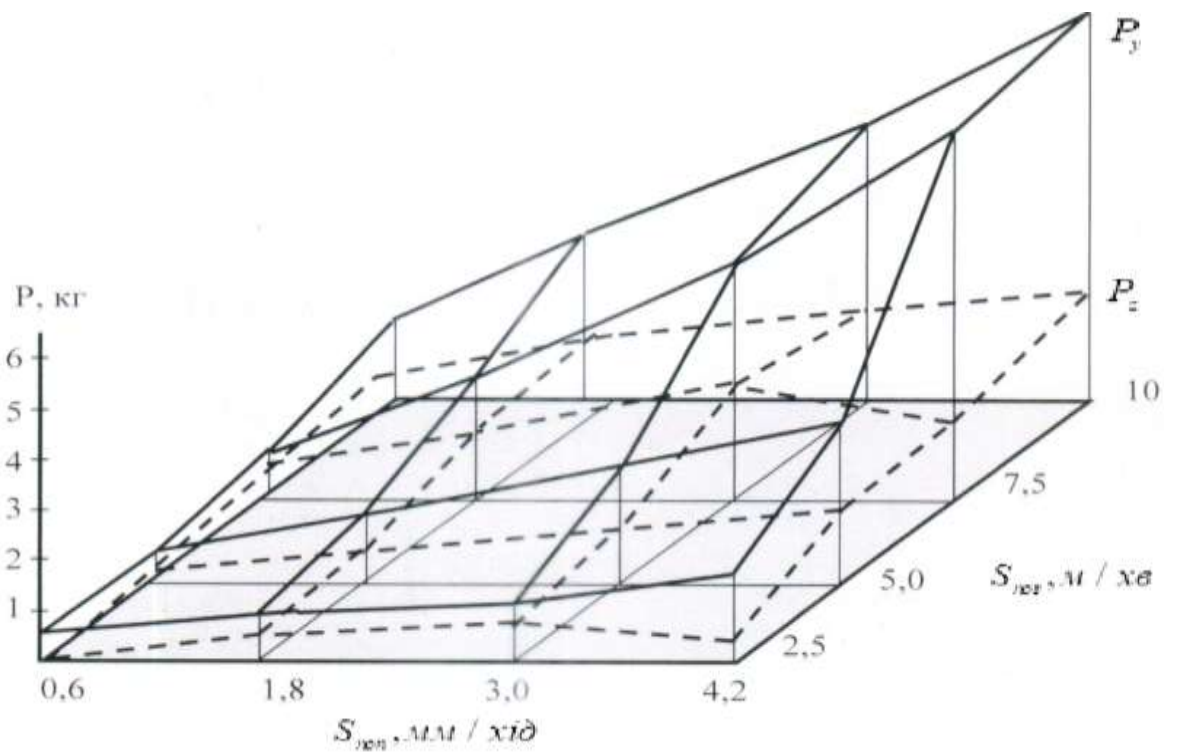


Рисунок 3.5 – Залежність зусиль шліфування феритів МБА від S_{noz} та S_{tez} при $t_{шл} = 0,2$ мм

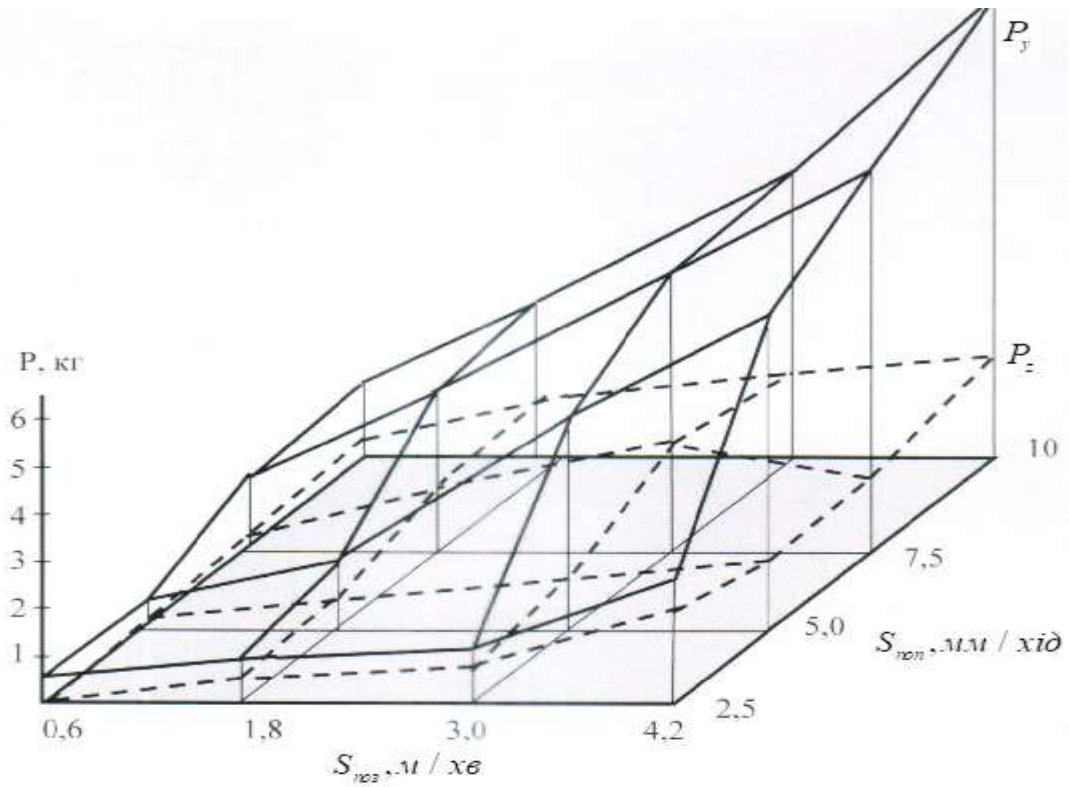


Рисунок 3.6 – Залежність зусиль шліфування феритів МБА від $S_{\text{ноз}}$ та $S_{\text{пер}}$ при $t_{\text{шл}} = 0,3 \text{ мм}$

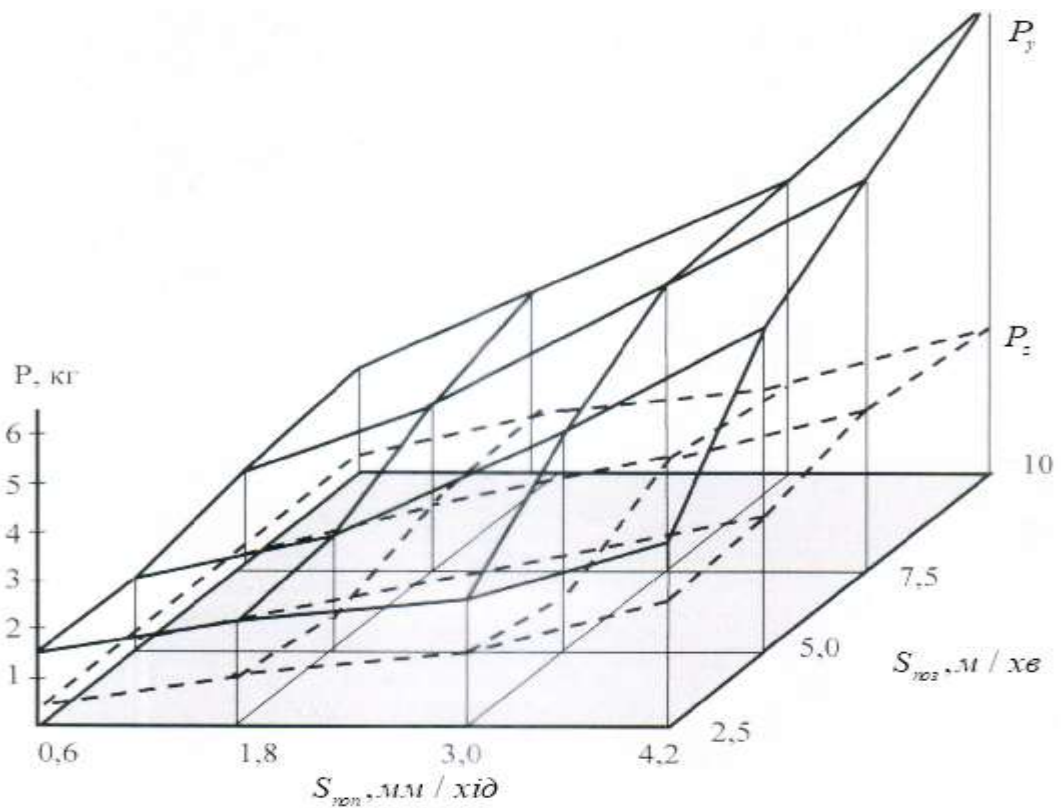
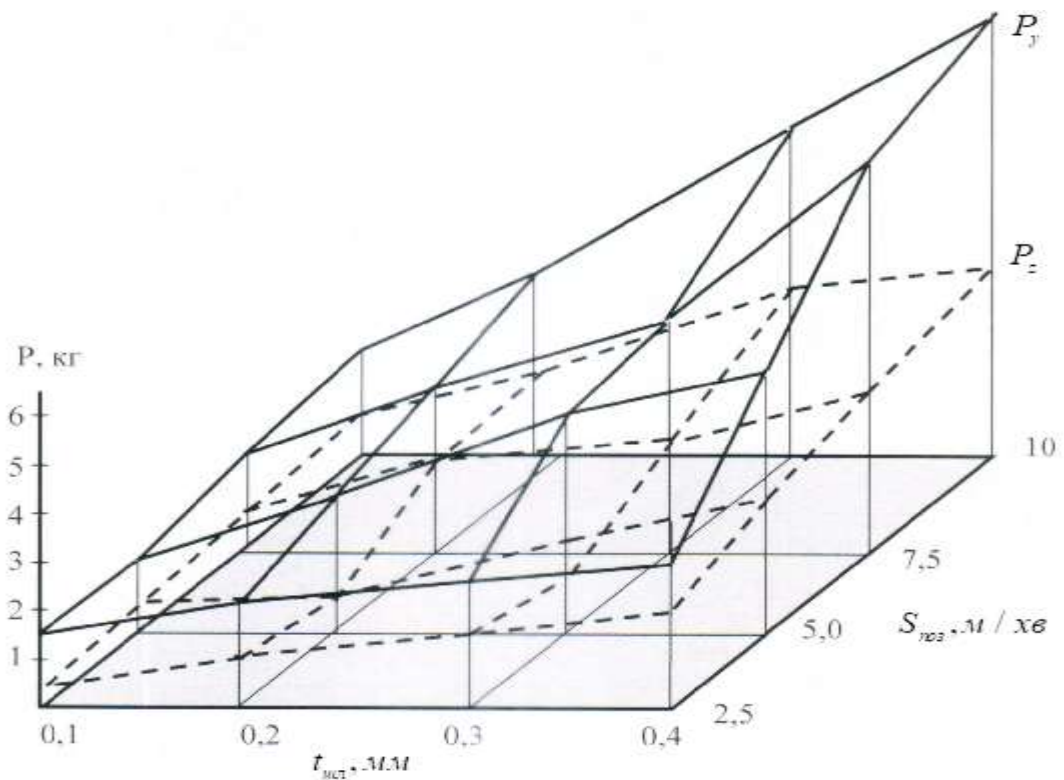
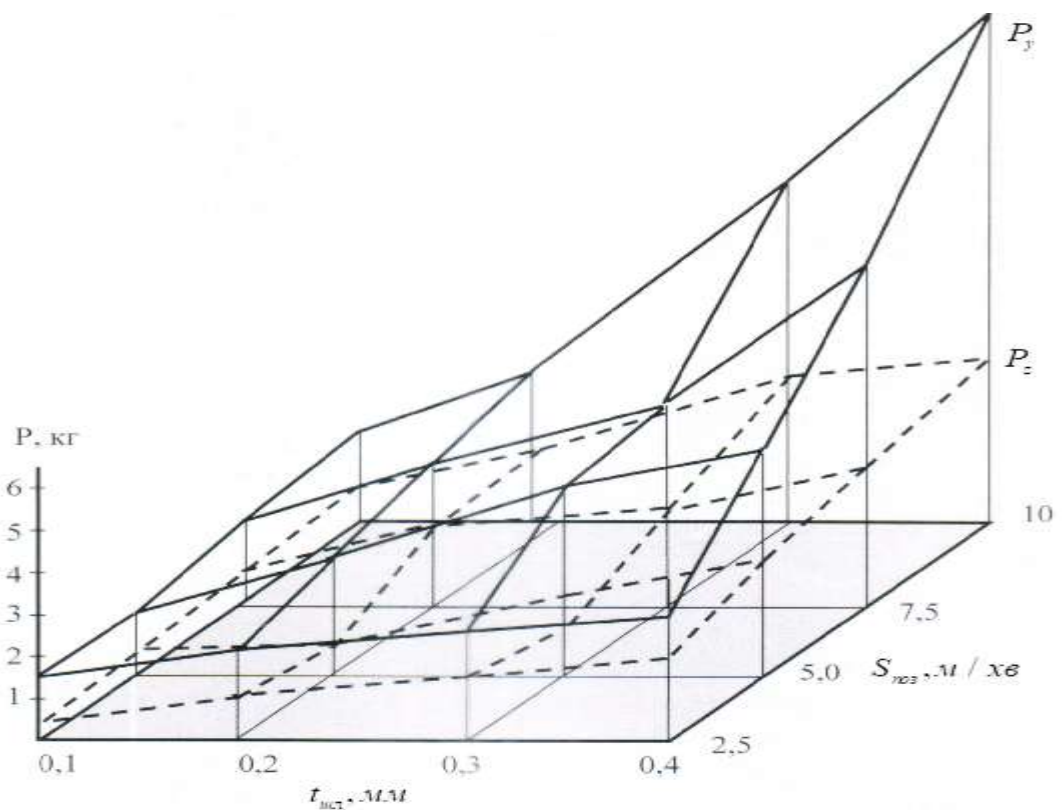


Рисунок 3.7 – Залежність зусиль шліфування феритів МБА від $S_{\text{ноз}}$ та $S_{\text{пер}}$ при $t_{\text{шл}} = 0,4 \text{ мм}$



Рисуюнок 3.8 – Залежність зусиль шліфування феритів МБА від $S_{шл}$ та $t_{шл}$ при $S_{non} = 3,0 \text{ мм/хв}$



Рисуюнок 3.9 – Залежність зусиль шліфування феритів МБА від $S_{шл}$ та $t_{шл}$ при $S_{non} = 4,2 \text{ мм/хв}$

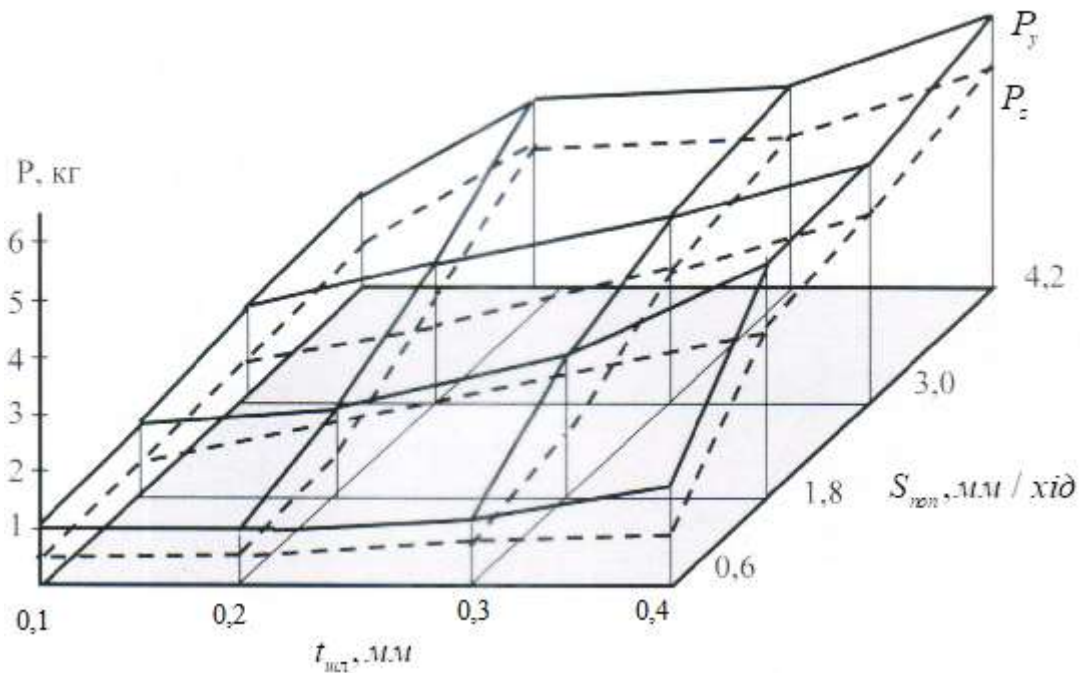


Рисунок 3.10 – Залежність зусиль шліфування феритів МБА від S_{noz} та

t_{ust} при $S_{noz} = 2,5 \text{ м / хв}$

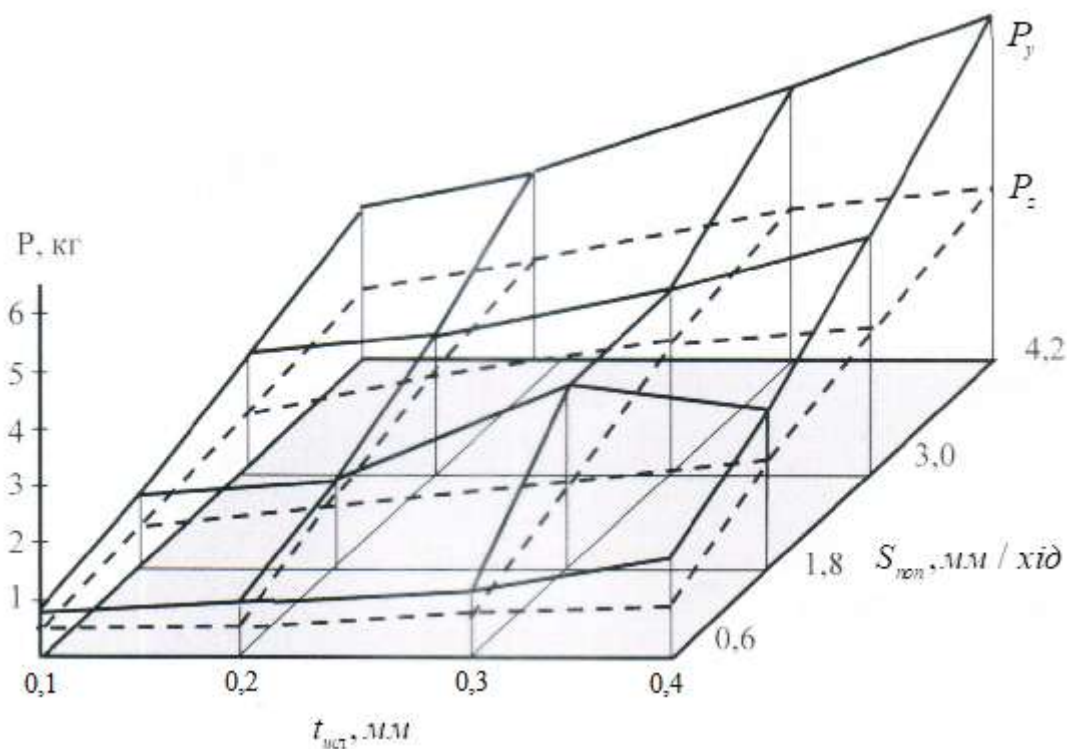


Рисунок 3.11 – Залежність зусиль шліфування феритів МБА від S_{noz} та

t_{ust} при $S_{noz} = 5,0 \text{ м / хв}$

Відношення сили P_z до сили P_y виявилось приблизно сталим. Це відношення не залежить від режиму шліфування та дорівнює 0,43. Для оцінки ефективності того чи іншого режиму шліфування розглянемо отримані дані з точки зору роботи, необхідної для знімання одного кубічного сантиметра матеріалу. Ця робота визначиться за формулою:

$$A = \frac{\pi D n P_z}{S_{\text{поз}} \cdot S_{\text{поз}} \cdot t_{\text{шл}}},$$

де A – робота на одиницю об'єму матеріалу, що знімається, кгм/см³; D – діаметр шліфувального круга, м; n – число обертів шліфувального круга, об/хв; P_z – горизонтальна сила різання, кг.

Аналіз отриманих даних показав, що питома робота шліфування залежить як від режимів шліфування, так і від оброблюваного матеріалу. Причому, чим вище режим, тим менше питома робота шліфування. При змінюванні поздовжньої подачі з 2,5 м/хв до 10 м/хв, поперечної подачі з 0,6 мм до 4,2 мм за величиною питомої роботи можна обрати найбільш економічний режим обробки феритів: $S_{\text{поз}} = 10$ м/хв, $S_{\text{поз}} = 0,6 - 4,2$ мм/хід, $t_{\text{шл}} = 0,1$ мм. Продуктивність обробки при цьому складає 0,6-16,8 см³/хв; зусилля шліфування не перевищують $P_z = 4,8$ кг, $P_y = 15,2$ кг; питома робота шліфування не залежить від глибини шліфування та лежить у границях 880-504 кгм/см³; ефективна потужність шліфування 0,08 кВт при мінімальних режимах та 1,25 кВт при максимальних.

Вплив глибини шліфування на зміну фізико-механічних характеристик поверхневого шару підтверджують експериментальні дослідження зміни мікротвердості H_{100} за глибиною матеріалу залежно від глибини шліфування та швидкості деталі (рис. 3.12). Дослідження проводились на зразках барієвих феритів МБА при режимах обробки $V_{\text{кр}} = 30$ м/с; $S_{\text{поз}} = 0$ кругом SD D126 V 6/4 M. Мікротвердість вимірювалась мікротвердоміром ПМТ-3.

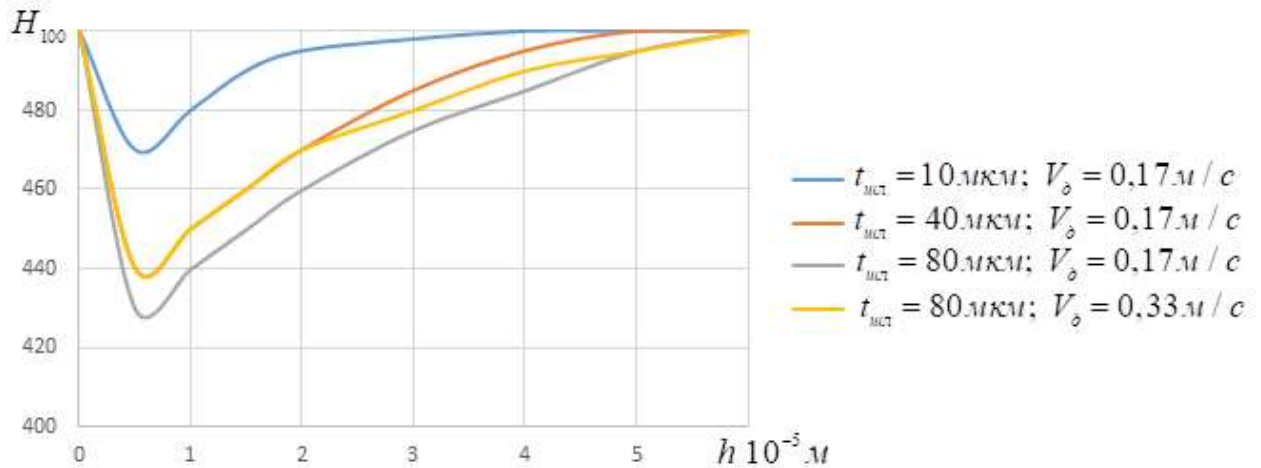


Рис. 3.12 – Розподіл мікротвердості H_{100} за глибиною h .

Аналіз графіків показує, що при збільшенні глибини шліфування і зменшенні швидкості деталі товщина пошкодженого поверхневого шару фериту значно збільшується. Це призводить до зниження міцності та експлуатаційних властивостей. Для мінімізації пошкоджень рекомендується застосовувати малі глибини шліфування та високі швидкості деталі.

Глибина шліфування також суттєво впливає на напружений стан. Розтягувальні тимчасові напруження у поверхневому шарі, що викликають розтріскування, залежать від глибини шліфування. Це видно із формули [79]

$$\sigma_p^{\max} = 2G \frac{1+\nu}{1-\nu} \alpha_t T_k^{\max} \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{a\tau}} \right), \quad (3.5)$$

де T_k^{\max} залежить від $t_{\text{шл}}$. Отже, при виборі бездефектних режимів шліфування необхідно встановити максимально допустимі глибини шліфування.

Рисунок 3.13 ілюструє вплив глибини різання на характер розтріскування при шліфуванні Mn-Zn-феритів та феритів МБА кругом SD D126 V 6/4 M. $V_{kp} = 30 \text{ м/с}$; $V_o = 0,33 \text{ м/с}$; $S_{\text{non}} = 0$.

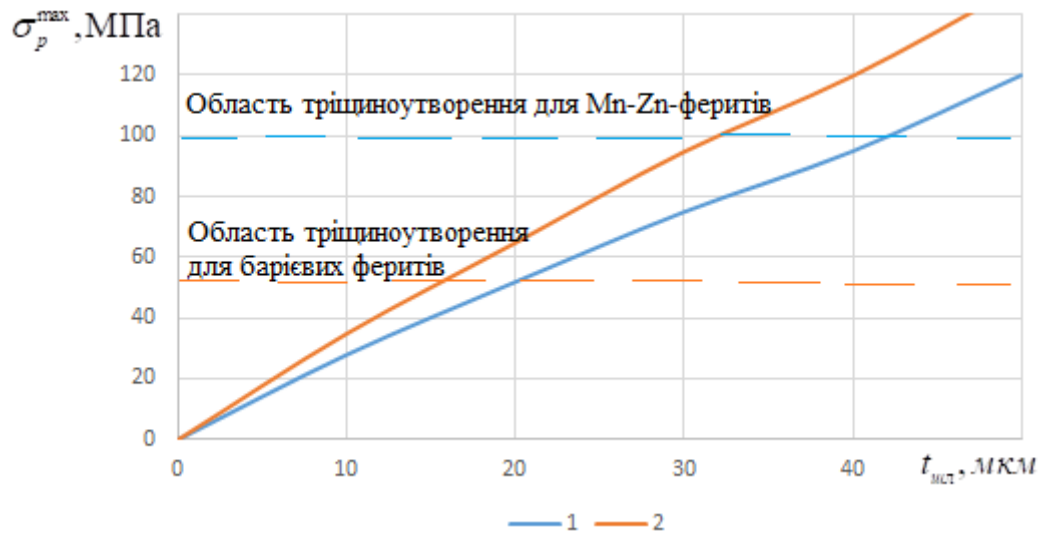


Рисунок 3.13 – Вплив глибини шліфування на розтріскування при механічній обробці Mn-Zn-феритів (1) та барієвих феритів (2).

При $t_{шл} > 40$ мкм на поверхні Mn-Zn-феритів з'являється сітка тріщин, що розповсюджується на глибину 40 мкм і більше. Порівняно з Mn-Zn-феритами, барієві ферити демонструють вищу чутливість до утворення тріщин при шліфуванні. При $t_{шл} > 15$ мкм на поверхні цих феритів з'являються магістральні тріщини.

3.2 Раціоналізація вимог до МОТС, що використовуються при шліфуванні ферокерамічних виробів

Сили різання – найбільш активний фактор із параметрів, що визначають фізичну сутність процесу шліфування. Сили шліфування P_y та P_z мають нестабільний характер, причиною чого значною мірою є зношування круга. Згідно з дослідженнями математичних моделей сил шліфування [68], результуючі сили можуть бути представлені як сума двох основних складових:

$$\begin{aligned} P_y &= P_{yc} + P_{y\mu}, \\ P_z &= P_{zc} + P_{z\mu}, \end{aligned} \quad (3.6)$$

де P_y – нормальна складова сил шліфування; P_z – тангенціальна складова сил шліфування; P_{yc} , P_{zc} – складові сил, зумовлені мікрорізанням та крихким руйнуванням; $P_{y\mu}$, $P_{z\mu}$ – складові сил, пов'язані з тертям.

Використання мастильно-охолоджувальних технологічних середовищ (МОТС) дозволяє зменшувати тертьові складові сил $P_{y\mu}$ та $P_{z\mu}$. Це призводить до зниження температури в зоні контакту [109], що зменшує інтенсивність напружень у приповерхневому шарі матеріалу. В результаті застосування МОТС знижується ймовірність формування магістральних тріщин і забезпечується покращення якості обробленої поверхні ферокерамічних виробів. МОТС за хімічним складом поділяються на водні розчини та водні емульсії, а також на вуглеводневі (масляні та синтетичні) композиції.

Теоретичні дослідження показують, що у процесі феритів важливим фактором утворення шліфувальних тріщин є розтягуючі напруження (див. розділ 2, п. 2.3), що виникають при контактному нагріванні. Для вивчення впливу МОТС на утворення тріщин були проведені експериментальні дослідження, результати яких відображені на рис. 3.14. Шліфування зразків барієвих феритів при $V_{kp} = 30 \text{ м/с}$; $V_o = 0,33 \text{ м/с}$; кругом SD D126 V 6/4 M відбувалося при використанні наступних МОТС:

- 3% водний содовий розчин;
- повітря;
- Укрінол-1;
- 75% вазелінове масло + 25% гіпоїдне масло (сірка до 2%).

Застосування МОТС значно змінює глибину бездефектного шліфування. При використанні водного розчину вона дорівнює приблизно 28 мкм, для Укрінола-1 – 25 мкм, коли при повністю сухому шліфуванні цей показник становить біля 15 мкм. Водне МОТС забезпечує найбільш ефективне зниження максимальних розтягувальних напружень у поверхневому шарі феритів. Це обумовлено високою тепловідвідною здатністю водного середовища.

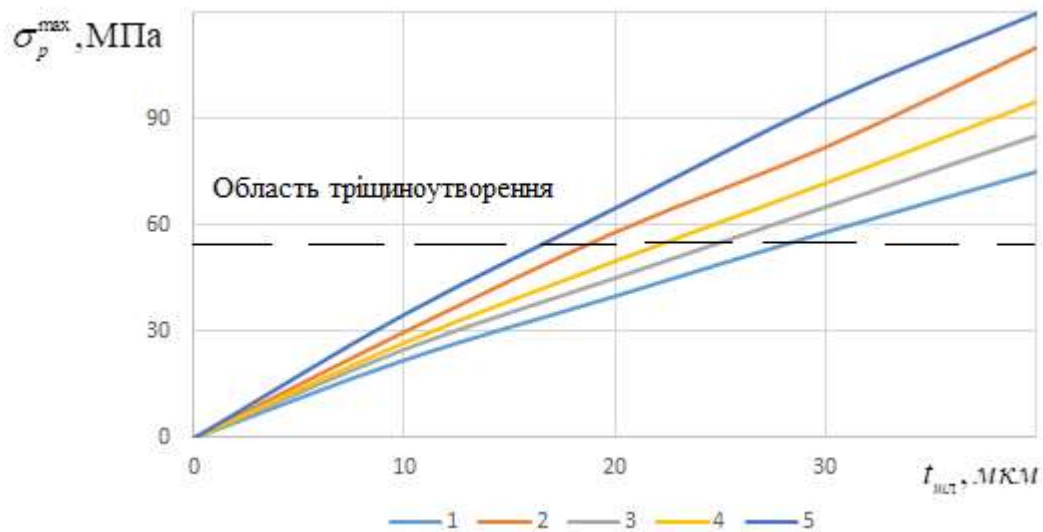


Рисунок 3.14 – Вплив МОТС на тріщиноутворення при шліфуванні барієвих феритів. 1 – 3% водний содовий розчин; 2 – повітря; 3 – Укрінол-1; 4 – 75% вазелінове масло + 25% гіпоїдне масло (сірка до 2%); 5 – без застосування МОТС.

3.3 Вибір та обґрунтування характеристик інструменту для шліфування феритових виробів

Величини складових сили різання при алмазному шліфуванні значною мірою залежать від характеристики алмазного круга (зернистість, концентрація, зв'язка, марка алмазів). З огляду на це, були проведені експериментальні дослідження.

Вплив характеристики інструмента на сили, що виникають при шліфуванні.

Вплив марки алмазів. Випробуванням піддавались круги трьох марок алмазів: АСО, АСП та АСВ на зразках із барієвих та марганець-цинкових феритів. Результати випробувань наведені в табл. 3.1, 3.2 та на діаграмах (рис. 3.15, 3.16).

Таблиця 3.1 – Сили різання при шліфуванні марганець-цинкових феритів в залежності від марки алмазів

Марка алмазів	Зв'язка	Зернистість, мк	Концентрація, %	Сили різання, кг		
				P_z	P_y	P_x
АСО	М1	160	100	$2,5 \pm 2,2\%$	$7,5 \pm 3,7\%$	$0,35 \pm 1,5\%$
АСП	М1	160	100	$2,2 \pm 3,8\%$	$11,7 \pm 1,9\%$	$0,40 \pm 6,2\%$
АСВ	М1	160	100	$2,0 \pm 2,4\%$	$8,3 \pm 4,1\%$	$0,45 \pm 2,6\%$

Таблиця 3.2 – Сили різання при шліфуванні барієвих феритів в залежності від марки алмазів

Марка алмазів	Зв'язка	Зернистість, мк	Концентрація, %	Сили різання, кг		
				P_z	P_y	P_x
АСО	М1	160	100	$5,2 \pm 3,2\%$	$22,6 \pm 2,7\%$	$2,7 \pm 9,4\%$
АСП	М1	160	100	$5,6 \pm 2,3\%$	$19,7 \pm 2,9\%$	$1,6 \pm 9,3\%$
АСВ	М1	160	100	$4,4 \pm 3,1\%$	$18,7 \pm 2,8\%$	$1,5 \pm 11,5\%$

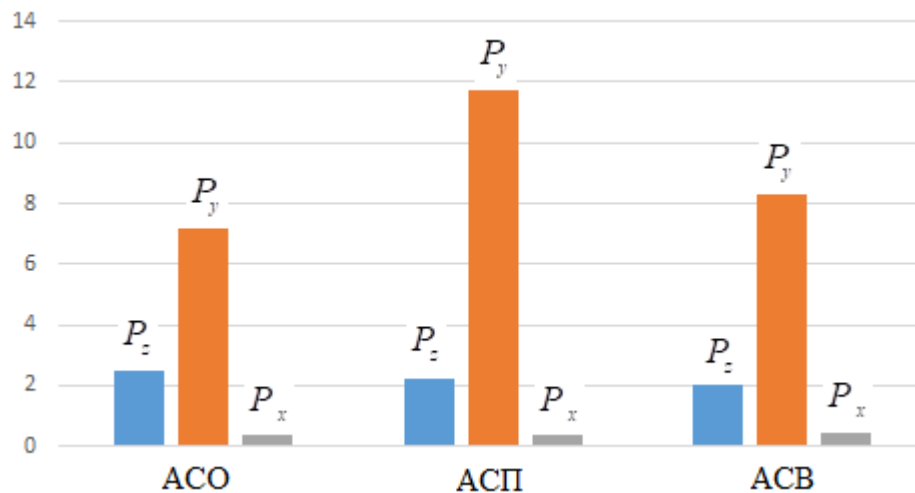


Рисунок 3.15 – Залежність зусиль шліфування барієвих феритів від марки алмазів

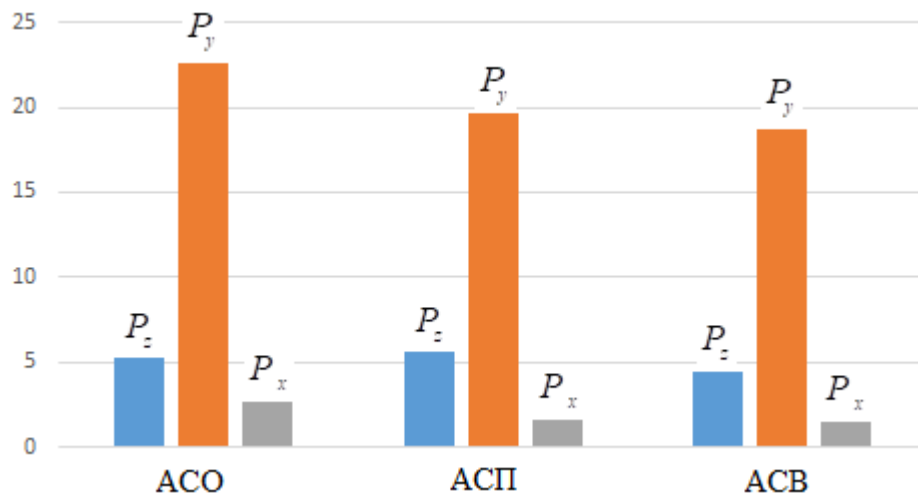


Рисунок 3.16 – Залежність зусиль шліфування марганець-цинкових феритів від марки алмазів

Як видно з таблиць, мінімальні сили різання у випадку обробки барієвих феритів спостерігаються при роботі алмазами марки АСВ, максимальні – при роботі алмазами АСО.

Для марганець-цинкових феритів сила P_z змінюється за тією ж самою закономірністю, а сили P_y та P_x при роботі алмазами АСО дещо менше, ніж при роботі алмазами АСП та АСВ.

Вплив зв'язки алмазного інструмента. Випробовувалися круги на металевих зв'язках МЗ, М1 та Ж та органічних – Б1 та БР. При шліфуванні барієвих феритів випробовувався один круг на керамічній зв'язці К5, проте цей круг за міцністю не відповідав вимогам для роботи на високих швидкостях різання та згодом з випробувань був знятий.

Результати випробувань наведені в таблицях 3.3, 3.4 та на діаграмах (рис. 3.17, 3.18).

Таблиця 3.3 – Сили різання при шліфуванні барієвих феритів в залежності від зв'язки

Зв'язка	Зернистість, мк	Концентрація, %	Сили різання, кг		
			P_z	P_y	P_x
МЗ	160	100	7,1	24,3	1,7
М1	160	100	5,6	19,7	1,6
К5	160	100	5,9	20,0	1,9
Ж	160	100	4,6	18,1	1,5
Б1	160	100	3,7	12,8	1,6
БР	160	100	4,0	11,4	1,9

Таблиця 3.4 Сили різання при шліфуванні марганець-цинкових феритів в залежності від зв'язки

Зв'язка	Зернистість, мк	Концентрація, %	Сили різання, кг		
			P_z	P_y	P_x
МЗ	160	100	2,4	9,3	0,55
М1	160	100	2,2	11,7	0,40
Ж	160	100	1,7	7,7	0,40
Б1	160	100	2,0	8,0	0,50
БР	160	100	2,1	7,1	0,35

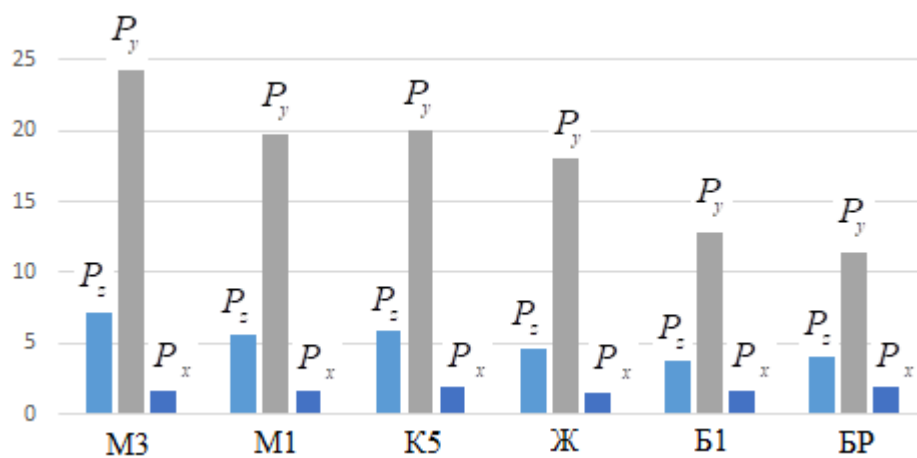


Рисунок 3.17 – Залежність зусиль шліфування барієвих феритів зв'язки

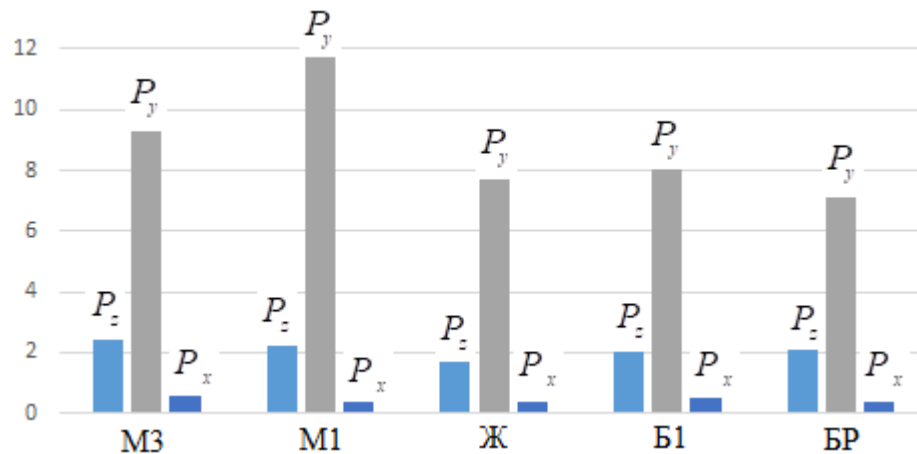


Рисунок 3.18 – Залежність зусиль шліфування марганець-цинкових феритів від зв'язки

Із таблиць видно, що сили різання при роботі інструментом на металевих зв'язках дещо вище, ніж при роботі інструментом на органічних зв'язках.

Це пояснюється тим, що органічні зв'язки мають властивість самозаточування. Зерна, що затупилися, легко вивалюються зі зв'язки та в роботу вступають нові гострі зерна.

Металеві зв'язки міцніше утримують алмазні зерна та останні працюють до повного зносу, внаслідок цього зусилля різання зернами, що затупилися, дещо вище зусиль різання гострими зернами.

Проте необхідно відзначити, що при роботі кругами на зв'язці Ж зусилля різання лише в 1,1-1,2 рази вище, ніж у зв'язок Б1 та БР, а при обробці марганець-цинкових феритів зусилля різання для цієї зв'язки мінімальні.

Вплив зернистості алмазів. Випробовувались круги наступних зернистостей (в мк): 60, 80, 100, 120, 160, 200 та 250. Результати випробувань наведені в табл. 3.5, 3.6 та на графіках (рис. 3.19, 3.20). Як видно з графіків та таблиць, сили різання значно залежать від величини зерна. Зі збільшенням зернистості від 60 до 250 мк сила P_z для барієвих феритів збільшується більш ніж в 3 рази, для марганець-цинкових феритів – в 1,6 рази, а сила P_y – відповідно для барієвих та марганець-цинкових феритів збільшується в 2,5 та 1,9 рази. Залежність сили P_x від зернистості виражена мало.

Високі сили різання при шліфуванні феритів інструментом з алмазами зернистістю вище 160 мк є причиною появи відколів на краях деталей та проколів на поверхні.

Таблиця 3.5 – Сили різання при шліфуванні барієвих феритів в залежності від зернистості

Зв'язка	Зернистість, мк	Концентрація, %	Сили різання, кг		
			P_z	P_y	P_x
M1	60	100	3,0	12,8	1,7
M1	80	100	3,6	14,4	1,0
M1	100	100	4,4	17,8	1,7
M1	120	100	6,3	20,0	1,7
M1	160	100	5,6	19,7	1,6
M1	200	100	9,0	29,4	2,8
M1	250	100	10,2	31,6	2,9

Таблиця 3.6 – Сили різання при шліфуванні марганець-цинкових феритів в залежності від зернистості

Зв'язка	Зернистість, мк	Концентрація, %	Сили різання, кг		
			P_z	P_y	P_x
M1	60	100	$2,0 \pm 2,3\%$	$7,0 \pm 3,5\%$	$0,40 \pm 5,0\%$
M1	80	100	$2,1 \pm 1,9\%$	$7,4 \pm 3,2\%$	$0,40 \pm 5,2\%$
M1	100	100	$2,1 \pm 1,3\%$	$9,3 \pm 1,5\%$	$0,40 \pm 5,0\%$
M1	120	100	$2,5 \pm 2,9\%$	$10,8 \pm 4,7\%$	$0,55 \pm 6,5\%$
M1	160	100	$2,2 \pm 3,8\%$	$11,7 \pm 1,9\%$	$0,40 \pm 6,2\%$
M1	200	100	$3,2 \pm 1,4\%$	$11,7 \pm 4,0\%$	$0,40 \pm 5,0\%$
M1	250	100	$3,2 \pm 3,1\%$	$13,0 \pm 2,2\%$	$0,55 \pm 10,0\%$

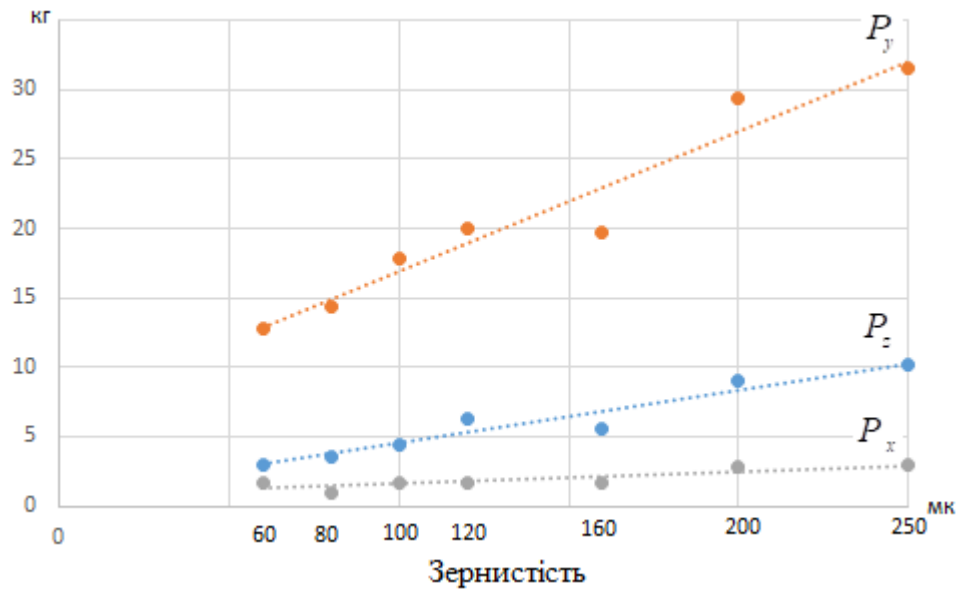


Рисунок 3.19 – Залежність зусиль шліфування барієвих феритів від зернистості

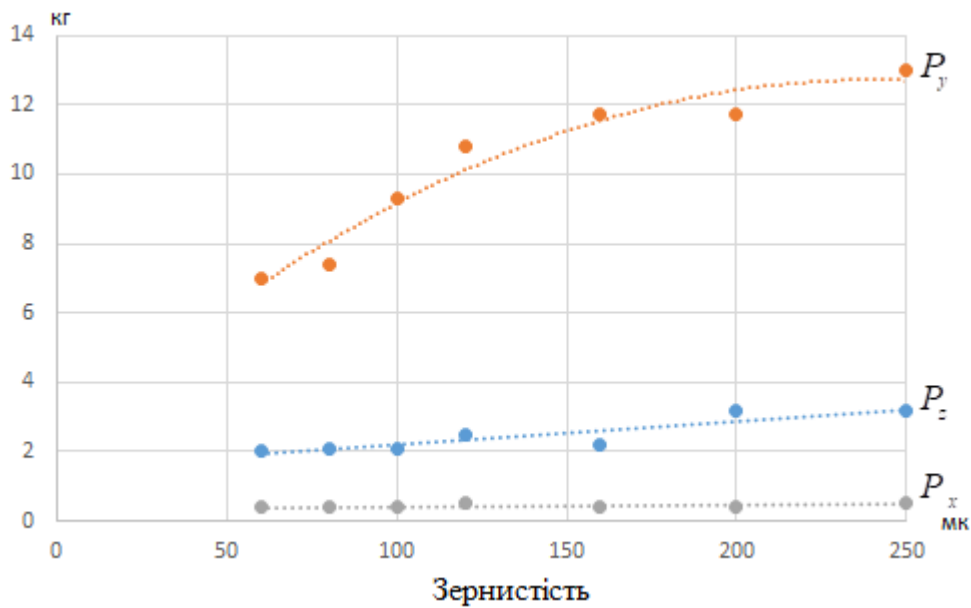


Рисунок 3.20 – Залежність зусиль шліфування марганець-цинкових феритів від зернистості

Вплив концентрації. Випробувались алмазні круги наступних концентрацій (у %): 25, 50, 75, 100, 125, 150, 175, 200. Результати випробувань наведені в табл. 3.7, 3.8 та на графіках (рис. 3.21, 3.22).

Із таблиць видно, що сили різання значно залежать від концентрації алмазних кругів. Особливо яскраво виражена ця залежність в границях

концентрацій між 25% та 100%. Подальше підвищення концентрації алмаза майже не впливає на зміну сил різання.

Це явище можна пояснити тим, що при малій концентрації алмазів (25-50%) у процесі різання матеріалів бере участь мала кількість зерен а, отже, сили різання при цьому незначні; при збільшенні концентрації до 100% у процесі різання бере участь максимальна кількість зерен. Збільшення концентрації алмаза в інструменті вже не викликає збільшення сил різання. Збільшення кількості зерен не призводить до інтенсифікації процесу різання. Ці зерна є вже надлишковими. На підставі цього можна зробити висновок, що оптимальною концентрацією для кругів, призначених для обробки феритів, є концентрація 100-125%.

Таблиця 3.7 – Сили різання при шліфуванні барієвих феритів в залежності від концентрації алмазів

Зв'язка	Зернистість, мк	Концентрація, %	Сили різання, кг		
			P_z	P_y	P_x
M1	160	25	2,3	7,6	1,1
M1	160	50	5,1	14,0	1,2
M1	160	75	5,2	18,5	1,6
M1	160	100	5,6	19,7	1,6
M1	160	125	5,2	21,4	1,5
M1	160	150	5,1	22,0	1,9
M1	160	175	5,6	22,2	2,6
M1	160	200	5,6	22,4	2,5

Таблиця 3.8 – Сили різання при шліфуванні марганець-цинкових феритів в залежності від концентрації алмазів

Зв'язка	Зернистість, мк	Концентрація, %	Сили різання, кг		
			P_z	P_y	P_x
M1	160	25	$1,7 \pm 5,0\%$	$5,8 \pm 5,5\%$	$0,4 \pm 3,3\%$
M1	160	50	$1,7 \pm 6,8\%$	$7,0 \pm 9,5\%$	$0,5 \pm 6,7\%$
M1	160	75	$2,4 \pm 2,5\%$	$7,1 \pm 5,6\%$	$0,5 \pm 5,6\%$
M1	160	100	$2,2 \pm 3,8\%$	$11,7 \pm 1,9\%$	$0,4 \pm 6,2\%$
M1	160	125	$2,0 \pm 2,4\%$	$7,0 \pm 2,7\%$	$0,45 \pm 4,1\%$
M1	160	150	$2,0 \pm 2,9\%$	$7,4 \pm 2,6\%$	$0,70 \pm 2,6\%$
M1	160	175	$2,5 \pm 2,4\%$	$8,3 \pm 4,1\%$	$0,45 \pm 4,0\%$
M1	160	200	$2,6 \pm 5,0\%$	$8,5 \pm 3,9\%$	$0,40 \pm 3,7\%$

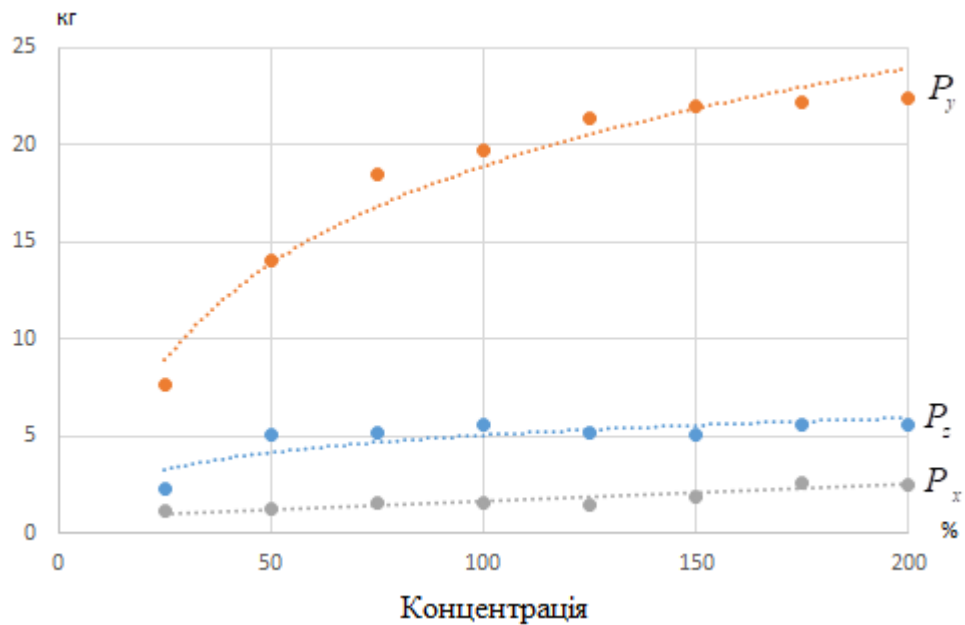


Рисунок 3.21 – Залежність зусиль шліфування барієвих феритів від концентрації алмазів

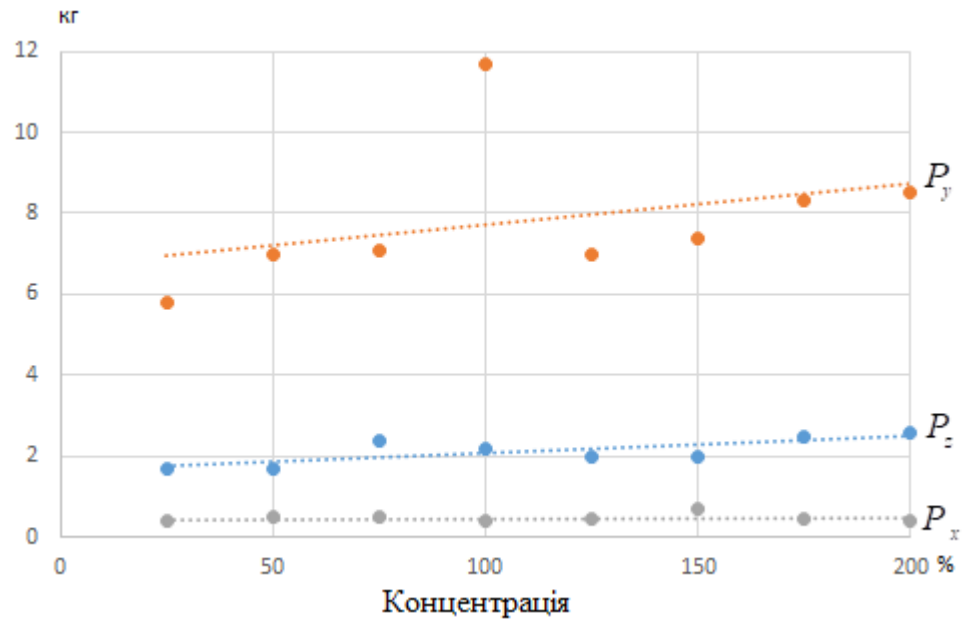


Рисунок 3.22 – Залежність зусиль шліфування марганець-цинкових феритів від концентрації алмазів

У розділі 3, п. 3.1 було розглянуто мікропереривчастість температурних полів, що виникає внаслідок різання окремими зернами. Цей фактор не суттєво впливає на інтенсивність тріщиноутворення; основним фактором є величина теплового потоку, що визначає максимальні розтягувальні напруження у поверхневому шарі феритів. Застосування ж кругів із переривчастою робочою поверхнею під час шліфування призводить до появи особливих явищ у розвитку тріщиноподібних дефектів [110]. Дослідимо зміну коефіцієнта інтенсивності напружень K_I під впливом нестационарного температурного поля, що формується у поверхневому шарі при макропереривчастому шліфуванні.

Коефіцієнт інтенсивності напружень K_I для тріщини при суцільному контакті, тобто за умови безперервного нагрівання оброблюваної поверхні з дефектом у деякій зоні, визначається формулою [79, 100]:

$$\begin{aligned}
K_I &= 2\sqrt{\frac{2}{\pi}}\mu x T_k \sqrt{d} - \sqrt{\frac{2}{\pi}}\mu x T_k \sqrt{d} \frac{1}{\pi} \int_1^\infty \frac{d\tau'}{\sqrt{1-\xi}} \times \\
&\times \left\{ \int_0^1 \operatorname{erfc}\left(\frac{\tau'}{\tau^*} \xi\right) \frac{d\xi}{\xi \sqrt{1-\xi}} + \frac{1}{\sqrt{\pi}} \frac{\tau'}{\tau^*} \int_0^1 \left[e^{-\frac{\tau'^2 \xi^2}{\tau^{*2}}} - \frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{\tau'}{\tau^* \xi} \operatorname{erf}\left(\frac{\tau'}{\tau^*} \xi\right) \right] \frac{d\xi}{\xi \sqrt{1-\xi}} \right\} \quad (3.7)
\end{aligned}$$

де $\tau^* = \frac{2\sqrt{a\tau}}{d}$.

Рисунок 3.23 ілюструє залежність величини $K^* = \frac{K_I}{2\sqrt{2}\mu x T_k \sqrt{d}}$ від τ^* у разі безперервного контакту з дефектом. Аналіз графіка показує, що початкові моменти часу є найбільш критичними для розвитку тріщини.

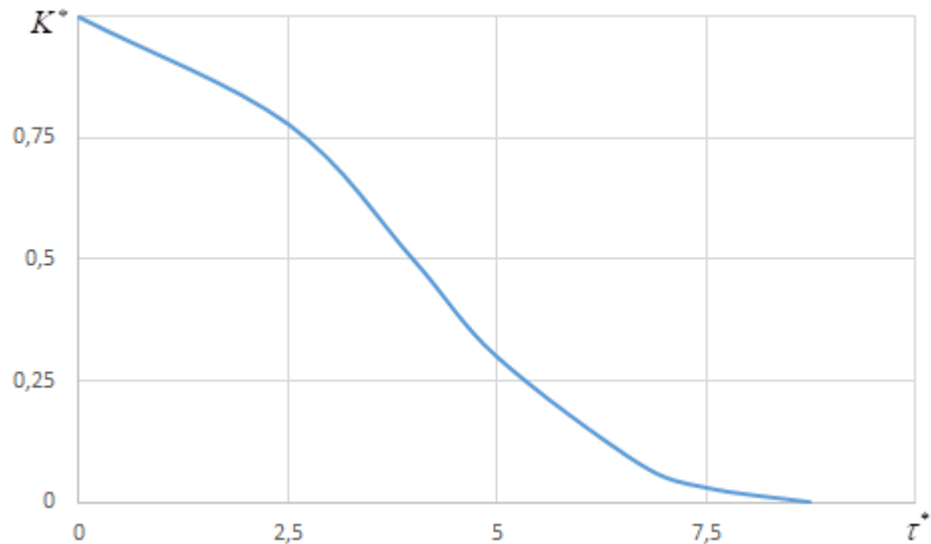


Рисунок 3.23 – Залежність K^* від τ^* при суцільному контакті інструменту з дефектом

У разі переривчастого контакту інструменту з дефектом для коефіцієнта інтенсивності напруженості використовується формула [79, 100]:

$$K_I = \sqrt{\frac{2}{\pi}} 2\mu x T_k \sqrt{d} \left[1 - \sqrt{1+S} + F(\tau^*, S) - F(\tau^*, 0) \right], \quad (3.8)$$

де

$$S = \frac{l}{d}, \quad F(\tau^*, S) = \frac{1}{2\pi} \int_0^1 \left\{ \int_0^1 \operatorname{erfc} \left(\frac{\tau'}{\tau^*} (S + \xi) \right) \frac{d\xi}{\sqrt{1-\xi}} + \right. \\ \left. \frac{1}{\sqrt{\pi}} \frac{\tau_1^*}{\tau'} \int_0^1 \left\{ e^{-\frac{(S+\xi)^2 \tau'^2}{\tau^{*2}}} - \frac{\sqrt{\pi} \tau^*}{2\tau'(S+\xi)} \operatorname{erf} \left(\frac{\tau'}{\tau^*} (S + \xi) \right) \right\} \frac{d\xi}{(S+\xi)\sqrt{1-\xi}} \right\} \frac{d\tau'}{\tau' \sqrt{\tau'-1}}.$$

Залежність $K^* = \frac{K_I}{2\sqrt{2\mu} x T_k \sqrt{d}} \frac{\sqrt{\pi}}{\tau^*}$ від τ^* показано на рисунку 3.24.

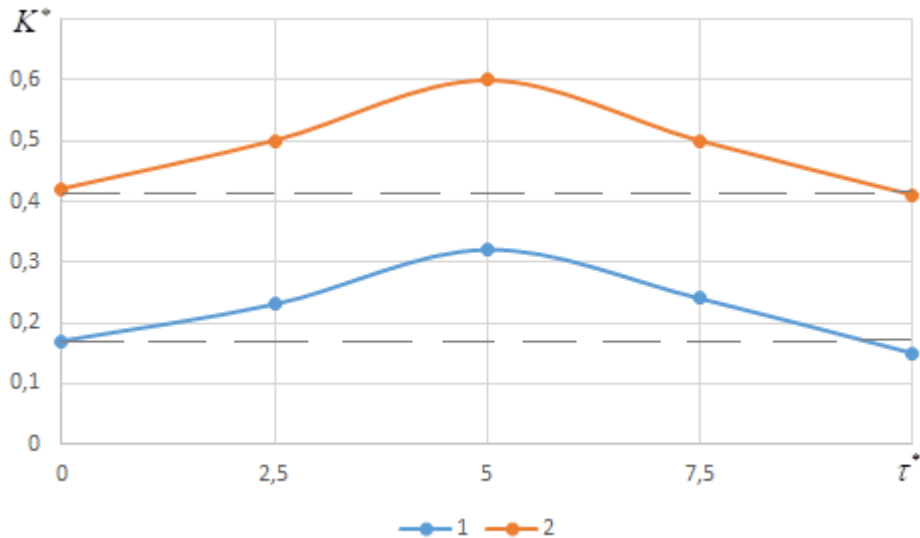


Рисунок 3.24 – Залежність K^* від часу при переривчастому контакті інструменту з дефектом при використанні кругів з $\lambda = \frac{l_{bc}}{l_{bn}} = 1,25$ (1) та

$$\lambda = \frac{l_{bc}}{l_{bn}} = 1 \text{ (2)}.$$

У випадку переривчастого контакту ріжучих зерен інструменту з дефектом температурне поле джерела тепла зумовлює виникнення стискальних нормальних напружень у напрямку поширення дефекту, що обмежує розвиток тріщини. Отже, локальні термопружні поля доцільно використовувати як засіб регулювання траєкторії та інтенсивності розвитку тріщиноподібних дефектів.

Використання переривчастого шліфування є одним із ефективних технологічних методів запобігання утворенню тріщин при шліфуванні фероцерамічних виробів.

При порівнянні станів поверхонь барієвих феритів МБА після шліфування їх суцільним кругом SD D126 V 6/4 M, переривчастим кругом Diamond Grinder 5-Segmented ($\lambda = \frac{l_{bc}}{l_{bn}} = 1,25$) та переривчастим кругом Concrete Grinding Diamond 10-Segmented ($\lambda = \frac{l_{bc}}{l_{bn}} = 1$) при однакових режимах було встановлено, що переривчасте шліфування істотно зменшує інтенсивність розтріскування. Це пояснюється не лише зменшенням середньої інтенсивності теплового потоку чи контактної температури при переривчастому шліфуванні, а головним чином тим, що термопружні напруження, які виникають у цих умовах, носять стискаючий характер, що обмежує розвиток тріщин.

3.4 Висновки до розділу 3

1. Серед основних режимів шліфування глибина різання є визначальним параметром, що впливає на виникнення шліфувальних тріщин. За умов обробки з великими глибинами шліфування у поверхневому шарі виникають розтягувальні напруження, які активізують процес тріщиноутворення, що сприяє інтенсивному тріщиноутворенню. Коефіцієнт інтенсивності напружень також збільшується зі зростанням глибини шліфування.

2. Використання мастильно-охолоджуючих середовищ сприяє зниженню температури шліфування та тертя між інструментом і матеріалом, що призводить до зменшення інтенсивності тріщиноутворення. Водне МОТС забезпечує найбільш ефективно зниження максимальних розтягувальних напружень у поверхневому шарі феритів.

3. Для обробки феритів доцільно застосовувати алмази марки АСП.

4. Сили різання значно залежать від зв'язки алмазного інструмента. Для обробки феритів кращі результати отримані для металевих зв'язок.

5. Зі збільшенням зернистості алмазів в інструменті сили різання зростають. Для попередження сколів на феритових деталях для їхньої обробки необхідно застосовувати інструмент із зернистістю не вище 160 мк.

6. Вплив концентрації алмазів на зусилля різання носить характер кривої. Зусилля збільшуються до концентрації 100%, подальше збільшення концентрації не призводить до збільшення зусиль шліфування.

7. Відношення горизонтальної сили P_z до вертикальної P_y не залежить від режимів обробки. Воно залежить від оброблюваного матеріалу.

8. Макропереривання процесу шліфування зумовлює формування в зоні обробки стискальних напружень, що сприяють зниженню ймовірності утворення шліфувальних тріщин на оброблюваній поверхні. При цьому коефіцієнт інтенсивності напружень набуває мінімального значення за умови рівності довжини ріжучих виступів і западин переривчастого круга.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ І РЕКОМЕНДАЦІЇ

1. В роботі проведено комплексне дослідження спадковості та її вплив на якісні характеристики та тріщиностійкість поверхневого шару виробів із ферокерамічних матеріалів.

2. Наявність у поверхневому шарі шліфованих виробів різного роду дефектів, введених на стадії отримання заготовки та наступних видів обробки потребує при дослідженні причин тріщиноутворення формулювання критеріїв із механіки руйнування, що дозволяє виявляти резерви підвищення ефективності процесу на операції алмазного шліфування.

3. Розроблено модель для дослідження термомеханічного стану для підвищення термомеханічних характеристик на етапі одержання заготовок, що дозволило знайти розподіл температурного поля, який забезпечує підвищення механічних характеристик матеріалу заготовок і їх щільність. Це дає можливість зменшити розтріскування як на операції спікання, так і подальшого дефектоутворення на операції шліфування.

4. Побудована модель для дослідження термомеханічних явищ при шліфуванні робочих поверхонь, які мають неоднорідності у вигляді дефектоподібних включень, яка дозволяє оптимізувати технологічні параметри для зменшення тріщиноутворення.

5. Визначені значення критичного теплового потоку для системи різноорієнтованих тріщиноподібних дефектів. Встановлено, що на цю величину впливає довжина, орієнтація та взаємне розташування дефектоподібних тріщин.

6. Розроблено алгоритм розрахунку ймовірнісних характеристик процесу тріщиноутворення поверхневого шару, що містить довільно орієнтовані стохастично розподілені дефекти, в залежності від теплового потоку.

7. Серед основних режимів шліфування глибина різання є визначальним параметром, що впливає на виникнення шліфувальних тріщин. За умов обробки з великими глибинами шліфування у поверхневому шарі виникають розтягувальні напруження, які активізують процес тріщиноутворення, що сприяє інтенсивному тріщиноутворенню. Коефіцієнт інтенсивності напружень також збільшується зі зростанням глибини шліфування.

8. Використання мастильно-охолоджуючих середовищ сприяє зниженню температури шліфування та тертя між інструментом і матеріалом, що призводить до зменшення інтенсивності тріщиноутворення. Водне МОТС забезпечує найбільш ефективно зниження максимальних розтягувальних напружень у поверхневому шарі феритів.

9. Макропереривання процесу шліфування зумовлює формування в зоні обробки стискальних напружень, що сприяють зниженню ймовірності утворення шліфувальних тріщин на оброблюваній поверхні. При цьому коефіцієнт інтенсивності напружень набуває мінімального значення за умови рівності довжини ріжучих виступів і западин переривчастого круга.

10. Поєднання отриманих залежностей з експериментальними дослідженнями дало змогу теоретично визначити області оптимальних комбінацій технологічних параметрів для забезпечення необхідної якості поверхонь ферокерамічних виробів при алмазно-абразивній обробці та розробити алгоритм їхнього вибору.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Buschow K. H. J., de Boer F. R. *Physics of Magnetism and Magnetic Materials*. New York : Springer, 2003. ISBN 978-0-306-47421-7.
2. Shaw M. C. *Principles of Abrasive Processing*. Oxford : Oxford University Press, 1996. 608 p.
3. Klocke F. *Manufacturing Processes 2: Grinding, Honing, Lapping*. Berlin : Springer, 2009. 520 p.
4. Юр'єв С. О., Ющук С. І. Синтез, структура і магнітні властивості нанорозмірних порошків феритів заліза. *Вісник Національного університету "Львівська політехніка"*. 2014. № 798. С. 53–60.
5. Li X., Wang Z., Chen Y. Microstructure evolution and dynamic recrystallization mechanism induced by grinding of Ni-based single crystal superalloy. *J. Materials Processing Technology*. 2022. Vol. 842. Art. 117784. DOI:10.1016/j.jmatprotec.2022.117784.
6. Григор'єва О. В. Магнітні ефекти при фазових перетвореннях в сплавах на основі заліза: Fe–B, Fe–Si–B, Fe–C : дис. ... канд. фіз.-мат. наук : 01.04.13. Київ, 2005. 178 с.
7. Mézáros I. Decomposition of magnetic phases in alloys. *Materials Science Forum*. 2008. Vol. 589. P. 245–250. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.589.245
8. Cahn J. W. On spinodal decomposition in cubic crystals. *Acta Metallurgica*. 1962. Vol. 10, no. 3. P. 179–183.
9. Khachaturyan A. G. *Theory of Structural Transformations in Solids*. New York : Wiley, 1983. 574 p.
10. Porter D. A., Easterling K. E., Sherif M. Y. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. 3rd ed. Boca Raton : CRC Press, 2009. 520 p.
11. Buschow K. H. J., de Boer F. R. *Physics of Magnetism and Magnetic Materials*. New York : Springer, 2003. 182 p.

12. Гуляєв А. П. *Металознавство : підруч. для вищ. навч. закладів / пер. з рос.* Київ : Металургія, 2005. 624 с.
13. Влащенко А. М., Зіміна Н. К., Сіренко С. О., Сім'ячко О. І. *Матеріалознавство і технологія матеріалів : підр.* Київ : Київ. нац. торг.-екон. ун-т, 2010. 352 с.
14. Goldman A. *Modern Ferrite Technology*. 2nd ed. New York : Springer, 2006. 438 p.
15. Penoyer R., Skafer M. Magnetic properties of Mn–Zn ferrites. *Journal of Applied Physics*. 1959. Vol. 30, no. 4. P. 315–324.
16. Поплавко Ю. М., Борисов О. В., Голубєва І. П., Діденко Ю. В. *Магнетики в електроніці : навч. посіб.* Київ : НТУУ «КПІ», 2021. 365 с.
17. Globus A., Pascard H., Cagan V. Distance between magnetic ions and fundamental properties in ferrites. *Journal de Physique Colloques*. 1977. Vol. 38. P. C1-163–C1-168.
18. Roess E. Magnetic properties and microstructure of high-permeability Mn–Zn ferrites. *Ferrites : Proceedings of the International Conference*. Kyoto, 1970. P. 203–207.
19. Giles A., Westendorf F. Some loss relationships in Mn–Zn ferro ferrites and their response to magnetic disturbance. *IEEE Transactions on Magnetics*. 1981. Vol. 18, no. 4. P. 944–949.
20. Costa A., Tortella E., Morelli M., Kiminami R. Synthesis, microstructure and magnetic properties of Ni–Zn-ferrites. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2003. Vol. 256, no. 1. P. 174–182.
21. Levesque P., Gerlach L., Zueimer J. Magnetic properties of Mn–Zn-ferrites. *Trans. Am. Ceram. Soc.* 1958. Vol. 41, no. 2. P. 300–303.
22. Tseng T., Jon S. Preparation of homogeneously grained Mn–Zn-ferrites. *Journal of Materials Science Letters*. 1989. Vol. 8, no. 7. P. 777–778. DOI:10.1007/BF01730134.

23. Yamaguchi T. The influence of milling time on the properties of Mn–Zn-ferrites. *Journal of the American Ceramic Society*. 1964. Vol. 47, no. 1. P. 131–133.
24. Valenzuela R. *Magnetic Ceramics*. Cambridge : Cambridge University Press, 1994. 336 p.
25. Malkin S., Guo C. *Grinding technology: theory and applications of machining with abrasives*. 2nd ed. New York : Industrial Press, 2008. 372 p. ISBN 9780831132477.
26. Cullity B. D., Graham C. D. *Introduction to Magnetic Materials*. 2nd ed. Hoboken, NJ : Wiley-IEEE Press, 2009. 544 p.
27. Зражевський Г. М., Кепич Т. Ю., Куценко О. Г. *Основи теорії міцності, деформації та механіки руйнування : навч. посібн. НАН України : видавництво НАНУ, 2005. ISBN:966-581-626-8.*
28. Totten G. E., Howes M. A. H., Inoue T. *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*. Materials Park : ASM International, 2002. 499 p.
29. Smit J., Wijn H. P. J. *Ferrites: physical properties of ferrimagnetic oxides in relation to their technical applications*. Eindhoven : Philips Technical Library, 1959. 369 p.
30. Мельничук П. П., Боровик А. І., Лінчевський П. А., Петраков Ю. В. *Технологія машинобудування : підручн. Житомир :, 2005. 882 с. ISBN 966-683-087-6.*
31. Клименко С. А. *Фізичні основи процесів різання і шліфування матеріалів : монографія. Київ : Наукова думка, 2004. 412 с.*
32. Дяченко О. М., Васильєв О. В. *Фізика міцності та руйнування матеріалів : навч. посіб. Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2015. 304 с.*
33. Пилипенко О. В., Ковальчук В. А. *Поверхневий шар і експлуатаційні властивості деталей машин : монографія. Київ : НТУУ «КПІ», 2011. 288 с.*
34. Гаврилюк В. Г. *Залишкові напруження та їх роль у працездатності матеріалів : моногр. Київ : Наукова думка, 2007. 264 с.*

35. Пилипенко О. В. Теорія формування поверхневого шару при механічній обробці : моногр. Київ : НТУУ «КПІ», 2008. 256 с.
36. Гаврилюк В. Г., Дяченко О. М. Фізика міцності та руйнування матеріалів : навч. посіб. Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2015. 304 с.
37. Ковальчук В. А. Поверхневий шар деталей машин і технологічні методи керування його станом : моногр. Київ : Наукова думка, 2012. 280 с.
38. Глобус А. Структура і магнітні властивості феритів : моногр. Київ : Наукова думка, 1978. 296 с.
39. Malkin S. Thermal aspects of grinding. Part 2: Surface temperatures and burn damage. *Journal of Engineering for Industry*. 1974. Vol. 96, no. 3. P. 1183–1189.
40. Rowe W. B. Principles of Modern Grinding Technology. Oxford : William Andrew, 2009. 480 p.
41. Guo C., Malkin S. Analysis of thermal damage in grinding. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 1995. Vol. 117, no. 4. P. 599–606.
42. Куніцин М. В. Технологічне забезпечення якості фінішної обробки : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.08. Одеса, 2020. 184 с.
43. Грубінко В. В. Фізичні основи процесів різання та шліфування матеріалів : монографія. Тернопіль : ТНТУ ім. І. Пулюя, 2014. 268 с.
44. Чумаченко Т. В. Управління процесом шліфування шляхом регулювання температури різання : дис. ... д-ра техн. наук : 05.03.01. Одеса, 2021.
45. Гавриш А. П. Основи теорії різання матеріалів: моногр. Київ : Вища школа, 1985. 240 с.
46. Rowe W. B. Principles of modern grinding technology. 2nd ed. Oxford : Elsevier, 2014. 472 p.
47. Konig W., Klocke F. Machining of ceramics and composites. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. 1997. Vol. 46, no. 2. P. 729–760.

48. Hitchiner M. P., Wilks J. Grinding damage in ferrites. *Journal of Materials Science*. 1982. Vol. 17, no. 6. P. 1701–1710.
49. Кальченко В. О., Кальченко О. В. Процеси механічної обробки матеріалів : навч. посіб. Чернігів : ЧНТУ, 2016. 312 с.
50. Zhang W., Liu Z., Yan K., Wang H. Thermo-mechanical coupled modelling of grinding process considering wheel wear and surface integrity. *Wear*. 2020. Vol. 450–451. Art. 203268.
51. Goldman A. Modern ferrite technology. 2nd ed. New York : Springer, 2006. 373 p.
52. Yan M., Liu X., Li J. Effect of sintering process on defects and microstructure of Mn–Zn ferrites. *Journal of Materials Processing Technology*. 2011. Vol. 211, no. 3. P. 412–418.
53. Ковальчук М. М. Формування структури та властивостей нікелевих і марганцево-цинкових феритів при твердофазному синтезі : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.01. Львів, 2010.
54. Білоус О. А. Структуроутворення та властивості феритів залежно від умов синтезу та спікання : дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.01. Київ, 2004.
55. Rahaman M. N. Ceramic Processing and Sintering. Boca Raton : CRC Press, 2003. 875 p.
56. Chen L.-Q. Phase-field models for microstructure evolution. *Annual Review of Materials Research*. 2002. Vol. 32. P. 113–140.
57. Chen S., Yang X., Li J. Phase-field simulation of pore evolution during liquid-phase sintering. *Computational Materials Science*. 2014. Vol. 85. P. 25–35.
58. Пилипенко О. В. Теорія формування структури порошкових матеріалів : монографія. Київ : НТУУ «КПІ», 2009. 312 с.
59. Torquato S. Random heterogeneous materials: Microstructure and macroscopic properties. New York : Springer, 2002. 703 p.
60. German R. M. Particle packing characteristics. Princeton : Metal Powder Industries Federation, 1989. 312 p.

61. Allen M. P., Tildesley D. J. Computer Simulation of Liquids. Oxford : Clarendon Press, 1987.
62. Смолін А.Ю., Шилько Є.В., Потьомкін М.А. Метод рухомих кліткових автоматів у механіці деформівного твердого тіла. *Фізична мезомеханіка*. 2001. Т. 4, № 5. С. 47–58.
63. Psakhie S. G., Smolin A. Yu., Shilko E. V., Astafurov S. V. Movable cellular automata method for simulating materials with complex rheology. *Physical Mesomechanics*. 2013. Vol. 16, no. 2. P. 95–113.
64. Ландау Л. Д., Ліфшиць Є. М. Теоретична фізика. Т. 7 : Теорія пружності і термодинаміка суцільних середовищ : пер. з рос. Київ : Наукова думка, 1989. 736 с.
65. Snelling E. C. Soft ferrites: properties and applications. London : Butterworths, 1988. 344 p.
66. Pullar R. C. Hexagonal ferrites: a review of the synthesis, properties and applications of hexaferrite ceramics. *Progress in Materials Science*. 2012. Vol. 57, no. 7. P. 1191–1334.
67. German R. M. Powder metallurgy and particulate materials processing. Princeton : MPIF, 2005. 528 p.
68. Marinescu I. D., Hitchiner M., Uhlmann E., Doi T., Inasaki I. Handbook of machining with grinding wheels. Boca Raton : CRC Press, 2007. 591 p.
69. Shaw M. C. Metal cutting principles. Oxford : Oxford University Press, 2005. 651 p.
70. Гавриш А. П., Мохан С., Роїк Т. А. Торцеве алмазне шліфування монокристалічних феритів для сердечників відеоголовок. *Вісник Житомирського державного технологічного університету*. 2023. С. 77.
71. Божко Т. Є. Забезпечення якості поверхневого шару деталей із порошкових матеріалів при шліфуванні : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.08. Тернопіль, 2012. 180 с.

72. Talijan N. Magnetic properties of sintered high energy Sm-Co and Nd-Fe-B magnets. *Science of Sintering*. 2006. Vol. 38, no. 1. P. 73–82.

73. Pasternak, V., Samchuk, L., Huliieva, N., Andrushchak, I., Ruban, A. Investigation of the properties of powder materials using computer modeling. *Materials Science Forum*. 2021. Vol. 1038. P. 33–39. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1038.33>.

74. Optimization of Sintering Process Parameters by Taguchi Method for Developing Al-CNT-Reinforced Powder Composites. *Crystals*. 2023. Vol. 13, no. 9. P. 1352. DOI: 10.3390/cryst13091352.

75. Погорілий В. М., Яковлев О. І. Математичне моделювання фізичних процесів : моногр. Київ : Вища школа, 2003. 303 с.

76. Lions J. L. Optimal control of systems governed by partial differential equations. Berlin : Springer, 1971. 396 p.

77. Ладанюк А. П. Теорія автоматичного керування : моногр. Київ : Либідь, 2004. 384 с.

78. Усов А.В., Сікіраш Ю.Є. Методи ідентифікації математичних моделей термомеханічних процесів в об'єктах, що зазнають теплового впливу. *Вісник Херсонського національного технічного університету*. 2019. №2(69), ч.3. С. 185-191.

79. Usov A., Kunitsyn M., Zaychyk Y., Sikirash Y. Leveraging technological heredity to increase production efficiency of ferrocerramic products during final machining. *Cutting & Tools in Technological System*. 2024. № 100. P. 168–185. <https://doi.org/10.20998/2078-7405.2024.100.12>

80. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Mathematical Modeling for the Optimization of Technological Parameters to Enhance Product Quality in Ferroceramic Materials. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing VIII. DSMIE 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Ivanov, F. J. G. Silva, J. Trojanowska, A. M. G. Pinto. Cham, 2025. P. 338–346. https://doi.org/10.1007/978-3-031-95211-1_28

81. Leblond A., Hild P. *Mechanics of Materials and Structures: Thermomechanics*. 1st ed. Cham : Springer, 2019.
82. Григоренко Я. М., Василенко А. Т. *Механіка суцільних середовищ* : монографія. Київ : Наукова думка, 1991. 432 с.
83. Кравчук А. С., Яременко В. І. *Теорія пружності та термопружності* : монографія. Київ : Вища школа, 1982. 320 с.
84. Писаренко Г. С., Лебедев В. К. *Опір матеріалів* : монографія. Київ, Вища школа, 1980. 456 с.
85. Slaughter W. S. *The linearized theory of elasticity*. New York : Birkhäuser, 2002. 528 p.
86. Nowacki W. *Thermoelasticity*. Oxford : Pergamon Press, 1986. 628 p.
87. Самойленко А. М., Перестюк М. О. *Диференціальні рівняння з частинними похідними*. Київ : Либідь, 2001. 336 с.
88. Reddy B. D. *Thermomechanics of Solids: A Dynamical Systems Approach*. *Computational Mechanics*. 2014. Vol. 54, no. 3, P. 567–587.
89. Boley B.A., Weiner J.H. *Theory of thermal stresses*. New York : Courier Corporation, 2012. 608 p.
90. Evans L. C. *Partial differential equations*. Providence : AMS, 2010. 749 p.
91. Самойленко А. М., Перестюк М. О. *Диференціальні рівняння математичної фізики* : підручник. Київ : Либідь, 2004. 528 с.
92. Bardi M., Capuzzo-Dolcetta I. *Optimal Control and Viscosity Solutions of Hamilton–Jacobi–Bellman Equations*. Boston : Birkhäuser, 2008. 574 p.
93. Guo C. *Modeling and simulation of thermal behavior in grinding*. *ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2006. Vol. 128, no. 2. P. 432–441.
94. Varenblatt G. I. *The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture*. *Advances in Applied Mechanics*. 1962. Vol. 7. P. 55–129.

95. Mosler J., Scheider M. Cohesive zone modeling of interface debonding under thermomechanical loading. *Computational Materials Science*. 2005. Vol. 32. P. 155–167.
96. Trefftz E. Ein Gegenstück zum Ritzschen Verfahren. *Proceedings of the 2nd International Congress of Applied Mechanics*. Zürich, 1926. S. 131–137.
97. Williams M. L. On the stress distribution at the base of a stationary crack. *Journal of Applied Mechanics*. 1957. Vol. 24. P. 109–114.
98. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Analytical Modelling of Crack Formation Potential in Thermomechanical Processing of Materials. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing IV. DSMIE 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Ivanov, J. Trojanowska, I. Pavlenko, J. Zajac, D. Peraković. Cham, 2021. P. 425–433. https://doi.org/10.1007/978-3-030-77719-7_42
99. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Impact of Thermomechanical Phenomena in the Surface Layer of Functional-Gradient Materials on Quality Considering Hereditary Defects. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing V. DSMIE 2022. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Ivanov, J. Trojanowska, I. Pavlenko, E. Rauch, D. Peraković. Cham, 2022. P. 404–413. https://doi.org/10.1007/978-3-031-06025-0_40
100. Зайчик Ю. І. Технологічні методи забезпечення якісних характеристик виробів із матеріалів, схильних до тріщиноутворення на фінішних операціях : дис. ... доктора філософії : 131. Одеса, 2024.
101. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Mathematical Modeling of Thermomechanical Phenomena in Machining of Products Made of Functionally Graded Materials. *Advanced Manufacturing Processes V. InterPartner 2023. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Tonkonogyi, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi, I. Pavlenko. Cham, 2024. P. 58–71. https://doi.org/10.1007/978-3-031-42778-7_6

102. Usov A., Kunitsyn M., Zaychyk Y., Sikirash Y. Modeling the impact of nonlinear oscillations on the quality of the working surface of parts in finishing operations. *Cutting & Tools in Technological System*. 2025. № 103. С. 82–95. <https://doi.org/10.20998/2078-7405.2025.103.06>

103. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Impact of the Heterogeneous Structure of Magnetic Hard Alloys on the Quality Characteristics of the Surface Layer During Grinding Processing. *Advanced Manufacturing Processes III. InterPartner 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Tonkonogyi, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi, I. Pavlenko. Cham, 2022. P. 405–414. https://doi.org/10.1007/978-3-030-91327-4_40

104. Усов А. В., Куніцин М. В., Сікіраш Ю. Є. Моделювання впливу гетерогенної структури сплавів на забезпечення якісних характеристик поверхневого шару на фінішних операціях. *Прикладні питання математичного моделювання*. 2021. Т. 4, № 1. С. 240–252. <https://doi.org/10.32782/KNTU2618-0340/2021.4.1.26>

105. Усов А. В., Зайчик Ю. І., Савін М. В., Сікіраш Ю. Є. Моделювання впливу дефектів у феромагнітних виробках на якість обробки на фінішних операціях. *Прикладні питання математичного моделювання*. 2025. Т. 8, № 1. С. 224–233. <https://doi.org/10.32782/mathematical-modelling/2025-8-1-22>

106. Usov A., Ivanov V., Kunitsyn M., Sikirash Y. Influence of Stochastically Distributed Defects on Crack Formation on Grinding Surfaces of Materials Prone to Cracking. *Advanced Manufacturing Processes VI. InterPartner 2024. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Tonkonogyi, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi. Cham, 2025. P. 651–662. https://doi.org/10.1007/978-3-031-82746-4_58

107. Вітвіцький П.М. Міцність крихких пластин зі стохастичним розподілом дефектів - тріщин. *Проблеми міцності*. 1971. № 4. С. 13-17.

108. Lai C. D. Generalized Weibull distributions. Berlin : Springer, 2014. – 118 p.

109. Samui P., Bui D. T., Chakraborty S., Deo R. C. Handbook of Probabilistic Models. Oxford : Butterworth Heinemann, 2019. – 590 p.

110. Титаренко С. М., Денисюк І. М., Титаренко О. С. Теоретичні основи термомеханічних процесів при шліфуванні : монографія. Київ : НУ “ЛП”, 2018. 312 с.

Додатки

Додаток А

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Наукові праці, в яких опубліковані основні результати дисертації:

1. Усов А. В., Сікіраш Ю. Є. Методи ідентифікації математичних моделей термомеханічних процесів в об'єктах, що зазнають теплового впливу. *Вісник Херсонського національного технічного університету*. 2019. № 2(69), ч. 3. С. 185–191.
2. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Analytical Modelling of Crack Formation Potential in Thermomechanical Processing of Materials. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing IV. DSMIE 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. / ed by V. Ivanov, J. Trojanowska, I. Pavlenko, J. Zajac, D. Peraković. Cham, 2021. P. 425–433. https://doi.org/10.1007/978-3-030-77719-7_42
3. Усов А. В., Куніцин М. В., Сікіраш Ю. Є. Моделювання впливу гетерогенної структури сплавів на забезпечення якісних характеристик поверхневого шару на фінішних операціях. *Прикладні питання математичного моделювання*. 2021. Т. 4, № 1. С. 240–252. <https://doi.org/10.32782/KNTU2618-0340/2021.4.1.26>
4. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Impact of the Heterogeneous Structure of Magnetic Hard Alloys on the Quality Characteristics of the Surface Layer During Grinding Processing. *Advanced Manufacturing Processes III. InterPartner 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Tonkonogyi, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi, I. Pavlenko. Cham, 2022. P. 405–414. https://doi.org/10.1007/978-3-030-91327-4_40
5. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Impact of Thermomechanical Phenomena in the Surface Layer of Functional-Gradient Materials on Quality Considering Hereditary Defects. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing V. DSMIE 2022. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by

V. Ivanov, J. Trojanowska, I. Pavlenko, E. Rauch, D. Peraković. Cham, 2022. P. 404–413. https://doi.org/10.1007/978-3-031-06025-0_40

6. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Mathematical Modeling of Thermomechanical Phenomena in Machining of Products Made of Functionally Graded Materials. *Advanced Manufacturing Processes V. InterPartner 2023. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Tonkonogyi, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi, I. Pavlenko. Cham, 2024. P. 58–71. https://doi.org/10.1007/978-3-031-42778-7_6

7. Usov A., Kunitsyn M., Zaychyk Y., Sikirash Y. Leveraging technological heredity to increase production efficiency of ferrocerramic products during final machining. *Cutting & Tools in Technological System*. 2024. № 100. P. 168–185. <https://doi.org/10.20998/2078-7405.2024.100.12>

8. Usov A., Ivanov V., Kunitsyn M., Sikirash Y. Influence of Stochastically Distributed Defects on Crack Formation on Grinding Surfaces of Materials Prone to Cracking. *Advanced Manufacturing Processes VI. InterPartner 2024. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Tonkonogyi, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi. Cham, 2025. P. 651–662. https://doi.org/10.1007/978-3-031-82746-4_58

9. Kunitsyn M., Usov A., Sikirash Y. Mathematical Modeling for the Optimization of Technological Parameters to Enhance Product Quality in Ferrocerramic Materials. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing VIII. DSMIE 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering* / ed by V. Ivanov, F. J. G. Silva, J. Trojanowska, A. M. G. Pinto. Cham, 2025. P. 338–346. https://doi.org/10.1007/978-3-031-95211-1_28

10. Усов А. В., Зайчик Ю. І., Савін М. В., Сікіраш Ю. Є. Моделювання впливу дефектів у ферромагнітних виробках на якість обробки на фінішних операціях. *Прикладні питання математичного моделювання*. 2025. Т. 8, № 1. С. 224–233. <https://doi.org/10.32782/mathematical-modelling/2025-8-1-22>

11. Usov A., Kunitsyn M., Zaychyk Y., Sikirash Y. Modeling the impact of nonlinear oscillations on the quality of the working surface of parts in finishing operations. *Cutting & Tools in Technological System*. 2025. № 103. P. 82–95. <https://doi.org/10.20998/2078-7405.2025.103.06>

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

1. Усов А. В., Куніцин М. В., Сікіраш Ю. Є. Математичне моделювання термомеханічних явищ при механічній обробці виробів із функціонально градієнтних виробів. *XV Міжнародна конференція «Контроль і управління в складних системах (КУСС-2020) : матеріали конф., м. Вінниця, 8-10 жовтня 2020 р. / ВНТУ. Вінниця, 2020. С. 48–50. URL: <http://ir.lib.vntu.edu.ua//handle/123456789/30582>*

2. Usov A., Kunitsyn M., Sikirash Y. Control and management of thermo-mechanical phenomena during the mechanical processing of products made of materials with a non-homogeneous structure. *Proceedings of XVI International Conference Measurement and Control in Complex System (MCCS-2022) : proceedings of conf., Vinnytsia, November 15-17, 2022. <https://doi.org/10.31649/mccs2022.08>*

3. Усов А.В., Куніцин М.В., Сікіраш Ю.Є. Управління якістю оброблювальних поверхонь деталей із ферокерамічних матеріалів при їх виробництві. *XVII Міжнародна конференція «Контроль і управління в складних системах (КУСС-2024) : матеріали конф., м. Вінниця, 16-17 жовтня, 2024 р. / ВНТУ. Вінниця, 2024. С. 99–106. <https://doi.org/10.31649/mccs2024.2-02>*

4. Усов А. В. , Зайчик Ю. І., Сікіраш Ю. Є. Вплив сил різання на утворення тріщин при шліфуванні виробів із матеріалів, схильних до дефектоутворення. *"Фізичне виховання, безпека життєдіяльності і сучасні технології виробництва" : збірник тез II Всеукраїнської науково-практичної конференції, м. Харків, 21 березня, 2025 р. / Харків : ХНЕУ ім. С. Кузнеця, 2025. С. 263–266.*

Додаток Б

МЕТОДИ КОНТРОЛЮ ЯКОСТІ ФЕРИТОВИХ ПОРОШКІВ І ВИРОБІВ НА ЇХ ОСНОВІ

У процесі виробництва феритових матеріалів їх компоненти знаходяться в різних станах: суміші вихідних компонентів, попередньо синтезовані порошки, суспензії, шлікери, прес-порошки; відформовані заготованки та спечені вироби. Для кожного стану матеріалів існує безліч методів і засобів контролю їх параметрів. Це класичні, широко описані в літературі методики, а також маловідомі, рідко застосовувані або модернізовані методи та прилади. Для технологів цінними є результати аналізів характеристик матеріалів, визначених різними методами. Вони дозволяють підвищити достовірність аналізу, повніше пояснити фізико-хімічні явища, що відбуваються при синтезі матеріалу, і вжити необхідних заходів для коригування технологічних режимів.

Порошки феритових матеріалів можуть бути в двох станах – вихідні компоненти і попередньо синтезовані композиції після подрібнення. У першому випадку якісні показники матеріалів (оксидів, солей) регламентовані стандартами або технічними умовами і тому тут не розглядаються. Йтиметься про оцінку технологічних характеристик порошків, які формуються в процесі обробки.

Після попереднього випалу шихти вихідних компонентів утворюється новий матеріал – суміш твердих розчинів, що визначають поведінку матеріалу на наступних операціях. Після випалу матеріал подрібнюється до заданої дисперсності. Для оцінки порошків можуть бути прийняті наступні характеристики: форма і розміри частинок, їх гранулометричний розподіл, питома поверхня, питома поверхнева енергія, хімічна активність, фазовий склад, питома намагніченість, вміст іона SO (для порошків, одержуваних за сольовою технологією), а також фізико-механічна насипна щільність, відносна вологість, кут природного відкосу та ін.

Цікавим є вивчення внутрішньої макроструктури пресованих виробів, стрічок, плівок, виливків та інших сирих заготованок. Для цих цілей може бути використаний модернізований санний мікроскоп – прилад, що застосовується в медицині та біології для отримання зрізів тварин і рослинних тканин. Гранули з товщиною зрізів 3-30 мкм з інтервалом розміру 1 мкм. У модернізованому варіанті в прилад входять оптичний мікроскоп і фотокамера, що дозволяє фіксувати спостережувані об'єкти при збільшенні в 50-150 разів.

Досліджувані гранули у спеціальній формі заливають твердою напівпрозорою сумішшю, що складається з колоксиліну, етилового спирту та ефіру, взятих у співвідношенні 1:2,2:6,8. Заливку здійснюють у конічні гнізда форми з таким розрахунком, щоб гранули (одна або кілька) розміщувалися біля вершини конуса твердіє маси. До залитої суміші приєднують дерев'яний блок, який міцно схоплюється з масою і потім закріплюється в затискачах приладу. Роль затверділої маси полягає у утриманні гранул на блоці під зусиллям зрізу ножа; тому ця маса повинна бути досить міцною і водночас пластичною, щоб не забруднювати поверхню зрізу. Таким чином можна розкрити будь-який перетин гранули і виявити її внутрішню будову. Колоксилін можна замінити целоїдином з парафіном, але цей склад менш міцний і замазує зрізи. Відомий також метод оцінки обсягу порожнин у гранулах по насипній масі окремих фракцій гранул. Обидва методи, доповнюючи один одного, дозволяють більш ретельно і скрупульозно вивчати внутрішню будову дисперсних матеріалів і приймати рішення про коригування технологічних режимів їх отримання.

Додаток В

СФОРМОВАНІ ЗАГОТОВАНКИ

Якість відпресованих виробів можна оцінити за щільністю, пористістю, ступенем рівномірності їх розподілу та механічною міцністю. Щільність найбільш об'єктивний і швидко вимірюваний показник відформованих виробів. Для її визначення існує два методи: геометричне та гідростатичне зважування. Перший застосовують для виробів простої форми кілець, пігулок, циліндрів: вимірюють розміри, обчислюють об'єм, зважують виріб. Відношення маси до об'єму і виражає щільність. Для виробів складної форми та випадків, коли потрібно більш точне вимірювання щільності з урахуванням відкритої пористості, застосовують метод гідростатичного зважування. Виріб або його частини зважують, потім покривають розплавленим парафіном і ще двічі зважують на повітрі та у воді. В останньому випадку зразок, покритий парафіном, підвішують на тонкий дріт. Розрахунок щільності проводять за формулою

$$\rho = \rho_c \frac{m_1}{m_2 - m_3},$$

де m_1 – маса зразка без парафіну, г; m_2 – маса зразка з парафіном, г; m_3 – маса зразка з парафіном у воді, г; ρ_c – густина середовища для зважування (у воді $\rho_c = 1$). У виробках складної форми часто виникає необхідність встановлення щільності, що здається, по різних частинах або елементах, наприклад в броньовому сердечнику по елементах керна, дна, спідниці. У цьому випадку з областей виробу, що цікавлять, вирізають (відламують) зразки і визначають їх щільність гідростатичним зважуванням, а потім її розкид по елементах виробу («непресування»):

$$H = \frac{\rho_{\max} - \rho_{\min}}{\rho_{\max}} \cdot 100\%.$$

Якщо пористість спечених виробів можна підрахувати за шліфами за допомогою мікроскопічного методу, то для пресованих виробів такий контроль практично виключений. Про пористість сирих заготованок можна судити за допомогою методу, заснованого на швидкості проникнення електропровідної рідини (розчин цитрату натрію) через систему пір в цій заготованці. У комплект приладу входять датчик пористості та електронний блок. Датчик зібраний на базі мікрометричного пристрою мікроскопа, має нижній нерухомий і верхній рухомий електроди, ємність для провідної рідини та пристрій для автоматичної подачі її в момент вимірювання. Електронний блок складається з формувача імпульсів, ключової схеми, лічильника імпульсів та індикатора. Досліджуваний виріб (або його будь-яка частина) встановлюється на підставку і під певним тиском, що фіксується індикатором, вводиться в контакт з посудиною, заповненою електролітом, який починає надходити на заготованку і по внутрішніх порах проникати через неї. Капіляр, яким надходить електроліт, є одним з контактів електронної схеми. Пройшовши через товщину зразка, електроліт замикає другий контакт. Електронний пристрій фіксує час, за яким можна судити про пористість, але зручніше використовувати швидкість проникнення електроліту.

Додаток Г

СПЕЧЕНІ ЗАГОТОВАНКИ

Експлуатаційні характеристики спечених виробів піддаються контролю на відповідність за магнітними, електричними, оптичними, температурними, геометричними та іншими спеціальними параметрами. В окремих випадках перевіряються механічні характеристики, наприклад, напруги на розрив, стиск. Щільність хоч і обумовлюється нормативною документацією, перевіряється лише вибірково. Останнім часом зростає актуальність кількісної оцінки пористості растрової електронної мікроскопії (РЕМ). Такі характеристики матеріалів, як мікроструктура, структурно-фазовий склад, не є об'єктами контролю, хоча всі експлуатаційні характеристики виробів перебувають у прямій залежності від них.

Основними показниками спечених виробів є щільність та пористість. Визначення щільності спечених виробів принципово не відрізняється від визначення густини сирих заготовок. Набагато складніший контроль пористості. Розрізняють відкриту, закриту і загальну пористість. Відкрита пористість визначається обсягом рідини, поглиненої порами при кип'ятінні або вакуумуванні. Для води

$$P_{\text{відкр}} = \frac{m_2 - m_1}{V} \cdot 100\%,$$

де m_1 і m_2 – маси сухого та насиченого зразків відповідно; V – об'єм зразка, що визначається методом гідростатичного зважування.

Для зважування зразків вибирають рідину з мінімальним поверхневим натягом і гарною змочуваністю, щоб вона легше затікала в пори та дефекти зразка. Це толуол, ксилол, бензиловий спирт; у відповідальних випадках беруть зріджені гази, наприклад, гелій. Для високої точності аналізу зразки витримують в рідині кілька годин. Застосування води обмежується великим розміром молекул ($\sim 0,28$ нм), які можуть затікати лише в пори більше 10^{-7} см (1 см = 10^7 нм = 10^8 А), проте це в межах помилки стандартного методу

визначення пористості. Товщина шару адсорбованої вологи на стінках пір становить приблизно 10^{-5} см.

Існує кілька методів визначення пористості: рентгенівський (малих кутів) – для пор 10^{-7} – 10^{-5} см; ртутної порометрії, водопроникності, повітропроникності; адсорбційний для пір до 10^{-7} см; електронно-мікроскопічний до 10^{-6} см; капілярного всмоктування, взаємного витіснення повітря для пор 10^{-6} – 10^{-2} см; мікроскопічний для пор 10^{-4} – 10^{-2} см.

Для з'ясування дійсного розподілу пор користуються двома методами: методом ртутної порометрії, наприклад, для визначення розмірів та кількості середніх і дрібних пор, і мікроскопією для характеристики великих пор.

Додаток Д

МІКРОСТРУКТУРНИЙ АНАЛІЗ ФЕРИТІВ

При дослідженні процесів рекристалізації у феритах і характеру сформованої при цьому мікроструктури використовують прямі і непрямі способи спостереження та аналізу. До прямих методів відносяться методи безпосереднього спостереження і вимірювання параметрів мікроструктури феритів: мікроскопічний аналіз (якісний і кількісний), що включає в себе спостереження мікроструктури на шліфах за допомогою звичайних металографічних мікроскопів, оснащених стандартною оптикою і пристосуваннями, і електронних мікроскопів, у тому числі растрових. В останньому випадку використовують спеціально приготовлені шліфи та репліки з них, а також механічно необроблені злами зразків. До цієї ж категорії належать різні методи спостереження та вимірювання відкритої та закритої пористості.

Непрямі методи, що використовуються при дослідженні процесів рекристалізації феритів, не завжди дають однозначні результати, так як вони залежать від безлічі супутніх процесів: розпад твердих розчинів феритів, поява і розчинення дисперсних фаз і включень і т. д. Ці процеси найчастіше призводять до істотної зміни характеру феритів. Необхідні дані про ці супутні процеси можуть бути отримані, наприклад, методами рентгеноструктурного аналізу. До непрямих методів відносяться термографія та дилатометрія, за допомогою яких визначають важливі для розуміння процесів спікання та рекристалізації температурні інтервали зміни геометричних розмірів та маси зразків феритів, що спікаються.

Оптичні металографічні мікроскопи дозволяють спостерігати елементи мікроструктури розміром щонайменше 0,2 мкм. Для вивчення будови і природи різних фаз включень і елементів мікроструктури менших розмірів використовують електронну мікроскопію. Теоретично роздільна здатність електронного мікроскопа в порівнянні з оптичним може бути підвищена до 10

разів. На практиці внаслідок супутніх явищ роздільна здатність збільшується лише в 100–200 разів, тобто максимальне збільшення електронного мікроскопа може досягати $10^5 - 2 \cdot 10^5$.

Для проведення металографічних досліджень необхідно виготовити спеціально оброблений шліф, який потім використовують для мікроскопічного аналізу. Приготування шліфу зазвичай складається з трьох основних операцій: шліфування, полірування і травлення. Невеликі зразки перед початком шліфування закріплюють у спеціальному тримачі або запресовують в пластмасу, що полімеризується, типу А.КР, епоксидну смолу з затверджувачем тощо. В іншому випадку під час шліфування дуже складно отримати плоску поверхню шліфу, без чого розгляд його при великих збільшеннях стає неможливим.

Феритові зразки зазвичай шліфують на більш дрібнодисперсних абразивах, ніж зразки металів, що пов'язано з можливістю фарбування окремих зерен фериту. Як правило, шліфування послідовно ведуть на шліфувальних порошках М20, М14, М7, М3, М1, а іноді і на алмазних пастах АСМ-1 та АСМ-0,5. Шліфування може бути ручним (на склі зі зволженими шліфувальними порошками) і механічним (на спеціальних шліфувальних верстатах стрічкових, дискових тощо).

Після шліфування промиті зразки полірують або вручну на диску, що обертається, покритому полірувальним матеріалом (біліардним сукном, фетром, шовком), або на спеціальних верстатах. Існують різні типи полірувальних – притиральні, вібраційні та ін. Деякі моделі дозволяють отримати шліфи дуже високої якості, наприклад прецизійна полірувальна установка для наукових цілей типу «Астромет», в якій закріплений зразок обертається навколо власної осі і одночасно притискається до обертового полірувального. Зусилля притиску зразка регулюється в межах, що дають змогу отримувати якісну поверхню шліфу.

Для прискорення процесу полірування використовують суспензії полірувальних абразивів, що складаються з порошків MgO , Al_2O_3 , Cr_2O_3 , Fe_2O_3 тощо з розміром частинок від 0,1 до 1 мкм. Користуються також алмазною пастою типу АСМ-0,5. Шліфи вважаються якісно приготованими, якщо під мікроскопом на їх поверхні не спостерігається подряпин, рисок тощо. Перед травленням поліровані зразки ретельно промивають етиловим спиртом або чотирехлористим вуглецем. Існують різні способи травлення полірованих шліфів: хімічні, термічні, електролітичні, катодні, вакуумні і т. д. У технології дослідження мікроструктури феритів найбільш поширені хімічне і термічне травлення.

При хімічному травленні шліф обробляють спеціально підібраним за хімічним складом травителем, який, як правило, одночасно нагрівають. Основну складність представляє підбір складу травителя та режиму травлення. При високих температурах протравлюється вся поверхня шліфу, тоді як за відносно низьких температур – лише міжзеренні межі.

Розроблено велику кількість травителів практично для всіх найпоширеніших систем. Хороші результати досягнуті при використанні деяких інших травників. Наприклад, для Ni-Zn-феритів може бути рекомендований склад із 50% HCl у суміші з 50% щавлевої кислоти. Травлення ведуть за 90-100 °С. Для Li-Mn-феритів використовують плавикову кислоту HF , а для Mn-Zn-феритів може бути застосована суміш HF і HNO_3 , причому шліфи після травлення промивають за допомогою ультразвуку частотою до 10 кГц. Для травлення Li-Mg-Mn-феритів може бути використаний насичений розчин $FeCl_3$ в суміші з концентрованою HCl при 60-80 °С.

Незважаючи на безліч рекомендацій, не завжди вдається підібрати відповідний склад травителя для чіткого і однозначного виявлення мікроструктури феритів або її окремих компонентів. У ряді випадків хороші результати можуть бути отримані при термічному травленні.

Додаток Е

АКТИ ВПРОВАДЖЕННЯ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ

ЗАТВЕРДЖУЮ

Перший проректор з науково-педагогічної та виховної роботи
національного університету

«Одеська Політехніка»

д.т.н., проф. Нестеренко С.А.



Акт

Впровадження результатів дослідження у навчальний процес

Завідувачка кафедри Автомобільного транспорту та логістики д.т.н., проф. Меленчук Т.М., завідувач кафедри динаміки машин та механічної інженерії к.т.н., доц. Лимаренко О.М., завідувач кафедри вищої математики і моделювання систем д.т.н., проф. Усов А.В. завідувач кафедри цифрових технологій в інжинірингу д.т.н., проф. Тіхенко В.М. та аспірантки Сікіраш Ю.Є. підтверджують, що в період з 15.09.2025 року по 15.11.2025 року в Інституті цифрових технологій, дизайну та транспорту були проведені практичні випробування результатів дисертаційної роботи «», зокрема, під час викладання дисциплін «Автомобільні двигуни», «Динаміка машин» для студентів третього та четвертого курсів. Було прочитано лекцію по забезпеченню якісних характеристик при шліфуванні ферокерамічних виробів та магнітних матеріалів. В навчальній дисципліні «Математичне моделювання технічних систем», яку кафедра ВММС викладає для магістрів, розглядалися моделі термомеханічних процесів у виробі при їх механічній обробці.

В результаті одержані наступні результати:

1. Дистанційна комунікація учасників освітнього процесу здійснювалася через засоби комунікації, вбудовані до системи управління навчанням (LMS), електрону пошту, системи миттєвого обміну повідомленнями

(Viber, Telegram), сервіси відеотелефонного зв'язку (MS Teams, ZOOM, Google Meet, Skype та ін.);

2. В дистанційному режимі згідно з навчальним планом здійснено читання лекцій по технологічному забезпеченню якісних характеристик робочих поверхонь деталей із матеріалів, схильних до утворення дефектів на фінішних операціях та виконання практичних занять за вказаною темою в повному обсязі;
3. В дистанційному режимі згідно з навчальним планом проведені усі види контролю засвоювання матеріалів лекцій та практичних занять;

Директор ЦТДТ
доктор технічних наук, професор



В. Тонконогий

Директор
ТОВ «ХОЛДІНГОВА КОМПАНІЯ МІКРОН»
Доктор технічних наук



В.О. Байсман
«МІКРОН» листонада 2025 р.

АКТ

Впровадження науково-дослідної роботи

«Технологічні методи підвищення ефективності фінішних операцій при обробці ферокерамічних виробів»

1. Розроблена математична модель, що описує термомеханічні процеси в поверхневому шарі при шліфуванні робочих поверхонь виробів із ферокерамічних матеріалів, схильних до тріщиноутворення і припиків в процесі шліфування.

2. Досліджено вплив технологічної спадковості попередніх операцій, починаючи з одержання заготівлі на етапі спікання на інтенсивність утворення тріщин і припиків на оброблюваних поверхнях виробів із ферокерамічних матеріалів, схильних до вказаних дефектів при обробці шліфуванням.

3. Запропоновані критерії запобігання утворенню тріщин і припиків й встановлено їх зв'язок з досліджуваними технологічними факторами процесу шліфування робочих поверхонь виробів із ферокерамічних матеріалів, схильних до дефектоутворення.

4. Розроблені передумови для оптимізації термомеханічного стану поверхневого шару виробів із ферокерамічних матеріалів, схильних до дефектоутворення в процесі шліфування, що виключають виникнення шліфувальних дефектів типу тріщин і припиків.

5. Визначені технологічні можливості управління якістю поверхневого шару робочих поверхонь виробів із ферокерамічних матеріалів, схильних до дефектоутворення та забезпечення їх геометричних характеристик, необхідних для ефективної експлуатації, що дозволило одержувати економічний ефект у розмірі 7000 грн на одній партії деталей.

Науковий керівник
Д.т.н., професор

Відповідальний виконавець

А.В. Усов

Ю.Є. Сікіраш