

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ДВНЗ «ПРИАЗОВСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ»
Національний технічний університет України «Київський політехнічний
інститут імені Ігоря Сікорського»

Кваліфікаційна наукова робота
на правах рукопису

БЕЗУМОВА ОЛЬГА ОЛЕКСІЇВНА

УДК 621.791.927.55

ДИСЕРТАЦІЯ
ПЛАЗМОВЕ СУБМІКРО- І НАНОСТРУКТУРУВАННЯ
РІЗЬБОНАРІЗНОГО ІНСТРУМЕНТУ

Спеціальність 05.03.07 - Процеси фізико-технічної обробки

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук
Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело.

Науковий керівник
Самотугін Сергій Савелійович
доктор технічних наук,
професор

Маріуполь – 2021 рік

АНОТАЦІЯ

Безумова О.А. «Плазмове субмікро- і наноструктурування різьбонарізного інструмента». – Кваліфікаційна наукова робота на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.03.07 – Процеси фізико-технічної обробки. Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», МОН України, Київ, 2021.

Дисертація присвячена формуванню модифікованих шарів з субмікро- і нанокристалічною структурою і підвищеним рівнем експлуатаційних властивостей при поверхневій обробці різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних сталей та твердих сплавів висококонцентрованим плазмовим струменем.

У літературному огляді виконаний аналіз умов роботи різьбонарізного інструменту. Показан характер зносу різьбонарізного інструменту, механізми зносу, зони зносу. показана перспективність розвитку різних методів зміцнення для підвищення працездатності різьбонарізного інструменту. Особливість різьбонарізного інструмента це дуже велика номенклатура як по розмірах, від дуже дрібних мітчиків, до крупних фрез, різців, так і за різноманітністю видів. Нині існує 4 підходи до зміцнення. Найбільш розвиваються останнім часом це нанесення покриттів, і поверхнєве модифікування. Ці два найбільш поширених метода якраз розвиваються у бік отримання дисперсних структур у тому числі і наноструктур.

Дисертаційна робота виконана на плазмовому комплексі в умовах кафедри «Наноінженерія в галузевому машинобудуванні», основний елемент цього комплексу це плазматрон. Плазматрон використовується побічної дії: деталь і інструмент електрично нейтральні. Особлтівість його конструкції це сенкціонована міжелектродна вставка. Спеціально для того, щоб підвищити швидкість охолодження і отримати плазмове наноструктурування.

Експериментами встановлено, що можна впливати на цей процес шляхом виконання каналу плазматрона не циліндричної форми, а конічної. Міра звуження каналу впливає на твердість при обробці.

Розроблена методика математичного моделювання процесу плазмового модифікування різьбонарізного інструмента. У основі розрахунку теплової дії висококонцентрованих джерел нагріву на метал лежить закон теплопровідності Фур'є. Для вирішення цього завдання використано звичайно-елементне моделювання із застосуванням прикладного пакету MCS.Nastran.

Розроблено математичну модель оптимального керування процесом плазмового поверхневого модифікування різьбонарізного інструменту та інженерну методику розрахунку оптимальних режимів обробки. Уперше на основі звичайно-елементного рішення диференціального рівняння теплопровідності в нелінійній постановці розроблені алгоритми і інженерні методики розрахунку оптимальних режимів плазмового модифікування різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних сталей і твердих сплавів, що забезпечують утворення в модифікованій зоні субмікро- і нанокристалічної структури з підвищеним рівнем експлуатаційних властивостей.

У 3м розділі дисертації досліджена структура і властивості різьбонарізного інструмента зі швидкорізальної сталі на прикладі гребінки. Для такого інструмента відомо два підходи плазмовою модифікування з об'ємною термообробкою і з триразовою відпусткою тип структури, що утворюється в модифікованій зоні в результаті комплексного об'ємно-поверхневого зміцнення гребінок із сталі Р6М5, займає проміжне положення між нанокристалічною (до 100 нм) і субмікроструктурною.

Досліджено механізми структурних перетворень гребінки зі швидкорізальної сталі та різьбонарізного різця з напаяною твердосплавною пластиною при плазмовому поверхневому модифікуванні. Встановлені закономірності наноструктурування різальних кромки різьбонарізного інструменту при плазмовому модифікуванні без оплавлення поверхні. Встановлено, що при наноструктуруванні сталевих інструментів набуття найбільш високих значень дисперсності обумовлене збільшенням швидкості охолодження, розчиненням вихідних карбідів і виділенням нанодисперсних вторинних карбідів.

Розроблено методику випробувань та досліджено тріщиностійкість, механізми руйнування та зношування різьбонарізного інструменту з поверхневим модифікованим шаром. Розроблено технологічне устаткування для проведення плазмової обробки. Розроблено технологічні процеси плазмового модифікування різьбонарізного інструменту з твердих сплавів та швидкорізальних сталей.

Розроблена структурна схема управління наноструктуруванням після плазмового модифікування. Розроблені рекомендації по вибору оптимального розміщення модифікованої зони на різьбонарізному різці з напаяними твердосплавними пластинами та різьбонарізній гребінки зі швидкорізальної сталі. Проведені стійкісні дослідження різьбонарізного інструменту після плазмового модифікування.

Розроблений науково-методологічний комплекс управління наноструктуризацією поверхні різьбонарізного інструменту при плазмовому модифікуванні. Встановлено, що найбільш високі дисперсність структури і експлуатаційні властивості модифікованої зони досягаються за рахунок реалізації дислокаційного і дисперсійного механізмів зміцнення для сталевого інструменту і твердодозчинного, дисперсійного і зернограничного - для твердосплавного інструменту.

Розроблений комплексний підхід на основі розгляду єдиної технологічної системи, в яку в якості взаємозв'язаних складових входять підсистеми "Плазмове модифікування" і "Різьбонарізання". Новий підхід є основою для створення інтегрованих технологій механічної і фізико-технічної обробки і їх програмного управління.

Ключові слова: плазмове модифікування, різьбонарізний інструмент, механізм руйнування, тріщиностійкість, зносостійкість, математична модель, структурні перетворення, поверхневий шар, субмікроструктурування, наноструктурування, стійкісні дослідження, металорграфічні дослідження.

ABSTRACT

O.A. Bezumova Plasma submicro- and nanostructuring of threading tools. – Qualifying scientific work of the rights of manuscript.

A thesis for a degree of candidate of technical science (Ph.D.), speciality 05.03.07 –Processes of physical and technical treatment.- National technical university of Ukraine “Kiev Polytechnic Institute name of Igor Sicorskiy”, Kyiv, 2021.

Dissertation is sanctified to forming of the modified layers from submicro- and by a nanocrystalline structure and increase level of operating properties at superficial treatment of thread instrument from high speed steel and carboloies by a plasma stream. In a literary review the executed analysis of terms of work of thread instrument. The character of wear of thread instrument, mechanisms of wear, zone of wear. the shown perspective of development of different methods of strengthening is for the increase of capacity of thread instrument. The feature of thread instrument it a very large nomenclature as on sizes, from ultrafine markers, to the large milling cutters, chisels, so on the variety of kinds. Presently there are 4 approaches to strengthening. Most develop lately this causing of coverages, and superficial retrofitting. These two most widespread метода just develop toward the receipt of dispersible structures including nanostructures.

Dissertation work is executed on a plasma complex in the conditions of department "Nanoengineering in a branch engineer", the basic element of this complex it a plasmatron. A plasmatron is used indirect action: a detail and instrument are electric neutral. Feature of his construction this partitioned interelectrode insertion. Specially in an order to promote cooling speed and get plasma nanostructure. It is set experiments, that it is possible to influence on this process by implementation of channel of plasmatron not cylindrical form, but conical. Measure of narrowing of channel influences on hardness at treatment. Worked out methodology of mathematical design of process of the plasma retrofitting of thread instrument. In basis of calculation of thermal action of concentrate sources of heating the law of heat-conducting of

Fourier lies on a metal. For the decision of this task an usually-element design is used with application of the applied package of MCS.Nastran.

A mathematical optimal case of the plasma superficial retrofitting of thread instrument a process frame and engineering methodology of calculation of the optimal modes of treatment are worked out. First on the basis of usually-element decision of differential equalization of heat-conducting in the nonlinear raising the worked out algorithms and engineering methodologies of calculation of the optimal modes of the plasma retrofitting of thread instrument from high speed steel and carboloies that provide formation in the modified zone of submicro- and nanocrystalline structure with an increase level of operating properties. In the third part of dissertation an investigational structure and properties of thread instrument are from high-speed steel on the example of comb. For such instrument two approaches are known by plasma retrofitting with by volume heat treatment and with triple vacation Type of structure that appears in the modified zone as a result of the complex by volume of-superficial strengthening of combs from steel of P6M5 occupies intermediate position between nanocrystalline (to 100 nm) and microcrystalline.

The mechanisms of structural transformations of comb are investigational from high-speed steel and thread chisel from a hard-alloy plate at the plasma superficial retrofitting. The set conformities to law of nanostructure of cutting edges of thread instrument are at the plasma retrofitting without melting surface. It is set that during nanostructure of steel instrument of acquisition of the most high values of dispersion is conditioned by the increase of cooling speed, dissolution of initial carbides and selection of nanodispersible secondary carbides.

Methodology of tests is worked out and investigational crackfirmness, mechanisms of destruction and wear of thread instrument with the superficial modified layer. A technological equipment is worked out for realization of plasma treatment. The technological processes of the plasma retrofitting of thread instrument are worked out from carboloies and high speed steel. The worked out flow diagram of management of nanostructure is after the plasma retrofitting. Worked out recommendations on the choice of the optimal placing of the modified zone on a thread chisel by hard-alloy

plates and thread combs from high-speed steel. Firmness studies of thread instrument are undertaken after the plasma retrofitting.

The worked out scientifically-methodological complex of management nanostructure of surface of thread instrument is at the plasma retrofitting. It is set that most high dispersion of structure and operating properties of the modified zone are arrived at due to realization of dislocation and dispersible mechanisms of strengthening for a steel instrument and hardsolution, dispersible and grainboarded - for a hard-alloy instrument. The worked out complex approach is on the basis of consideration of the single technological system in that as associate constituents subsystems enter the "Plasma retrofitting" and "Threading". New approach is basis for creation of the integrated technologies of mechanical and фізико-технічної treatment and them programmatic management.

Key words: plasma modification, threading tool, fracture mechanism, crack resistance, wear resistance, mathematical model, structural transformations, surface layer, microstructuring, nanostructuring, meso-structures, ultra-disperse.

Список публікацій здобувача за темою дисертації:

1. Samotugin S.S. Increasing tool life of hardmetal threading tools by plasma modification of insert surface / S.S. Samotugin, V.J. Lavrinenko, O.A. Khrystenko, U.S. Samotugina // Journal of Superhard Materials. – 2019.– No. 2 – P.P. 133-138

2. Самотугин С.С. Повышение стойкости твердосплавных резьбовых резцов плазменным поверхностным модифицированием / С.С. Самотугин, В.И. Лавриненко, О.А. Христенко, Ю.С. Самотугина // Надтверді матеріали. 2019. № 2. С. 83-90.

3. Самотугин С.С. Анализ технологической системы, процесс резбонарезания, прошедшим плазменное модифицирование / С.С. Самотугин, О.А. Христенко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2019. – № 3(15). – С. 134-138

4. Самотугин С.С. Нанесение модифицированных слоїв с нанокристаллической структурой на холоднодеформирующий інструмент / С.С Самотугин, В.И. Лавриненко,

Ю.С. Самоутугина, О.А. Христенко, О.Н Шичева, А.А. Понаморенко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2021. – № 1. – С. 37-44.

5. Самоутугин С.С. Выбор оптимальных режимов плазменной обработки инструмента из твердых сплавов / С.С. Самоутугин, Е.В. Кудинова, О.А. Христенко, В.П. Беляковский, Я.Н. Шибистая // Технология машиностроения – 2018. - №7 – С. 30–34.

6. Самоутугин С.С. Плазменное субмикро- и наноструктурирование инструмента из стали Х12М / С.С. Самоутугин, Ю.С. Самоутугина, О.А. Христенко, Т.К. Ткаченко, В.И. Лавриненко // Технология машиностроения – 2020. - №5 – С. 42–52.

7. Самоутугин С.С. Плазменное модифицирование резбонарезного инструмента / С.С. Самоутугин, О.А. Христенко // Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки. - 2017. – Вип. 34. – С.105-112.

8. Самоутугин С.С. Структура и свойства плазменной модифицированной зоны обработки резбонарезных резцов с твердосплавными пластинами / С.С. Самоутугин, О.А. Христенко // Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки – 2017. – Вип. 36. – С.128-134.

9. Самоутугин С.С. Нанотехнологии в машиностроении: плазменное модифицирование резбонарезного инструмента / С.С. Самоутугин, О.А. Христенко // Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки – 2018. – Вип. 37. – С.105-114.

10. Самоутугін С.С. Конструктивні особливості плазмотронів для наноструктуризації металорізального інструменту / С.С. Самоутугін, Пірч І.І., Ю.С. Самоутугіна, О.О. Безумова // Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки – 2020. – Вип. 40. – С.24-31.

11. Самоутугин С.С. Математическая модель процесса поверхностного плазменного упрочнения резбонарезной гребенки / С.С. Самоутугин, В.О. Мазур, О.А. Христенко // Захист металургійних машин від поломок: Зб. наук. пр. – 2014. – Вип. 16. - С. 14 – 18.

12. Самотугин С.С. Технологические основы плазменного поверхностного модифицирования резьбонарезного инструмента / С.С. Самотугин, О.А. Христенко // Наука та виробництво. Зб. наук. пр. – Маріуполь, 2017. – Вип. 17. – С. 65-69.

13. Самотугин С.С. Особенности расчетов режима резания твердосплавными резьбонарезными резцами с модифицированным слоем / С. С. Самотугин, О.А. Христенко, Е.В. Кудинова, Ю.Г. Касаткин // Наука та виробництво. Зб. наук. пр. – Маріуполь, 2018. – Вип. 18. – С. 43-46.

14. Христенко О.А. Системный анализ технологических процессов резьбонарезания и поверхностного наноструктурирования инструмента / О.А. Христенко // Наука та виробництво. Зб. наук. пр. – Маріуполь, 2018. – Вип. 18. – С. 80-87.

15. Христенко О.А. Повышение работоспособности резьбонарезного инструмента плазменной обработкой/ О. А. Христенко // Фізичні та комп'ютерні технології. Матеріали ХХІІ Міжнародної науково-практичної конференції, 7–9 грудня 2016, м. Харків. – Д.: ЛІРА, 2016. – 510 с. - С. 174-176.

16. Самотугин С.С. Повышение работоспособности резьбонарезных твердосплавных резцов плазменным поверхностным модифицированием / С. С. Самотугин, О. А. Христенко // Фізичні та комп'ютерні технології. Матеріали ХХІІІ Міжнародної науково-практичної конференції, 21–22 грудня 2017, м. Харків. – Одеса: ОНПУ, 2017. – 229 с. - С. 30-32.

17. Самотугин С.С. Работоспособность твердосплавных резьбовых резцов после плазменного модифицирования и переточек / С. С. Самотугин, О. А. Христенко // Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении: Материалы международной научно-технической конференции, 26-29 сентября 2018 г., г. Одесса. – Одесса: ОНПУ, 2018. – 208 с. – С. 170-173.

18. Самотугин С.С. Перспективы использования высококонцентрированного плазменного нагрева для повышения работоспособности резьбонарезного инструмента / С. С. Самотугин, О. А. Христенко // Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении:

Материалы международной научно-технической конференции, 20-22 сентября 2017 г., г. Одесса. – Одесса: ОНПУ, 2017. – 148 с. – С. 119-121.

19. Самотугин С. С. Плазменное наноструктурирование режущих кромок резьбонарезной гребенки из стали Р6М5 / С. С. Самотугин, О. А. Безумова (Христенко) // Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении: Материалы международной научно-технической конференции, 16-18 мая 2019 г., г. Одесса. – Одесса: ОНПУ, 2019. – 200 с. – С. 162-164.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	14
РОЗДІЛ 1 АНАЛІЗ МЕХАНІЗМІВ ЗНОШУВАННЯ І МЕТОДІВ ЗМІЦНЕННЯ РІЗЬБОНАРІЗНОГО ІНСТРУМЕНТА.....	20
1.1 Умови експлуатації та механізм зношування різьбонарізного інструменту.....	20
1.2 Методи поверхневого зміцнення різьбонарізного інструменту.....	27
1.3 Поверхнєве модифікування інструменту з використанням висококонцентрованих джерел нагріву.....	38
1.4 Методи поверхневої наноструктуризації інструментальних сталей і сплавів.....	50
1.5 Обґрунтування мети і завдань досліджень.....	54
Висновки до розділу 1.....	56
РОЗДІЛ 2 РОЗРОБКА МЕТОДИК ДОСЛІДЖЕНЬ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ, СТРУКТУРА І СТІКІСТЬ РІЗЬБОНРІЗНОГО ІНСТРУМЕНТУ.....	58
2.1 Характеристика плазмового технологічного комплексу.....	58
2.2 Методика вибору оптимальних режимів плазмової обробки різьбонарізного інструменту.....	63
2.2.1 Методика вибору оптимальних режимів плазмового модифікування твердосплавних різців.....	67
2.2.2 Методика вибору оптимальних режимів плазмового модифікування різьбонарізної гребінки зі швидкорізальної сталі.....	73
2.3 Методика досліджень структури і параметрів кристалічної будови різьбонарізного інструменту після плазмового модифікування.....	76
2.4 Методика стійкостних випробувань різьбонарізного інструменту після плазмового модифікування.....	79
Висновки до розділу 2.....	82

РОЗДІЛ 3 ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ І ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ РІЗЬБОНАРИЗНОГО ІНСТРУМЕНТУ ЗІ ШВИДКОРИЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ ПЛАЗМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ.....	84
3.1 Розробка оптимальних технологічних схем плазмового модифікування сталевого різьбонарізного інструменту.....	84
3.2 Розрахунок оптимальних режимів плазмового модифікування сталевого різьбонарізного інструменту.....	87
3.3 Плазмове субмікро- і наноструктуризація різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних сталей.....	89
Висновки до розділу 3.....	98
РОЗДІЛ 4 ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ РІЗЬБОНАРИЗНОГО ІНСТРУМЕНТУ З ТВЕРДИХ СПЛАВІВ ПІСЛЯ ПЛАЗМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ.....	100
4.1 Розрахунок оптимальних режимів плазмової обробки твердосплавних різьбових різців.....	100
4.2 Дослідження структури і параметрів кристалічної будови твердосплавних різьбових різців після плазмового модифікування.....	102
Висновки до розділу 4.....	112
РОЗДІЛ 5 ТЕХНОЛОГІЧІ ОСНОВИ І МЕТОДОЛОГІЯ УПРАВЛІННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯМ ПРИ ПЛАЗМОВОМУ МОДИФІКУВАННІ РІЗЬБОНАРИЗНОГО ІНСТРУМЕНТУ.....	113
5.1 Розробка науково-методологічного комплексу оптимізації процесів субмікро- і наноструктуризації інструменту.....	114
5.2 Системний аналіз технологічних процесів модифікування і різьбонарізання.....	117
5.3 Технологічні процеси різьбонарізання з урахуванням переточувань інструменту.....	121
Висновки до розділу 5.....	127
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ.....	128
СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ.....	131

ДОДАТОК.....	149
--------------	-----

ВСТУП

Актуальність теми. Одним з найбільш перспективних напрямів розвитку зміцнюючих технологій в інструментальному виробництві є поверхневе модифікування різальних кромek при нагріві висококонцентрованими джерелами енергії (ВДЕ) - лазерним променем, електронним променем, плазмовим струменем. Завданням такої обробки є цілеспрямоване формування в поверхневому модифікованому шарі заданого структурного стану інструментального матеріалу, що викликає значне (у ряді випадків - кардинальне) підвищення експлуатаційних властивостей. Характерною особливістю поверхневого модифікування ВДЕ в порівнянні з нанесенням покриттів (найбільш поширеним методом підвищення працездатності різального інструменту) є збільшення товщини модифікованого шару на декілька порядків, що значно розширює номенклатуру і технологічні можливості використання зміцненого інструменту, передусім за рахунок можливості виконання переточувань без поверхневого зміцнення.

Численними дослідженнями встановлено, що найбільш високий рівень властивостей матеріалів (у тому числі інструментальних) при обробці ВДЕ досягається у разі формування в модифікованому шарі субмикрокристалічної або нанокристалічної структури (середній розмір структурних параметрів - часток мартенсіту і карбідів ≈ 100 нм). Такий варіант обробки називають поверхневою наноструктуризацією. Проте, стосовно інструментальних матеріалів - швидкорізальним сталям і твердим сплавам - він залишається практично невивченим. Особливо актуальна розробка новітніх технологій зміцнення для різьбонарізного інструменту, що відрізняється широкою номенклатурою, великими об'ємами використання і особливими умовами вантаження. Стосовно різьбонарізного інструменту зведення про можливість реалізації поверхневої наноструктуризації при нагріві ВДЕ в літературі відсутні.

З методів поверхневого модифікування ВДЕ ряд техніко-економічних переваг має плазмова обробка. Встановлена висока ефективність використання плазмового модифікування для сталевого і твердосплавного інструменту. В той же час

залишаються невивченими механізми фазових і структурних перетворень в модифікованій зоні на різьбонарізному інструменті при плазмовій субмікро- і наноструктуризації. Відсутні теоретичні моделі і розрахункові методики вибору режимів плазмової наноструктуризації при обробці без оплавлення поверхні. Немає відомостей про принципи системного аналізу нових технологій поверхневого модифікування в сукупності з процесом різьбонарізання.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертаційна робота виконана на кафедрі "Наноінженерія в галузевому машинобудуванні" ДВНЗ "Приазовський державний технічний університет" у рамках виконання науково-дослідних робіт : "Розробка наукових основ системного аналізу властивостей та надійності металообробного інструменту з поверхневим шаром з модифікованою ультра- та нанодисперсною структурою" (номер державної реєстрації 0116U004514), "Створення фізико - технічних основ критичних технологій плазмового модифікування виробів з високовуглецевих сплавів" (номер державної реєстрації 0119U100375).

Вказані науково-дослідні роботи, відповідальним виконавцем яких був претендент, стали базовими для підготовки і представлення цієї дисертації.

Мета і завдання дослідження. Мета дисертаційної роботи полягає в розробці теоретичних положень і технологічних рекомендацій для поверхневої субмікро- і наноструктуризації сталевого і твердосплавного різьбонарізного інструменту при обробці висококонцентрованим плазмовим струменем.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні основні завдання:

1. Вивчити механізми зношування і методи підвищення експлуатаційних властивостей різьбонарізного інструменту.
2. Розробити математичну модель оптимального управління процесом плазмової субмікро- і наноструктуризації різьбонарізного інструменту і інженерну методику розрахунку оптимальних режимів обробки.

3. Дослідити механізми фазових і структурних перетворень при плазмовій поверхневій субмікро- і наноструктуризації різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних сталей і твердих сплавів.

4. Розробити методику стійкостних випробувань і дослідити зносостійкість різьбонарізного інструменту з поверхневим модифікованим шаром.

5. Виконати системний аналіз технологічних процесів різьбонарізання інструментом, що пройшов плазмове модифікування.

Об'єкт досліджень - процеси плазмової поверхневої субмікро- і наноструктуризації різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних сталей і твердих сплавів.

Предмет досліджень - структура, фазовий склад, параметри кристалічної будови і експлуатаційні властивості модифікованих шарів з субмікро- і нанокристалічною структурою на різальному клині різьбонарізного інструменту.

Методи досліджень: математичне моделювання і розрахунки на ПЕОМ; металографічні дослідження структури методами оптичної і електронної мікроскопії; рентгеноструктурний аналіз фазового складу, параметрів кристалічної будови і внутрішньої напруги; стійкостні випробування інструменту.

Наукова новизна отриманих результатів. У дисертаційній роботі проведені комплексні теоретичні і експериментальні дослідження процесу субмікро- і наноструктуризації різьбонарізного інструменту при поверхневому нагріві висококонцентрованим плазмовим струменем.

1. Уперше на основі звичайно-елементного рішення диференціального рівняння теплопровідності в нелінійній постановці розроблені алгоритми і інженерні методики розрахунку оптимальних режимів плазмового модифікування різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних сталей і твердих сплавів, що забезпечують утворення в модифікованій зоні субмікро- і нанокристалічної структури з підвищеним рівнем експлуатаційних властивостей.

2. На підставі металографічних і рентгеноструктурних досліджень уперше встановлені закономірності наноструктуризації різальних кромek різьбонарізного інструменту при плазмовому модифікуванні без оплавлення поверхні. Встановлено,

що при наноструктуризації сталевому інструменту набуття найбільш високих значень дисперсності структури (середній розмір часток наномартенситу і карбідів ≈ 100 нм), твердості (HV 1025) і теплостійкості $K_{4p58} = 690^{\circ}\text{C}$) обумовлене збільшенням швидкості охолодження, розчиненням початкових карбідів і виділенням нанодисперсних вторинних карбідів. Для твердосплавного інструменту максимальний ефект зміцнення (HV 1750) обумовлений подрібненням початкових карбідів і насиченням зв'язки нанодисперсними вторинними карбідами (≈ 100 нм) при надшвидкісному охолодженні.

3. Вдосконалена методика стійкостних випробувань різьбонарізного інструменту після плазмової наноструктуризації з урахуванням неоднорідності структури і твердості модифікованої зони і можливості виконання переточувань без повторного модифікування. Встановлено підвищення стійкості різьбових різців з модифікованою зоною в 2,15-2,75 разу (відповідно за критеріями рівного і оптимального зносу).

4. Уперше розроблений науково-методологічний комплекс управління наноструктуризацією поверхні різьбонарізного інструменту при плазмовому модифікуванні. З використанням положень структурної теорії міцності і закономірностей дислокаційної теорії встановлено, що найбільш високі дисперсність структури і експлуатаційні властивості модифікованої зони досягаються за рахунок реалізації дислокаційного і дисперсійного механізмів зміцнення для сталевому інструменту і твердорозчинного, дисперсійного і зернограничного - для твердосплавного інструменту.

5. Отримали подальший розвиток методи системного аналізу технологічних процесів різьбонарізання і плазмового модифікування. Уперше розроблений комплексний підхід на основі розгляду єдиної технологічної системи, в яку в якості взаємозв'язаних складових входять підсистеми "Плазмове модифікування" і "Різьбонарізання". Новий підхід є основою для створення інтегрованих технологій механічної і фізико-технічної обробки і їх програмного управління.

Практичне значення отриманих результатів. Результати досліджень, отримані при виконанні дисертаційної роботи, послужили основою для розробки

технологічних основ плазмової наноструктуризації різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних сталей і твердих сплавів, які включають математичну модель і інженерну методику вибору оптимальних режимів і технологічних схем плазмової обробки інструменту різних типів, методику стійкостних випробувань, методику вибору оптимальної технології режимів різьбонарізання модифікованим інструментом. Наукові і практичні результати роботи отримали дослідно-промислове випробування у виробничих умовах ВАТ "Сервісний центр Тяжпромонтаж" і ТОВ "АСРЗ". Результати досліджень використовуються в учбовому процесі ДВНЗ "Приазовський державний технічний університет" при підготовці магістрів по спеціальностях "Наноінженерія в галузевому машинобудуванні", "Обробка металів по спецтехнологіях", "Інструментальне виробництво".

Особистий вклад претендента. У дисертаційній роботі вклад автора складається з самостійного вибору підходів опису дії плазмового струменя на різьбонарізний інструмент, розробки математичної моделі, обчислювальних алгоритмів. Претендентом проведені металографічні дослідження і випробування модифікованого інструменту, виконаний аналіз отриманих результатів, сформульовані висновки і положення, що виносяться на захист.

Апробація результатів дисертації. Основні положення і результати дисертаційної роботи докладалися і обговорювалися на міжнародних і всеукраїнських науково-технічних конференціях: ХХІІ, ХХІІІ Міжнародних науково-практичних конференціях: "Фізичні і комп'ютерні технології" (м. Харків, Україна, 2016, 2017 рр.); Міжнародних науково-технічних конференціях "Нові і нетрадиційні технології в ресурсо- і енергозбереженні" (м. Одеса, Україна, 2017, 2019 рр.); Міжнародній науково-технічній конференції "Університетська наука - 2018" (м. Маріуполь, Україна, 2018 р.).

Публікації. За результатами досліджень опубліковано 19 наукових праць, у тому числі 14 статей у наукових фахових виданнях (з них 1 стаття у періодичних наукових виданнях, які входять Scopus), 5 статей у науково фахових виданнях категорії «А», 5 тез доповідей в збірниках матеріалів конференцій.

Структура і об'єм роботи. Дисертаційна робота складається з вступу, п'яти розділів, загальних висновків, списку використаних джерел і додатків. Загальний об'єм дисертації 153 сторінок машинописного тексту, 45 малюнків, 8 таблиць, 161 джерел їх найменувань.

РОЗДІЛ 1

АНАЛІЗ МЕХАНІЗМІВ ЗНОШУВАННЯ І МЕТОДІВ ЗМІЦНЕННЯ РІЗЬБОНАРІЗНОГО ІНСТРУМЕНТА

1.1 Умови експлуатації та механізм зношування різьбонарізного інструменту

До пріоритетних напрямів розвитку науки і техніки України відноситься розробка технологій отримання нових інструментальних матеріалів із заданими спеціальними міцними та експлуатаційними властивостями [1]. Одним з напрямків в верстатoinструментальному виробництві, де завдання розробки нових матеріалів і методів зміцнення є найактуальнішим, це різьбонарізання.

Різьба є складною гвинтовою поверхнею, до якої висуваються високі вимоги по точності і чистоті обробки. Формоутворення різьби є складним процесом. Внаслідок цього різьбові інструменти працюють в дуже важких умовах [2-5].

Освіта різьблення проводиться методом різання і методом пластичної деформації. За першим методом працюють різьбові різці, гребінки, різьбові фрези, мітчики, плашки, різьбонарізні головки, різьбові шліфувальні круги. За другим методом працюють різьбонакатні ролики і плашки для утворення зовнішніх різьб і безстружені мітчики для виготовлення внутрішніх різьб.

Різьбонарізними різцями нарізають внутрішні і зовнішні різьби в умовах одиничного і дрібносерійного виробництва, а також при проведенні ремонтних робіт. Круглими плашками, мітчиками і самовідкриваючими різьбонарізними головками нарізають внутрішні і зовнішні різьби на болтах, гвинтах, шпильках, в гайках і на деталях машин в умовах великосерійного і масового виробництва. Різьбовими фрезами обробляють зовнішні і внутрішні різьблення на деталях машин, зокрема на валах, коли використання інших видів різьбонарізного інструменту неможливе або нерентабельне.

Характерна особливість різьбонарізання полягає в тому, що разом із зрізуванням припуску різальний інструмент повинен забезпечувати точність форми

заданого профілю різьблення, що характеризується кроком P , а також зовнішнім D , середнім D_2 і внутрішнім D_1 діаметрами. Різьбовий різець має профіль що відповідає профілю різьблення. Вершина різця, що формує западину різьбового профілю, в процесі різання знаходиться в тяжких умовах вантаження, і міцність її виявляється недостатнього при нарізуванні різьблення відразу на усю глибину профілю. Тому нарізування різьблення профільним різцем робиться за декілька проходів. У відмінності від токарних різьбових різців, що нарізують повний різьбовий профіль за декілька робочих проходів, різьбові гребінки нарізують різьблення повного профілю за один прохід одним або декількома різьбовими гребінчастими різальними профілями, розташованими на їх робочій частині.

Різьбонарізні інструменти працюють з відносно малими швидкостями різання і товщиною зрізаного шару при щедрому поливі робочої зони струменем змазувально-охолоджувальної рідини. У таких умовах на лезах і інших поверхнях різьбонарізних інструментів, що труться, виділяється невелика кількість теплоти і розвивається відносно невисока температура. Леза круглих різьбонарізних плашок в процесі роботи нагріваються до 200°C . На інших гребінчастих різьбонарізних інструментах температура нагріву лез не перевищує 400°C , що нижче температури відпустки інструментальних сталей, з яких виготовляють різьбонарізні інструменти. Температурний стан лез слабо впливає на інтенсивність зношування лез і не є лімітуючим чинником при визначенні режимів різьбонарізання. Основним, таким, що визначає здатність або доцільність продовження роботи різьбонарізних інструментів, являється знос по задніх поверхнях. Найбільший допустимий знос по задній поверхні називається критерієм зносу різьбонарізних інструментів. Для різних типів різьбонарізного інструменту (для круглого залежно від зовнішнього діаметру D різьблення, мм) він має наступні значення в міліметрах (таблиця 1.1).

Оскільки знос різальних лез значною мірою визначається роботою сил тертя між контактуючими поверхнями оброблюваних заготівель і лез, то для полегшення умов різання нарізування резьб завжди ведеться із застосуванням змазувально-охолоджувальних рідин. При нарізуванні резьб на чавунних заготівлях застосовуються нафтові олії, а на сталевих заготівлях також і емульсії.

Таблиця 1.1

Знос різальних лез різьбонарізного інструменту [3]

Тип інструменту	h_{3max} , мм
Круглі плашки	0,1 D
Автоматні мітчики	0,05 D
Гайкові мітчики	0,05 D
Машинні мітчики	0,125 D
Різьбонарізні голівки	0,35 D
Чорнові різьбонарізні різці	2
Чистові профільні різці	0,3
Одно- и багатодискові різьбові фрези	0,5

Використання змазувально-охолоджувальних рідин дозволяє підвищити точність нарізуваних резьб і поліпшити шорсткість поверхонь [3].

За даними [5] допустима величина зносу залежно від розміру різьблення і типу різьбонарізного інструменту знаходиться в межах 0,2...0,8 мм. Середні періоди стійкості T мітчиків зі швидкорізальної сталі P18 складає 40-90 хв для машинних і 120-150 хв для гайкових, працюючих по сталі і 30-60 хв для гайкових при роботі по чавуну. Середнє значення стійкості плашок з інструментальної вуглецевої і легованої сталі знаходиться в межах 60-120 хв. При нарізуванні різьблення в деталях з важкооброблюваних матеріалів вказані значення стійкості для мітчиків і плашок зменшуються в 2-3 рази. Стійкість монолітних твердосплавних мітчиків, вживаних для нарізування різьблення менше M5, значно вище. Так, при нарізуванні різьблення в деталях з важкооброблюваних матеріалів з $\sigma_B = (1200-1600)$ МПа и HRC = 32-45 стійкість твердосплавних мітчиків BK10M вище за стійкість швидкорізальних мітчиків в 10-20 разів.

На стійкість різьбонарізного інструменту робить великий вплив округлення леза, оскільки при різьбонарізанні знімають тонкі стружки. В цілях зменшення радіусу округлення леза різьбонарізний інструмент слід доводити алмазними або ельборовими кругами. В цьому випадку, наприклад, у мітчиків зі швидкорізальної сталі радіус округлення складає 3-6 мкм, тоді як після заточування він дорівнює 20-30 мкм.

Нині відоме велике число робіт, присвячених вивченню працездатності різних типів різьбонарізного інструменту для різноманітних умов різання. Так, в роботі [6] проведені комплексні дослідження, що дозволило виявити чинники що впливають на знос і стійкість мітчикової частини комбінованого інструменту при різанні маломагнітних нержавіючих і жароміцних сталей аустенітного, мартенситного, перлітового класів. На підставі отриманих даних побудована графічна модель області оптимуму, яка дозволяє визначати основні параметри обробки (V - швидкість різання і φ - кут огорожного конуса) залежно від межі міцності оброблюваного матеріалу і характеристики стійкості і продуктивності інструменту (рис. 1.1).

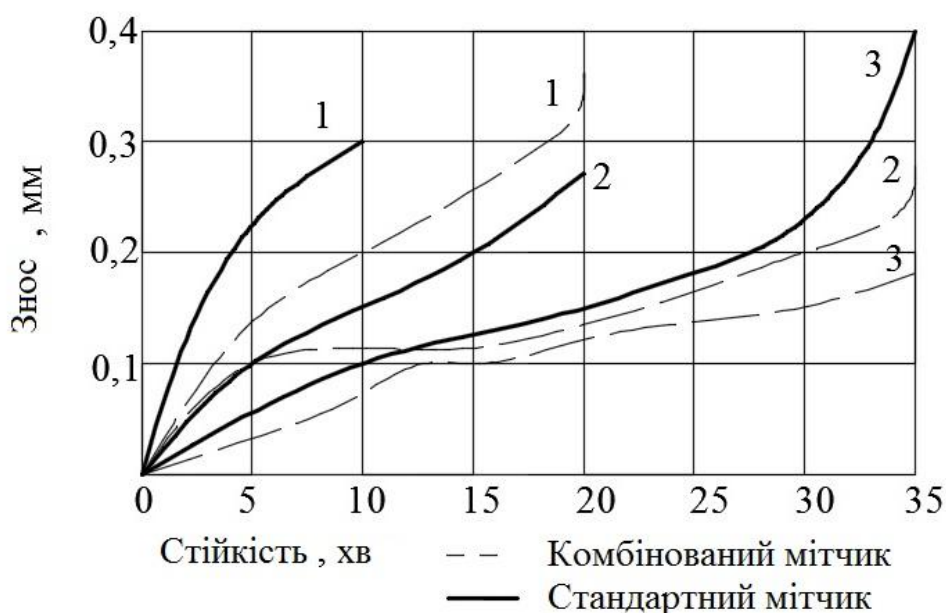


Рис. 1.1. – Кінетика зносу зубів мітчика при нарізуванні різьблення на сталі 12Х18Н10Т [6]

Критерії оптимального зносу, причини відмов і стійкісні моделі мітчиків вивчені в роботах [7-10]. Встановлено, що при різьбонарізанні машинно-ручними мітчиками в заготівлях з вуглецевих конструкційних сталей відбувається знос головних задніх поверхонь і бічних сторін різальних профілів в межах допоміжного леза, а також калібруючих профілів по майданчику зовнішнього діаметру. Істотного зносу інших конструктивних елементів, різьбового профілю мітчиків, що

призводить до змін, не спостерігається. Характерний вид зношених зубів мітчика представлений на рис. 1.2.

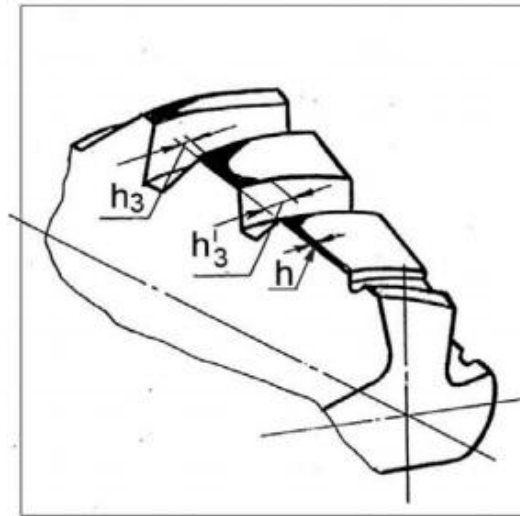


Рис. 1.2. - Характерний вид зносу різальних профілів мітчика [7]

В межах одного різального профілю задні поверхні зношуються уздовж головної різальної кромки відносно рівномірно. У місцях сполучення головної різальної кромки з допоміжною, по куточках, величина зносу істотно більша. При цьому знос куточка, розташованого на західній частині різального профілю, частіше за увесь менше знос куточка, розташованого на вихідній його частини ($h'_3 < h_3$), рис.1.2. Величини h , h_3 , h'_3 неоднакові в межах одного інструменту і залежать від розташування профілю на різальному конусі. В усіх випадках на останніх різальних профілях ці величини мають максимальні значення. Такий характер зносу дотримується впродовж усього періоду стійкості мітчиків.

У загальному випадку причиною функціональної відмови мітчиків є повне або часткове руйнування інструменту із-за зростання навантаження на його робочих елементах. Таким чином, величина зносу робочого елемента, при якій момент різання $M_{риз}$ досягає обмеження по міцності $M_{руйн}$, є критерієм оптимального зносу h_{opt} інструмента. Схема формування функціональної відмови представлена на рис. 1.3. Дослідження показали [8], що збільшення зносу різальних і калібруючих профілів мітчиків призводить до якісної зміни динамічних процесів обробки.

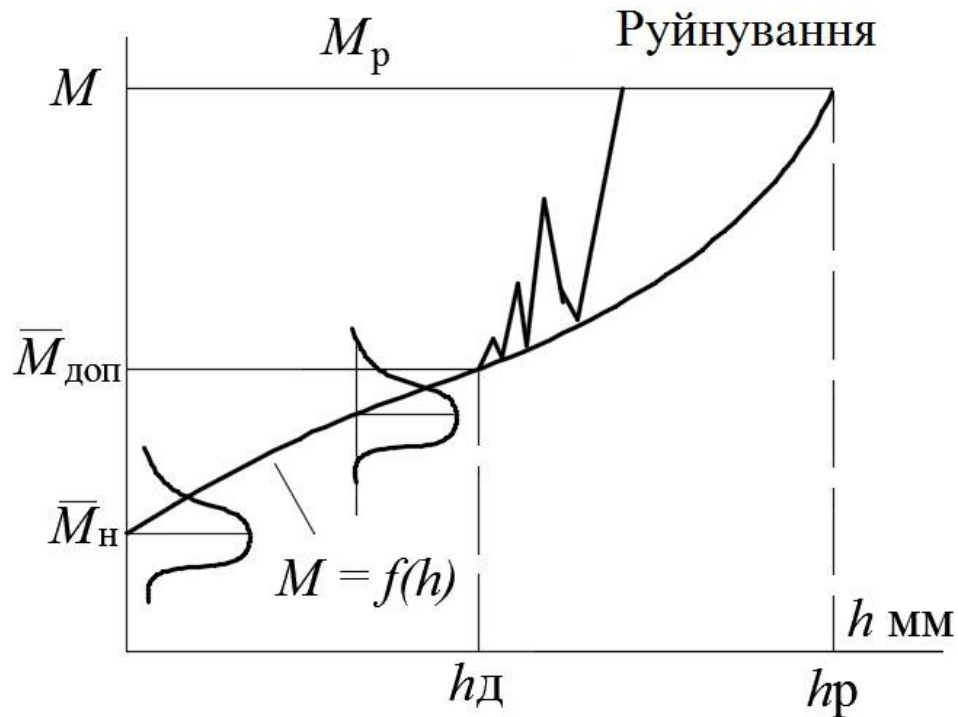


Рис. 1.3 – Схема формування функціональних відмов мітчиків [7]

Монотонний характер збільшення моменту різання із зростанням зносу при певній його величині уривається сплеском моменту, які обумовлені короточасними адгезійними схоплюваннями зношених поверхонь інструменту і оброблюваної поверхні. Перевищення сплеском моменту різбонарізання мітчика обумовлює його функціональна відмова. Величина зносу, передуюча появі сплесків моменту різбонарізання, обмежує працездатність і є оптимальним зносом h_{opt} мітчиків. Встановлено, що величина h_{opt} – функція параметрів режиму різання і має екстремальний характер. Розроблені моделі для розрахунку значень h_{opt} при обробці вуглецевих конструкційних сталей [8].

Вплив переточувань досліджений в роботі [9]. Лабораторні випробування показали, що стійкість мітчиків знижується у міру їх переточувань. Зменшення стійкості від переточування до переточування може змінюватися в 1, 2 і більше разів. Це пояснюється поступовим накопиченням неусувних дефектів на робочих поверхнях інструменту при різанні, до яких відносяться: зміна форм різальних профілів і шорсткості опорних поверхонь, накопичення втомної напруги, мікроналіпи на контактуючих поверхнях.

Істотний вплив на виникнення неусувних дефектів робить вид отвору. При нарізуванні різьблення в глухих отворах умови стружкоотвода ускладнені: при реверсі під робочі поверхні мітчика потрапляють частки стружки, іноді великі її фрагменти, які призводять до мікроподряпин і сколам лез інструменту. За результатами випробувань отримана приватна залежність стійкості K від числа переточувань – $T = 14,56 \cdot K^{-0,49}$.

Одна з поширених причин відмови стандартних мітчиків - їх заклинювання і руйнування при реверсі із-за попадання стружки під завдання поверхні інструменту. Зниження кількості поломок є актуальним завданням.

Досвід застосування мітчиків з внутрішнім розміщенням стружки (МВРС) показав, що вони мають менше число поломок, оскільки стружка розміщується у внутрішній порожнині і зменшується вірогідність її попадання під потилицю зуба мітчика. МВРС мають і інші експлуатаційні переваги в порівнянні із стандартними мітчиками [9].

Важливим чинником що впливає на точність формувальної різьбової поверхні, являється також порушення заданої закономірності руху мірного різьбообразуючого інструменту. Воно характеризується відхиленням фактичної траєкторії руху його різальних елементів від деякої ідеальної гвинтової траєкторії, заданим параметрам нарізованого різьблення, що відповідають. Причиною виникнення цього порушення є наявність деяких результуючих сил від сил різання і зовнішніх сил, що діють на інструмент з боку інших елементів технологічної системи. Проте величина відхилення від заданої траєкторії переміщення різальних кромки інструменту залежить не лише від значення і напрямку загальної результуючої сили, але і від опору її дії системи інструмент-заготівля. При цьому всяке підвищення опірності наблизатиме рух інструменту в ході обробки до теоритичної траєкторії, а величину розсіяння розмірів (по середньому діаметру) утвореного різьблення - до нуля [11].

Для підвищення продуктивності процесу нарізування різьблення роблять оптимізацію схеми різання, що зводиться, по суті справи, до мінімізації кількості проходів при задовільній стійкості інструментів. Якщо вирізування профілю

робиться поодиноким різцем, то всяка оптимізація, тобто скорочення кількості проходів, призводить до збільшення товщини зрізаного шару. Обмеженням же тут є міцність різця: його вершинного різального леза. Вершина різця при цьому вирізує метал із западини в сильно обмежених умовах, що призводить до підвищення її температури і відповідно, до підвищення зношування [12].

Таким чином, аналіз літературних даних показує, що разом з оптимізацією конструктивних параметрів різьбонарізного інструменту і режимів (умов) різання дуже ефективно можуть бути застосовані різні методи зміцнення різальних частин такого інструменту.

1.2 Методи поверхневого зміцнення різьбонарізного інструменту

На сьогодні, одним з найбільш поширених і ефективних напрямів вдосконалення різальних інструментів є застосування методів поверхневого зміцнення (нанесення покриттів і модифікації поверхневого шару), що полягають в спрямованій зміні фізико-механічних і кристаллохімічних властивостей поверхні і поверхневого шару інструментів [13].

Ефективність вказаного напрямку обумовлена тим, що при великій різноманітності умов роботи інструментів практично в усіх випадках найбільш навантаженими виявляються їх поверхневі шари, властивості яких визначають працездатність інструментів в процесі обробки.

Застосування таких методів дозволяє створити різальні інструменти, що мають унікальне поєднання, на перший погляд, суперечливих властивостей, наприклад високій міцності і твердості. Важливою перевагою методів нанесення покриттів і поверхневої модифікації є те, що їх легко застосувати вже до готового "ринкового" інструменту, коли реалізація інших напрямів його вдосконалення у більшості випадків вже неможлива [13].

Різними дослідниками пропонуються різноманітні класифікації методів поверхневої зміцнюючої обробки різальних інструментів, наприклад по виду

використовуваного джерела енергії або агрегатному стану середовища, в якому відбувається зміцнення, і так далі.

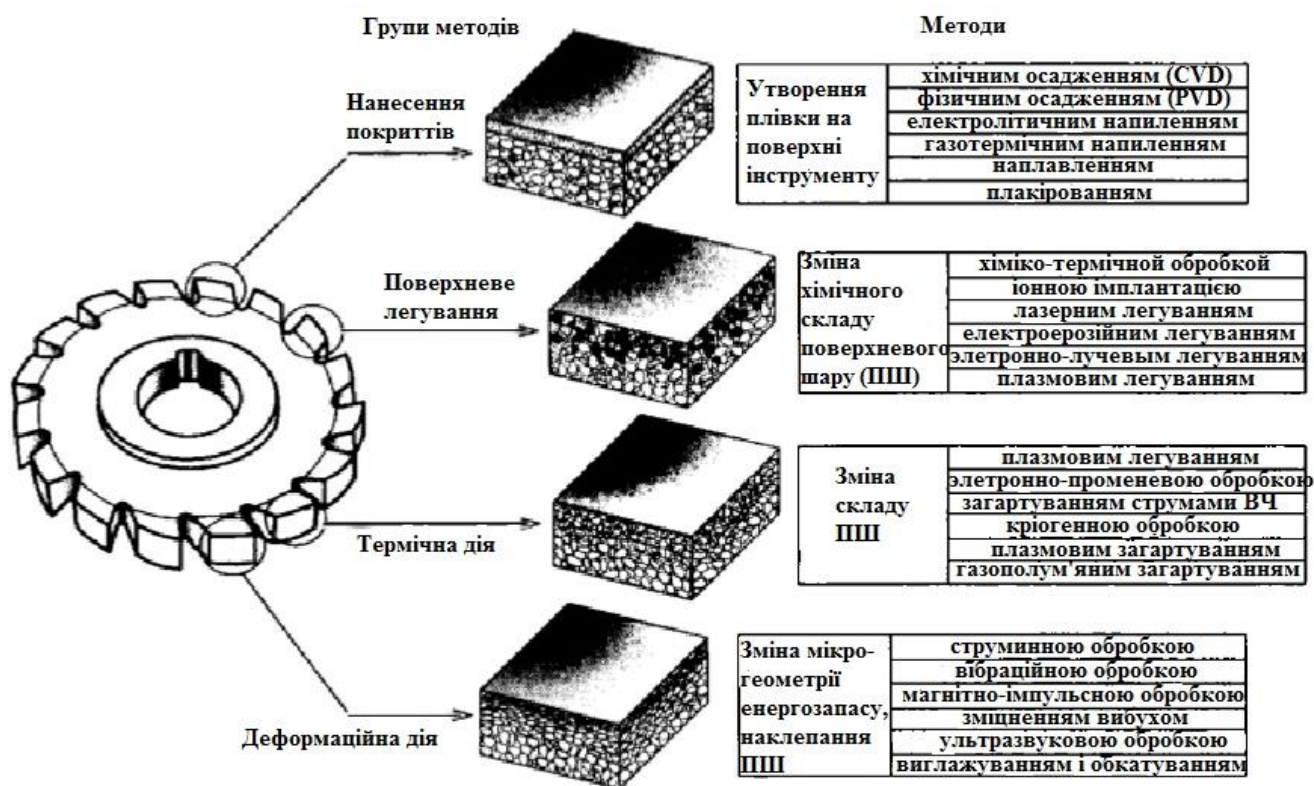


Рис. 1.4. Класифікація методів поверхнього зміцнення різальних інструментів [13]

Відповідно до пропонованої класифікації [13], різноманіття методів, що використовуються в інструментальному виробництві, можна розділити на п'ять груп (рис. 1.4.):

- нанесення покриттів;
- поверхнєве легування;
- термічна дія;
- деформаційна дія;
- комбінована обробка (поєднання методів, що відносяться до різних груп).

Ефективність ряду методів поверхнього зміцнення мітчиків розглянута в роботі [14].

Плакирування гнучким інструментом (ПГІ) є універсальним способом підвищення службових властивостей за рахунок формування на поверхні виробів антифрикційних, антикорозійних покриттів з бронзи, латуні, міді, олова, алюмінію, цинку, алюмоцинка, свинцю, бабіту і інших металів і сплавів. Цей спосіб обробки дозволяє не лише сформувати антифрикційні і антикорозійні покриття, але і зміцнити оброблюваний виріб.

Схема процесу обробки виробу гнучким інструментом з одночасним нанесення на поверхню покриття приведені на рис. 1.5.

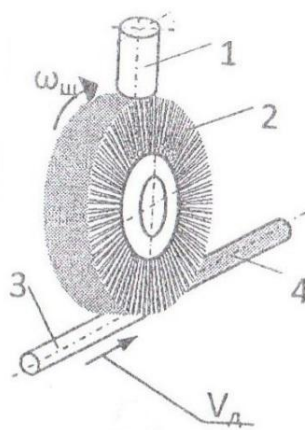


Рис. 1.5. Схема реалізації ПГІ довгомірних виробів: 1 - елемент з матеріалу покриття (ЕМП) - донор; 2 - металева щітка (ВМЩ), що обертається; 3 - оброблювана деталь; 4 - нанесене покриття [14]

За рахунок інтенсивного тепловиділення в контактні щітки 2 і елементу з матеріалу покриття 1, поверхня якого розігрівається до високих температур, частинки матеріалу покриття зрізуються ворсом, налипають на нього і переносяться на деталь 3. Температурні і силові умови в зоні контакту щітки і деталі підбираються такими, що виникає інтенсивне захоплення і перенесення металу покриття з ворсу щітки на оброблювану поверхню. В результаті формується суцільне, міцне, зчеплене з основою покриття. Цей спосіб обробки дозволяє формувати покриття завтовшки від 5 до 30 мкм. На практиці частенько вимагається наносити покриття завтовшки більше 0,03 мм. Недолік способу: покриття

наноситися тільки на задню поверхню, після заточування мітчика покриття необхідно наносити знову.

Кластерне хромування мітчиків виконується з використанням кластерних алмазів - алмазного пилю з розмірами часток в декілька десятків ангстрем. Дуже дрібний (кластерний) алмазний пил (УДА) додається в електроліт хромування з таким розрахунком, що на кожного см^2 поверхні хромування припало 1018 алмазних часток.

Алмазні частки в електроліті є центрами кристалізації. Алмазні частки, виходячи на поверхню, залишають шар хрому, безпосереднє що примикає до оброблюваної деталі, ультрамелкозернистим і монолітним. Крім того, на поверхні хромування вони заповнюють усі мікропори і мікронерівності. Від цього хромування поверхня стає не лише твердіше, але і придбає антифрикційні властивості. На мітчиках досягнуте збільшення стійкості в 3-4 рази. Покриття має високу твердість і низький коефіцієнт тертя [14]. Недолік способу: токсичність використовуваних компонентів покриття. Для ділянки по нанесенню КЕП потрібне окреме приміщення з ізольованим входом и автономной системою вентиляції.

При термо-віброакустичної обробці здійснюється поєднання термічної дії і вібрації на кристалічну решітку металу, що призводить до зміцнення міжкристалічних зв'язків і видалення рухливого водню, тобто відбувається процес прискореного "старіння" металу. У результаті це призводить до зростання прочносних характеристик металу і підвищення його пластичності.

Після термо-віброакустичної обробки мітчики можна переточувати 9-10 разів (не оброблені - 2-3 рази). Стійкість обробленого інструменту підвищується в порівнянні з необробленим в 3-4 рази [14].

Відомий метод піскоструминної обробки мітчиків, при якому абразивні частки прискорюються з абразивоструйного апарату за допомогою енергії стислого повітря. В якості абразиву застосовується звичайний пісок, що промитий і просіює до однорідної фракції зернистістю 0,05-0,1 мм [14]. Тиск в пневмосистемі установки складає 0,4-0,6 МПа. При обробці поверхня матеріалу зміцнюється і на поверхні створюється мікрорельєф який краще утримує мастильно-охолоджувальну рідину

(МОР). Стійкість мітчиків підвищується на 25-45%. Недоліком способу є необхідність обов'язкової ефективної витяжної вентиляції.

У роботі [15] для підвищення стійкості різьбообразуючого інструменту запропоновано використати дробеструйну обробку. Виробничі випробування інструменту того, що пройшов зміцнюючу дробеструйну обробку показали, що стійкість різьбообразуючого інструменту, обробленого у такий спосіб, в 1,5-2,5 разу вище в порівнянні з необробленим за рахунок формування на поверхневому шарі металу інструменту залишкової напруги стискування. Подальше перешліфовування інструменту видаляє наклепаний шар і ефект від зміцнення надалі не спостерігається.

Вплив термо-магнітної обробки (ТМО) на стійкість мітчиків із сталі Р6М5 досліджений в роботі [16]. Встановлено, що термомагнітна обробка в магнітному полі напруженістю $H \approx 65...70$ кА/м після повного циклу стандартної термообробки виробів підвищує їх відносну зносостійкість більшою мірою, чим загартування або відпустка виробів.

Механізм зміцнення при ТМО пов'язаний з наступними процесами:

- дифузійний перерозподіл термодинамічно активного вуглецю і дислокацій у напрямі прикладеного магнітного поля;
- виділення з мартенсіту і залишкового аустеніту мелкодисперсних вторинних карбідів, які, розташовуючись по межах зерен, знижують активність дислокацій, перешкоджаючи їх переміщенню;
- перетворення на мартенсіт залишкового аустеніту, збідненого вуглецем і легуючими елементами, під час охолодження виробів.

Механізм підвищення пластичності і в'язкості виробів в площині, перпендикулярній до напрямку прикладеного магнітного поля, пов'язаний з сфероїдизацією деякої частини карбідних виділень і їх частковою коагуляцією [16].

Одним з найбільш ефективних напрямів застосування ультразвуку при механічній обробки являється процес нарізування резьб а важкооброблюваних матеріалах. Встановлено, що застосування ультразвуку при різьбонарізанні дозволяє механізувати процес обробки і скоротити ручну працю, підвищити продуктивність

праці і працездатність інструменту, поліпшити якісні характеристики поверхневого шару, точність нарізування резьб і інші.

Дослідженнями встановлено [17, 18], що підвищення працездатності мітчиків при ультразвуковому нарізуванні резьб відбувається не лише за рахунок зменшень значень моменту різання, що крутить, але і значною мірою за рахунок зменшення стрибка моменту, що крутить, в початковий момент вигвинчування мітчика. Накладення на мітчик ультразвукових коливань при нарізуванні резьб в глухих отворах дозволяє підвищити стійкість і працездатність інструменту в 3-5 разів.

Розглянуті вище методи зміцнення, незважаючи на цілий ряд істотних переваг, не отримали широкого поширення. Крім того, вони спеціально розроблені лише для одного типу різьбонарізного інструменту - мітчиків. Застосування їх для інших типів інструменту (гребінок, різців і так далі) не завжди можливо і доцільно. Отже, їх не можна вважати універсальними. Найбільш універсальним напрямом зміцнення інструменту усіх типів, у тому числі і різьбонарізного, являється нанесення покриттів з нітриду або карбідів.

При оптимально вибраному складі покриття, технології і режимах його нанесення різальний інструмент з покриттям може вирішувати широкий спектр виробничих завдань. Основними з них є [13]:

- збільшення стійкості (часу напрацювання повністю) і сумарного ресурсу роботи інструменту;
- підвищення продуктивності (швидкості різання) і скорочення часу на механічну обробку деталей;
- поліпшення точності розмірів і якості поверхневого шару оброблюваних деталей;
- скорочення витрат, що доводяться на різальний інструмент;
- часткове рішення деяких питань поліпшення екології і охорони праці, пов'язаних з мінімізацією або повною відмовою від застосування токсичних МОР при механічній обробці.

Збільшення стійкості швидкорізального і твердосплавного інструменту пов'язане з кардинальною зміною умов тертя на передній і задній поверхнях

інструменту, що відбуваються в результаті нанесення покриття. Завдяки високій мікротвердості, пасивності по відношенню до оброблюваного матеріалу і так далі покриття істотно підвищує опірність адгезійно-втомному, абразивному і іншим видам зношування інструментів зі швидкорізальних сталей і твердих сплавів.

Ще однією важливою відмітною особливістю експлуатації інструмента з покриттям є зміщення оптимальних швидкостей різання в область більш високих значень. Під оптимальною швидкістю різання розуміється швидкість, що забезпечує мінімальну інтенсивність зношування, собівартість обробки або ж максимальну продуктивність різання. Оптимальні швидкості різання для інструмента з покриттям, якнайкраще підібраним для конкретних умов експлуатації, можуть до 60% перевищувати відповідні швидкості для інструменту без покриття. В першу чергу це є наслідком перерозподілу теплових потоків і зниження потужності основних джерел теплоти, що відбувається через зміну умов тертя по передній і задній поверхнях [13].

Як показано в розділі 1.1, умови різання на операціях різьбонарізання характеризуються рядом особливостей, основними з яких є велика деформація стружки із-за течії металу від двох і більше різальних кромки, що одночасно беруть участь в процесі різання, інтенсивне тертя по допоміжних задніх поверхнях, висока теплонапруженість вершин різального інструменту [20]. З метою мінімізувати дію цих чинників на різальний інструмент і, отже, підвищити його працездатність на його робочі поверхні наносять зносостійкі покриття [21-26].

Нині для зміцнення різьбонарізного інструменту, що виготовляється зі швидкорізальних сталей або твердих сплавів, використовуються фізичні методи осадження покриттів на основі тугоплавких з'єднань з нітриду, карбідів, карбонитридов титану, хрому, цирконію, оксиду алюмінію.

Основними вимогами до покриття, що наноситься на робочі поверхні різьбонарізного інструменту, являються [27]:

- підвищена твердість, що перевищує твердість інструментального і оброблюваного матеріалу;
- низький коефіцієнт тертя з оброблюваним матеріалом;

-висока адгезія до інструментального матеріалу; - хімічна інертність при взаємодії з оброблюваним матеріалом;

- підвищена жаростійкість (стійкість до окислення при підвищених температурах різання);

- висока опірність втомному руйнуванню в умовах циклічних навантажень;

- захист від водневого зношування;

- низька теплопровідність для зменшення впливу температур різання на інструментальний матеріал і відведення тепла в стружку;

- високий питомий електричний опір для зменшення електроерозійного зношування при терті і різанні металу.

Для ефективного зміцнення різьбонарізного інструменту в міжнародній практиці використовуються наступні види покриттів: з багатофазною структурою різного типу; зі змінним по товщині складом; з шаруватою структурою; із застосуванням зміцнення твердо-розчину; з аморфно-кристалічною або аморфною будовою [27].

У роботі [27] розроблена і апробована методика вибору оптимального зносостійкого покриття для різьбонарізного інструменту, ґрунтована на аналізі фізико-механічних і трибологічних властивостей поверхневого шару зразків з покриттям. Виявлено, що критерії і параметри, що характеризують їх зносостійкість, близькі між собою. Є деякі переваги покриття $Si - O - C - N$ за критерієм стійкості і пружної деформації руйнування (індексу H/E^*) і близькості модулів пружності покриття і основного матеріалу. Триботехнічні випробування з використанням різних методик (за міжнародними стандартами і нормалізованим методом) показали, що мінімальний коефіцієнт тертя з досліджуваних покриттів має багат шарове покриття системи $Si - O - C - N$. Коефіцієнт тертя такого покриття в 5-6 разів менше значень коефіцієнтів тертя покриттів $Ti - Al - N$, $Mo - Cr - N$ і матеріалу основи. Виробничі випробування різьбонарізного інструменту з покриттям $Si - O - C - N$ показали багатократне підвищення стійкості [27].

У роботі [19] вивчений вплив схеми нарізування різьблення і зносостійких покриттів на показники теплового стану різьбових різців, на розподіл

температурних полів в різальному клині різбових різців, на його контактних майданчиках і на тепловий баланс процесу різбонарізання.

Встановлено, що нанесення покриттів на контактні майданчики різбових різців призводить до перерозподілу кількості теплоти, що виділяється в зоні різання, між інструментом, стружкою і заготівлю. При нанесенні покриттів доля теплоти, що йде в стружку, збільшується, а в різець і заготівлю - знижується.

На підставі досліджень були розроблені багат шарові покриття для токарних, різбових різців, що дозволили істотно підвищити їх працездатність.

Як показано в роботі [13], завдяки наявності покриттів найрізноманітніших хімічних складів і конструкцій, а також технологій їх нанесення сьогодні практично для будь-яких умов експлуатації інструменту є можливість значного поліпшення його стійкості. Виняток становлять лише деякі види чорнових операцій, фрезерування, а також різання заготівель з важкооброблюваних матеріалів, коли відзначається інтенсивне пластичне і макрокрихке руйнування різальної частини інструмента, а зношування контактних майданчиків супроводжується істотною деформацією інструментального матеріалу. У вказаних випадках покриття може швидко руйнуватися і його застосування не забезпечує помітного збільшення стійкості інструменту.

Дослідженням процесів зношування і руйнування покриттів присвячене велике число опублікованих робіт. Так в роботі [28] показано, що механізм руйнування зносостійких покриттів в процесі різання визначається передусім їх властивостями і умовами обробки.

При безперервному різанні, наприклад при токарній обробці з подовжнім поданням, покриття руйнується в результаті утворення в нім тріщин. Процес руйнування покриття як крихкого матеріалу розпочинається із зародження і повільного зростання тріщин в так званому докритичному режимі (зростання тріщин відбувається тільки при підвищенні навантаження). У міру роботи інструменту зростання тріщин ініціюється втомними процесами і пружно-пластичною деформацією різального клину, що призводить до збільшення тріщин

до критичної довжини і їх подальшого розвитку як на поверхні, так і в об'ємі покриття.

Наявність тріщин послабляє покриття, сприяє виривам мікрооб'ємів його матеріалу і оголенню інструментальної основи. Час до утворення тріщин на ділянці пластичного контакту τ_1 , залежить від складу покриття і режиму різання. Найменше значення τ_1 , характерно для різального інструменту з одноелементними покриттями-как на основі нітриду, так і карбонітридов (наприклад, TiN і TiCN); для аналогічних багатоелементних покриттів (наприклад, (Ti, Zr) N і (Ti, Zr) CN) воно більше [28].

Для стримування процесів тріщиноутворення в покриттях вони повинні мати хороші адгезійно-прочносні властивостями і мати високий рівень стискуючої залишкової напруги для формування в них під час роботи і неодруженого ходів значної стискуючої напруги. Цій вимозі більшою мірою відповідають багатоелементні покриття в порівнянні з одноелементними (наприклад, (Ti, Zr) N і TiN, (Ti, Zr) CN і TiCN) і карбонітридні покриття в порівнянні з нітридними (наприклад, TiCN і TiN; (Ti, Zr)CN и (Ti, Zr) [28].

Види і методи аналізу ушкоджень інструменту з покриттями систематизовані в роботі [29]. Структура, параметри і вимоги, що пред'являються до інструментальних покриттів, представлені на рис. 1.6.

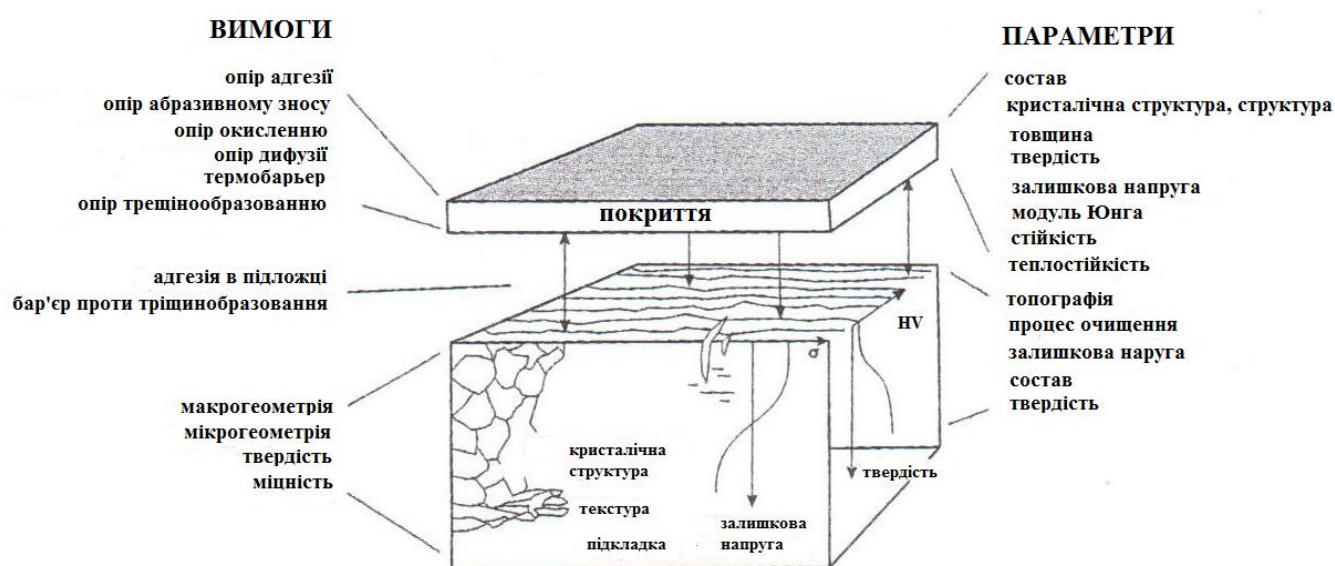


Рис. 1.6. – Структура, параметри і вимоги які пред'являються до інструментальних покриттів [29]

Нині існує безліч методів аналізу ушкоджень інструментальних зносостійких покриттів. Вони різні по тривалості, вартості, вживаному устаткуванню. Досить часто практикують мікроаналіз поверхні. Не слід нехтувати аналізом стружки (її мікрогеометрії, кольору, твердості, крихкості, товщини). Це метод, що дозволяє оцінити процеси, що відбуваються при різанні.

Поверхнєве наклепання і залишкова напруга вимірюються за допомогою рентгенівських променів. Макроскопічні параметри зносу (фронтальний знос - по задній поверхні, кратер - на передній поверхні) можуть бути виміряні за допомогою оптичного і традиційного устаткування. Рентгеноспектральний локальний аналіз використовується для малозношених інструментів, а скануюча електронна мікроскопія дозволяє оцінити сильно зношені інструменти [29].

Нині загальноприйнятим вважається, що найбільш високий комплекс властивостей (поєднанням високих значень зносостійкості і тріщиностійкості) мають багат шарові покриття. Так, в роботі [30] встановлено, що багат шарові покриття в порівнянні з багат елементними одно шаровими покриттями мають більш високий рівень сумарної напруги, що діє в них, в'язкість руйнування і циклічну тріщиностійкість. Тріщиностійкість багат шарових покриттів вище в порівнянні з двоелементними одно шаровими покриттями в 3,8...10 разів, а в порівнянні з трьохелементними одно шаровими в - 1,85...3,23 разу залежно від конструкції покриття. Багат шарові покриття, що мають найбільшу циклічну тріщиностійкість, забезпечують максимальне зниження інтенсивності зношування різального інструменту [30].

Подальше підвищення зносостійкості покриттів при різанні можна отримати шляхом доведення подрібнення зерна до величини наноструктури (розмір зерна менше 100 нм). Це можна здійснити нанесенням покриттів на інструментальний матеріал за допомогою вдосконалених передових методів, наприклад, методу магнітно-дугової фільтрації (МДФ).

Нанодисперсні покриття забезпечують істотне підвищення працездатності різних типів різального інструменту. Це пов'язано з особливістю нанодисперсних матеріалів, що мають збільшену площу межзерених меж і збалансоване

співвідношення твердості, що робить визначальний вплив на зносостійкість, і ударної в'язкості, що істотно впливає на опірність інструменту відмовам у виді макро- і мікротріщинного руйнування, особливо в умовах дії термомеханічної напруги, що має циклічний характер.

Як встановлено в роботах [31, 33], основна перевага МДФ-покриттів в умовах високошвидкісної обробки - це значне подрібнення зерен (TiAl)N покриттів, що призводить до утворення поверхневого шару нанощкали (розмір зерен близько 60-80 нм).

У роботі [32] при виготовленні зразків різальних інструментів з нанодисперсними композиційно-багат шаровими покриттями (НКБП) використали технологію фільтрованого катодно-вакуумно-дугового осадження (ФКДО) конденсованого на поверхню субстрату іонного потоку з асистуванням високоенергетичними іонами (енергії близько 1,0...10,0 КэВ). Процеси ФКДО, що асистують бомбардуванням, дозволяють управляти структурою покриттів, сприяють формуванню нанорозмірних зерен і шарів покриття.

Провідними фірмами-виробниками різущого інструменту з Японії, Німеччини, США, Швеції, Швейцарії та ін.країн більше 60% продукції виготовляється з використанням спеціальних покриттів. Причому об'єм багатокомпонентних зміцнюючих покриттів IV покоління, що мають багат шарову наноструктуру, зростає - завдяки тому, що ці покриття забезпечують істотне підвищення ресурсу і ефективності роботи інструменту і устаткування [34-39].

1.3 Поверхнєве модифікування інструменту з використанням висококонцентрованих джерел нагріву

Модифікування поверхонь термічною дією здійснюється в твердому стані або з розплавленням поверхні. Для цих цілей використовуються індукційний нагрів, нагрівачи газовим полум'ям і плазмовими потоками, світлопроменевий, електронно-променевий, іонно-променевий, лазерний, електроконтактний, нагрівачи в електроліті і інші джерела нагріву. Дія здійснюється як у

безперервному, так і в імпульсному режимі нагріву. Найбільше поширення отримало поверхнєве загартування, обумовлене поліморфними перетвореннями. При цьому в поверхневому шарі може відбуватися істотна зміна параметрів кристалічної решітки, а також зміна типу ґрат. У загальному випадку виходить зміна зеренної структури.

Основною відмітною особливістю методів поверхневого зміцнення висококонцентрованими джерелами нагріву (ВКДН) є можливість набуття значень швидкостей нагріву і охолодження матеріалів, на декілька порядків тих, що перевищують значення, характерні для традиційних методів зміцнення (пічного загартування, загартування ТВЧ, газополум'яного загартування та ін.), що сприяє отриманню зміцнених шарів з рівнем експлуатаційних властивостей, що не досягається раніше. Швидкість охолодження поверхневого шару металу, структура і властивості зміцненої зони визначаються в першу чергу мірою локалізації введення тепла в оброблюваний виріб (у пляму нагріву). Модифікування поверхонь обробкою ВКДН пов'язане так само з розчиненням надмірних фаз при нагріві і їх переходом в твердий розчин з подальшою фіксацією високотемпературного стану. При цьому можливе збільшення щільності дислокацій, спотворення в кристалічній решітці і зміна параметрів ґрат.

Лазерне загартування є процесом високотемпературного нагріву і швидкого охолодження за рахунок тепловідводу в об'єм металу. Характерна інтенсивність випромінювання в цьому випадку складає $10^4 - 10^6$ Вт/см²; час дії - $10^{-2} \dots 10^{-1}$ с; товщина загартованого шару може досягати 1...2 мм.

Механізми перетворень при лазерному загартуванні сталей в різному початковому структурному стані вивчені в роботі [41]. Мартенсіт зони лазерної обробки має більш високу твердість і міру дисперсності в порівнянні з пічним загартуванням. Ще однією особливістю лазерного зміцнення є уповільнення або пригнічення процесів рекристалізації - в опроміненій зоні наслідують дефекти початкової структури і при подальшому надшвидкому охолодженні відбувається фазове наклепання - щільність дислокацій після лазерного загартування значно підвищується. Додатковими чинниками зміцнення є також пересичення твердого

розчину вуглецем і легуючими елементами при розчиненні карбідної фази, концентраційна неоднорідність твердого розчину, зменшення блоків мозаїки [40].

Одній з найбільш перспективних сфер застосування лазерної обробки являється зміцнення металообробного інструменту. З великого числа публікацій по зміцненню швидкорізальних сталей слід виділити роботи [42-49] у яких з використанням сучасних методів металографічних, електронномікроскопічних, рентгеноструктурних та ін. досліджень детально вивчені механізми фазових і структурних перетворень при обробці лазерним променем імпульсної і безперервної дії швидкорізальних сталей - P18, P6M5, P6M5K5 та ін.

Лазерна обробка ефективна також і для зміцнення різального інструменту з твердих сплавів [50]. Результати дослідження структури поверхні твёрдосплавних пластинів марок BK8 і T5K10, підданих багатократній імпульсній лазерній дії, показали [51], що відбувається оплавлення периферії зерен карбіду вольфраму, внаслідок чого такі зерна, що виходять на поверхню, сплавляються між собою і утворюють характерну структуру, так звану карбідну сітку. Виявлено заплавлення мікротріщин, що утворилися після спікання (що відбувається в результаті адгезійної взаємодії і зварювання країв тріщини між собою). Також утворюються мелкодисперсні карбіди з середніми розмірами приблизно 0,5 мкм при середньому розмірі початкових карбідів приблизно 5 мкм. Останнє пояснюється тим, що із зростанням температури розчинність карбіду вольфраму в кобальтовій зв'язці зростає в 90 - 100 разів і його зміст досягає 10 % загальної маси. В результаті подальшого охолодження частина розчинного карбіду вольфраму випадає у вигляді знову освічених зерен, що мають менший розмір.

У роботах [52,53] досліджений вплив лазерного зміцнення на характер зносу і стійкість твёрдосплавного інструменту. Показано, що в умовах переважання адгезійного зносу властивості єднальної Со- фази роблять вирішальний вплив на прочносні характеристики твердого сплаву, які і визначають інтенсивність зношування інструменту. Після подовжнього точіння при швидкості $v = 130$ м/хв, подачі $S = 0,1$ мм/об і глибині різання $t = 0,5$ мм зафіксовані підвищення на 25 - 30 % стійкості інструменту із сплаву BK8 після лазерної обробки його різальних кромок.

Про це свідчить як зміна ширини фаски зносу по задній грані різців, так і характеру налипання оброблюваного металу на поверхні зносу.

Для опромінених різців після випробувань зафіксований неоднорідний розподіл матеріалу заготівлі по фасці зносу, що свідчить про зменшення схоплювання матеріалу різця з оброблюваним металом. Аналогічна картина спостерігається і при аналізі різальних кромки різців, випробуваних при більш високих швидкостях різання [52].

Сучасний стан і тенденції розвитку методів лазерної обробки розглянуті в роботах [54-56]. У роботі [55] відзначається, що в останнє десятиліття на зміну суто лазерним технологіям все частіше приходять гібридні і комбіновані. До них відносяться лазерно-плазмові процеси, в яких використовується спільна дія дугової плазми і лазерного енергетичного джерела. Проведені в ІЭС ім. Е. О. Патона дослідження процесів взаємодії сфокусованого випромінювання CO_2 -лазера з плазмою стовпа електричної дуги показали, що в такій системі можливо виникнення особливого типу газового розряду - комбінованого лазерно-дугового. Здатність комбінованого розряду генерувати високотемпературну плазму з високою мірою нерівнованості (неізотермічності) навіть при атмосферному тиску навколишнього газу робить його привабливим для застосування в плазмохічних, у тому числі CVD технологіях. Вказані властивості комбінованого розряду можуть бути покладені в основу створення нового класу плазмових пристроїв - інтегрованих лазерно-дугових плазматронів [58].

Дуже перспективне використання для зміцнення інструменту волоконних лазерів. У роботі [59] показана можливість підвищення продуктивності загартування волоконним лазером більш ніж в 3 рази завдяки великому рівню вихідної потужності, чим у CO_2 і кращому поглинанню випромінювання; при цьому процес екологічне, чим з CO_2 -лазером, оскільки немає необхідності наносити поглинаючі покриття.

Останнім часом все більше число публікацій присвячене розвитку методів моделювання процесу лазерного зміцнення [60], у тому числі стосовно металорізального інструменту [61]. Це обумовлено необхідністю вбудовування

технології лазерного зміцнення в процес виготовлення інструменту і його автоматизацією, розробкою узагальнювальних методик визначення технологічних параметрів процесу лазерного зміцнення різального інструменту (PI) різного призначення і типорозмірів. При цьому істотне і стабільне підвищення характеристик зміцненого PI може бути досягнуто при раціональному поєднанні режимів і умов зміцнюючої ЛО з режимами експлуатації інструменту.

Дослідження особливостей зношування і аналіз стійкості інструменту після лазерного зміцнення виконані в роботі [63]. Встановлено, що істотною перевагою лазерної обробки інструментальних матеріалів, являється можливість інтенсифікації режимів різання зміцненим інструментом на 30...40%, причому не лише за швидкістю різання але і по глибині фрезерування. Після лазерної обробки на повітрі встановлено зменшення часу прироблення, що пов'язано з наявністю оксидної плівки в зоні контакту стружки з різцем. При різанні ця плівка виконує роль твердого мастила, внаслідок чого зменшуються коефіцієнт тертя на передній поверхні інструменту і площа контакту стружки з різцем [63]. Також показані переваги лазерної обробки передньої поверхні, які полягають в можливості проведення повторного заточування інструменту без його додаткового зміцнення.

Так, період стійкості заздалегідь зміцнених і таких, що відпрацювали ресурс, а потім знову заточених свердел у виробничих умовах перевищив в середньому на 30% період стійкості контрольного інструменту.

У той же час, незважаючи на очевидні переваги лазерне зміцнення нині ще не отримало широкого і повсюдного практичного використання, а впроваджено лише на великих підприємствах з високою культурою виробництва. Це обумовлено рядом причин - високою вартістю устаткування, недовговічністю матеріалів лінз і дзеркал, необхідністю застосування поглинаючих покриттів для підвищення ККД, захисту обслуговуючого персоналу від розсіяного лазерного випромінювання, складністю оперативного контролю характеристик зміцненого шару, малою продуктивністю обробки поверхонь великої протяжності.

Плазмовий струмінь є найбільш економічним висококонцентрованим джерелом нагріву в порівнянні з лазерним і електронним променями, має досить

високий ККД (50% і більше - залежно від типу плазмотрона) [40]. З використанням доступного серійного устаткування при мінімальних матеріальних витратах можна отримати джерело нагріву з високою щільністю теплового потоку ($10^5 \dots 10^6$ Вт/см²) при загальній тепловій потужності 30 кВт і більше, що значно вище за потужність сучасних лазерних і електроннопроменевих технологічних установок. Це дозволяє отримувати зміцнені шари набагато більших розмірів.

Спосіб плазмового поверхневого зміцнення має ряд переваг в порівнянні з відомими методами [64]:

1) можливість отримання на поверхні виробу зміцненого шару глибиною до 5 мм при одноразовій або багатократній обробці як без оплавлення поверхні, так і з оплавленням, що значно перевершує такі способи, як лазерне і електроннопроменеве зміцнення, хіміко-термічну обробку, осадження покриттів вакуумними і іонними методами;

2) можливість отримання в зміцненому шарі швидкості охолодження порядку $10^5 \dots 10^6$ °C/с і високодисперсних гартівних структур з твердістю до HV 1200 на сталях і чавунах і до HV 1800 на спечених твердих сплавах, що знаходиться на рівні, що досягається при лазерному і електронно-променевому зміцненні і значно перевершує такі способи, як загартування ТВЧ, об'ємне пічний загартування;

3) підвищення зносостійкості зміцнених матеріалів в 1,5...5 разів залежно від їх хімічного складу, умов тертя і технології обробки;

4) можливість локального зміцнення найбільш зношуваних ділянок робочої поверхні виробів;

5) збереження необхідної шорсткості робочої поверхні при зміцненні без оплавлення;

6) високих економічних показників завдяки низькій вартості, простоті і доступності устаткування, високої продуктивності процесу;

7) висока культура виробництва, можливість автоматизації процесу обробки.

Великий досвід використання плазмового зміцнення відбитий в оглядах [67, 68] і монографіях [50, 69, 70].

Як показано в роботах [40, 70], однією з найбільш перспективних сфер застосування плазмового загартування є зміцнення металообробного інструменту. Встановлено, що плазмове зміцнення інструменту зі швидкорізальної сталі після повної об'ємної термообробки сприяє одночасному підвищенню твердості і теплостійкості. У зоні плазмової дії відбувається розчинення як первинних карбідів, що збереглися, так і частини вторинних карбідів, що виділилися при дисперсійному твердненні в процесі попередньої об'ємної відпустки. Пересичення і додаткове легування твердого розчину викликає пригнічення самоотпуска мартенситу, що пояснюється збільшенням періоду його грат. Мала тривалість витримки в нагрітому стані не забезпечує гомогенізацію твердого розчину. Дисперсність структури зміцненої зони збільшується, підвищується зміст залишкового аустеніту, збільшується щільність дислокацій [40, 70].

Розчинення карбідної фази при плазмовому нагріві до температур нижче солідусу, як і при лазерній дії [42, 46], відбувається по механізму контактного плавлення. Згідно з сучасними уявленнями [71], контактне (евтектичне) плавлення при зниженій температурі (в порівнянні з $T_{пл}$ компонентів) пов'язане не з попередньою дифузією і освітою в приповерхневому шарі "карбід-матриця" пересичених твердих розчинів, а з міжатомною взаємодією на поверхні розділу контактуючих кристалів, виникненням напруги в граничних шарах кристалічних решіток і послабленням. Власних усередині кристалічних зв'язків в цих шарах [40, 70].

Найбільш високі експлуатаційні властивості сталі Р6М5 досягаються при комплексному зміцненні, що включає стандартну триразову об'ємну відпустку після плазмового зміцнення. В цьому випадку відбувається розпад залишкового аустеніту (збільшується зміст мартенситної фази) і дисперсійне твердіння металу зміцненої зони (збільшується вміст карбідної фази). В умовах концентраційної неоднорідності і пересичення твердого розчину в процесі відпустки виділяються високодисперсні карбідні частки, рівномірно розподілені в мартенситній матриці. Важливу роль при дисперсійному твердінні металу зміцненої зони грає і висока щільність дефектів кристалічної будови. В той же час збереження досягнутого рівня твердості і

незначне зменшення періоду кристалічної решітки при відпустці після плазмової обробки свідчать про більш високу стійкість до розпаду мартенсіту плазмового загартування [40, 70].

Окрім зміцнення інструменту зі швидкорізальних сталей є відомості і про перспективність плазмової обробки, для підвищення експлуатаційних характеристик твёрдосплавного інструменту [40, 50, 70]. Дослідження по вибору оптимальних режимів плазмової обробки і оцінці експлуатаційних властивостей твёрдосплавного інструменту виконані в роботах [72-78] для пластин з твердих сплавів систем WC - Co (типу ВК) і WC - TiC - Co (типу ТК) з різним змістом карбідів і єднальної фази. Дослідженнями встановлено, що при зміні ефективної теплової потужності плазмового нагріву в межах 20... 150 кВт/см² (залежно від складу, форми і розмірів зміцнюваного твёрдосплавного виробу) можлива обробка різальних кромок пластин з повним поверхневим розплавленням композиції, частковим розплавленням (тільки єднальної фази), без розплавлення із структурними перетвореннями в карбідах і зв'язці або з перетвореннями тільки в зв'язці [69].

Найбільш високі значення твердості досліджених сплавів досягаються при плазмовій обробці без розплавлення зв'язки - при нагріві до температур близько 1300-1495°C. В цьому випадку основним процесом, що визначає структуру і властивості зміцненої зони, являється контактне плавлення міжфазних меж "карбід-зв'язка". Як показано вище, воно може відбуватися при температурах на сотні градусів нижче температур плавлення фаз і не пов'язано з попередньою дифузійною компонентів.

Таким чином, на підстав досліджень [40, 50, 70, 72-78] встановлено, що при обробці інструментальних твердих сплавів висококонцентрованим плазмовим струменем утворюється поверхневий модифікований шар, який по структурі і властивостям істотно відрізняється від початкового матеріалу. Створюються умови для отримання твердих сплавів нового класу - з ультрадисперсною композиційною структурою і підвищеним рівнем експлуатаційних властивостей [40, 50, 70].

У роботі [78] розроблена структурна схема синтезу модифікованих шарів на твердих сплавах із заданим рівнем експлуатаційних властивостей (рис. 1.7), яка відображає послідовність і завдання окремих етапів досліджень.

Основними етапами алгоритму синтезу є:

1. Призначення заданих величин температур і напруги у вузлах звичайно-елементній сітці при моделюванні;
2. Розрахунок оптимальних режимів плазмової обробки з використанням теплових моделей;
3. Оцінка напруженого стану методами рентгеноструктурного аналізу;
4. Визначення твердості HV, параметрів структури (середній розмір часток карбідів d), періоду ґрат кобальтової фази a , розміру блоків D ;
5. Визначення параметрів тріщиностійкості K_{Ic} ;
6. Стійкостні випробування інструменту.



Рис. 1.7. – Структурна схема синтезу модифікованих шарів на інструментальних твердих сплавах [50,78]

В той же час, слід зазначити, що розглянута нижче схема має узагальнений характер і не враховує специфічних особливостей експлуатації модифікованого твердосплавного інструменту різного функціонального призначення.

Одним з перспективних напрямів розвитку плазмових зміцнюючих технологій, у тому числі стосовно металорізального інструменту, є плазмове хіміко-термічна обробка. При цьому процес реалізується поєднанням термічної плазмової дії і протіканням певних хімічних реакцій, сприяючих освіті в модифікованій зоні додаткових зміцнюючих фаз (карбідів, нітриду, силіцидів і так далі). Теоретичний аналіз такої технології приведений в роботі [79].

Встановлено, що способом поєднання в одному процесі загартування з хіміко-термічною обробкою при обробці повітряною плазмовою дугою являється нагрів виробу під шаром водорозчинної хімічної сполуки, що містить легуючі елементи. Визначені необхідні і достатні умови поверхневого легування цим способом:

- нагрів з регламентованим ($\approx 0,1$ мм) оплавленням поверхні;
- попереднє очищення насичуваної поверхні від оксидів і метал-лургічною окалиною;
- максимальна глибина занурення зміцнюваної поверхні (але не більше 3 мм виходячи з умов надійного піджигу і горіння плазмової дуги);
- використання гранично насичених водних розчинів хімічних сполук для досягнення максимального ефекту;
- придатність будь-яких хімічних сполук, що містять елементи впровадження.

На використанні ефекту додаткового легування заснований і метод фінішного плазмового зміцнення (ФПУ), що забезпечує нанесення алмазоподобного тонкоплівкового (до трьох мкм) покриття у безвакуумному просторі при атмосферному тиску. При цьому зміцнення інструменту, оснащення і деталей машин відбувається при інтегральній температурі нагріву виробів в процесі обробки близько 100°C . Цей процес, призначений для підвищення довговічності робочих поверхонь виробів, виготовлених за допомогою традиційних методів, є завершальною фінішною операцією, тому він дістав назву фінішне плазмове зміцнення (ФПУ) [80]. Основним принципом нанесення алмазоподобного тонкоплівкового покриття, узятим за основу цієї технології, є розкладання пари рідких технологічних препаратів, що вводяться в дуговий плазмотрон побічної дії, з подальшим проходженням плазмохімічних реакцій і утворенням покриття на виробі.

Процес протікає в декілька стадій:

- 1) створення стійкого потоку плазми дугового розряду;
- 2) випар технологічних препаратів в жидкістковому живильнику і перенесення їх пари спільно з додатковим потоком інертного газу в утворену раніше плазму дугового розряду;
- 3) отримання в дуговому каналі плазмотрона спрямованого пароплазменного потоку, що містить збуджені атоми, молекули, радикали, позитивно і негативно заряджені іони, електрони, кластери;
- 4) проходження плазмохімічних реакцій між зарядженими і збудженими частками в плазмі дугового розряду з утворенням нових видів часток і з'єднань і їх перенесення плазмовим струменем до підкладки;
- 5) конденсація продуктів реакцій на підкладці при дії факела плазмового струменя з поверхнею виробу;
- 6) взаємодія між адсорбованими, обложеними продуктами реакцій і граничним шаром поверхні підкладки що призводить до зародження і зростання покриття [80].

При ФПУ можливе нанесення наступних типів покриттів [81]:

- покриття з твердорозчинним зміцненням із з'єднань з різним типом міжатомних зв'язків системи $Ti - Al - N$ завтовшки 3 мкм;
- покриття з багатофазною структурою системи $Mo - Cr - N$ завтовшки 3 мкм;
- нанокompозитне багатошарове покриття з аморфно-кристалічною гетерогенною структурою системи $Si - O - C - N$ завтовшки 1 мкм.

Виробничі випробування різьбонарізного інструменту після фінішного плазмового зміцнення показали багатократне підвищення його стійкості [81].

В той же час, слід зазначити, що розглянуті вище методи плазмової хіміко-термічної обробки, при безперечних техніко-економічних перевагах, дозволяють наносити покриття лише дуже малої товщини (1...10 мкм), характерної і для відомих методів насичення або осадження покриттів у вакуумі (PVD - і CVD - процеси - див. розділ 1.2). Інструмент з такими покриттями (у т. ч. і різьбонарізний)

є інструментом "одноразового" використання, оскільки після переточування потрібно повторне нанесення покриття.

1.4 Методи поверхневої наноструктуризації інструментальних сталей і сплавів

Залежність властивостей сталей і сплавів від величини зерна, дисперсності структурних елементів відома давно. У області дисперсності, навіть досить далекої від наноструктурної, механічні і фізичні властивості матеріалів відрізняються від "нормальних". Подальше диспергування структурних елементів сплавів аж до наноструктурного діапазону (100 нм і менш) призводить до виникнення у сплавів ряду незвичайних властивостей, не з'ясованих тільки геометричними чинниками. Природа формування таких властивостей пов'язана з надзвичайно високою розвиненістю поверхні наноелементів структури, великою часткою граничних областей в одиниці об'єму і особливостями фізико-хімічного стану цих областей. На малюнку 1.8 приведені умовні межі матеріалів різної дисперсності відповідно до прийнятої в науково-технічній літературі термінології і величина відношення поверхні S до об'єму V елементів структури для їх різних розмірів умовно прийнято, що структурні елементи мають форму сфер або голчастих циліндрів.

Створення і застосування наноматеріалів нині охопило практично усі високотехнологічні галузі науки і техніки - біофізику, біотехнологію, колоїдну хімію, електроніку, медичну техніку та ін.

В металургії і матеріалознавстві металевих матеріалів інтерес до наноматеріалів також пов'язаний з унікальністю і незвичністю їх властивостей. Нагадаємо, що міцність металевих наноматеріалів в 1,5 – 2,0 разу більше, ніж у високоміцних сталей і сплавів, мікротвердість в 2 - 7 разів більше, різко зростає зносостійкість [82].

При створенні нового напрямку головний акцент був зроблений на вирішальній ролі численних поверхонь розділу в наноматеріалах як основі для істотної зміни властивостей твердих тіл як шляхом модифікації структури і електронної будови,

так і в результаті нових можливостей легування елементами незалежно від їх хімічної природи і атомних розмірів.

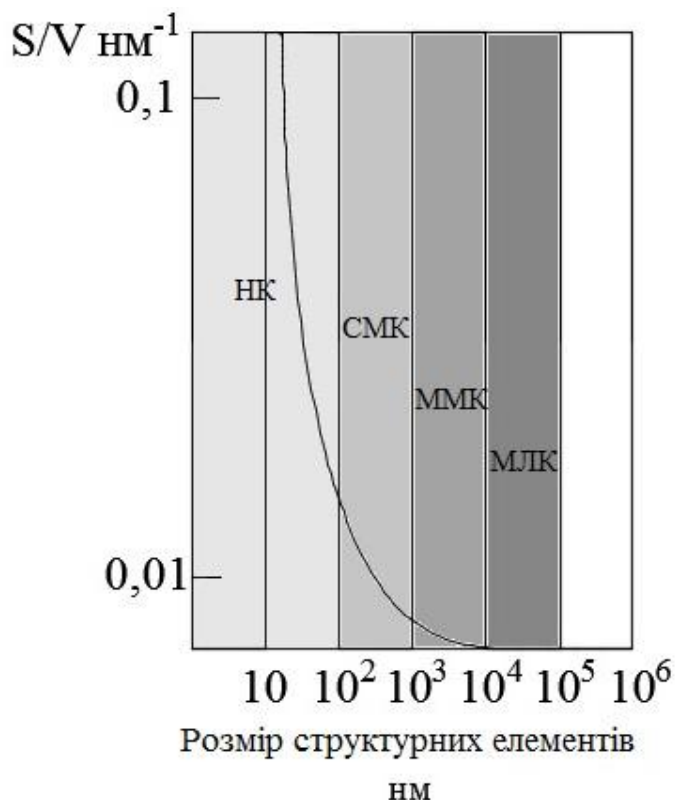


Рис. 1.8. – Умовні межі матеріалів різної дисперсності: НК - нанокристалічні; СМК - субмікростристалічні; МКК - мікростристалічні; МЛК - дрібнокристалічні [84]

В якості чинників, що визначають властивості наноматеріалів, окрім первинних посилок, пов'язаних з визначальною роллю меж розділу, відзначаються так саморозмірні ефекти і збіг розмірів кристалітів з характерними розмірами для різних фізичних явищ. Вважається також, що верхня розмірна межа складає не декілька нанометрів, як передбачалося раніше [84], а з чисто умовних міркувань приймається рівним ~ 100 нм. Це пов'язано з тим, що численні дослідження виявили значні і технічно цікаві зміни фізико-механічних властивостей наноматеріалів (міцності, твердості) в інтервалі розмірів зерен від декількох нанометрів до ~ 100 нм [83].

Подрібнення зерна, диспергування структурних елементів сталей і сплавів до нанорозмірного і субмікростристалічного діапазонів можуть бути досягнуті застосуванням таких технологій, як методи інтенсивної пластичної деформації, що

супроводжуються багатократною переорієнтацією областей металу (кручення з одночасним гідростатичним стискуванням, равноканалне кутове пресування та ін.). Проте ці методи знаходяться в основному на етапі експерименту; промислові технології відсутні; область використання таких наноматеріалів доки обмежена маломірними зразками і виробами [82].

Перспективніший напрям - наноструктуризація поверхні виробів. Передусім, це стосується проблем тертя і зносу контактуючих поверхонь (мікро- і нанотрибологія), що рухаються. Показано, що формування структур в поверхнях, що труться, блокує розвиток поверхневих нанопотоків дефектів, що забезпечує в ряду випадку двократне збільшення втомної міцності і зносостійкості матеріалів, у тому числі при роботі в тяжких умовах (агресивні середовища, підвищені температури). На відміну від нанесення покриттів в даному випадку йдеться про формування в поверхневому шарі наноструктурного стану, що не має чіткої межі розділу з основним матеріалом [82].

Останніми роками з'явилися нові можливості дії на поверхню металів, пов'язані з використанням ВКДН. Застосування цих методів впливу зачіпає не лише поверхневі шари металу, але і глибинніші (у 10 - 20 разів більші, ніж при імплантації). Складні фізико-хімічні процеси при таких діях (опромінення з тривалістю імпульсу $10^{-6} - 10^{-8}$ с, термоудар, мікрровибухи, надшвидкий градієнтний нагрів і охолодження зі швидкостями $10^8 - 10^{11}$ К/с) модифікують металеві поверхні, надаючи їм унікальні властивості внаслідок глибокої (підповерхневою) аморфізації і створення наноаморфної композитної структури з фазами розміром менше 100 нм [82]. Про перспективи використання обробки ВКДН для наноструктуризації поверхні також відзначається в роботі [85].

Слід зазначити, що нині немає єдиних підходів в термінології до розмірних структурних параметрів. Так в роботі [86] сказано, що нанотехнологія - сукупність методів і прийомів, що забезпечують можливість контрольованим чином створювати і модифікувати об'єкти, що включають компоненти з розмірами менше 100 нм хоч би в одному вимірі, і, в результаті цього принципово нові якості, що отримали, дозволяють здійснювати їх інтеграцію в повноцінно функціонуючі

системи більше за його масштаб. Наноматеріал - матеріал, що містить структурні елементи, геометричні розміри яких хоч би в одному вимірі не перевищують 100 нм, і, завдяки цьому, що має якісно нові властивості, у тому числі заданими функціональними і експлуатаційними характеристикам. Також розміри структурних елементів прийняті і в роботах [82-85]. Автори робіт [82-85] використовують поняття "нанодисперсний" мартенсит з розміром кристалів до 150 нм [82] чи до 50 мкм [85]. В цей же час матеріали з розміром зерна порядку від 100 до 500 нм (чи від 0,1 до 0,5 мкм), автори робіт [87-89] класифікують як субмікроструктурні (СМК - матеріали). Відзначається, що СМК - матеріали є новим класом матеріалів з незвичайними фізичними і механічними властивостями - аномально високими міцністю і демпфуючими властивостями, відносно низькотемпературною надпластичністю, підвищеною в'язкістю, високими магнітними властивостями.

Нині опублікована значна кількість вітчизняних і зарубіжних публікацій, присвячених дослідженню і розробці методів поверхневої наноструктуризації при нагріві ВКДН, - плазмовим струменем [90, 98], лазерним променем [91-95], за допомогою електронних і іонних пучків [96, 97]. Дослідженнями встановлено [98], що у вузькому діапазоні оптимальних режимів плазмової поверхневої модифікації швидкорізальної сталі (мікрооплавленні) утворюється ультрадисперсна лита структура з середнім розміром часток близько 100 нм, що відповідає надшвидкісному загартуванню з рідкого стану. Міра дисперсності модифікованої литої структури на порядок вища, ніж при плазмовому загартуванні в твердому стані і на 2-3 порядки вище, ніж при стандартній об'ємній обробці.

До недавнього часу вважалося, що отримання ефекту наноструктуризації поверхні при обробці ВКДН можливо лише на режимах, що забезпечують мікрооплавлення поверхні [98-101], що пояснюється якісною зміною механізму кристалізації (появою комірчастих замість дендритних структур) і заморожуванням виділених нових метастабільних фаз. Але в роботі [91] встановлена можливість лазерної наноструктуризації поверхні без оплавлення матеріалу. Це можливо у разі обробки поверхонь складної форми (рис. 1.9)

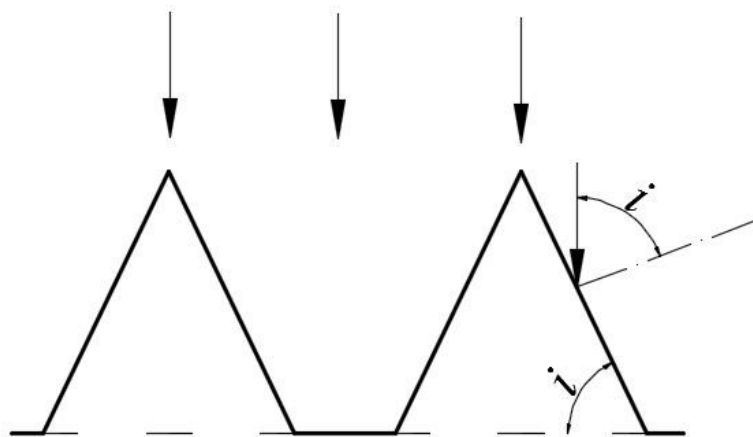


Рис. 1.9. – Схема взаємодії лазерного випромінювання з поверхнею, що має шорсткість у вигляді конусів. Кут α при основі конуса одночасно є кутом падіння випромінювання на бічну поверхню конуса [91].

Таким чином, аналіз літературних даних дозволяє зробити висновок, що поверхневе модифікування з утворенням субмікро- і нанокристалічної структури можна вважати одним з найбільш перспективних напрямів підвищення працездатності металорізального інструменту, у тому числі різьбонарізного.

1.5. Обґрунтування цілей і завдань досліджень

Як показано в розділах 1.1 - 1.4, різьбонарізний інструмент характеризується великою номенклатурою типорозмірів і експлуатується в складних умовах зовнішнього навантаження. Відомі методи поверхневого зміцнення (особливо - нанесення покриттів) не отримали широкого застосування, оскільки не забезпечують, з одного боку, отримання необхідного комплексу експлуатаційних властивостей (поєднання високої міцності і достатньої тріщиностійкості), а з іншого боку, не дозволяють виконувати переточування інструменту зі збереженням модифікованої зони. Останнім часом усе більш широке застосування отримують новітні технології поверхневого модифікування інструменту - обробка висококонцентрованими джерелами нагріву (ВКДН): лазерним променем,

плазмовим струменем, електронним променем. Проте стосовно різьбонарізного інструменту, відомостей про ефективність такої обробки в літературі украї мало. Одним з найбільш ефективних напрямів обробки ВКДН, являється поверхнева наноструктуризація, що забезпечує найбільш високий комплекс властивостей інструментальних матеріалів. Зведення про ефективність наноструктуризації для сталевого і тврдосплавного різьбонарізного інструменту в літературі повністю відсутні.

На підставі аналізу відомих літературних даних сформульована мета дисертаційної роботи, яка полягає в розробці теоретичних положень і технологічних рекомендацій для поверхневої субмікро- і наноструктуризації сталевого і тврдосплавного різьбонарізного інструменту при обробці висококонцентрованим плазмовим струменем.

Об'єктом дослідження є процеси плазмової поверхневої субмікро- і наноструктуризації різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних сталей і твердих сплавів.

Предметом дослідження є структура, фазовий склад, параметри кристалічної будови і експлуатаційні властивості модифікованих шарів з субмікро- і нанокристалічною структурою на різьбальному клині різьбонарізного інструменту. Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні основні завдання:

1. Вивчити механізми зношування і методи підвищення експлуатаційних властивостей різьбонарізного інструменту.

2. Розробити математичну модель оптимального управління процесом плазмової субмікро- і наноструктуризації різьбонарізного інструменту і інженерну методику розрахунку оптимальних режимів обробки.

3. Дослідити механізми фазових і структурних перетворень при плазмовій поверхневій субмікро- і наноструктуризації різьбонарізного інструменту.

4. Розробити методику стійкостних випробувань і дослідити зносостійкість різьбонарізного інструменту з поверхневим модифікованим шаром.

5. Виконати системний аналіз технологічних процесів різьбонарізання інструментом, що пройшов плазмове модифікування.

Рішення поставленої задачі послужить основою для успішної реалізації важливого науково-технічного завдання - підвищення працездатності різьбонарізного інструменту і продуктивності різьбонарізного в різних галузях машинобудування за рахунок нанесення плазмовою обробкою модифікованого шару з субмікро- і нанокристалічною структурою.

Висновки до розділу 1

1. Аналіз причин відмов і умов експлуатації різьбонарізного інструменту дозволяють встановити найбільш частими причинами передчасного зносу інструменту являються передусім знос різальної кромки по задній поверхні. На підставі цього, можна зробити висновок, що поверхнєве зміцнення повинно забезпечувати підвищення твердості (зносостійкості) і, принаймні, не зниження стійкості різьбонарізного інструменту.

2. Аналіз літературних даних показує, що стійкість різьбонарізного інструменту знижується у міру їх переточувань в 1, 2 і більше разів. Важливою умовою, для оптимальної роботи різьбонарізного інструменту, можна рахувати підвищення працездатності різальних елементів за допомогою методів поверхневого зміцнення.

3. Одними з найбільш перспективних напрямів є обробка поверхні різьбонарізного інструменту висококонцентрованими джерелами нагріву (ВКДН) і нанесення покриттів методами насичення і осадження. Основні переваги використання ВКДН в порівнянні з нанесенням покриттів, - збільшення товщини модифікованого шару в 10...100 разів. З методів обробки ВКДН найбільш доступною і продуктивною є плазмова обробка. Проте багато питань впливу плазмового нагріву на формування структури і властивостей різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних і твердих сплавів залишаються невивченими.

4. Встановлено, що особливістю характеру зносу різців після плазмового модифікування є відсутність початкової ділянки інтенсивного зносу (т.з. стадії прироблення), що також вносить певний вклад в міру підвищення зносостійкості. Це

пояснюється тим, що метал модифікованої зони на різальних кромках має мікрокристалічну структуру в порівнянні з початковим твердим сплавом.

5. Аналіз літературних даних показує, що найбільш висока працездатність різьбонарізного інструменту може бути досягнута у разі нанесення на різальну кромку модифікованого шару з субмікро- або нанокристалічною структурою. Застосування поверхневої обробки ВКДН має переваги в порівнянні з нанесенням покриттів PVD або CVD, оскільки завдяки значно більшій товщині модифікованого шару можливе виконання переточувань без повторного зміцнення, а завдяки відсутності різальної межі з початковим металом - значно підвищується тріщиностійкість і контактна міцність композиції модифікований шар - початковий метал.

РОЗДІЛ 2

РОЗРОБКА МЕТОДИК ДОСЛІДЖЕНЬ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ, СТРУКТУРИ І СТІЙКОСТІ РІЗЬБОНАРИЗНОГО ІНСТРУМЕНТУ

2.1 Характеристика плазмового технологічного комплексу

Експериментальна частина дисертаційної роботи виконана з використанням плазмового технологічного комплексу (рис. 2.1) в лабораторії нанотехнологій кафедри " Нанотехнології в галузевому машинобудуванні " ДВНЗ "Приазовський державний технічний університет". Комплекс створений на базі установки для плазмової обробки "Київ-7" і включає наступні блоки (у дужках вказані межі зміни робочих параметрів) :

1. Плазматрон;
2. Блок енергоживлення (струм плазмового струменя $I = 100...400$ А; напруга струменя $U = 60...80$ В);
3. Блок подання плазмообразуючого газу - аргону (тиск $p_r = 0...150$ атм; витрата $Q_r = 0...2,5$ м³/год);

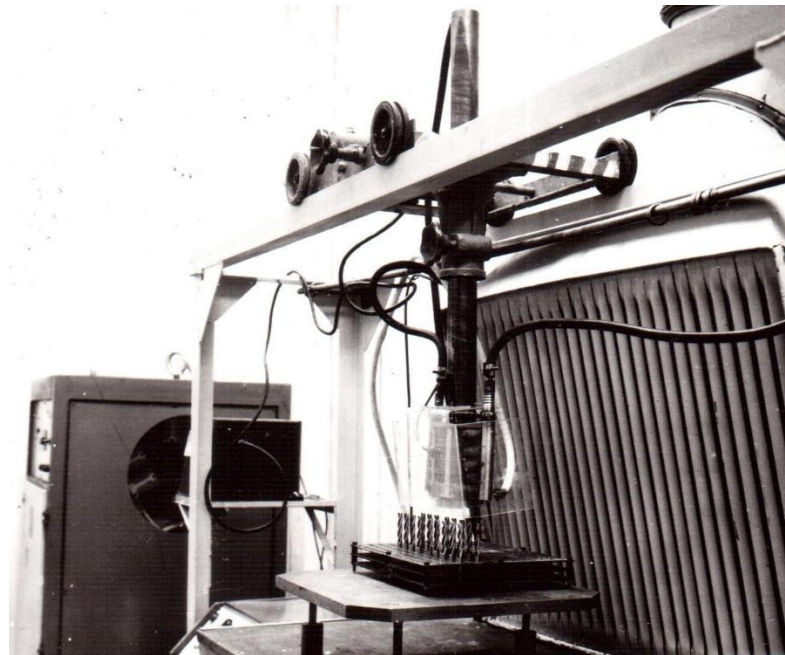


Рис. 2.1. – Плазмовий технологічний комплекс

4. Блок водяного охолодження плазмотрона (тиск води $p_v = 0,15 \dots 0,40$ Мпа; витрата води $Q_v = 0,2 \dots 2,0$ м³/год);

5. Блок переміщення плазмотрона і інструменту (швидкість обробки $V = 0,5 \dots 50$ м/год);

Плазмовий комплекс (рис. 2.1) оснащений необхідною контрольною і записуючою апаратурою, що дозволяє встановлювати і регулювати робочі параметри процесу плазмового модифікування.

Основними регульованими теплофізичними параметрами плазмового модифікування є максимальна температура нагріву T і швидкість охолодження W поверхневого шару [70]. Залежно від співвідношення параметрів T і W області оптимальної реалізації процесів плазмового модифікування показані на рис. 2.2.

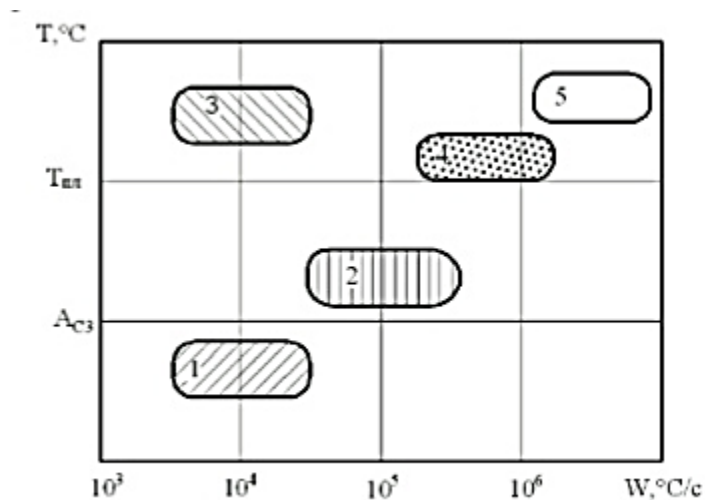


Рис. 2.2. – Области оптимальної реалізації процесів плазмового поверхневого модифікування: 1 – плазмовий відпуск; 2 – плазмове модифікування; 3 – плазмове мікрооплавлення; 4 – плазмова наноструктуризація; 5 – плазмова аморфізація

Параметри T і W в процесі виконання плазмового модифікування не є параметрами прямого регулювання, а є комплексними параметрами, на величину яких впливає велике число чинників – потужність плазмового струменя (визначається величиною сили струму I і напругою в струмені U), тиск і витрата плазмоутворюючого газу (P_g, Q_g), швидкість обробки (переміщення плазмотрона v), тиск и витрата охолоджувальної води (P_v, Q_v), дистанція обробки h , теплофізичні характеристики оброблювального матеріалу, форма и розміри оброблювального

виробу. На рис. 2.3 показана схема процесу плазмового модифікування як об'єкта регулювання.

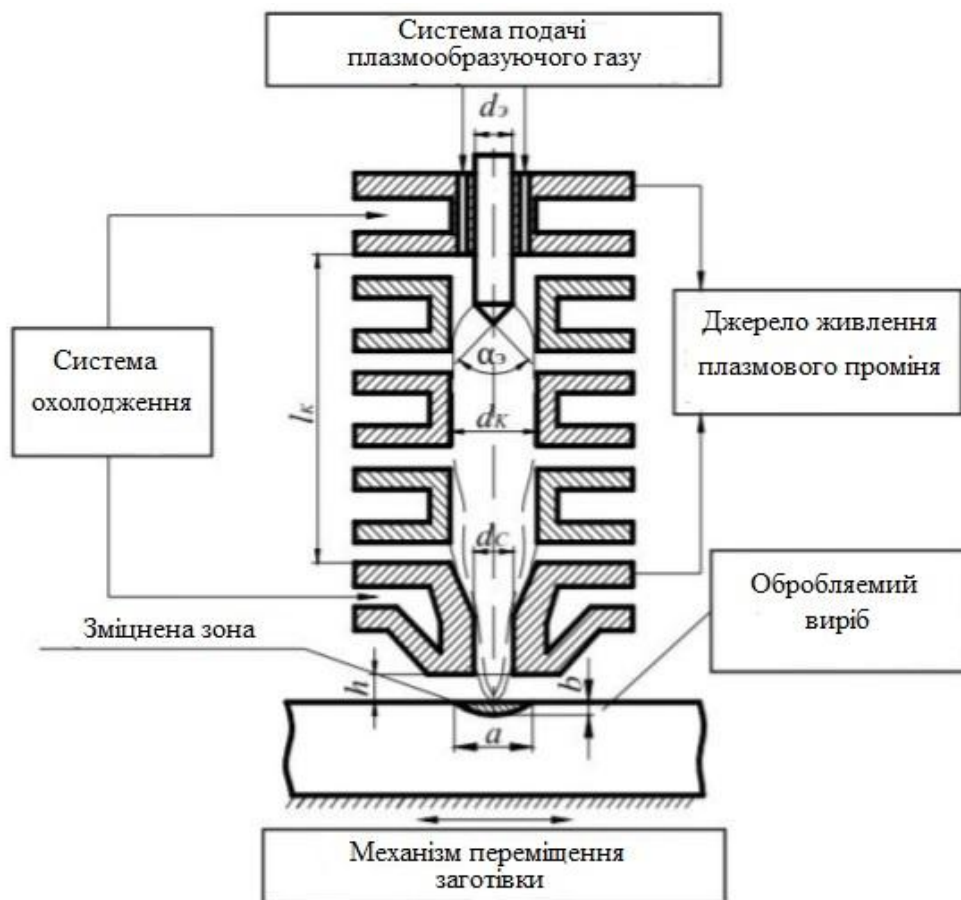


Рис. 2.3. – Схема плазмового технологічного комплексу

Найбільш значимим елементом технологічного комплексу є пристрій для генерування плазмового струменя – плазмотрон. Від правильного вибору типу і конструктивних параметрів плазмотрона залежать ефективність і продуктивність зміцнення, необхідний рівень властивостей.

З аналізу літературних даних виходить [143], що нині відсутній погляд про перевагу використання для поверхневого модифікування плазмотронів прямої або непрямої дії. У роботах [102,140,142] описано ефективне використання плазмотронів прямої дії, проте плазмотрони непрямої дії застосовуються ширше [70, 144, 145].

При нагріві матеріалів плазмотронами прямої дії ефективний коефіцієнт корисної дії (ККД) нагріву на 10-30 % вище, ніж при нагріві плазмотроном непрямої

дії [142]. Проте наявність на поверхні оброблюваного матеріалу анодної плями дуги значно звужує діапазон регулювання параметрів режиму нагріву при обробці без оплавлення поверхні. У свою чергу, використання плазмотронів непрямої дії дозволяє реалізувати усі види технологічних процесів плазмового модифікування (рис. 2.2).

З різновидів плазмотронів непрямої дії найбільш прийнятним є застосування плазмотронів з секціонованою міжелектродною вставкою (МЕВ) [70, 143]. Їх переваги – більш висока температура струменя (внаслідок досить протяжного дугового стовпа, що збільшує час перебування газу в каналі); більш висока потужність при тих же значеннях струму; високий ККД; тривалий ресурс роботи; наявність висхідної вольт-амперної характеристики, що забезпечує малу залежність напруги U від витрати газу $Q(U \sim Q^{0,2})$; зменшення пульсацій параметрів дуги і потоку плазми.

Принципова розрахункова схема плазмотрона з МЕВ для поверхневого модифікування матеріалів показана на мал. 2.3. Основними конструктивними параметрами його являються: кут заточування вольфрамового електроду α_e , внутрішній діаметр каналу d_k , діаметр отвору сопла d_c , довжина каналу (міжелектродного проміжку) l_k . Великий досвід використання плазмотронів цього типу для реалізації процесів поверхневого модифікування за рахунок швидкісного гартування або мікрооплавлення (області 2 і 3 на рис. 2.2) [70] дозволив встановити діапазон оптимальних значень конструктивних параметрів [146]: $\alpha_e = 90^\circ \pm 5$; $d_k = 15 \pm 5$ мм; $d_c = 6 \pm 2$ мм; $l_k = 120 \div 165$ мм. Проте останнім часом усе більш широке застосування отримують новітні технології поверхневого модифікування – лазерна і плазмова наноструктуризація – область 4 на рис. 2.2 [90,147,148]. Вона успішно може бути реалізована із застосуванням плазмотронів з МЕВ даного типу (мал. 2.3) [98, 149].

Використання плазмотронів розглянутого типу (рис. 2.3) з конструктивними параметрами у вказаному вище діапазоні дозволяє реалізувати технологію плазмової наноструктуризації (область 4 на рис. 2.2) або у вузькому діапазоні параметрів режиму (мікрооплавленні) [98]; або при обробці інструменту з різальною кромкою

спеціальної (зубчастої) форми – наприклад, різьбонарізного [149] чи різьбонакатного [150].

У загальному випадку при нагріві тіла плазмовим струменем зміна питомого теплового потоку по плямі нагріву описується законом нормального розподілу Гауса [70, 142, 151]:

$$q(r) = q_m \cdot e^{-k \cdot r^2}, \quad (2.1)$$

де q_m – максимальна щільність потоку на осі струменя;

k – коефіцієнт сосредоточенности, характеризуючий форму кривої нормального розподілу.

Умовний діаметр плями нагріву d_n нормально-кругового джерела, на межі якого $q_m \cdot \left(\frac{d_n}{2}\right) = 0,05q_m$, равен:

$$d_n = \frac{3,46}{\sqrt{k}}. \quad (2.2)$$

Встановлений наступний характер впливу конструктивних параметрів плазмотрона і параметрів режиму на ефективну теплову потужність q [143, 151]:

- зі збільшенням сили струму q_m зростає, d_n практично не змінюється, а k підвищується;

- зі збільшенням витрати плазмообразуючого газу q_m спочатку різко зростає, а при великих витратах знижується, d_n змінюється трохи, а k , як і q_m , має максимум при деякому значенні витрати газу;

- зменшення d_k призводить до різкого зростання q_m , d_n не змінюється при великих значеннях d_k і зменшується при малих значеннях d_k ;

- зменшення d_c призводить до збільшення q_m і k , але при цьому знижується ефективний ККД плазмового нагріву і потрібно інтенсивніше водяне охолодження плазмотрона.

Отже, зміна конструктивних параметрів плазмотрона і параметрів режиму плазмового нагріву впливають на ефективність плазмового нагріву неоднозначно. Дослідженнями встановлено, що найбільш універсальним параметром регулювання як конструктивних, так і технологічних параметрів з метою реалізації технології плазмової наноструктуризації (область 4 на рис. 2.2) є коефіцієнт зосередженості. Аналогічний висновок зроблений і автором роботи [142]. Попередніми дослідженнями встановлено, що ефективним методом підвищення коефіцієнта зосередженості для плазмотронів з МЭВ прийнятого типу (рис. 2.3) являється звуження каналу плазмотрона у напрямі течії газу, що призводить до підвищення ентальпії плазмового потоку на виході з сопла, перерозподілу напруженості електричного поля і локального теплообміну по довжині каналу. На малюнку 2.4 показана схема до розрахунку міри звуження каналу $S_k = \frac{d_{k1}}{d_{k2}}$ (де d_{k1} і d_{k2} – діаметр каналу відповідно в катодній і прианодній секціях МЭВ - а) і характер зміни твердості в зоні наноструктуризації на сталі X12M (б) [157].

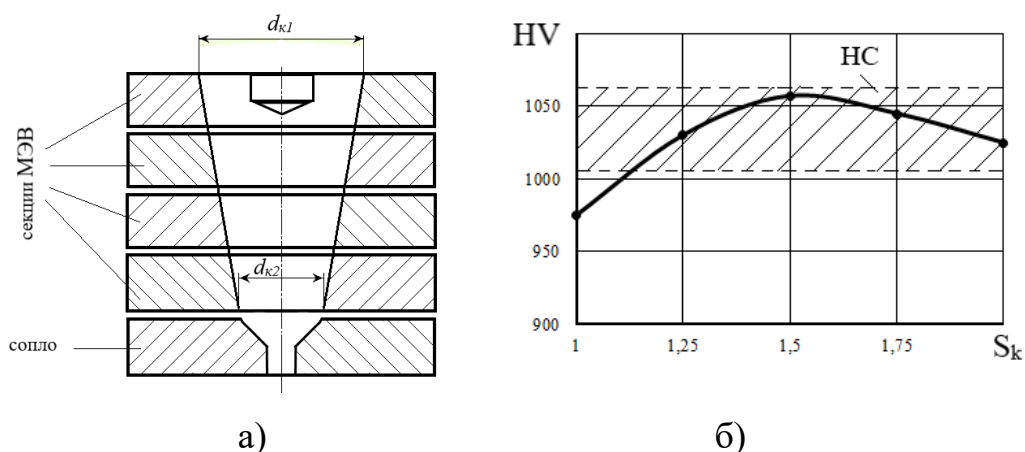


Рис. 2.4 – Схема до розрахунку міри звуження каналу плазмотрона S_k (а) і характер впливу S_k на твердість модифікованої зони на сталі X12M (б); НС – область наноструктуризації

Встановлені розрахунково-експериментальні закономірності дозволяють вибирати оптимальні поєднання конструктивних параметрів плазмотрона і параметрів режиму обробки для реалізації процесу плазмової наноструктуризації металообробного інструменту. Робота виконується індивідуально для кожного конкретного поєднання: плазмотрон – оброблюваний матеріал (сталь, сплав) – форма і розмір інструменту.

2.2 Методи вибору оптимальних режимів плазмової обробки різьбонарізного інструменту

Зважаючи на конструктивні особливості різьбонарізного інструменту (див. розділ 1.3), актуальним є розвиток методів локального поверхневого зміцнення, з яких одним з найбільш перспективних і інтенсивно таких, що розвиваються методів є обробка високо-концентрованими джерелами нагріву (ВКДН), - лазерним променем і плазмовим струменем.

Але лазерне випромінювання нині впроваджене лише на великих підприємствах з високою культурою виробництва. Це обумовлено рядом недоліків такої обробки (див. розділ 1.1): високою вартістю устаткування, недовговічністю матеріалів лінз і дзеркал, необхідністю застосування поглинаючих покриттів для підвищення ККД, необхідністю захисту обслуговуючого персоналу від розсіяного лазерного випромінювання, складністю оперативного контролю характеристик зміцненого шару, малою продуктивністю обробки поверхні великий протяжності.

Вказаних недоліків практично позбавлений інший метод обробки ВКДН - плазмовий струмень. Суть способу плазмового поверхневого модифікування сплавів полягає в локальному висококонцентрованому нагріві струменем дугової плазми, швидкому природному охолодженні матеріалу за рахунок теплопровідності і протіканні при цьому процесу загартування в поверхневому шарі. Джерело нагріву - дуговий плазмовий струмінь - генерується спеціальним пристроєм - плазмотроном. Від правильного вибору типу і конструктивних параметрів плазмотрона залежить

ефективність і продуктивність зміцнення, рівень властивостей, що досягається. Для поверхневого загартування перспективне використання плазмотронів з секціонованою міжелектродною вставкою (МЭВ) [70]. Їх переваги: більш висока температура струменя (завдяки створенню досить протяжного дугового стовпа, що збільшує час перебування газу в каналі); більш висока потужність при тих же значеннях струму; досить високий ККД; тривалий ресурс роботи; наявність висхідної вольт - амперної характеристики, що забезпечує малу залежність напруги U від витрати газу Q ; зменшення пульсацій параметрів дуги і потоку плазми [102, 103].

При розробці технології плазмового модифікування головне завдання - вибір оптимальних режимів нагріву, які забезпечують утворення модифікованих зон необхідних розмірів. Це завдання вирішується шляхом аналізу теплових полів в інструменті при плазмовому нагріві. Досвід використання плазмового зміцнення показує [70], що термічний цикл нагріву і охолодження матеріалів найзручніше регулювати зміною таких параметрів процесу, як струм дуги і швидкість переміщення плазмотрона при постійному оптимальному рівні інших параметрів (витрата плазмоутворюючого газу і охолоджувальної води, відстань від зрізу сопла до оброблюваної поверхні).

Основна доля теплоти при плазмовому нагріві переноситься углиб металу за допомогою електронної провідності. Отже, теплові процеси при плазмовому нагріві мають ту ж фізичну природу, що і при традиційних способах теплового впливу на метали. Це дає основу розглядати поширення теплоти в металах при плазмовій обробці з класичних позицій теорії теплопровідності. У основі розрахунку теплової дії високо-концентрованих джерел нагріву на метал лежить закон теплопровідності Фур'є [106].

$$dQ = -dx \cdot dy \cdot dz \cdot \left(\frac{\partial q_x}{\partial x} \cdot \frac{\partial q_y}{\partial y} \cdot \frac{\partial q_z}{\partial z} \right) \quad (2.3)$$

Вважаючи теплопровідність однаковою на всіх напрямках, а температуропровідність і теплопровідність не залежними від температури, можна вивести диференціальне вираження що називається оператором Лапласа:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \nabla^2 T \quad (2.4)$$

У загальному випадку це вираження рішення не має, тому зазвичай розглядають окремі випадки теплопровідності. На сьогодні відомі методики розрахунку параметрів термічного циклу при нагріві висококонцентрованим плазмовим струменем цілого ряду тіл, основними з яких є: напівнескінченне тіло (інструмент валка, штампового, деталі машин, що мають плоску або циліндричну поверхню), обмежене напівнескінченне тіло (різець, різальна кромка сверел, зенкерів, фрез), тіло, обмежене з двох сторін (різальні пластини при зміцненні по задній поверхні, зуби шліцьових і модульних черв'ячних фрез), пластина (різальні пластини при зміцненні по передній поверхні).

Аналіз показує, що при моделюванні процесу плазмової обробки основних типів різьбонарізного інструменту можна використати розрахункову схему "нагрівачи тіла типу пластини швидко рухоючися нормально круговим джерелом тепла (плазмовий струмінь)".

Тепловложення в матеріал пластини ускладнено наявністю нижньої грані, що виступає адіабатичною межею. Тепло відбивається від цієї межі, вносячи додатковий вклад в нагрів тіла. Розрахункова схема потужного швидко рухоючогося нормально-кругового джерела нагріву на поверхні пластини показана на рис. 2.5 [113].

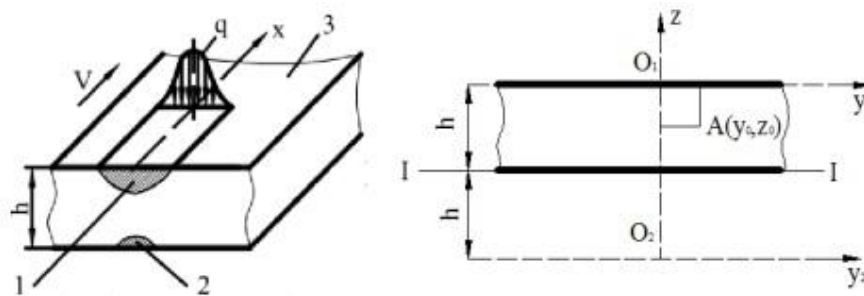


Рис. 2.5. – Схема потужного швидко рухоючогося нормально-кругового джерела нагріву на поверхні пластини: q - потужність плазмового нагріву; h - товщина пластини; V - напрям обробки; 1 - модифікована зона; 2 - зміцнена зона від дії "фіктивного" джерела нагріву; 3 - пластина; I - I - адіабатична межа

Згідно роботи [105], додаткове тепловложення в матеріал пластини враховується введенням другого (фіктивного) джерела нагріву, розташованого під нижньою гранню на відстані $2h$ від поверхні пластини. Для розрахункової схеми потужного швидкорухуючого нормально-кругового джерела нагріву на поверхні тіла типу пластини температура нагріву для довільної точки A в z_0 Oy_0 у момент часу t визначається рівнянням:

$$T_{\Sigma} = \frac{2q}{VC_{\gamma}} \cdot \frac{e^{-\frac{y_0^2}{4a(t_0+t)}}}{\sqrt{4\pi a(t_0+t)}} \cdot \left(\frac{e^{-\frac{(2h-z_0)^2}{4at}}}{\sqrt{4\pi at}} + \frac{e^{-\frac{z_0^2}{4at}}}{\sqrt{4\pi at}} \right) \quad (2.5)$$

де q - ефективна питома потужність плазмового нагріву; λ - коефіцієнт теплопровідності; a - коефіцієнт температуропровідності; C_{γ} - об'ємна теплоємність; $t_0 = (4 \cdot a \cdot k)^{-1}$ - постійна часу нагріву.

Ефективна питома потужність плазмового нагріву визначається вираженням [70]:

$$q = \eta_T \cdot \eta_C \cdot q_0 \quad (2.6)$$

де η_T - термічний ККД плазмотрона; η_C - ККД плазмового струменя; q_0 - потужність, підведена до струменя.

ККД плазмового струменя η_C , враховує втрати тепла на ділянці сопло - виріб. Згідно [102], при малій дистанції обробки η_C близько до 100%. Тому з достатньою для практичних цілей точністю можна прийняти $\eta_C = 0,98$, тоді $q = 0,98 \cdot \eta_T \cdot q_0$.

Одним з ефективних методів дослідження і оптимізації процесів плазмового зміцнення є використання комп'ютерного моделювання, при якому можливе отримання максимального об'єму інформації при мінімумі дорогих експериментальних досліджень. Побудова математичної моделі теплопередачі енергії плазмового струменя тілу, що нагрівається, зводиться до визначення граничних умов диференціального нестационарного рівняння теплопровідності [106]. Стосовно плазмового зміцнення такі моделі представлені в роботі [70]. Проте,

в літературі відсутні зведення про особливості моделювання теплових процесів при зміцненні різьбообразуючого інструменту з різальною кромкою зубчастої форми або у вигляді острозаточеного клину.

В якості об'єктів детальних досліджень в дисертаційній роботі прийняті різьбонарізні гребінки із сталі Р6М5 і профільні різьбові різці з твердосплавними пластинами, що напаяли. Вибір оптимальних режимів плазмового модифікування інструментів вказаних типів має свої специфічні особливості.

2.2.1. Методика вибору оптимальних режимів плазмового модифікування твердосплавних різців

Основним критерієм, що визначає здатність або доцільність продовження роботи різьбонарізних різців, являється знос по задній поверхні h_{zmax} , який складає для чорнових різьбонарізних різців 2 мм, а для чистових профільних різців - 0,3 мм [2-7]. З урахуванням цього критерію, плазмова обробка таких різців виконується по передній поверхні (рис. 2.6) з нанесенням модифікованої зони шириною v , відповідній довжині різального клину, і завтовшки по задній поверхні не менше $l = 0,5 \dots 1,0$ мм (для профільних різців) і $l = 2,0 \dots 2,5$ мм (для чорнових різців). При складанні розрахункової схеми різьбонарізного твердосплавного різця (рис. 2.6) прийняті наступні допущення:

- головний кут в плані $\phi_1 = \phi_2$ дорівнює куту при вершині різця $\varepsilon = 60^\circ$;
- задній кут $\alpha = 10^\circ$; передній кут $\gamma = 0^\circ$;
- радіус скруглення при вершині різця $r = 0$.

При виборі оптимальних режимів плазмового нагріву, необхідно забезпечити, з одного боку, нанесення модифікованих зон необхідних розмірів (рис. 2.6), а, з іншого боку, протікання певних фазових і структурних перетворень в твердому сплаві і досягнення необхідних значень експлуатаційних характеристик - твердості, трещіностійкості та ін.

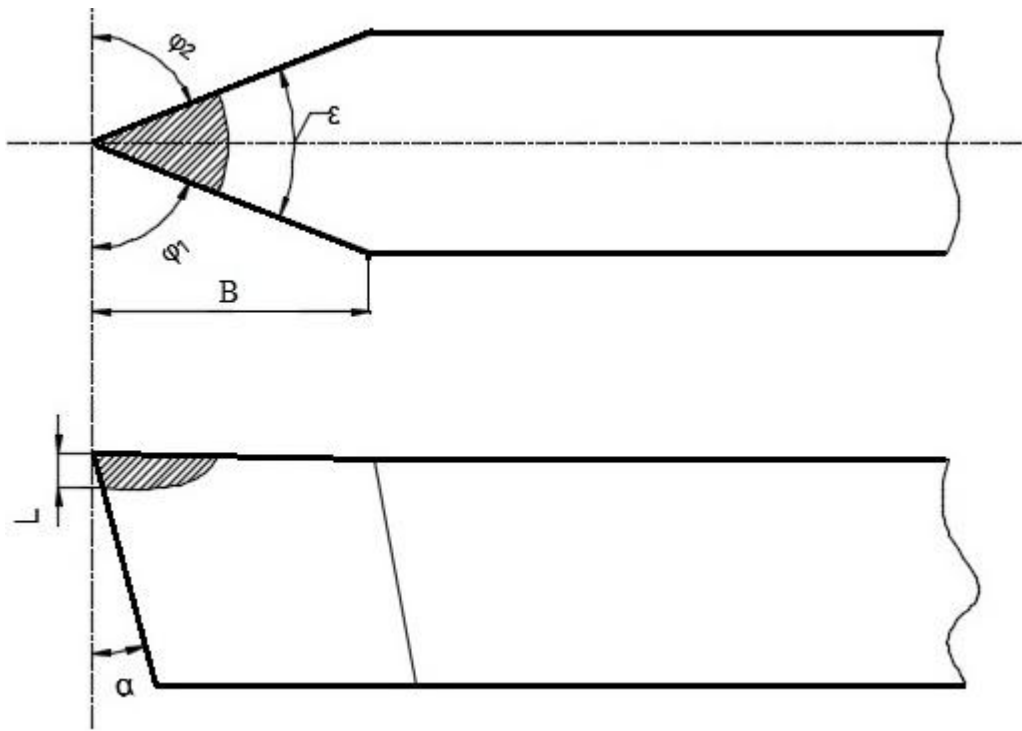


Рис. 2.6. – Розрахункова схема різьбонарізного різця з модифікованою зоною

Раніше встановлено [40, 50, 70], що при плазмовій обробці твердих сплавів типів ТК і ВК найбільш високий рівень властивостей досягається у разі нагріву до температури, що близької, але не перевищує температуру плавлення єднальної фази. Даний випадок (рис. 2.6) можна схематизувати як нагрів напівнескінченного тіла (оскільки температура в площині протилежної передньої поверхні різця (рис. 2.6), практично не змінюється) швидко рухуючимся нормальнорозподіленим джерелом тепла уздовж різальної кромки [70]. Для вирішення цього завдання використано звичайно-елементне моделювання із застосуванням прикладного пакету MCS.Nastran [107].

При виконанні розрахунків виконуються дії в наступному порядку:

- визначається необхідний алгоритм рішення задачі;
- визначаються і транслюються параметри режиму, задані для виконання завдання;
- вибирається відповідна схема або набір навантажень (Load Cases);
- вибираються змінні, потрібні для виведення після рішення задачі;
- посилаються данні задачі для чисельного аналізу в програму;

- обчислювальну систему (MSC.Nastran);
- прочитуються кількісні результати з файлів результатів, створених програмою-обчислювачем (MSC.Nastran) [156].

Алгоритм рішення математичної задачі приведений на рис. 2.7.

Для визначення температурного поля в об'ємі різця, що нагрівається безперервним тепловим джерелом (висококонцентрованим плазмовим струменем), що рухається уздовж різальної кромки з певною швидкістю, необхідно вирішити нелінійне диференціальне рівняння теплопровідності за допомогою підходу Лагранжа, згідно з яким в кожній елементарній одиниці об'єму середовища баланс потоку тепла визначається співвідношенням [106]:

$$c_p \cdot \bar{p} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} + c_p \cdot \bar{p} \cdot (\nabla_j \cdot T) V_j - \lambda \cdot \nabla_j \nabla_j T = \omega \quad (2.7)$$

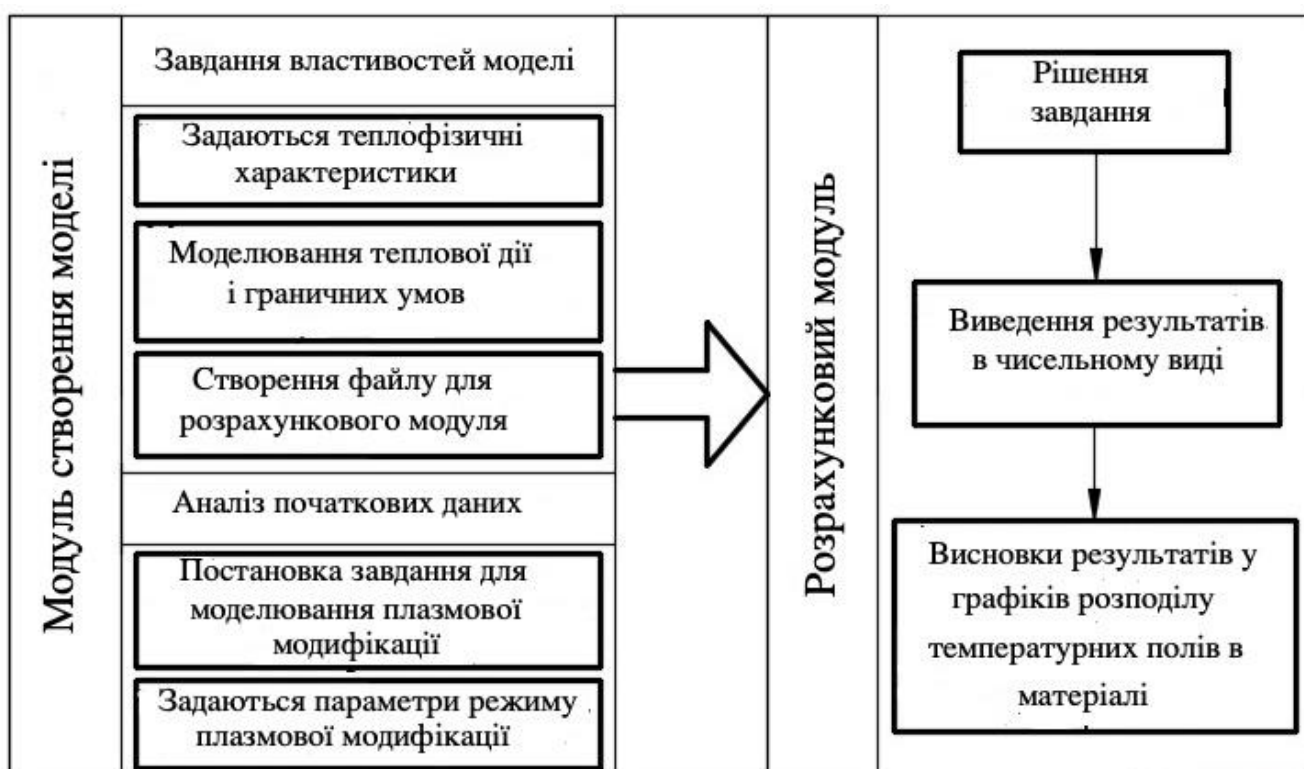


Рис. 2.7. – Алгоритм моделювання процесу плазмового модифікування різьбонарізного різця з пластинами з твердих сплавів за допомогою системи MSC.Nastran [156]

за початкової умови

$$T(x^j, 0) = T(x^j) \quad (2.8)$$

На поверхні (тіла) граничні умови [106]: -

по температурі поверхні (її частини S_T)

$$T(x^j, t)|_{S_T} = T(x^j, t) \quad (2.9)$$

• по тепловому потоку (у напрямі зовнішньої нормалі \vec{v} до поверхні)

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial v} \Big|_{S_G} = q \Big|_{S_q} + q \Big|_{S_\alpha}^\infty + q \Big|_{S_\beta}^U \quad (2.10)$$

де $q \Big|_{S_q}$ - тепловий потік;

$q \Big|_{S_\alpha}^\infty$ - конвекційна складова теплового потоку;

$q \Big|_{S_\beta}^U$ - променева складова теплового потоку.

Для конвекційної складової теплового потоку через поверхню в MSC.Nastran використовують нелінійну залежність:

$$q \Big|_{S_\alpha}^\infty = -\alpha (T^\mu - T_\infty^\mu) \Big|_{S_\alpha} = -\alpha \tilde{Q} \Big|_{S_\alpha}, \text{ где } \tilde{Q} = (T^\mu - T_\infty^\mu) \quad (2.11)$$

а для променевої складової теплового потоку - вираження

$$q \Big|_{S_\beta}^U = -\beta [e_e (T + T_{abs})^4 - a_e T_a^4] \Big|_{S_\beta} = -\beta f [e_e W - a_e T_a^4] \Big|_{S_\beta} \quad (2.12)$$

де $W = (T + T_{abs})^4$

У формулах (2.7-2.12):

λ – коефіцієнт теплопровідності (Вт/м·град);

c_p – коефіцієнт теплоємності (Дж/(кг·град));

α – коефіцієнт конвекційної тепловіддачі (Вт/(м²·град));

β – постійна Стефана-Больцмана (Вт/(м² · град⁴));

$\bar{\rho}$ – щільність матеріалу тіла (кг/м³);

$\hat{\omega}$ – потужність внутрішнього джерела тепла;

S_G - поверхня з граничних умов $S_G = S_q \cup S_a \cup S_\beta \cup S_T$;

$T = T(x^j, t)$ – температура;

t – час;

$T_\infty = T(x^j, t)$ – температура середовища біля поверхні S_a з конвекційним

теплообміном;

T_{abs} – зміщення розрахункової температури T від абсолютного нуля;

$T_a = T_a(x^j, t)$ – абсолютна температура тіла, з яким дане тіло має променевий теплообмін через поверхню S_β ;

$0 \leq \mu \leq 1$ – показник залежностей мір;

$0 \leq e_e \leq 1$ та $0 \leq a_e \leq 1$ – коефіцієнти випромінювання поверхнею джерела і можливості поверхні тіла до поглинання відповідно;

f_j - чинник освітленості поверхні (S_β) і тіла променевим джерелом з поверхні f_j

обчислюється за формулою $f_{i-j} = \frac{1}{(S_\beta)_i} \int (S_\beta)_j \int S_j \frac{\cos \Theta_j \cos \Theta_i}{\pi r^2} d(S_\beta)_i dS_j$

де S_j - випромінююча поверхня;

$(S_\beta)_i$ - поглинаюча поверхня;

r – відстань між двома точками на поверхні S_j і $(S_\beta)_i$

Θ_i і Θ_j - кути між лінією, яка сполучає точки на поверхнях і нормалях до цих поверхонь [109].

При розрахунку враховується, що твердий сплав є композиційним матеріалом, що отримується спіканням карбідної і єднальної фаз, теплопровідність яких значно відрізняється. Для цього можна ввести поняття "еквівалентної" теплопровідності $\lambda_{екв}$ і представити λ_{RM} як $\lambda_{екв}$, згідно [40]:

$$\lambda_{екв} = \lambda_1 P_1 \cdot \lambda_2 P_2 \cdot \lambda_m P_m = \prod_{i=1}^m \lambda_i^{P_i} \quad (2.13)$$

де λ_i – коефіцієнт теплопровідності окремого елемента (карбідів, зв'язки);

$$P_i - \text{відносна об'ємна концентрація елемента (карбідів, зв'язки)} \sum_{i=1}^m P_i = 1$$

Изменение λ в зависимости от изменений температуры описывается функцией $\lambda(T) = \lambda_{экс} \cdot F(T)$.

Усі функції в FEMAP зберігаються в табличному (дискретному) виді. Тому для проміжних значень температури повинна застосовуватися формула апроксимації. У MSC.Nastran використовується лінійна апроксимація, тому поточне значення:

$$\lambda(T) = \lambda_{экс} \cdot F(T) \approx \lambda_{экс} \cdot \left\{ F(T_{(k)}) + \frac{T - T_{(k)}}{T_{(k+1)} - T_{(k)}} [F(T_{(k+1)}) - F(T_{(k)})] \right\} \quad (2.14)$$

де k – номер точки на графіці $F(T)$.

Після створення математичної моделі створюється модель твердого тіла, що відповідає параметрам різьбонарізного різця і що є геометричною моделлю з розбиттям її на кінцеві елементи. Від правильності побудови цієї моделі залежатиме точність розрахунку поширення теплових потоків. Звичайно елементна модель різця представлена на рис. 2.8.

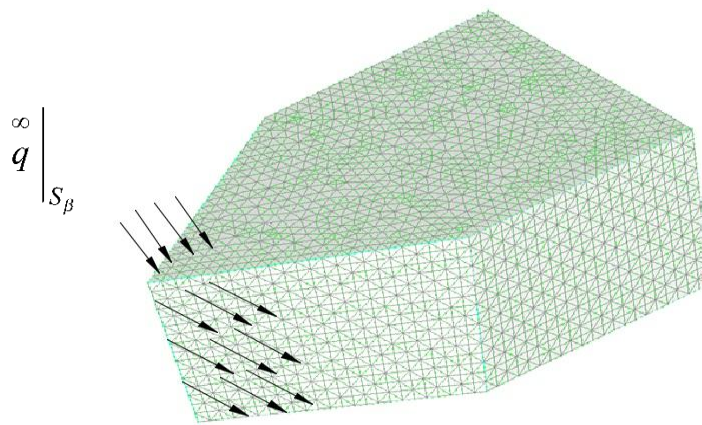
Згідно з розробленою методикою, моделювання процесу плазмового модифікування різьбонарізного різця складається з наступних етапів:

1. Залежно від геометричних параметрів оброблюваної пластини будується модель, що складається з набору одиничних елементів, найчастіше "восьмивузлових" (див. рис. 2.8).

2. Залежно від марки твердого сплаву задаються його теплофізичні властивості.

3. Визначаються граничні умови (в даному випадку характер теплообміну на гранях побудованої моделі).

4. Задаються теплові навантаження на побудовану модель (максимальна щільність теплового потоку q_{max} , закон розподілу теплового потоку). Робиться розрахунок побудованої моделі. Результати розрахунку представляються у вигляді



$$T(x^j, t)|_{S_f} = \hat{T}(x^j, t);$$

$$q|_{S_\beta} = -\beta f [e_e W - a_e T_a^4]_{S_\beta}.$$

Рис. 2.8. – Звичайно-елементна модель оброблюваного різьбонарізного різця з граничними умовами

графіків розподілу теплових полів або таблиць з чисельними значеннями T_{\max} і W (при рішенні прямої задачі) або параметрів режиму плазмової обробки (при рішенні зворотної задачі).

2.2.2. Методика вибору оптимальних режимів плазмового модифікування різьбонарізних гребінок зі швидкорізальної сталі

Стосовно випадку нагріву різьбонарізної гребінки, характер поширення тепла ускладниться із-за нахилу нижньої грані під кутом α (рис. 2.9).

Зважаючи на конструктивні особливості гребінки (кут загострення α і відстань до центральної осі дії джерел нагріву ϵ), можна вивести залежності для визначення температури в довільній точці A з координатами (y_0, z_0) від дії дійсного і фіктивного джерел нагріву [110].

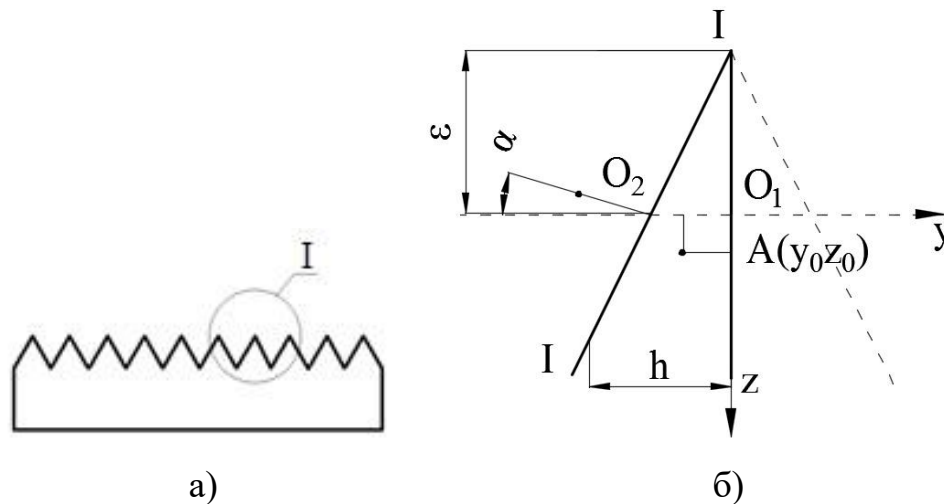


Рис. 2.9 - Схема до розрахунку температурного поля при плазмовій обробці гребінки на прикладі однієї кромки

Температура від дійсного джерела нагріву враховується рівнянням [108]:

$$T_1(y_0, z_0, t) = \frac{2q}{VCg} \cdot \frac{e^{-\frac{z_0^2}{4at}}}{\sqrt{4pat}} \cdot \frac{e^{-\frac{y_0^2}{4a(t_0+t)}}}{\sqrt{4pa(t_0+t)}}. \quad (2.15)$$

У свою чергу вплив фіктивного джерела на різальний клин можна виразити наступною залежністю:

$$T_2(y_0, z_0, t) = \frac{2q}{VC\gamma} \cdot \frac{e^{-\frac{(\varepsilon \cdot \operatorname{tg} \alpha + \varepsilon \cdot \sin \alpha - z_0)^2}{4at}}}{\sqrt{4\pi a t}} \cdot \frac{e^{-\frac{(\varepsilon \cdot \operatorname{tg} \alpha \cdot \sin \alpha + y_0)^2}{4a(t_0+t)}}}{\sqrt{4\pi a (t_0 + t)}}. \quad (2.16)$$

Тоді сумарна температура від впливу обох джерел визначатиметься як:

$$T_\Sigma = T_1(y_0, z_0, t) + T_2(y_0, z_0, t) \quad (2.17)$$

$$T_{\Sigma} = \frac{q}{2\sqrt{C\gamma\pi a}\sqrt{t(t_0+t)}} \cdot \left(e^{-\left(\frac{z_0^2}{4at} + \frac{y_0^2}{4a(t_0+t)}\right)} + e^{-\left(\frac{(\varepsilon \cdot \operatorname{tg} \alpha + \varepsilon \cdot \sin \alpha - z_0)^2}{4at} + \frac{(\varepsilon \cdot \operatorname{tg} \alpha \cdot \sin \alpha + y_0)^2}{4a(t_0+t)}\right)} \right) \quad (2.18)$$

Миттєва швидкість охолодження w в довільній точці A з координатами (y_0, z_0) може бути визначена як перша похідна вираження (2.17) за часом. Важлива для практичних цілей характеристика - максимальна температура нагріву T_{\max} в точці A - визначається з рівняння (2.15) розрахунком зі змінним кроком інтеграції за часом $t_{l+1} = t_l + \Delta t$ до виконання умови $T_{l+1} \leq T_l$ з урахуванням монотонного характеру зміни температури, тоді $T_l = T_{\max}$ [113].

Для вирішення поставленого завдання - розробки математичної моделі плазмового поверхневого модифікування різьбонарізного інструменту зі швидкорізальної сталі в нелінійній постановці розроблений алгоритм рівняння (2.17) з використанням методу кінцевих елементів, аналогічний приведену на рис. 2.7.

При моделюванні обробки інструменту плазмовим струменем вибрана система одиниць виміру СІ. Геометричні розміри різьбонарізної гребінки задаються в метрах. Моделювання процесу плазмового модифікування різьбонарізної гребінки складається з наступних етапів:

1. Залежно від геометричних параметрів оброблюваної пластини будується модель, що складається з набору одиничних елементів, найчастіше восьмивузлових;
2. Задається матеріал інструменту (в даному випадку сталь Р6М5);
3. Визначаються граничні умови (в даному випадку характер теплообміну на гранях побудованої моделі);
4. Задаються теплові навантаження на побудовану модель (максимальна щільність теплового потоку, закон розподілу теплового потоку).

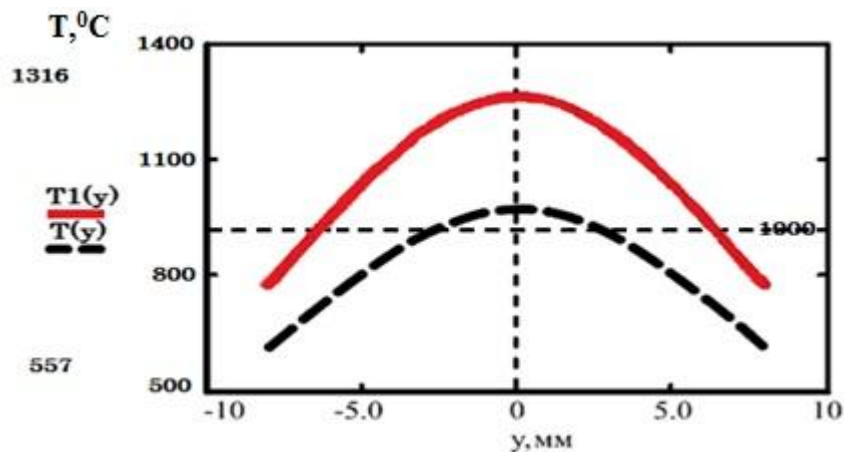


Рис. 2.10. – Розподіл температур в точці А з координатами (y_0, z_0) від дій висококонцентрованого плазмового джерела нагріву: T_1 - з урахуванням постійності теплофізичних властивостей зміцнюваного матеріалу; T - теплофізичні властивості зміцнюваного матеріалу приймалися залежними від температури

5. Робиться розрахунок побудованої моделі. Результати розрахунку представляються у вигляді графіків розподілу теплових полів і таблиць з чисельними значеннями температури і швидкості охолодження.

2.3 Методика досліджень структури і параметрів кристалічної будови різьбонарізного інструменту після плазмового модифікування

Оцінка будови і стану модифікованих матеріалів дозволяє у більшості випадків характеризувати і прогнозувати їх якість і властивості, а також намітити шляхи управління структурними і фазовими перетвореннями. Це створюється регулюванням параметрів процесу модифікування з метою отримання матеріалів із заданими експлуатаційними властивостями, які не містять явних дефектів або "дефектонебезпечних" ділянок або зон. Це завдання в інструментальному виробництві вирішується за допомогою методів металознавства. Проте, металознавство зміцнених матеріалів має ряд специфічних особливостей порівняно з традиційними методами дослідження структури і властивостей при термообробці.

Це пов'язано в першу чергу з тим, що перетворення при зміцненні протікають в нерівномірних умовах, а температура нагріву значно вища, ніж при термообробці. Відмітною особливістю структурних перетворень в зміцнених сталях, являються також великі значення швидкості охолодження, які перешкоджають повному протіканню дифузійних процесів, внаслідок чого в зміцненому металі утворюються нерівноважні структури. Різко відрізняються при зміцненні умови кристалізації, що обумовлено концентрованим введенням тепла, малими об'ємами розплавленого металу, а у ряді випадків і додатковою дією (механічним, електромагнітним, газодинамічним, ультразвуковим і так далі)

Металографічні дослідження проводять на спеціально приготованих шліфах, процес виготовлення яких включає наступні операції:

1. Вирізку зразка і підготовку поверхні;
2. Шліфування;
3. Полірування;
4. Травлення (рис. 2.11)

Темплеты шириною 10 мм для приготування шліфів з різьбонарізних гребінок вирізувалися електроерозійним різанням в поперечному перерізі на відстані від краю (передній поверхні) не менше 10 мм (рис. 2.11, а). Темплеты для приготування шліфів з різьбових різців з твердосплавними пластинами, що напаяли, вирізувалися електроерозійним різанням по головній січній площині Х-Х (рис. 2.11, б). Процес різання виконувався при щедрому охолодженні - для недопущення відпустки загартованого металу модифікованої зони.

На приготованих шліфах після травлення по загальноприйнятих методиках для швидкорізальних сталей і твердих сплавів [111] проводилися виміри твердості по Віккерсу і дослідження мікроструктури на оптичному мікроскопі Неофот-30 і растровому електронному мікроскопі РЕМ-100У.

Разом з металографічними дослідженнями виконувалися рентгеноструктурні дослідження фазового складу і параметрів кристалічної решітки на дифрактометрі ДРОН - 3,0 в залізному K_{α} - випромінюванні. Методика досліджень відповідала рекомендаціям [15,112].

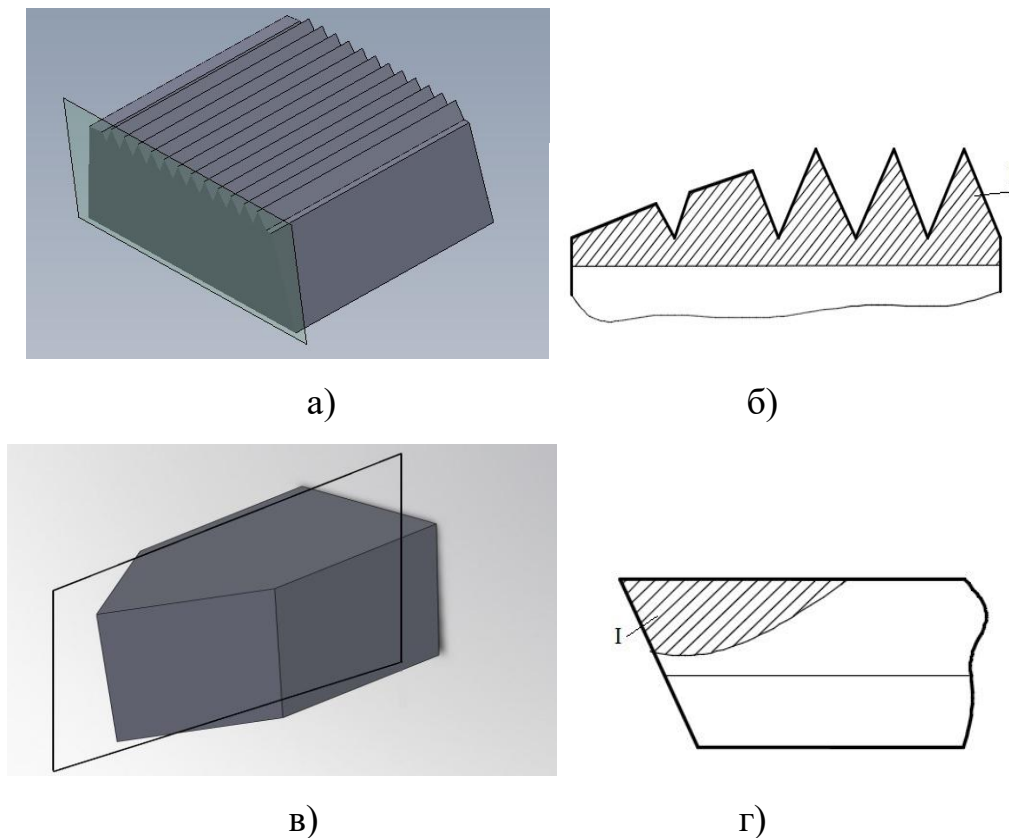


Рис. 2.11. – Схеми вирізки (а, в) і характерний вид (б, г) темплетов для металографічних досліджень гребінок (а, б) і твердосплавних різців (в, г) після плазмового модифікування; I - модифікована зона

Метою експерименту, згідно з рекомендаціями [70], являлося визначення наступних параметрів:

1) фазовий склад - визначення змісту (у %) залишкового аустеніту і карбідної фази :

- кількість залишкового аустеніту визначалася по формулі:

$$q_{\gamma} = \frac{100}{1 + 0,74 \cdot \frac{S_{\alpha}}{S_{\gamma}}} \quad (2.19)$$

де S_{α} і S_{γ} - площі поверхні під дифракційними лініями;

$110_{\alpha\text{Fe}}$, і $111_{\gamma\text{Fe}}$, обмеженими лініями фону;

- кількісний зміст карбідів визначався по відношенню маси осаду, що виділився при електролітичному розчині, до маси розчиненої частини зразка;

2) параметр кристалічної решітки мартенсіту α -методом прецизійного виміру кутів відображення 2θ від площин $110_{\alpha\text{Fe}}$, і $220_{\alpha\text{Fe}}$ і подальшою екстраполяцією отриманих значень α_{220} к $\alpha_{\theta=90}$ формула для розрахунку:

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin \Theta} \cdot \sqrt{H^2 \cdot K^2 \cdot L^2} \quad (2.20)$$

де λ - довжина хвилі; для залізного K_{α} -ізлучення $\lambda = 1,936\text{Å}$; H, K, L - індекси дифракційних ліній;

3) щільність дислокацій:

$$\rho = 2,4 \cdot \beta_{110}^2 \cdot 10^{16} \quad (\text{м}^{-2}) \quad (2.21)$$

де β_{110} - істинне фізичне розширення дифракційної лінії $(110)_{\alpha\text{Fe}}$ (у радіанах).

2.4 Методика стійкостних випробувань різьбонарізного інструменту після плазмового модифікування

Нині відсутні єдині загальноприйняті методики експериментальної оцінки стійкості металорізального інструменту (у тому числі різьбонарізного), що пройшов поверхневе модифікування з нагрівом ВКДН. При розробці методики стійкостних випробувань виходили із загальноприйнятих рекомендацій [3] і особливостей випробувань поверхнево зміцнених матеріалів [3]. Перші ознаки зношування різальних кромки інструментів, як правило, виявляються вже на самому початку різання. Найбільш помітні ранні ознаки зношування у твердосплавних інструментів. У початковий момент різання у них відбуваються мікрОВИФАРБОВУВАННЯ в місцях кутових переходів, яким і являються місця сполучення головних і допоміжних різальних кромки. а також самі різальні кромки лез [3].

Результати мікрОВИФАРБОВУВАННЯ радіуси закруглення вершин в місцях сполучення різальних кромки і радіуси скруглення різальних кромки зростають. Величина зносу визначається візуально за допомогою мікроскопа МПБ-2 (збільшення $\times 24$) уздовж головної різальної кромки.

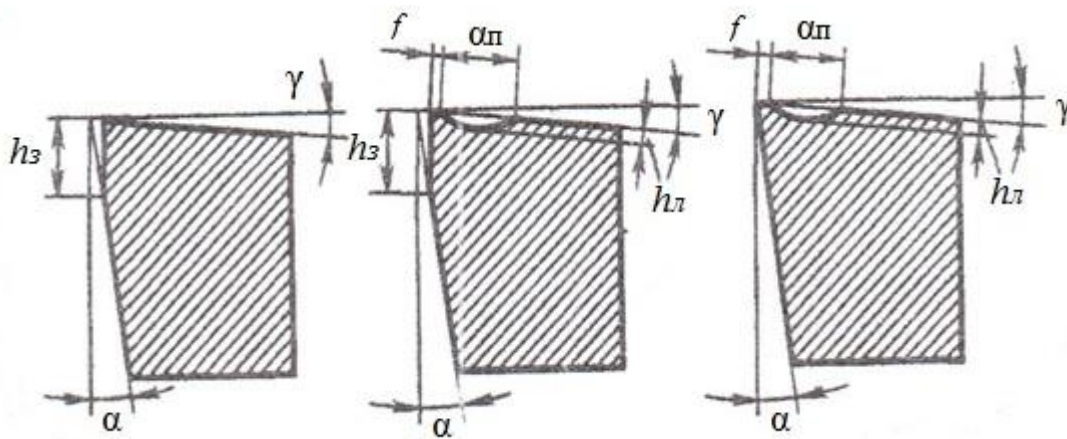


Рис. 2.12 – Знос лез: а - тільки по задній поверхні; б - одночасно по задній і передній поверхні; у - тільки по передній поверхні [3]

Протягом всього часу різання зношування безперервно триває і розміри видимих ознак зносу лез збільшуються. По прогресуючих розмірах зносу лез прийнято приймати рішення про допустимість або неприпустимість подальшої роботи інструменту.

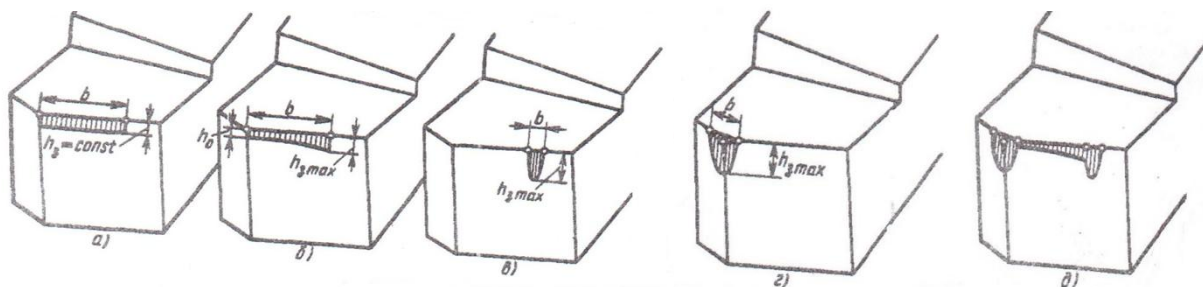


Рис. 2.13. – Візуально спостережувані ознаки зносу лез: а - знос рівноваликовий задньої поверхні; б - нерівномірний знос задньої поверхні; в - місцевий знос задньої поверхні; г - знос вершини різця на задній поверхні; д - комбінований знос [3]

Задня поверхня леза піддається більше інтенсивному зношуванню, чим передня. Візуально видимі ознаки зносу, як це показано на рис. 2.12, а і 2.13, а-д, є тільки на задній поверхні леза і відсутні на передній поверхні. Знос по задній

поверхні прийнято визначати лінійною мірою - максимальною шириною h_{3max} зношеній поверхні [3].

При випробуваннях інструменту з модифікованою зоною (див. рис. 2.11, а, б) будуються криві зносу, які виражають функціональну залежність зносу задньої і передньої поверхні леза від тривалості τ різання або від довжини L шляхи у напрямі результуючого руху різання. Характерний вид такої кривої показаний на рис. 2.14.

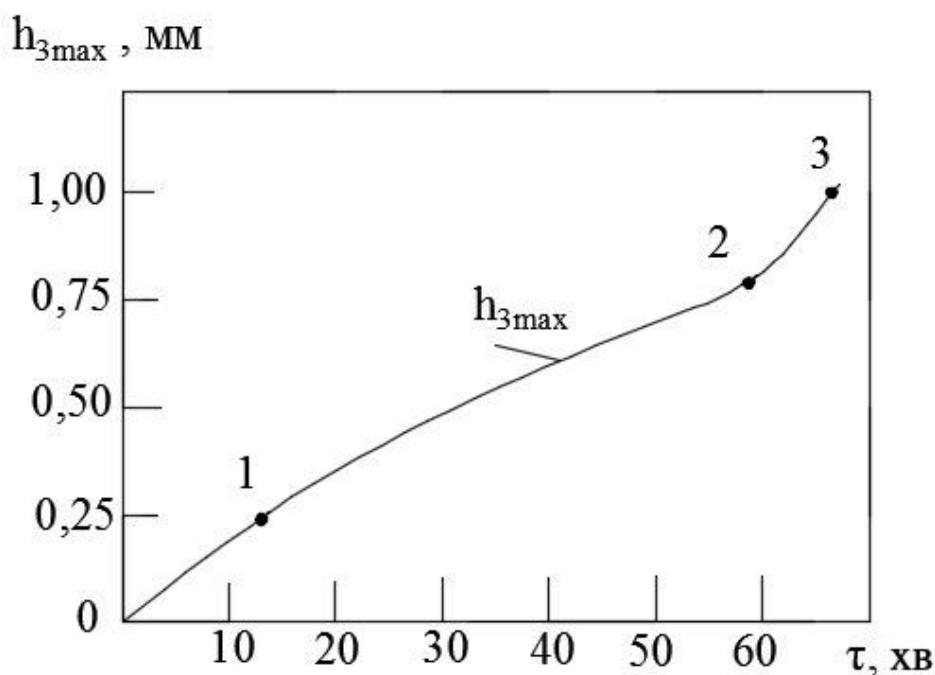


Рис. 2.14. – Характерний вид кривої лінійного h_3 зносу задньої поверхні різця [3]

Криві зносу різьбонарізного інструменту, що пройшов плазмовим модифікуванням будуються в лінійних координатах за результатами безпосередніх вимірів. Розмір максимального лінійного зносу h_{3max} по задній поверхні інструменту вимірюється через рівні відрізки часу. У початковий період різання на відріжку 0-1 кривій h_{3max} крива зносу опукла. На наступному відріжку 1-2 вона практично є похилою прямою. На кінцевому відріжку 2-3 крива увігнута. Такий вид кривої зносу $h_{3max}(\tau)$ дає формальне з снование вважати, що при роботі інструменту існує три періоди з різною інтенсивністю зношування [3]. Знову заточений інструмент спочатку зношується з дуже великою інтенсивністю, яка потім швидко зменшується.

Цей період називається періодом прироблення. В цей час зношуванню, піддається поверхневий шар інструменту, що отримав структурні ушкодження при заточуванні. Ділянка 1-2 відповідає процесу зношування, що встановився. На кінцевій ділянці 2-3 інтенсивність зношування знову зростає. Це викликано збільшенням роботи сил тертя на зношених контактних поверхнях леза, підвищенням температури на них і пов'язаними з цим структурними змінами в прикордонних шарах інструменту, контактуючих з оброблюваним матеріалом.

За розробленою методикою проводилися стійкісні випробування інструменту після плазмового модифікування: різьбонарізних гребінок зі швидкорізальної сталі і профільних різьбових різців з пластинами, що напаяли, з твердих сплавів.

Висновки до розділу 2

1. На підставі рішення диференціального рівняння теплопровідності в нелінійній постановці з урахуванням зміни теплофізичних властивостей матеріалів від температури розроблена математична модель і алгоритм для визначення оптимальних параметрів плазмового модифікування різьбонарізного інструменту зі швидкорізальної сталі і твердих сплавів.

2. З використанням звичайно-елементного моделювання із застосуванням прикладного програмного пакету MSC.Nastran розроблена інженерна методика розрахунку оптимальних режимів плазмового модифікування. Методика дозволяє призначати оптимальні режими плазмової обробки для різьбонарізного інструменту, (на прикладі гребінок зі швидкорізальної сталі і різців з твердосплавними пластинами), що забезпечують протікання в модифікованій зоні необхідних фазових і структурних перетворень і досягнення найбільш високих значень експлуатаційних властивостей.

3. Розроблені конструкції зразків і схеми їх вирізки, а також методики металографічних і рентгеноструктурних досліджень дозволяють оцінити міру зміцнення і природу структурних перетворень в модифікованій зоні при плазмовій обробці різьбонарізного інструменту з твердих сплавів і швидкорізальних сталей.

4. Розроблена методика стійкостних випробувань різьбонарізного інструменту після плазмового модифікування, що дозволяє визначити вплив плазмового модифікування на стійкісні характеристики різьбонарізного інструменту.

5. Розроблений метод побудови і аналізу кривих зносу різьбонарізного інструменту, що дозволяє встановити як вплив плазмового модифікування на стійкість інструменту, так і виконання його переточувань по ходу випробувань.

РОЗДІЛ 3

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ І ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ РІЗЬБОНАРИЗНОГО ІНСТРУМЕНТУ ЗІ ШВИДКОРИЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ ПЛАЗМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ

3.1. Розробка оптимальних технологічних схем плазмового модифікування сталевих різьбонарізних інструментів

Як показано в розділі 1.1, формоутворення різьблення є складним процесом і різьбові інструменти працюють в дуже скрутних умовах [2-5].

У роботі [15] встановлені чинники, що обумовлюють низьку стійкість різьбонарізних інструментів:

1) низька якість інструменту внаслідок незадовільної термічної обробки (занижена твердість, наявність знеуглецьованого шару, відхилення від технології термообробки);

2) низька якість поверхонь після шліфування і заточування різьбового профілю інструменту;

3) завищене відхилення розміру отвору під різьблення, твердості і хімічного складу матеріалу заготівлі;

4) відсутність затилування за профілем різальних зубів мітчика;

5) збільшений радіус закруглення різальних кромки;

6) низька якість матеріалу інструменту.

Аналіз приведених чинників, зокрема 1-го, 2-го і 6-го, показує перспективність застосування методів поверхневого зміцнення для підвищення працездатності різьбонарізних інструментів.

Найбільш перспективним для зміцнення такого інструменту можна рахувати обробку висококонцентрованими джерелами нагріву: лазерним променем і плазмовим струменем (див. розд. 1.3, 1.4).

На підставі викладеного, з урахуванням прийнятих вимог до геометричних параметрів різьбонарізних інструментів і умов його вантаження [2-5], а також

відомих рекомендацій для розробки технологічних процесів зміцнення інструменту інших типів [70], розроблені технологічні схеми плазмової обробки найбільш поширених типів сталевого різьбонарізного інструменту - мітчиків і гребінок [112-114] (рис. 3.1).

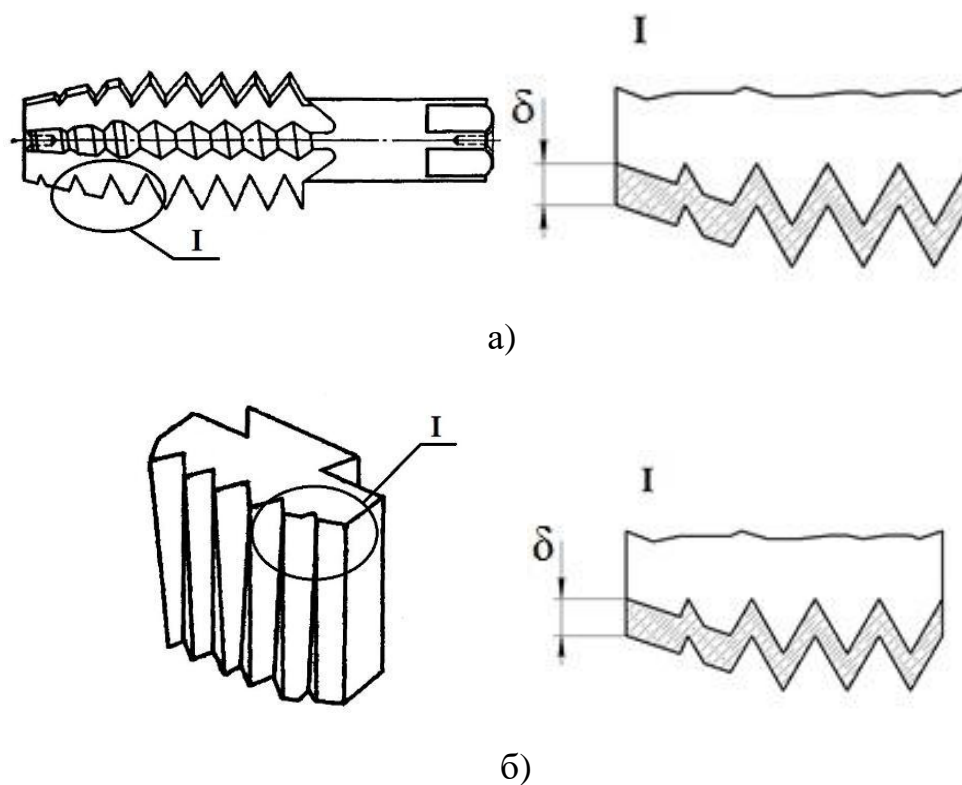


Рис. 3.1. - Схема розташування модифікованої зони при плазмовій обробці різьбонарізного інструменту : а - мітчиків; у – гребінок; I – модифікована зона

Мітчики використовуються для нарізування внутрішнього різьблення першого класу точності. Мітчик має огорожну (різальну) частину і калібруючу. Різальна частина мітчика виконує основну роботу за освітою профілю різьблення. Калібруюча частина служить для зачистки і остаточного калібрування нарізованого різьблення.

Основним чинником що визначає здатність продовження роботи мітчика, являється знос по задніх поверхнях $h_{3\max}$. Найбільш зношуються останні робочі і перші калібруючі зуби. Критерій зносу, рівний $h_{3\max}$, для різних типів мітчиків складає $(0,05 \dots 0,025) D$, де D - зовнішній діаметр різьблення [3]. Знос по передній

поверхні значно менший, ніж по задній. Плазмова обробка мітчиків виконується по задній поверхні з нанесенням модифікованої зони завтовшки $\delta \geq h_{3\max}$. (рис. 3.2, а).

Гребінки на відміну від токарних різьбових різців, що нарізують повний різьбовий профіль за декілька робочих проходів, нарізують різьблення повного профілю за один прохід. Подібно до мітчиків гребінка також має різальну і калібруючу частини. Критерій зносу різьбових голівок, оснащених зазвичай чотирма гребінками, складає $h_{3\max} = 0,35 D$ [3]. Плазмова обробка гребінок виконується по задній поверхні з нанесенням модифікованої зони завтовшки $\delta \geq h_{3\max}$. (рис. 3.2, б).

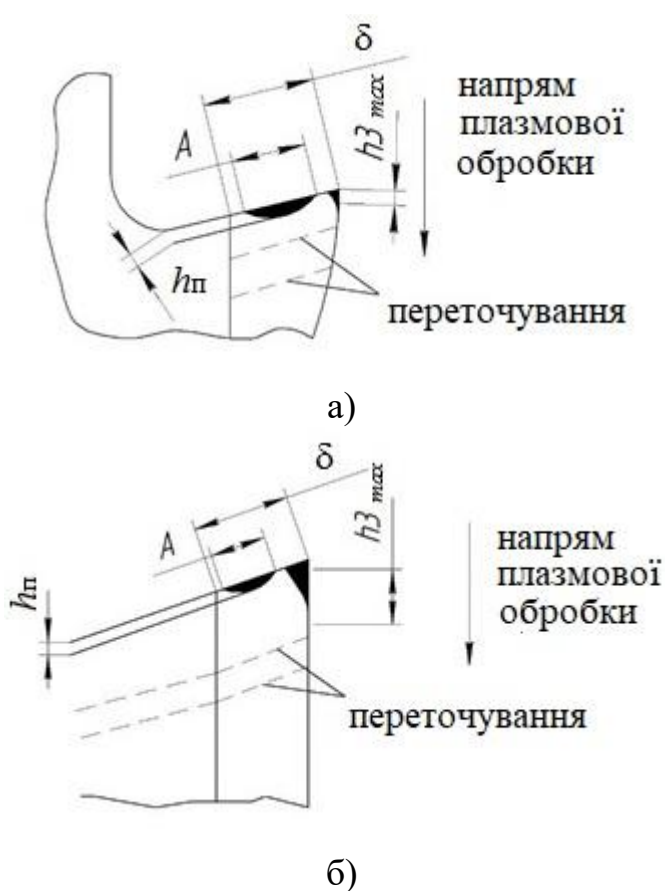


Рис. 3.2 – Розміри модифікованої зони і сліди зносу на лезах мітчика (а) і гребінки (б).

Прийнятий напрям плазмової обробки (уздовж задньої поверхні – рис. 3.1) дозволяє наносити модифіковані шари, які зберігаються при декількох переточуваннях. При цьому товщина модифікованої зони δ значно перевершує допустимі межі зносу як по задній, так і по передній поверхні (рис. 3.2).

3.2. Розрахунок оптимальних режимів плазмового модифікування сталевого різьбонарізного інструменту

За методикою, приведеною в розділі 2.2, виконано моделювання процесу поширення тепла при плазмовому нагріві різьбонарізної гребінки зі швидкорізальної сталі [112-115]. Розроблена математична модель (див. розділ 2.2) дозволяє отримувати характер розподілу температури в модифікованій зоні в процесі плазмової обробки в режимі реального часу (рис. 3.3). Така інформація є дуже цінною при дослідженнях процесів фазових і структурних перетворень в металі модифікованої зони. Проте для практичних цілей ця інформація малоприсадатна. Кінцева мета моделювання і розрахунків - призначення оптимальних значень основних регульованих параметрів режиму (струм плазмового струменя I і швидкість обробки V_p), які забезпечують нанесення модифікованої зони необхідних розмірів (див. рис. 3.2.) з максимальними значеннями твердості, теплостійкості та ін. експлуатаційних властивостей.

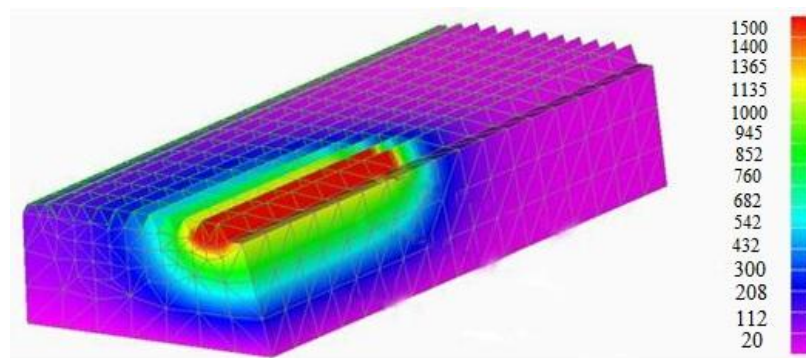


Рис. 3.3. - Розподіл температури плазмового нагріву по глибині зміцненої зони.

При визначенні оптимальних режимів плазмового модифікування сталевого різьбонарізного інструменту враховувалися наступні вимоги:

1. З метою збереження заданих значень параметрів шорсткості (якості поверхні) обробка сталевого інструменту виконується без оплавлення поверхні - з

нагрівом різальних кромки до температури, що близької, але не перевищує температуру плавлення швидкорізальної сталі.

2. Плазмова обробка сталевих інструментів виконується без застосування додаткових охолоджувальних середовищ (охолодження - природне за рахунок теплопроводу в об'єм інструменту). Тому з режимів, що забезпечують однакові значення твердості і розмірів модифікованої зони (рис. 3.2), необхідно вибирати той режим, який дає мінімальне прогрівання об'єму інструменту. Розрахунки по розробленій математичній моделі і інженерній методиці з урахуванням вказаних вимог, дозволили скласти діаграму вибору оптимальних режимів плазмового модифікування різьбонарізних гребінок із сталі Р6М5 (рис. 3.4).

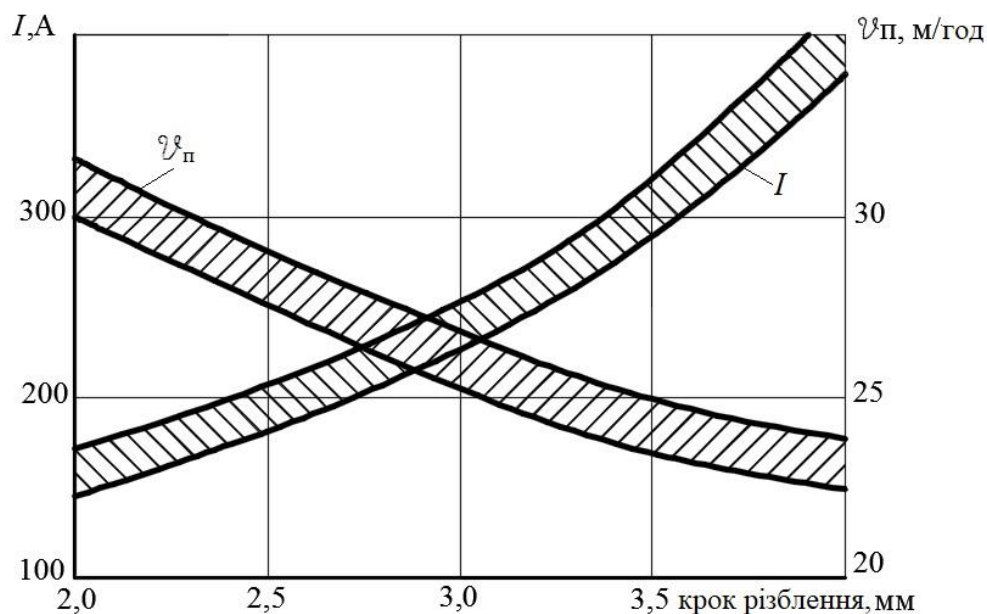


Рис. 3.4. – Области оптимальних значень сили струму плазмового струменя I і швидкості переміщення плазматрона V_p залежно від величини кроку метричного різьблення при плазмовому модифікуванні різьбонарізних гребінок із сталі Р6М5

Експериментальна перевірка як отриманих значень температури нагріву (рис. 3.3), так і досягнення максимальної твердості на оптимальних режимах (рис. 3.4) показали розбіжність розрахункових і експериментальних даних в межах 5...15%.

3.3. Плазмове субмікро- і наноструктуризація різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних сталей

Як показано в розділі 1.1, для зменшення числа робочих ходів і підвищення продуктивності різьбонарізання застосовують різьбові гребінки (рис. 3.5), прийняті в справжній роботі в якості об'єкту досліджень. Робоча частина гребінки має 6-8 кроків різьблення. З них 1,5-2 кроки розташовані на різальній частині l_1 і 4,5-6 кроки на калібруючій частині l_2 (рис.1, б). Вершини зубчиків на різальній частині зрізані, утворюючи огорожний конус з кутом $\varphi=25-35^\circ$. Число робочих ходів при нарізуванні різьблення гребінками зменшується в 2-3 рази в порівнянні з різьбовими різцями.

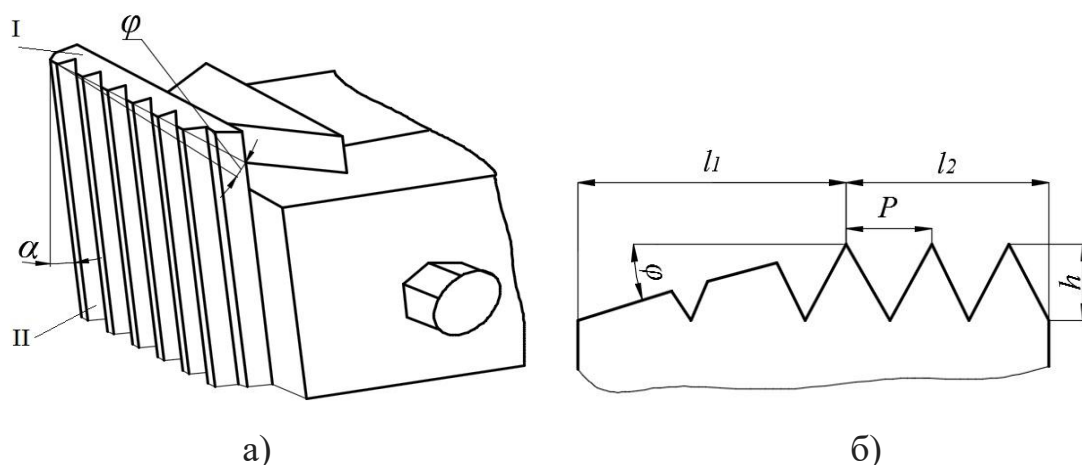


Рис. 3.5. - Призматична різьбова гребінка (а) і параметри її робочої частини (б); I - передня поверхня; II - задня поверхня

Найбільш вразливим місцем в процесі роботи гребінки, що визначає точність і якість поверхні нарізуваного різьблення, являються вершини і западини зубчиків на калібруючій частині (l_2). Знос в цих точках допускається мінімальним. Слід зазначити, що аналогічний вид (рис. 3.5, б) має і схема різальної частини мітчиків. Тому результати цих досліджень можуть бути застосовані і при оптимізації технології плазмового модифікування мітчиків зі швидкорізальної сталі [161].

Раніше встановлено [113], що, враховуючи характер додатка навантажень і, відповідно, характер зносу, плазмову обробку гребінок слід виконати при переміщенні плазмотрона уздовж задньої поверхні (II на рис. 3,5, а). При такому розташуванні модифікована зона, нанесена один раз, буде збережеться після багатократних переточувань по передній поверхні (I на рис. 3.5, б). У цьому перевага плазмового модифікування в порівнянні з нанесенням покриттів з карбідів або нітриду методом насичення або осадження. Ці покриття використовують один раз і після зносу і кожного переточування гребінки потрібно повторне нанесення покриття.

Плазмова обробка різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних сталей може бути застосована як для готового (покупного) інструменту, що пройшов на стадії виготовлення стандартну об'ємну термообробку (загартування+відпустка), так і може бути введена в технологічний процес термообробки - натомість або у поєднанні з об'ємним загартуванням і подальшою відпусткою. Раніше встановлено [117], що плазмове модифікування не може ефективно замінити об'ємне загартування на стадії виготовлення інструменту, що пов'язано з короткочасністю температурної дії плазми і незавершеністю фазових і структурних перетворень. Тому цей варіант технології в справжній роботі не розглядається. Завданням досліджень є розробка оптимального методу комплексного об'ємно-поверхневого зміцнення, що включає об'ємну термообробку (загартування і відпустка по стандартних режимах) і плазмове поверхнєве модифікування.

Стосовно оптимізації технології комплексного об'ємно-плазмового зміцнення різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних сталей виконувалася плазмова обробка призматичних гребінок (рис. 3.5, а) для нарізування метричного різьблення з кроком $P = 4,0$ мм, що виготовлених із сталі Р6М5 і пройшли на стадії виготовлення стандартну об'ємну термообробку - загартування від 1220°C + триразова відпустка при 560°C (витримка 1 годину). Плазмова обробка гребінки виконувалася уздовж задньої поверхні (II на рис. 3.5, а) за схемою, приведеною в розділі 3.2. Оптимальні режими плазмового нагріву також вибиралися згідно

прийнятих рекомендацій (розд. 3.2; рис. 3.4). З урахуванням викладеного вище, досліджені два варіанти комплексної технології:

А - плазмове модифікування після стандартної об'ємної термообробки;

Б - те ж з подальшою триразовою стандартною об'ємною відпусткою;

З оброблених гребінок вирізувалися темплети і готувалися шліфи для металографічних і рентгеноструктурних досліджень відповідно до рекомендацій розділу 2.3. На шліфах також виконувалися виміри твердості по Віккерсу і проводилися випробування на теплостійкість по ГОСТ 19265-73 з визначенням параметра K_{p58}^4 . При рентгеноструктурних дослідженнях по методиках, викладених в розділі 2.3, визначали фазовий склад, параметр кристалічної решітки мартенсіту (a), щільність дислокацій (ρ) і розмір блоків (D).

Як показано в раз. 3.1, при висококонцентрованому плазмовому нагріві поверхні гребінки температура в поверхневих об'ємах металу розподіляється нерівномірно - найшвидше нагріваються і також найшвидше охолоджуються вершини і западини зубчиків на калібруючій частині. Ці ж місця являються і найуразливішими при різьбонарізанні, що визначають точність і якість поверхні різьблення. Враховуючи дане, на мал. 3.6 показані точки досліджень структури і властивостей. Результати досліджень приведені в таблиці 3.1 і на мал. 3.7 [149]. Мікроструктура сталі Р6М5 після стандартної об'ємної термообробки складається з легованого мартенсіту, евтектичних і вторинних карбідів і слідів залишкового аустеніту (рис. 3.7 г).

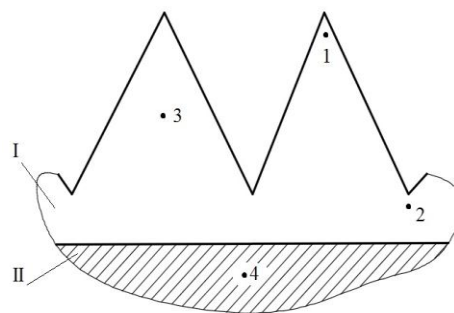


Рис. 3.6. - Точки досліджень на поперечних шліфах різьбонарізних гребінок із сталі Р6М5 після плазмового модифікування; I - модифікована зона; II - початковий метал

Така структура і значення твердості і теплостійкості (таблиця 3.1), що відповідають їй, вважаються оптимальними для термообробленої швидкорізальної сталі. Після нагріву поверхні гребінки висококонцентрованим плазмовим струменем (варіант А) твердість і теплостійкість сталі Р6М5 підвищуються. У зоні плазмової дії відбувається розчинення первинних карбідів, що збереглися, і частини вторинних карбідів. Твердий розчин додатково насичується вуглецем і легуючими елементами, що призводить до пригнічення самоотпуску мартенситу, і, як наслідок, збільшення періоду його грат (таблиця 3.1). У свою чергу, із-за дуже малої тривалості витримки в нагрітому стані, гомогенізація твердого розчину не протікає і метал модифікованої зони характеризується структурною і хімічною неоднорідністю. Крім того, дисперсність структури збільшується (рис. 3.7, а-в), зменшується розмір блоків і майже на порядок збільшується щільність дислокацій.

Разом з мікроструктурною неоднорідністю, ще більше виражена макроструктурна неоднорідність металу модифікованої зони. Це пов'язано з нерівномірністю нагріву поверхні складної (зубчастою) форми. Найбільш високі значення температури нагріву (близькі, але такі, що не перевищують температуру плавлення) і найбільш високі значення швидкості охолодження досягаються в об'ємах металу у вершин зубчиків (точка 1), дещо менші зони визначається ізотермою, що відповідає температурі порядку 600°C . Далі розташована внутрішня зона відпуску і потім метал з початковою структурою (точка 4).

Як і значення твердості, найбільш висока міра дисперсності структури модифікованої зони досягається у вершин зубчиків і западинах (рис. 3.7, а, б). При видаленні углиб модифікованої зони (рис. 3.7, в) дисперсність структури і твердість дещо знижуються, але залишаються значно вище, ніж в початковому металі.

Надшвидкісний плазмовий нагрів раніше загартованої сталі Р6М5 викликає її повторне загартування за рахунок зворотного мартенситного переходу по сдвиговому механізму [70]. Аустеніт, що утворюється при цьому, наслідує від початкового мартенситу дефектну структуру, що при подальшому повторному загартуванні і викликає значне підвищення щільності дислокацій (таблиця 3.1).

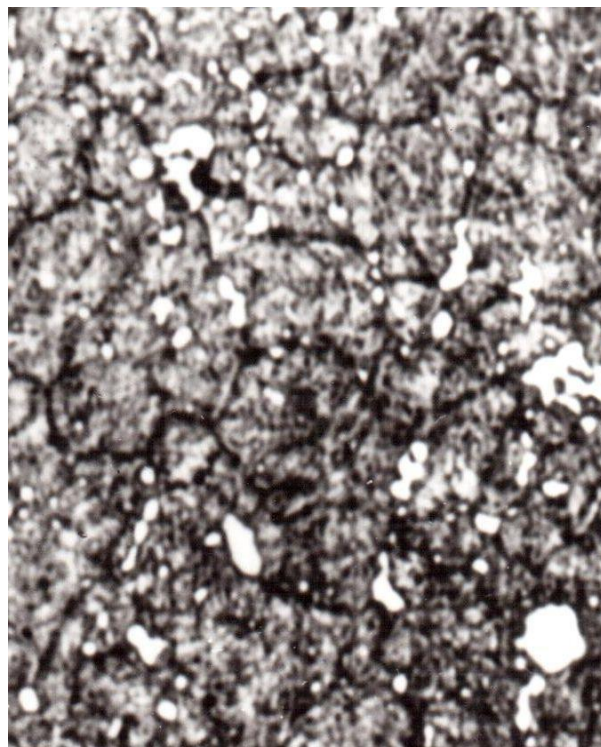
Таблиця 3.1.

Твердість і властивості металу модифікованої зони на різьбонарізних гребінках із сталі Р6М5

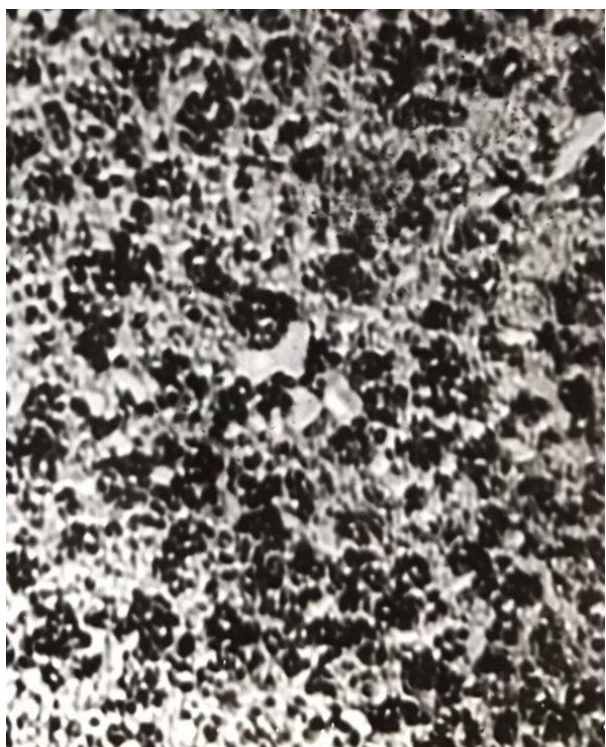
Варіант обробки	Точка досліджень	Твер- дість HV	Теплост ійкість $K_{p58}^4, ^\circ C$	Фазовий склад, %			Параметри кристалічної будови		
				Мартенсит	Аустеніт	Карбіди	Період решітки мартенсіту $a, \text{нм}$	Щільність дислокацій $\rho, 10^{16}, \text{м}^{-2}$	Розмір блоків $D, 10^{-7}, \text{м}$
Початковий стан	4	820-840	620	86	2	12	0,2868	4,5	1,112
А	1	905-920	645	55	42	3	0,2875	37,2	0,153
	2	910-925	655	60	35	5	0,2874	35,7	0,160
	3	900-915	645	88	2	10	0,2874	35,2	0,164
Б	1	1000-1025	690	86	2	12	0,2873	45,0	0,091
	2	990-1015	690	86	2	12	0,2872	43,4	0,101
	3	970-990	680	88	2	10	0,2872	42,1	0,107



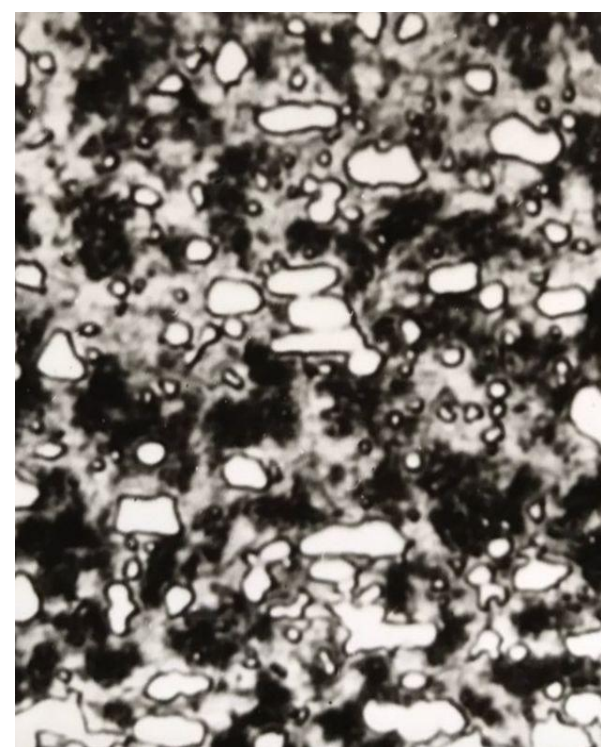
а)



б)

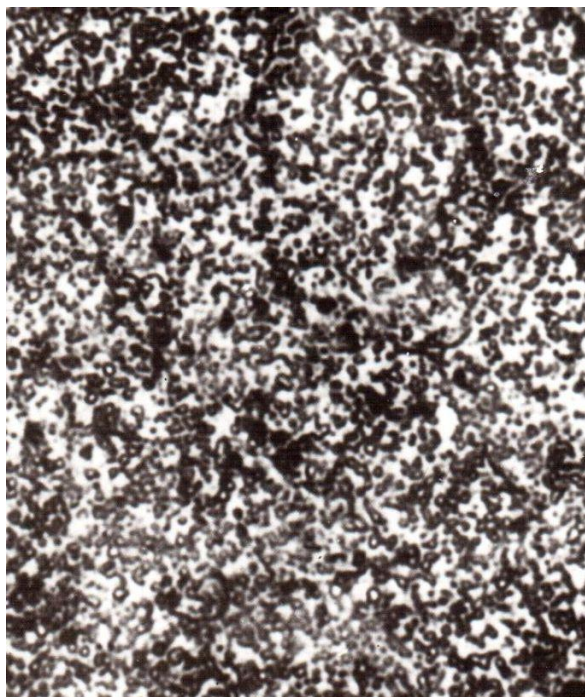


в)



г)

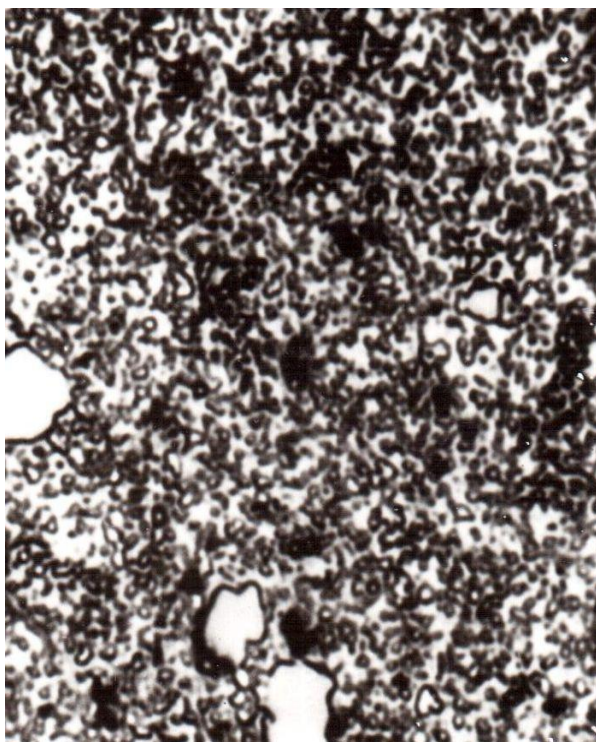
Рис. 3.7. - Мікроструктура металу модифікованої зони на гребінках із сталі Р6М5 після обробки по варіанту А (а-г) і варіанту Б (д-з) в точках досліджень: а, д - точка 1; б, ж - точка 2; в, з - точка 3; г, і - точка 4;



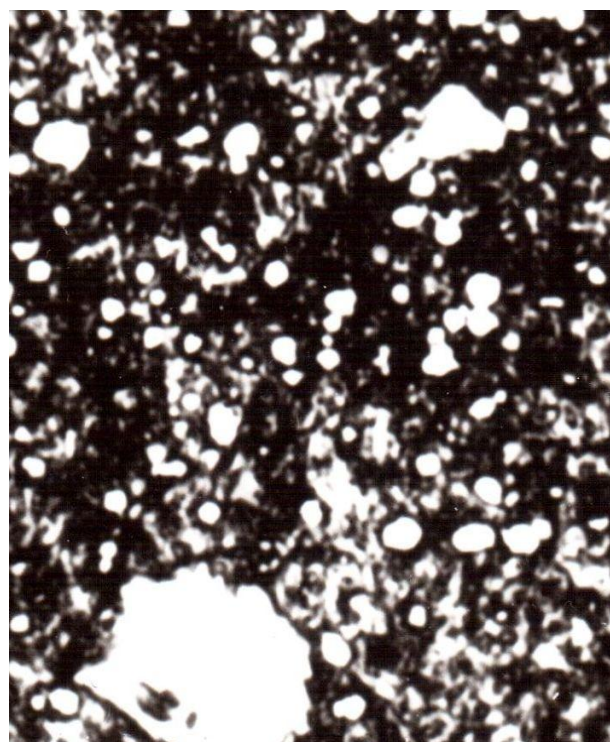
д)



ж)



з)



і)

Рис. 3.7. – (продовження)

Збільшення змісту залишкового аустеніту викликане пересиченням твердого розчину вуглецем і легуючими елементами і підвищенням його стійкості до $\alpha \rightarrow \gamma$

перетворення. Мартенсит, що утворюється, має пластинчасту (що двійникує) морфологію, яка методом оптичної металографії не виявляється (рис. 3.7, а-в). Аустенітна фаза в такій мартенситній матриці рівномірно розподіляється або у вигляді тонких прошарків між мартенситними пластинами, або у вигляді мікровиділень сферичної форми.

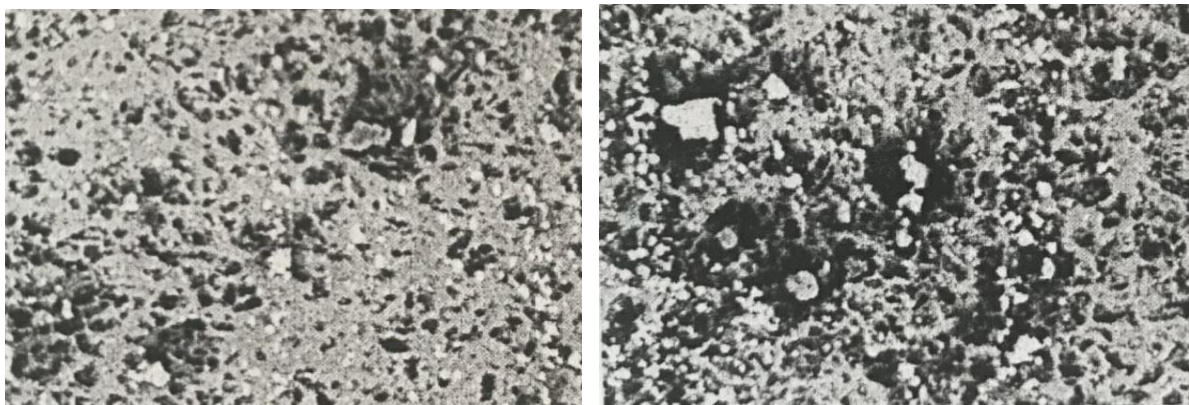
Як встановлено раніше, розчинення карбідної фази при плазмовому нагріві швидкорізальної сталі [40, 70], як і при лазерному [118, 119], відбувається по механізму контактного (евтектичного) плавлення при температурі, що не перевищує температуру солідусу компонентів, який обумовлен [120] міжатомною взаємодією на поверхні розділу контактуючих кристалів (карбід-матриця), виникненням напруги в граничних шарах кристалічних решіток і послабленням власних внутрішньокристалічних зв'язків в цих шарах. Роль дифузії при контактному плавленні карбідів зводиться до дифузійного перенесення атомів вуглецю при розчиненні карбідних часток в аустенітній фазі з подальшим виділенням карбідів при $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворенні [121]. Карбідні частки диспергують в результаті дифузійних фазових $\alpha \leftarrow \rightarrow \gamma$ - переходів за рахунок різної розчинності вуглецю в γ і α - фазах [122]. Як великі, так і дрібні карбіди, наявні в сталі Р6М5 після об'ємної термообробки (рис. 3.7, г), у верхніх ділянках модифікованої зони (мал. 3.7, а, б) розчиняються повністю. У віддаленіших ділянках модифікованої зони, де температура нагріву була нижча максимальної (точка 3 - рис. 3.6), можна спостерігати окремі частково оплавлені карбіди округлої форми (рис. 3.7, в), що збереглися. У ще віддаленіших ділянках модифікованої зони спостерігаються частково оплавлені карбіди в "оболонках" темного кольору, що свідчить про хімічну неоднорідність металу цієї зони (рис. 3.8). Слід зазначити, що в процесі різьбонарізання ці видалені об'єми з хімічною і структурною неоднорідністю участі не приймають, знаходяться за межами допустимого зносу і не впливають на стійкість гребінок.

Таким чином, дослідження показали, що підвищення твердості і теплостійкості різальних кромок гребінок із сталі Р6М5 при плазмовому

модифікуванні по варіанту А (таблиця 3.1) обумовлено дією субструктурного, дислокаційного і твердорастворного механізмів зміцнення [70].

В той же час, міра підвищення HV і K_{p58}^4 не значна, а підвищене зміст залишкового аустеніту і додаткове насичення твердого розчину вуглецем і карбідоутворювальними елементами припускають ефективність виконання фінішної об'ємної відпустки і реалізацію дисперсійного твердіння з виділенням вторинних карбідів (варіант обробки б - таблиця 3.1).

В цьому випадку одночасно відбуваються два процеси - розпад залишкового аустеніту (збільшується зміст мартенситної фази) і дисперсійне твердіння металу модифікованої зони (збільшується зміст карбідної фази - таблиця 3.1) [161].



а)

б)

Рис. 3.8. - Мікроструктура модифікованої зони на відстані від різальної кромки, рівному 1,2 мм (а) і 1,5 мм (б) при плазмовій обробці гребінок із сталі Р6М5 по варіанту А; $\times 1000$

Вторинні карбіди, що виділяються, мають надзвичайно високу міру дисперсності, особливо у кромок (рис. 3.7, д, е), і рівномірно розподілені в мартенситній матриці. Важливу роль при дисперсійному твердненні металу модифікованої зони грає і висока щільність дислокацій [70]. При відпустці дія твердорозчинного і субструктурного механізмів зміцнення ослабляється - зменшується період кристалічної решітки мартенсіту і збільшується розмір блоків (таблиця 3.1), проте значно ефективніше діє дислокаційний і, особливо,

дисперсійний механізми зміцнення. Досягаються значення твердості і теплостійкості різальних кромок, що перевищують рівень плазмового модифікування без оплавлення поверхні для масивного інструменту зі швидкорізальної сталі [70] і що відповідають випадку плазмової обробки з мікрооплавленням поверхні, названому в роботі [98] плазмовим мікро - і наноструктуризацією.

При плазмовій обробці швидкорізальної сталі з мікрооплавленням поверхні [98] структура модифікованої зони складається з високодисперсного пластинчатого мартенсіту, сильно пересиченого залишкового аустеніту і дисперсних евтектичних карбідів. В умовах надзвичайно високої швидкості охолодження розплаву (10^6 °C/c [70]) відбувається звиродніння дендритних форм кристалізації і структура шару плазмового мікрооплавлення має комірчастий характер. Кожне зерно має блокову будову, розмір блоків близько 100 нм. При подальшій об'ємній відпустці така комірчаста структура додатково зміцнюється завдяки виділенню високодисперсних вторинних карбідів розміром близько 100 нм [98]. Аналогічна високодисперсна мартенситно-карбідна структура з середнім розміром пластинів мартенсіту і часток карбідів близько 100 нм отримана і в справжній роботі в точках 1 і 2 у різальній кромці при обробці по варіанту б (рис. 3.7, д, е). Проте, в даному випадку утворення такої структури не пов'язане з процесом швидкісної кристалізації розплаву, а обумовлено фазовими і структурними перетвореннями в твердій фазі при збільшенні швидкості охолодження об'ємів металу, прилеглих до різальної кромки зубчастої форми (рис. 3.9). У точках, віддалених від кромки (точка 3) швидкість охолодження знижується, - міра дисперсності структури (рис. 3.7, ж) і значення твердості (таблиця 3.1) відповідають випадку плазмового модифікування масивного інструменту із сталі Р6М5 [70, 123].

Металографічні дослідження методом оптичної мікроскопії (рис. 3.7) не дозволяють коректно описати ультрадисперсну структуру модифікованої зони. Для цих цілей проведені дослідження методом електронної мікроскопії вугільних реплік,

напилених на різні ділянки шліфів у різальних кромках, що просвічує. Характерні приклади відбитків реплік представлені на рис. 3.10.

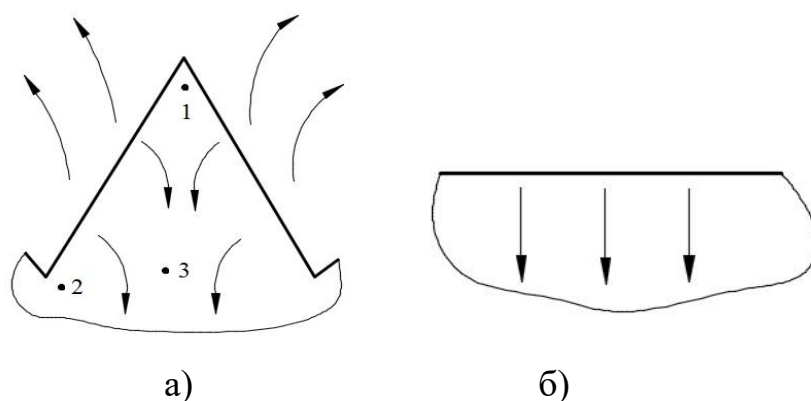


Рис. 3.9. - Напрямок руху теплових потоків при швидкісному охолодженні в процесі плазмової обробки поверхонь зубчастої (а) і гладкої (б) форми

Дослідження показали, що в процесі плазмового модифікування у різальній кромці відбувається розчинення дрібних і середніх карбідних часток і значне оплавлення круглих карбідів. Великі і дрібні карбіди, що залишилися, мають строго правильну форму сфери або еліпсоїда (рис. 3.10, а), що свідчить про рівномірне розплавлення їх периферійних об'ємів і розчиненні в матриці. Відпуск після плазмового модифікування сприяє виділенню ультрадисперсних вторинних карбідів, що мають переважно неправильну форму (рис. 3.10, б) [161].

Зіставляючи результати досліджень, отримані в цій роботі, з результатами роботи [98], можна зробити укладення, що за певних технологічних умов плазмового модифікування інструменту зі швидкорізальної сталі створюються можливості додаткового підвищення твердості і теплостійкості за рахунок освіти в модифікованій зоні після фінішної відпустки ультрадисперсної мартенситно-карбідної структури. Це може бути обробка масивного інструменту з мікрооплавленням [98], коли ультрадисперсна структура матриці формується в процесі надшвидкої кристалізації оплавленого шару. Іншим випадком є плазмова обробка поверхні складної (зубчастою) форми (рис. 3.9), коли ультрадисперсна структура матриці формується в процесі надшвидкісного (10^6 - 10^7 °C/c [119]) загартування в твердій фазі. Що виділяються в обох випадках в структурі

модифікованої зони надзвичайно дисперсні карбідні частки (близько 100 нм) грають роль бар'єрів і перешкоджають зростанню аустенітного зерна і, отже, кристалів мартенсіту при швидкісному загартуванні як з рідкого, так і в твердій фазі. Такий ефект можна пояснити з позиції теорії бар'єрів [123].

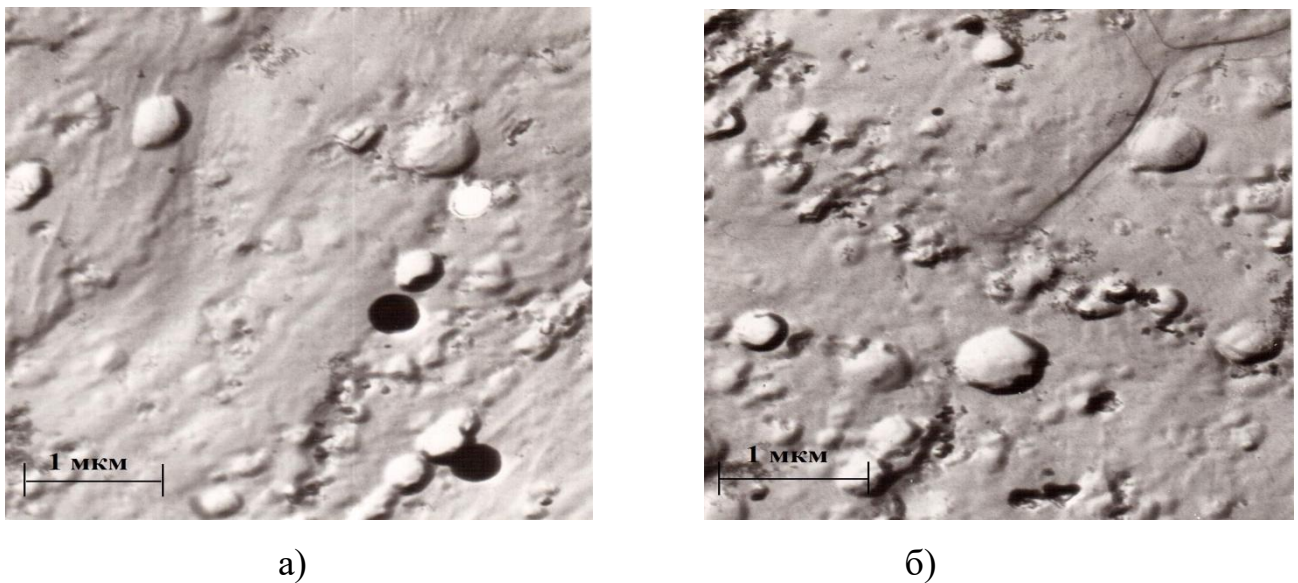


Рис. 3.10 - Тонка структура металу модифікованої зони у різальній кромки (точка 1) при обробці по варіанту А (а) і Б (б). x9000

Тип структури, що утворюється в модифікованій зоні в результаті комплексного об'ємно-поверхневого зміцнення гребінок із сталі Р6М5, по класифікації, запропонованій в роботі [82] (див. розд. 1.4) займає проміжне положення між нанокристалічною (до 100 нм) і субмікрокристалічною (100-1000 нм або 0,1-1,0 мкм). Частки мартенсіту розміром до 150 нм названі наномартенсітом, а метод отримання таких структур при поверхневих енергитических діях - наноструктуризацією поверхні [82]. У роботі [87] використаний термін "нанодисперсний мартенсіт" і серед методів його отримання також вказана обробка концентрованими джерелами енергії. На думку авторів роботи [124], матеріали з субмікрокристалічною структурою (СМК - матеріали) є новим класом матеріалів з незвичайними фізичними і механічними властивостями, зокрема, високою міцністю і підвищеною в'язкістю. Модифікація поверхневого шару названа в роботі [82]

одним з найбільш перспективних методів отримання (чи нанесення) наноматеріалів на робочі поверхні інструменту. Представлені вище результати досліджень свідчать про можливість реалізації вказаних новітніх технологій при використанні висококонцентрованого плазмового нагріву.

Висновки до розділу 3

1. Розроблені технологічні схеми плазмової обробки і рекомендований напрям рух плазматрона (уздовж задньої поверхні), дозволяє наносити модифіковані шари, які зберігаються при декількох переточуваннях. При цьому товщина модифікованої зони δ значно перевершує допустимі межі зносу: для мітчиків $\delta \geq 0,025 D$, для гребінок $\delta \geq 0,35 D$.

2. З використанням розробленої математичної моделі виконані розрахунки параметрів термічного циклу плазмового нагріву різьбонарізного інструменту зі швидкорізальної сталі. Розраховані оптимальні режими плазмового модифікування різьбонарізних гребінок і різців, які забезпечують освіту в модифікованому шарі субмікрокристалічної структури швидкісного загартування.

3. Значення твердості і теплостійкості різальних кромek гребінок із сталі Р6М5, досягнуті при плазмовому модифікуванні за оптимальною технологією, значно (до 25%) перевершують значення, що отримуються після стандартної об'ємної термообробки.

4. На підставі рентгеноструктурного аналізу і металографічних досліджень методами оптичної і електронної мікроскопії встановлено, що після плазмової обробки гребінок зі швидкорізальної сталі утворюється шар, який по структурі і властивостям істотно відрізняється від початкового матеріалу. Дослідження показали, що в процесі плазмового модифікування у різальної кромки відбувається розчинення дрібних і середніх карбідних часток і значне оплавлення великих карбідів. Карбіди, що залишилися, мають строго правильну форму сфери або еліпсоїда, що свідчить про рівномірне розплавлення їх периферійних об'ємів і

розчиненні в матриці. Відпуск після плазмового модифікування сприяє виділенню ультрадисперсних вторинних карбідів, що мають переважно неправильну форму.

5. При плазмовій обробці різальних кромок сталевого різьбонарізного інструменту, що мають зубчасту форму, завдяки значному збільшенню швидкості охолодження, створюються можливості наноструктуризації без оплавлення поверхні - за рахунок фазових і структурних перетворень в твердому стані.

6. Металографічні дослідження структури, методами оптичної і електронної металографії показали, що основними структурними складовими є частки мартенсіту розміром близько 160 нм, також матеріали займають проміжне положення між нанокристалічними (до 100 нм) і субмікрокристалічними (100-1000 нм або 0,1-1,0 мкм). СМК - матеріали є новим класом матеріалів з незвичайними фізичними і механічними властивостями, зокрема, високою міцністю і підвищеною в'язкістю. Модифікування поверхневого шару є одним з найбільш перспективних методів отримання (чи нанесення) наноматеріалів на робочі поверхні інструменту.

РОЗДІЛ 4

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ РІЗЬБОНАРИЗНОГО ІНСТРУМЕНТУ З ТВЕРДИХ СПЛАВІВ ПІСЛЯ ПЛАЗМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ

4.1. Розрахунок оптимальних режимів плазмової обробки твёрдосплавних різьбових різців

Згідно з розробленою методикою (див. розд. 2.3), моделювання процесу плазмового модифікування різьбонарізних різців з твёрдосплавними пластинами, що напаяли, складається з наступних етапів:

1. Залежно від геометричних параметрів оброблюваної пластини будується модель, що складається з набору одиничних елементів, найчастіше "восьмивузлових" (див. рис. 2.5).

2. Залежно від марки твёрдого сплаву задаються його теплофізичні властивості.

3. Визначаються граничні умови (в даному випадку характер теплообміну на гранях побудованої моделі).

4. Задаються теплові навантаження на побудовану модель (максимальна щільність теплового потоку q_{max} закон розподілу теплового потоку). Робиться розрахунок побудованої моделі.

Як приклад показаний характер зміни температури в різці з пластиною із сплаву ВК4 при обробці на оптимальному режимі, в таблиці 4.1 - значення T_{max} і W в окремих точках модифікованої зони, а в таблиці 4.2 - оптимальні значення параметрів режиму плазмової обробки різців з твёрдосплавними пластинами.

Таким чином, розроблена математична модель дозволяє виконувати розрахунки параметрів термічного циклу процесу плазмового модифікування твёрдосплавних різьбових різців і визначати оптимальні значення технологічних параметрів обробки.

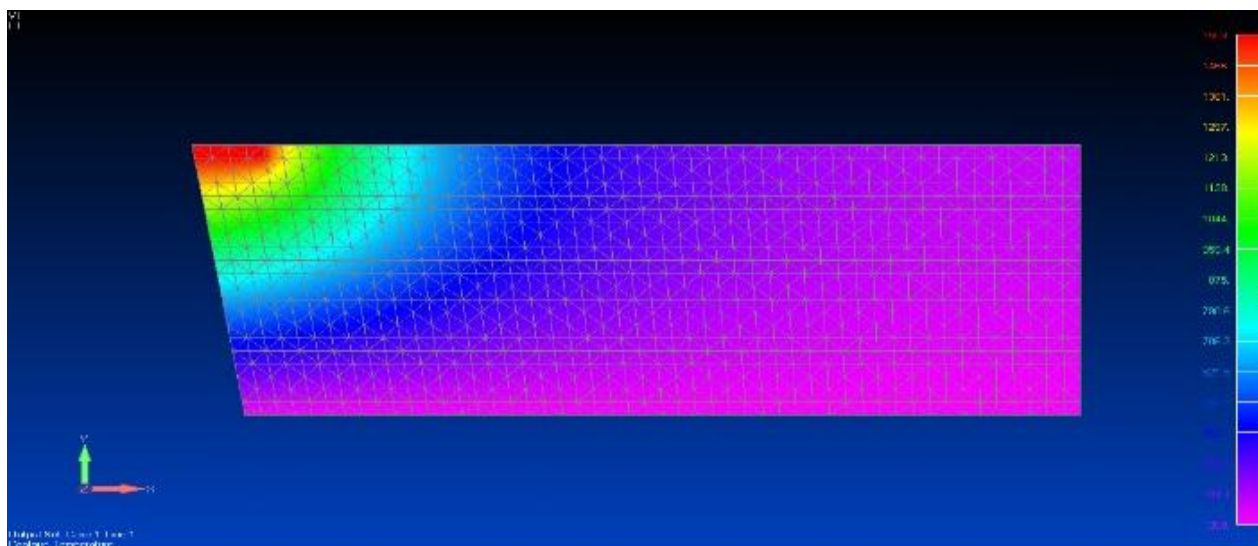


Рис. 4.1. - Характер зміни температури в головній січній площині різця з пластиною із сплаву ВК4 (режим обробки - див. таблицю 4.2)

Таблиця 4.1

Зміна максимальної температури нагріву T_{max} і швидкості охолодження W в точках модифікованої зони при плазмовій обробці різців з пластинами із сплаву ВК4

Відстань від поверхні z , мм	T , °C	W , 10^6 °C/c
0,2	1590	3,18
0,4	1540	2,73
0,6	1495	2,12
0,8	1430	1,64
1,0	1460	1,48
1,2	1380	1,34
1,4	1370	1,19
1,6	1360	1,02

**Оптимальні значення параметрів режиму плазмової обробки різців з
твердосплавними пластинами**

Марка сплаву	Товщина пластини	Ток, I, А	V, м/год
BK4	3	315	20
	5	380	18
T15K6	3	340	23
	5	400	21

**4.2. Дослідження структури і параметрів кристалічної будови
твердосплавних різбових різців після плазмового модифікування**

Найбільш поширеним типом інструменту для нарізування різблення є стержневі профільні різці з твердосплавними пластинами, що напаяли [2-3]. Основні геометричні параметри різальної частини профільного різбового різця з нанесеною модифікованою зоною показані на рис. 4.2.

При розробці оптимальної технології поверхневого модифікування різбонарізних різців необхідно враховувати основні особливості навантаження і підготовки таких різців [2,3]:

1. У профільного різбового різця в різанні і профілізації нарізуваного різблення беруть участь 3 різальних кромки (рис. 4.2): 1-2 на лезі вершини різця, 1-3 на лівому прямолінійному профільному лезі, 2-4 на правому прямолінійному профільному лезі

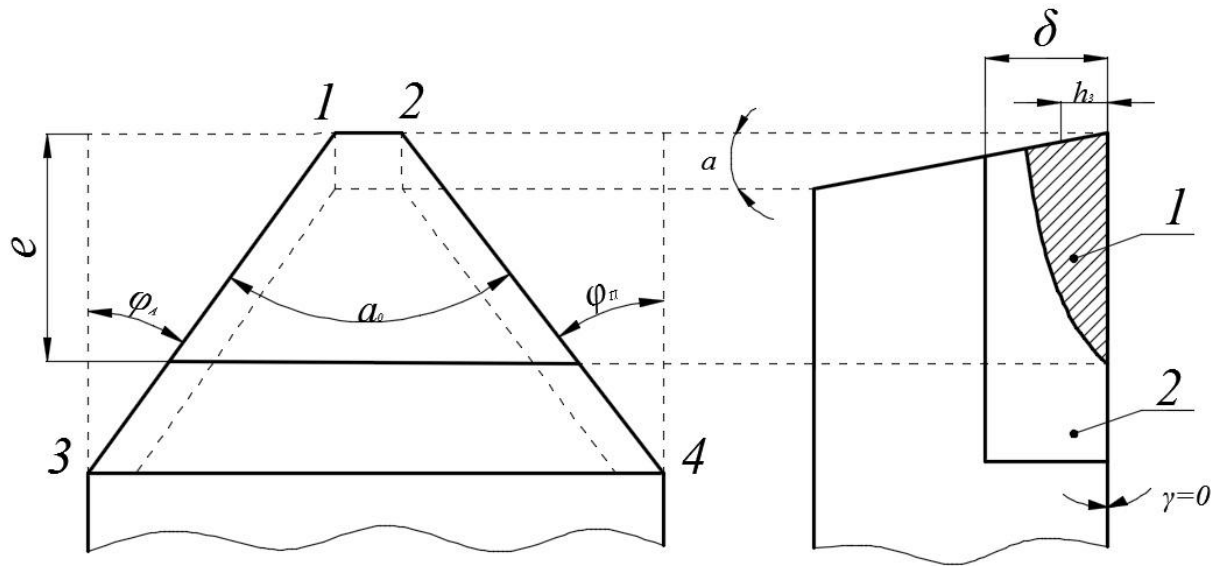


Рис. 4.2. - Геометричні параметри профільних різбових різців з модифікованою зоною; 1 - модифікована зона; 2 - початковий метал

Усі три різальні кромки є головними. Лезо вершини різця 1-2, що формує западину лезвийного профілю, в процесі різання знаходиться в тяжких умовах вантаження, і міцність його може виявитися недостатньою;

2. Рекомендації по значеннях кутів [3]: кут при вершині різця $\alpha_0 = 60^\circ$ (для метричного різблення); головний кут в плані на правій і лівій бічних кромках $\psi_L = \psi_P = \alpha_0/2$; передній кут $\gamma = 0$; задній кут на лезі 1-2 вершини різця $\alpha = 8 \dots 10^\circ$.

3. Різбонарізні різці працюють з відносно малими значеннями швидкості різання і товщини зрізуваного шару при щедрому поливі робочої зони струменем ЗОР. У таких умовах на лезах виділяється відносно невелика кількість теплоти - температура нагріву лез не перевищує 400°C . Температурний стан лез слабо впливає на інтенсивність їх зношування і не є лімітуючим чинником при призначенні режимів різбонарізання;

4. Основним критерієм, що визначає працездатність різбонарізних різців, являється знос по задніх поверхнях h_3 (рис. 4.2). Згідно [3], він складає для чорнових різбонарізних різців $h_{3max} = 2$ мм, а для чистових профільних - $h_{3max} = 0,3$ мм;

5. Профільні різбонарізні різці з твёрдсплавними пластинами, що напаяли, допускають порівняно невелике число переточувань.

Для досягнення найбільш високої працездатності лезвийного інструменту його обробка плазмовим струменем повинна виконуватися по передній поверхні (рис. 4.2). При цьому ширина модифікованої зони e повинна забезпечувати збереження усіх трьох зміцнених різальних кромки (1-2, 1-3 і 2-4) після можливих переточувань різця, а товщина модифікованої зони δ в площині, перпендикулярній кромці 1-2, повинна значно перевищувати допустимий знос по задній поверхні h_3 (рис. 4.2).

Розрахунками по розробленій моделі (розд. 4.1) з використанням рекомендацій [70] встановлено, що найбільш високі значення температури нагріву і швидкості охолодження досягаються в точках, близьких до вершини різця (кромка 1-2) і бічних різальних кромки 1-3 і 2-4. При видаленні від вершини, як уздовж передньої поверхні, так і в глибину, максимальна температура нагріву знижується. У таких умовах в різних ділянках модифікованої зони можуть проходити фазові і структурні перетворення, що відрізняються між собою. Раніше встановлено [50,70], що найбільш високі експлуатаційні властивості і найбільш дисперсна структура реалізуються при плазмовій обробці твердих сплавів без оплавлення, але з фазовими перетвореннями в карбідах і зв'язці. Як оптимальні прийняті режими плазмової обробки твердосплавних різьбових різців, що забезпечують реалізацію вказаного варіанту зміцнення в об'ємах твердого сплаву, прилеглих до різальних кромки (див. таблицю 4.2) [152, 153].

При плазмовій обробці переточуваних твердосплавних пластин рекомендації по вибору оптимальної технології плазмового нагріву [50] реалізується так, щоб найбільш висока твердість і найбільш дисперсна структура досягалися на різальній кромці. Після її зносу пластина обертається на наступну кромку з модифікованою зоною. Неоднорідність структури і твердість металу модифікованої зони не позначаються на стійкості пластин. Аналогічна ситуація спостерігається і для різців з масивними твердосплавними пластинами, що напаяли. Проте для острозаточених різьбових різців, які в процесі роботи піддаються декільком переточуванням, після кожного чергового переточування на різальній кромці твердість і дисперсність структури будуть нижчі, ніж відразу після обробки. Це вимагає внесення коректив

при прогнозуванні зносу і стійкості різців.

На шліфах, виконаних в головній січній площині, перпендикулярній різальній кромці 1-2 (рис. 4.1), вивчали мікроструктуру, вимірювали твердість по Віккерсу і визначали параметри кристалічної будови - період решітки кобальтової фази a , мікронапруги σ і розмір блоків D (дифрактометр ДРОН - 3,0 - за методикою, приведеною в розд. 2.3).

Мікроструктура в окремих точках модифікованої зони приведена на рис. 4.3, твердість і параметри кристалічної будови - в таблиці 4.3.

Дослідження показали [127], що структура вольфрамо-кобальтових сплавів ВК4 і ВК8 в початковому стані складається із зерен карбідів вольфраму WC гранованої форми (як вільних, так і контактуючих між собою), занурених в твердий розчин вольфраму і вуглецю в кобальті. Вольфрамо-титано-кобальтовий сплав Т5К10 в початковому стані має трифазну структуру, що складається з овальних кристалів складних карбідів $(Ti, W)C$, що утворюються в результаті дифузії і розчинення W і C в TiC при спіканні, зерен карбиду WC гранованої форми і єднальної кобальтової фази.

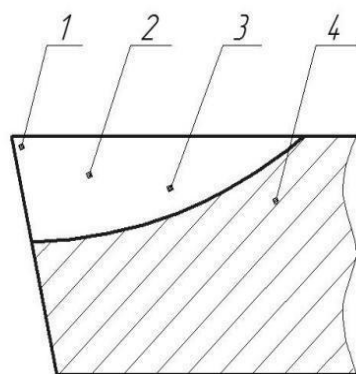
Раніше встановлено [50], що найбільш високі значення твердості сплавів типу ВК і ТК досягаються при плазмовій обробці без розплавлення зв'язки - при нагріві до температур $\approx 1300-1500^{\circ}C$. При плазмовій обробці різбових різців, що мають форму клину (рис. 4.2), при оптимальних параметрах режиму нагріву така температура досягається в ділянках, близьких до різальних кромки (точки 1 - рис. 4.3).

Основним процесом, що визначає структуру і властивості модифікованої зони, являється контактне плавлення міжфазних меж карбід-зв'язка. Воно залежить від двох чинників - змочуваності карбідів рідкою єднальною фазою і розчинності карбідів в зв'язці [50,70]. Сплав ВК8 характеризуються хорошою змочуваністю компонентів (кут змочування $\theta \approx 0^{\circ}$). Контактне плавлення міжфазних меж сприяє

Таблиця 4.3

Твердість і параметри кристалічної будови в окремих ділянках модифікованої зони

Марка сплаву	Точка досліджень	Твердість HV	Період решітки кобальтової фази $a \cdot 10^{-10}$, м	Розмір блоків $D, 10^{-7}$, м	Мікронапруги, σ Мпа	
					У карбідах	У зв'язці
BK4	1	1700-1720	3,578	15	230	-70
	2	1640-1650	3,577	19	215	+20
	3	1520-1540	3,571	44	165	+120
	4	1450-1470	3,561	72	125	+280
BK8	1	1590-1620	3,562	14	-185	-15
	2	1520-1545	3,560	24	-180	+45
	3	1485-1505	3,555	47	-160	+210
	4	1410-1430	3,553	78	-155	+415
T5K10	1	1660-1700	3,556	21	-90	+30
	2	1580-1605	3,554	31	-110	+45
	3	1570-1590	3,553	45	-150	+195
	4	1500-1520	3,551	74	-167	+350



а)



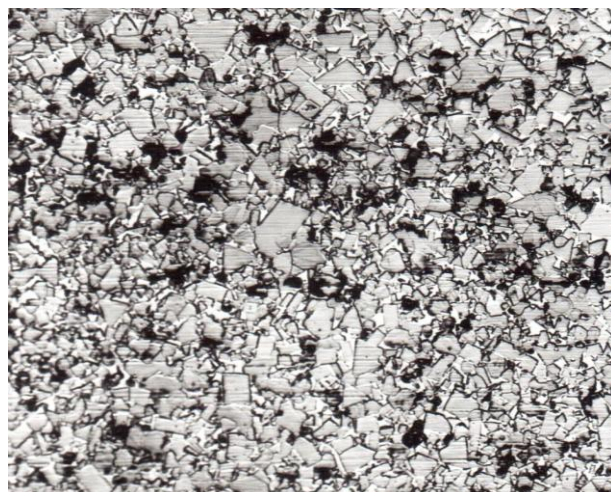
б)



в)

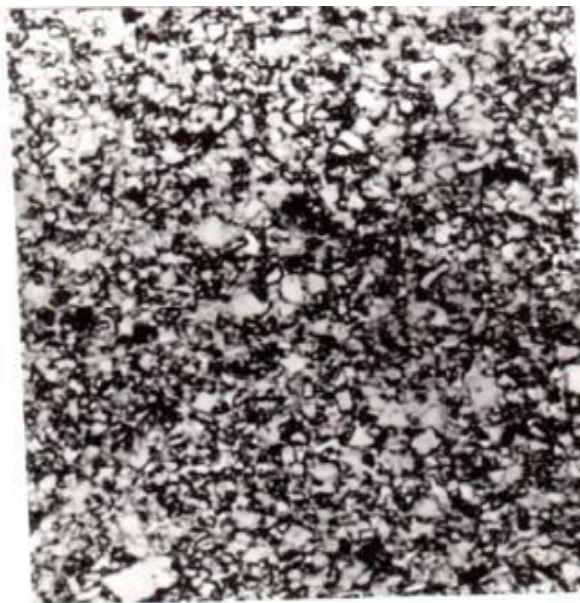


г)

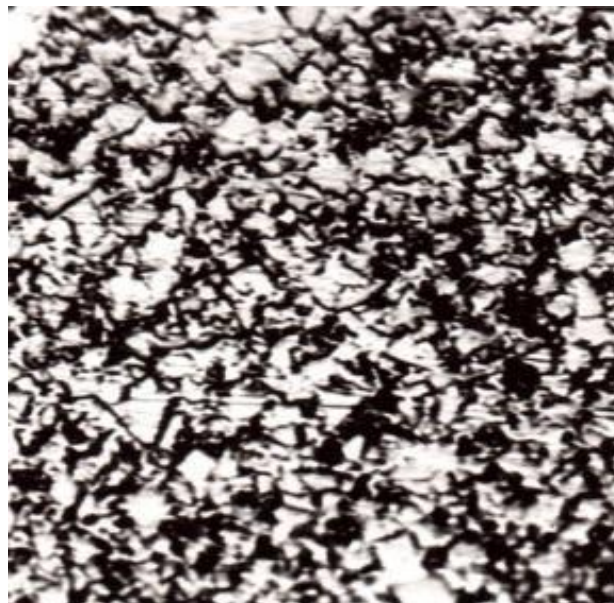


д)

Рис. 4.3. - Мікроструктура окремих ділянок модифікованої зони на різцях з пластинами із сплаву ВК4 (б-д) а - схема точок дослідження; б - точка 1; в - точка 2; г - точка 3; д - точка 4, x1000



е)



ж)



з)



и)

Рис. 4.3. – (продовження): е-и - сплав ВК8 відповідно в точках 1-4; x2000

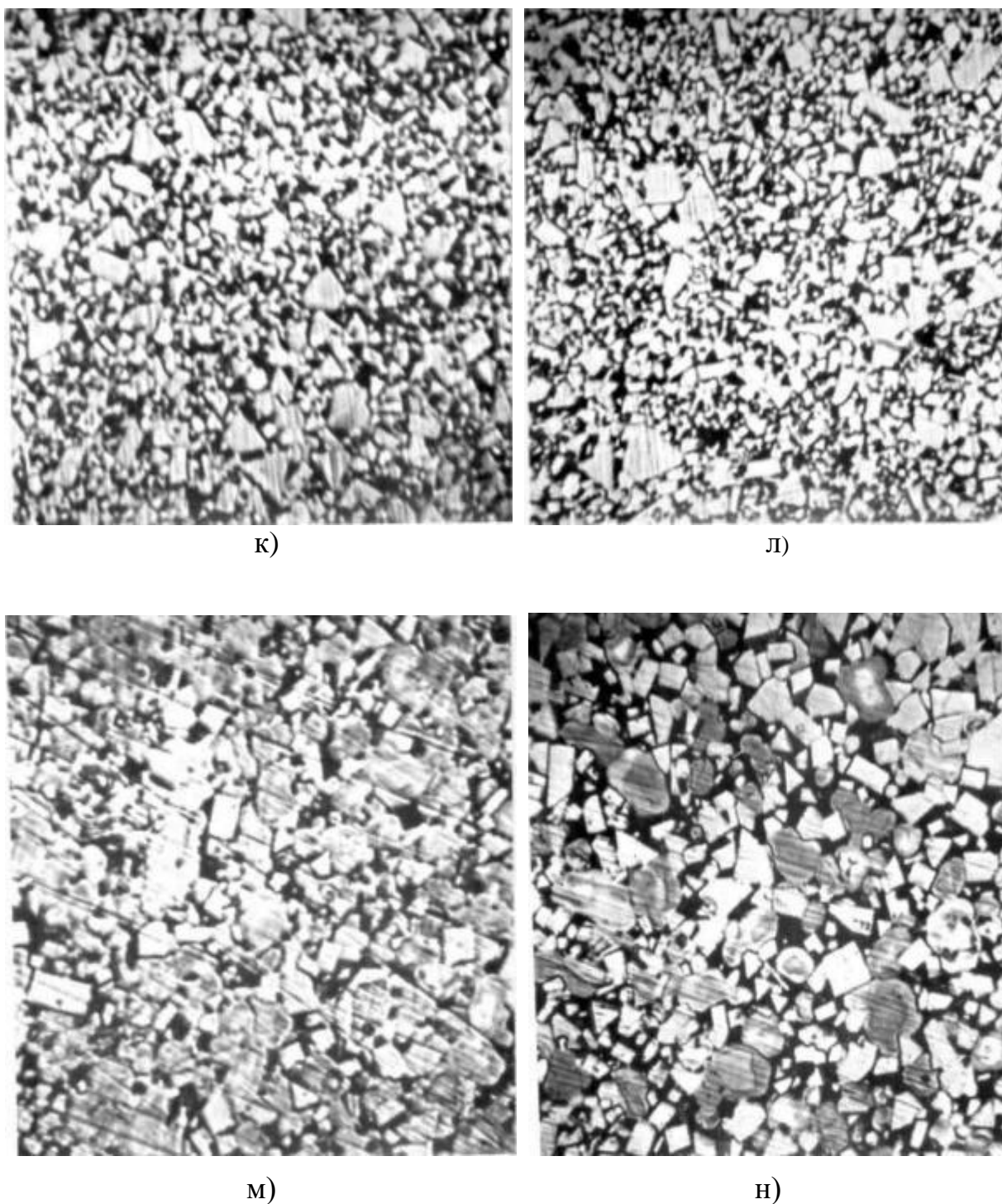


Рис. 4.3. – (продовження): к-н – сплав Т5К10 відповідно в точках 1-4; $\times 2000$

розділенню щільних груп карбідів на дрібні частки - монокристали. Міра перетворення в карбідах неоднакова і залежить від їх розмірів.

Остаточна структура сплавів ВК4 і ВК8 при плазмовому модифікуванні

формується в нерівноважних умовах високошвидкісного охолодження. Поряд з подрібненням вихідних карбідних зерен, відбувається розпад пересиченого твердого розчину W і C в Co з виділенням дисперсних вторинних карбідів. Оплавлені зерна первинних карбідів мають неправильну форму і "пухкі" края, а зерна виділилися в результаті твердіння вторинних карбідів - переважно округлу форму. У міру віддалення від крайок пластини в глибину модифікованої зони (точки 2 і 3) температура нагріву знижується, отже ступінь і повнота контактного плавлення первинних карбідів також знижуються, збільшується розмір зерен, плавно переходячи до розміру зерна в вихідній структурі. Поряд з частково оплавлені зернами зберігаються і неоплавлені зерна гранованою форми [152,153].

При плазмовій обробці сплаву T5K10 твердість також значно підвищується (табл. 4.3). Сплави системи WC-TiC-Co характеризуються неповною змочиваємостю компонентів ($\theta > 0^\circ$) в умовах контактного плавлення [50], що не дозволяє в повній мірі реалізувати дисперсійне зміцнення зв'язки. У структурі модифікованої зони на сплаві T5K10 спостерігаються як дисперсні оплавлені первинні карбіди і дисперсні вторинні карбіди, так і збережені великі первинні карбіди гранованою форми, кількість яких збільшується в міру віддалення від ріжучої кромки в глибину модифікованої зони. Підвищення твердості сплаву T5K10 після плазмового впливу (табл. 4.3) пов'язане як з подрібненням зерен, так і зміцненням зв'язки при насиченні її вольфрамом і вуглецем в результаті дифузії і розпаду пересиченого твердого розчину (W, Ti) C [125].

Висновки, зроблені за результатами металографічних досліджень, підтвердилися результатами рентгенографічних дослідженнях. Встановлено [127], що плазмове модифікування сплавів BK4 і BK8 і T5K10 призводить значного збільшення періоду решітки кобальту (табл. 4.3). Оскільки методика досліджень виключала вплив мікронапруг на період решітки Co - фази, таке значне його збільшення логічно пояснити тільки підвищенням концентрації вольфраму і вуглецю (в сплавах BK4 і BK8), а також титану (в сплаві T5K10) в кобальтовому твердому розчині заміщення-впровадження. Це пов'язано з контактним плавленням

міжфазних кордонів карбід-зв'язка. При подальшому швидкісному охолодженні відбувається дисперсійне твердіння пересичені легуючими елементами зв'язки з виділенням ультрадисперсних частинок карбідів [50] (середній розмір карбідних зерен у ріжучої кромки $d_k \approx 0,01$ мкм). Відбувається подрібнення не тільки мікроструктури, але і параметра субструктури - розмір блоків мозаїки D зменшується для сплавів ВК4 і ВК8 більш, ніж в 5 разів, а для сплаву Т5К10 - майже в 3,5 рази (табл. 4.3). [114,125].

Фазові і структурні перетворення при плазмовому модифікуванні твердих сплавів призводять до зміни напруженого стану карбідної і сполучною фаз. У початковому стані карбідна фаза відчуває напруги стиснення, а кобальтова - розтягування (табл. 4.3). Коефіцієнти термічного розширення компонентів твердих сплавів значно різняться ($\alpha_{WC} = 3 \cdot 10^{-6}$ град; $\alpha_{Co} = 14,2 \cdot 10^{-6}$ град.), Що призводить до появи додаткових стискаючих напруг в карбідній фазі при плазмовому нагріванні сплавів ВК4 і ВК8 (табл. 4.3). При обробці сплаву Т5К10 встановлена зворотна залежність, що можна пояснити [50] наявністю в структурі крім карбідів вольфраму WC складних карбідів (Ti, W) C. Жорсткий карбідний каркас в сплаві Т5К10 не дозволяє реалізувати релаксацію напружень в повній мірі і напруги в зв'язці після модифікування хоча і значно знижуються, але залишаються розтягуючими (табл. 4.3).

Таким чином дослідження показали, що ефективним методом підвищення експлуатаційних характеристик твердосплавних різьбонарізних різців є плазмове поверхневе модифікування. Металографічними і рентгеноструктурними дослідженнями встановлено можливість утворення в модифікованій зоні субмікрокристалічної структури із середнім розміром карбідних частинок $d_k \approx 100$ нм, з підвищеним рівнем твердості і більш сприятливим розподілом залишкових напружень.

Висновки до розділу 4

1. Дослідженнями встановлено, що ефективним методом підвищення стійкості різбових профільних різців з напаяними твердосплавними пластинами є плазмове поверхневе модифікування. Після плазмової обробки на оптимальних режимах на ріжучій кромці різця утворюється модифікована зона з субмікрокристалічну структурою і підвищеною твердістю. Розміри модифікованої зони (ширина 10 мм, глибина - до 3 мм) дозволяє виконувати кілька переточувань без повторного зміцнення.

2. Основним процесом визначальним характер фазових і структурних перетворень в твердих сплавах при плазмовому модифікуванні, є контактне плавлення карбідів зерен, що призводить до подрібненню вихідних (первинних) карбідних зерен, насичення зв'язки вольфрамом і вуглецем і, як наслідок, дисперсійному зміцненню зв'язки за рахунок виділення вторинних дисперсних карбідів.

3. Металографічними і рентгеноструктурними дослідженнями встановлено можливість утворення в модифікованої зоні субмікрокристалічної структури із середнім розміром карбідних часток $d_k \approx 100$ нм, підвищеним рівнем твердості і більш сприятливим розподілом залишкових напружень.

4. Стійкостними випробуваннями встановлено підвищення стійкості різців з модифікованою зоною в 2,15 - 2,75 рази (відповідно за критеріями рівного і оптимального зносу). Після переточувань стійкість різців знижується (що пов'язано зі зниженням твердості ріжучих кромок), залишаючись більш високою в порівнянні з вихідним станом.

5. Встановлено відсутність початкової ділянки інтенсивного зносу (т.ч. стадії підробітки), також вносить певний внесок у ступінь підвищення зносостійкості. Це пояснюється тим, що метал модифікованої зони на ріжучих кромках має субмікрокристалічну структуру в порівнянні з вихідним твердим сплавом.

РОЗДІЛ 5

ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ І МЕТОДОЛОГІЯ УПРАВЛІННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯМ ПРИ ПЛАЗМОВОМУ МОДИФІКУВАНІ РІЗБОНАРІЗНОГО ІНСТРУМЕНТУ

5.1. Розробка науково-методологічного комплексу оптимізації процесів субмікро- і наноструктурування інструменту

Аналіз результатів досліджень структури і властивостей модифікованого різьбонарізного інструменту з швидкорізальних сталей (розд. 3) і твердих сплавів (розд. 4) показує, що поверхнєве модифікування такого інструменту при нагріванні його різальних кромок висококонцентрованим плазмовим струменем є досить ефективним методом значного підвищення працездатності. Однак, процес зміцнення саме різьбонарізного інструменту має ряд специфічних особливостей в порівнянні з зміцненням інструменту інших типів, детально розглянутих в роботах [40, 50, 70]:

1. Наявність «гострих» кромок (див. рис. 2.5), «зубчастих» поверхонь (див. мал. 3.9), що призводить до значного збільшення швидкості охолодження прилеглих до них обсягів металу модифікованої зони і, як наслідок, можливості реалізувати процес наноструктурування без оплавлення поверхні.

2. Змінна ступеню дисперсності структури і твердості металу модифікованої зони (див. рис. 3.7, рис. 4.3, табл. 4.3) і, як наслідок, змінна стійкість модифікованого інструменту після переточувань (див. рис. 4.6)

3. Специфічні умови експлуатації різьбонарізного інструменту (див. розд. 1.1).

Зазначені особливості плазмового модифікування різьбонарізного інструменту значно ускладнюють розробку оптимальних технологічних процесів для їх реалізації. Дане завдання може бути вирішена лише на основі комплексного підходу, що поєднує принципи формування структури модифікованого шару і його адаптації до конкретної технології різьбонарізання.

З використанням рекомендацій [3, 128, 129] стосовно до плазмової модифікації сталевого і тврдосплавного різьбонарізного інструменту розроблено структурну схему науково-методологічного комплексу управління наноструктуруванням (рис. 5.1) [158].

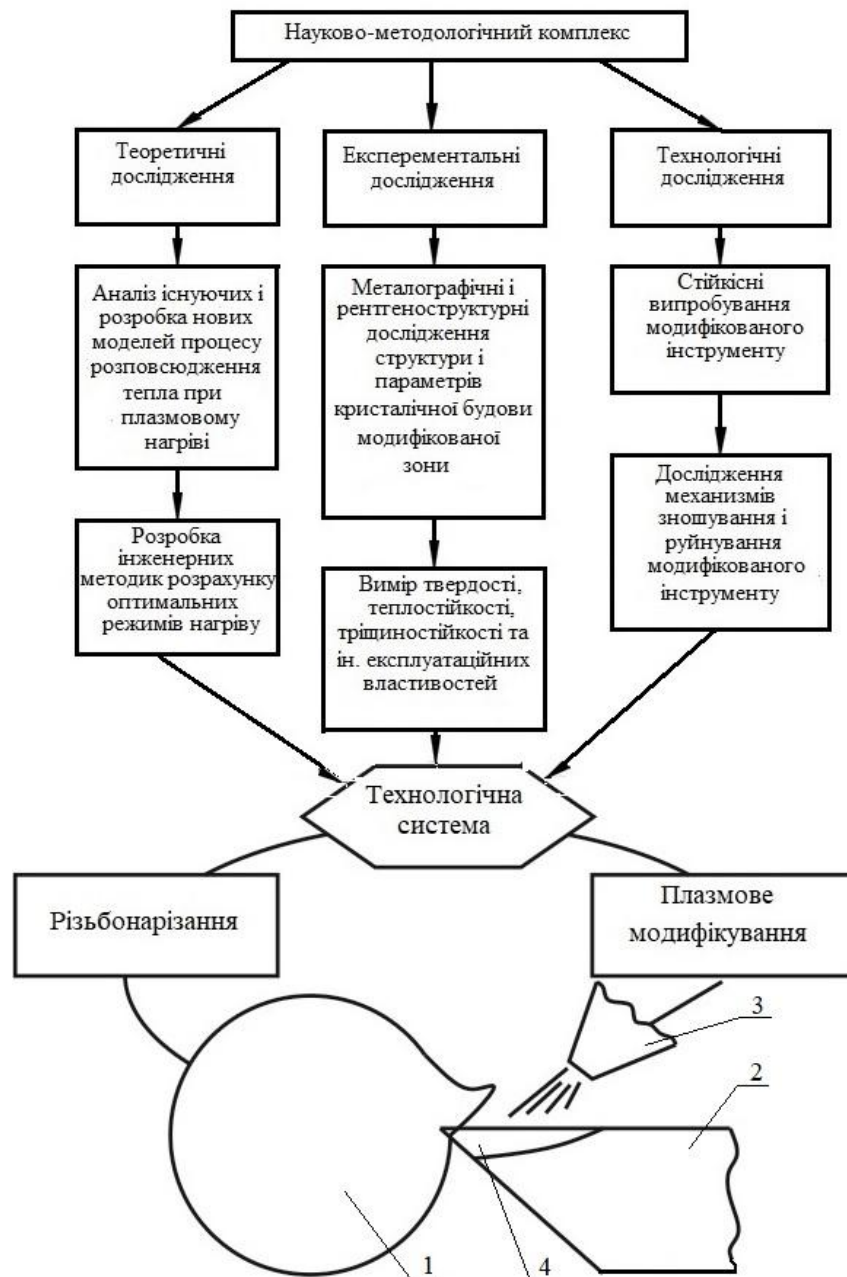


Рис. 5.1. – Структурна схема науково-методологічного комплексу: 1- деталь; 2- інструмент; 3 – плазматрон; 4 – зона обробки

Таблиця 5.1

Зміцнюючі механізми і визначають їх структурні параметри при плазмовому модифікуванні резьбонарезного інструменту

Інструментальний матеріал	Варіант модифікування	Зміцнюючі механізми	Розрахункові залежності*	Контрольовані структурні параметри
Сталь Р6М5	А- об'ємна термообробка + плазмове модифікування	1.Твердорастворний σ_p 2.Дислокаційний σ_d 3.Субструктурний σ_c	$\sigma_p = \sum K_i \cdot C^i$; $\sigma_d = \alpha \cdot M_o \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$; $\sigma_c = \frac{K_c}{d_c^m}$;	1.Концентрація легуючого елемента (C_i); 2.Щільність дислокацій (ρ); 3.Розмір блоків (D);
	Б- об'ємна термообробка + плазмове модифікування + об'ємний отпуск	1.Дислокаційний σ_d 2.Дисперсійний σ_ϕ	$\sigma_d = \alpha \cdot M_o \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$; $\sigma_\phi = 0,84 \cdot M_o \cdot \frac{G \cdot b}{2\pi} \cdot K_g \cdot l_n \cdot \left(\frac{\lambda}{2b}\right)$;	1. Щільність дислокацій (ρ); 2.Відстань між частинками вторинних карбідів (λ);
Сплави типу ВК	Без оплавлення з перетворенням в карбідах і зв'язці	У зв'язці: 1.Твердорастворний σ_p 2.Дисперсійний σ_ϕ У композиції: 3.Зернограничний σ_3	$\sigma_p = \sum K_i \cdot C^i$; $\sigma_3 = K_y \cdot d^{-1/2}$ $\sigma_\phi = 0,84 \cdot M_o \cdot \frac{G \cdot b}{2\pi} \cdot K_g \cdot l_n \cdot \left(\frac{\lambda}{2b}\right)$;	1. Концентрація легуючого елемента (C_i); 2. Відстань між карбідами (λ); 3.Середній розмір карбідів (d);
Сплавм типу ТК	Без оплавлення з перетворенням в карбідах і зв'язці	У зв'язці: 1.Твердорастворний σ_p У композиції: 2.Зернограничний σ_3	$\sigma_p = \sum K_i \cdot C^i$; $\sigma_3 = K_y \cdot d^{-1/2}$;	1. Концентрація легуючого елемента (C_i); 2. Середній розмір карбідів (d);

* Визначення: σ_p , σ_d , σ_c , σ_ϕ , σ_3 - компоненти збільшення міцності σ_T від дії механізмів зміцнення - відповідно: твердорастворного, дислокаційного, субструктурного, дисперсійного, зернограничного; K_i - коефіцієнт зміцнення α -Fe і-м легуючим елементом; C_i - концентрація і-го елемента у α -Fe; G - модуль зсуву; b - постійна Бюргерса (0,25 нм); α і M_o - коефіцієнти (для α -заліза: $\alpha \cdot M_o = 0,5$); ρ - щільність дислокацій; K_y - постійна металу (для сталей $K_y = 20$ Н/мм^{3/2}); d - діаметр зерна; K_c , m - коефіцієнти (для сталей $m = 0,5 \dots 1$; при $m = 1$ - $K_c = 0,13$ Н/мм); d_c - розмір субзерна; K_g - коефіцієнт визначаючий тип дислокацій; λ - відстань між частинками зміцнюючої фази;

Для оптимізації новітніх технологій поверхневого зміцнення матеріалів останнім часом все ширше використовуються положення структурної теорії міцності і закономірності дислокаційної теорії [3, 128, 129]. Відповідно до структурної теорії міцності основний механізм зміцнення реальних металів пов'язаний зі створенням перешкод або бар'єрів на шляху

Цими бар'єрами можуть бути домішкові атоми, дислокації, межі зерен і субзерен, надлишкові дисперсні фази, мікронапруги і ін.

Як правило, в технічних металах і сплавах реалізуються одночасно кілька зміцнюючих механізмів, і тоді загальний рівень зміцнення, що характеризується приростом межі текучості матеріалу $\Delta\sigma_T$ в порівнянні з ідеальним бездефектним металом, визначається як сума вкладів діючих механізмів:

$$\Delta\sigma_T = \sum_{i=1}^n \Delta\sigma_i \quad (5.1)$$

де $\Delta\sigma_i$ - приріст межі текучості за рахунок i -го структурного параметра.

Для інструментальних сталей і сплавів аналогом міцності σ_T можна вважати твердість [70].

У таблиці 5.1 наведені механізми зміцнення, що реалізуються при плазмовому модифікуванні сталевого і твердосплавного різьбонарізного інструменту (за даними металографічного і рентгеноструктурного аналізів - див. розд. 3.3 і 4.2) [158].

Розроблений методологічний підхід дозволяє вибирати оптимальні технологічні процеси плазмового модифікування різьбонарізного інструменту в залежності від типу і складу інструментального матеріалу і поєднання операцій об'ємної і поверхневої обробки. При цьому, як показано в роботах [128, 129], найбільший ефект зміцнення може бути досягнутий при реалізації максимально можливого числа зміцнюючих механізмів в єдиному технологічному процесі.

5.2. Системний аналіз технологічних процесів модифікування і реїьбонарізання

Для практичної реалізації процесу плазмового модифікування інструменту використовується плазмовий технологічний комплекс [70], схема якого показана на рис. 5.2. Комплекс включає в себе шість відносно самостійних блоків, кожен з яких дозволяє задавати певні регульовані параметри режиму плазмової обробки.

Залежно від технічного виконання або технологічних особливостей обробки в технологічному комплексі може бути задіяний або блок переміщення плазмотрона (Va - рис. 5.2), або блок переміщення інструменту (Vб - рис. 5.2). В обох випадках регульованим параметром режиму є швидкість обробки. Крім того, самостійним регульованим параметром, не пов'язаним ні з одним з блоків, є дистанція обробки - відстань від зрізу сопла до оброблюваної поверхні. Перелік і позначення всіх регульованих параметрів режиму плазмового модифікування інструменту з використанням спеціально розробленого плазмотрона [131] зведені в таблиці 5.2.

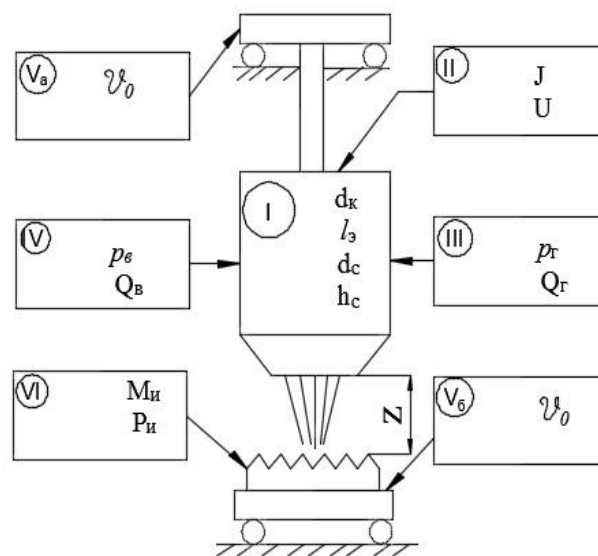


Рис. 5.2. - Схема плазмового технологічного комплексу: I - плазмотрон; II - блок енергоживлення; III - блок подачі плазмообразуючого газу; IV - блок охолодження плазмотрона; Va - блок переміщення плазмотрона; Vб - блок переміщення інструменту; VI - обробляємий інструмент; Z - дистанція обробки

При розробці інтегрованих технологій поверхневого модифікування, вбудованих в діючі технологічні процеси виготовлення інструменту, завдання оптимізації наведених в табл. 5.2 параметрів може бути вирішена тільки в разі системного підходу і розгляду процесу плазмової обробки як технологічної системи.

У свою чергу найбільш високі стійкісні показники модифікованого інструменту і економічні показники нової технології можуть бути досягнуті тільки на основі комплексного спільного аналізу процесу плазмової обробки і умов різання модифікованим інструментом.

Таблиця 5.2.

**Регульовані параметри режиму плазмового модифікування
металорізального інструменту**

Блок	Параметри режиму	Позначення
I. Плазмотрон	Діаметр внутрішнього дугового каналу	d_k
	Межелектродна відстань	l_3
	Діаметр отвору сопла	d_c
	Висота отвору сопла	h_c
II. Енергоживлення плазмового струменя	Сила струму плазмового струменя	J
	Напруга плазмового струменя	U
III. Подача плазмообразуючого газу	Тиск газу	p_r
	Расход газу	Q_r
IV. Охолодження плазмотрона	Тиск охолоджувальної води	p_v
	Расход охолоджувальної води	Q_v
V. Переміщення плазмотрона (інструмента)	Швидкість обробки	V_{Π}
VI. Обробляемий інструмент	Марка інструментального матеріалу	M_i
	Розмір оброблюваної поверхні	P_i
-	Дистанція обробки	Z

З огляду на різноманіття умов експлуатації різьбонарізного інструменту і можливих технологічних варіантів плазмової обробки (по аналогії з лазерної), для реалізації такого підходу доцільно розглядати процес різьбонарізання інструментом з модифікованим шаром як єдину технологічну систему. Структурна схема такої технологічної системи приведена на рис. 5.3.

У технологічну систему T в якості складових входять дві підсистеми - технологічна операція плазмового модифікування (M) і технологічна операція різьбонарізання (P). Структурні схеми зазначених підсистем, складених з

урахуванням відомих рекомендацій [132, 134], досвіду створення таких систем для лазерної [133] і плазмової [135] обробки, наведені на рис. 5.4.

Вхідними параметрами в підсистемі М (рис. 5.4, а) є регульовані параметри плазмового технологічного комплексу (табл. 5.2), а вихідними параметрами - твердість і товщина модифікованого шару, а так само його теплостійкість (для інструменту з швидкорізальних сталей).

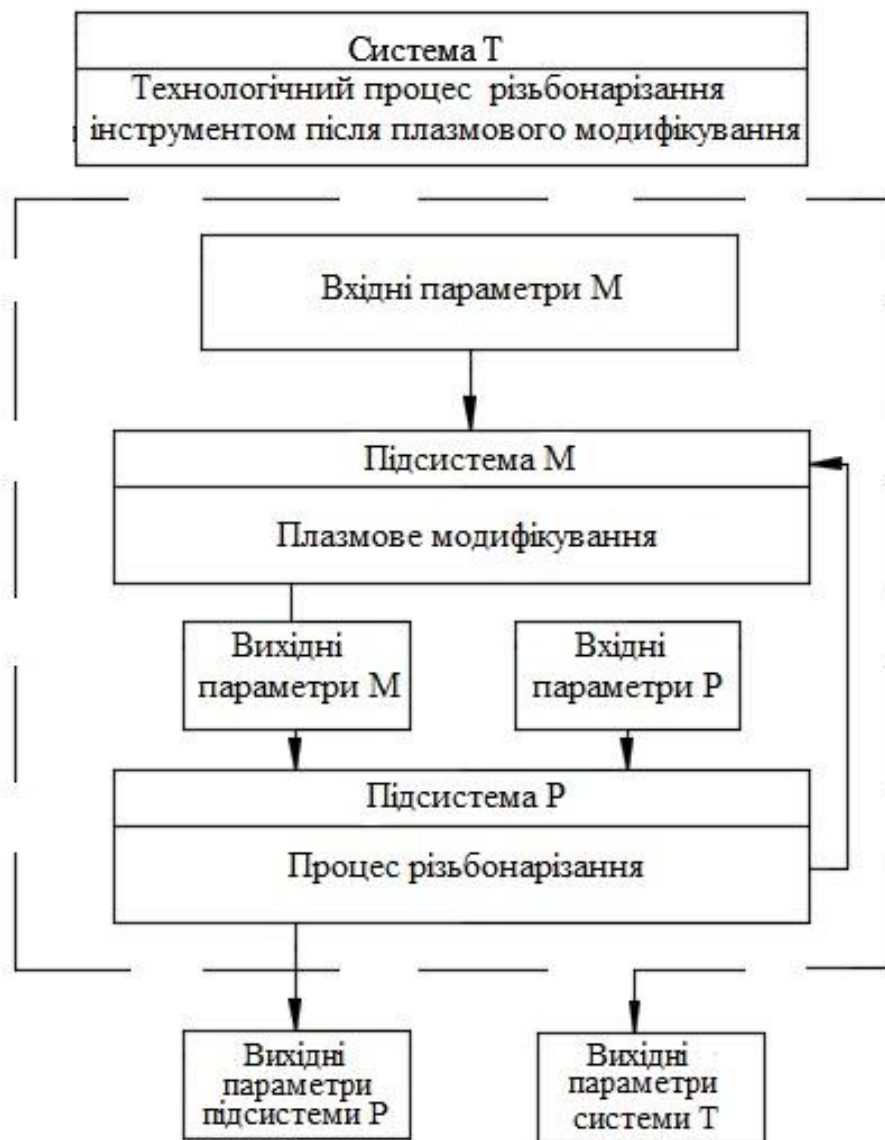
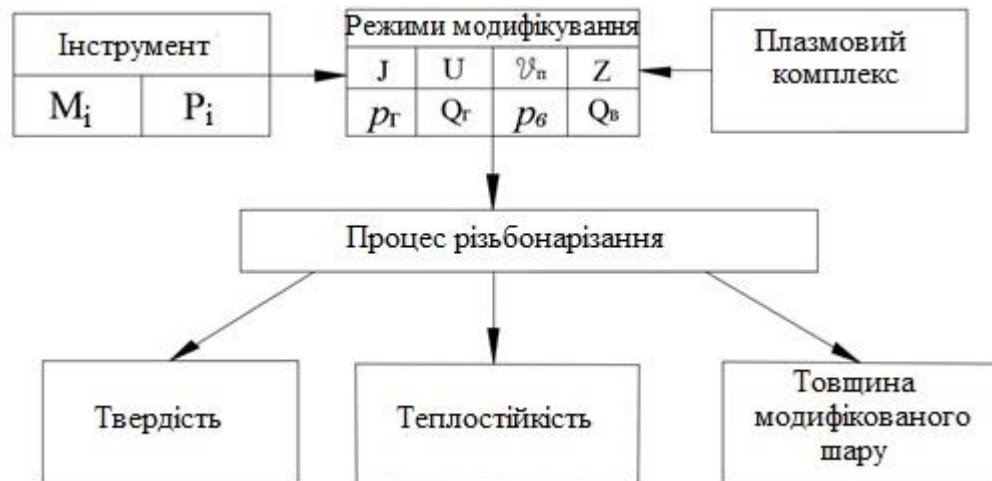
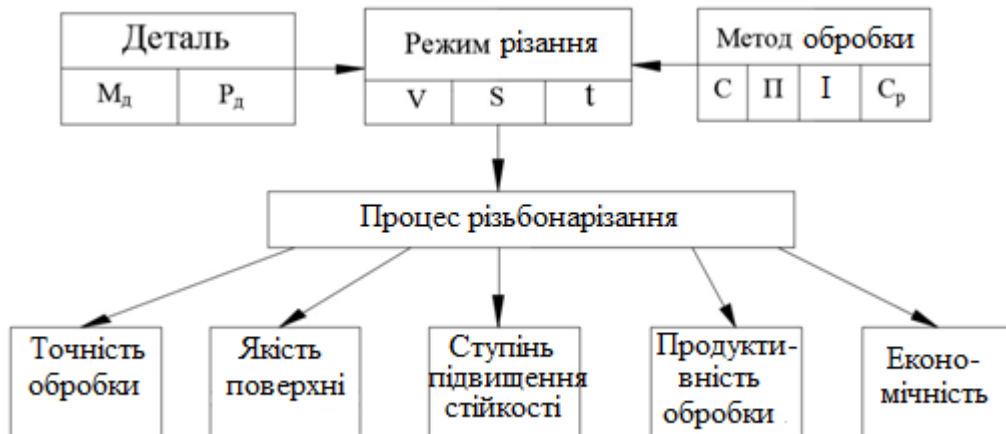


Рис. 5.3. - Структурна схема технологічної системи «Технологічний процес різьбонарізання інструментом, які пройшли плазмове модифікування»



а)



б)

Рис. 5.4. - Структурні схеми технологічних підсистем: а - плазмового модифікування (М); б - різьбонарізання (Р)

Вхідними параметрами в підсистемі Р (рис. 5.4, б) є параметри оброблюваної деталі (марка матеріалу m_d , розмір P_d), параметри режиму різання (швидкість різання V , подача S і товщина шару, що зрізається t) і параметри, пов'язані з методом обробки і застосовуваним обладнанням («верстат - пристосування - інструмент - середовище»). Крім того, вхідними параметрами в підсистемі Р є також вихідні параметри підсистеми М (рис. 5.3). Вихідними параметрами підсистеми Р є техніко-економічні показники, що характеризують процес

різьбонарізанню інструментом, які пройшли плазмове модифікування (рис. 5.4, б). Ці ж параметри є і вихідними параметри системи Т. Іншу групу вихідних параметрів системи Т (рис. 5.3) представляють техніко-економічні показники комплексної технології (модифікування інструменту + різьбонарізання), що дозволяють виконувати оцінку ефективності використання даного методу зміцнення в порівнянні з іншими, наприклад, лазерної обробки в порівнянні з плазмовою, плазмової обробки в порівнянні з нанесенням покриттів і т.п. [154,158].

Викладені вище принципи системного підходу при оптимізації комплексної технології (модифікування інструменту + різьбонарізання) дозволяють, залежно від поставленого завдання, вибирати оптимальні параметри плазмової обробки для конкретного типу різьбонарізного інструменту і конкретних умов різьбонарізання або, з іншого боку, вибирати оптимальні параметри процесу різьбонарізання (наприклад, режим різання) для конкретного типу інструменту після плазмового модифікування.

5.3. Технологічні процеси різьбонарізання з урахуванням переточувань інструменту

Як приклад практичного використання розробленого системного підходу можна розглянути особливості вибору оптимальних режимів різання різьбонарізними профільними різцями з напаяними твердосплавними пластинами, які пройшли плазмове модифікування.

Як встановлено раніше [135], при плазмовій обробці на оптимальних режимах різців з пластинами із сплавів типу ВК і ТК по передній поверхні утворюється модифікована зона з субмікрокристалічною структурою і більш високою, в порівнянні з початковою, твердістю. Наявність на ріжучої частини різця модифікованої зони шириною до 10 мм і глибиною до 3 мм (рис. 5.5) дозволяє реалізувати одне з головних техніко-економічних переваг поверхневого модифікування в порівнянні з нанесенням покриттів з нітридів або карбідів -

можливість виконання декількох переточувань (іноді до 10) зі збереженням модифікованої зони і без необхідності повторного зміцнення (рис. 5.5, а). Разом з тим, слід враховувати, що, за даними металографічних досліджень і вимірів твердості (див. розд. 4.2), після кожної переточки буде виходити модифікований твердий сплав, дисперсність структури і твердість якого будуть відрізнятися від початкових значень (безпосередньо після плазмового модифікування). На рис. 5.5, б показан характер зміни твердості на передній поверхні різця в модифікованій зоні від ріжучої кромки в головній січній площині (уздовж центральної осі x) [127, 152-154].

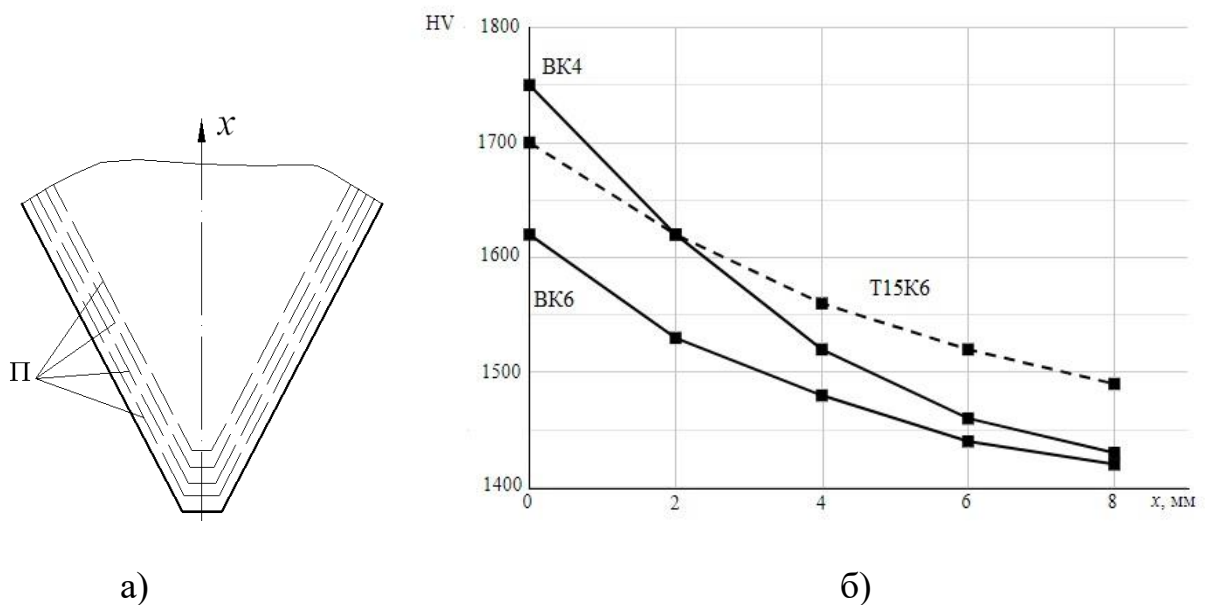


Рис. 5.5. - Схема виконання переточувань профільного нарізного різця (а) і характер зміни твердості на передній поверхні (б).

Згідно [3], якщо відновлення ріжучих властивостей інструменту відбувається за допомогою повторних переточувань, та нормою зносу інструменту є нормована товщина сточуємо шару H , розрахована виходячи з вимоги повного видалення слідів зносу, а також додаткового шару, в межах якого можливе зниження механічних властивостей внаслідок нагрівання до високих температур в процесі різання $\Delta h_3 = 0,1 \dots 0,2$ мм. Тоді (рис. 5.6):

$$H = (h_{3\max} + \Delta h_3) \cdot \sin \alpha \quad (5.2)$$

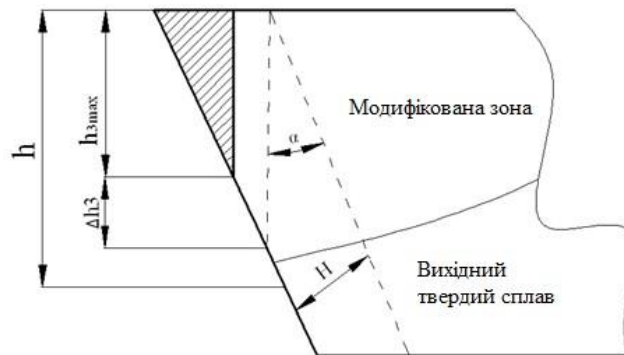


Рис. 5.6. - Схема визначення норми зносу профільних різців з модифікованою зоною (згідно [3])

Встановивши величину H по нормативним вимогам $h_{3\max}$ для заданого типу твердого сплаву, умов і режиму різання, і знаючи характер зміни твердості модифікованої зони (рис. 5.5, б), можна прогнозувати як величину твердості ріжучої кромки, так і в залежності від неї - величину стійкості різців з модифікованою зоною після переточувань.

Результати проведених за методикою, розробленою в розділі 2.3 випробувань (рис. 5.7) [127], показали, що плазмове поверхнєве модифікування профільних різьбових різців з пластинами, що напаяли, із сплаву ВК4 призводить до значного підвищення їх зносостійкості - як безпосередньо після плазмової обробки, так і після подальших переточувань. Міру підвищення працездатності різців можна виразити залежністю:

$$K_{ст} = \tau_m / \tau_n \quad , \quad (5.3)$$

де τ_m и τ_n - відповідно, час обробки різцями після модифікування і початковими для досягнення заданої величини зносу по задній поверхні h_3 , визначуваної за критерієм рівного зносу (рис. 5.7 - лінія I для сплаву ВК4: $h_3 = 1,4$ мм) або за критерієм оптимального зносу [3] (рис. 5.7 - лінія II).

Зміна міри підвищення стійкості $K_{ст}$ різців після модифікування і переточувань показана на рис. 5.8. Ще однією особливістю характеру зносу різців

після плазмового модифікування є відсутність початкової ділянки інтенсивного зносу (т.з. стадії прироблення), що також вносить певний вклад в міру підвищення

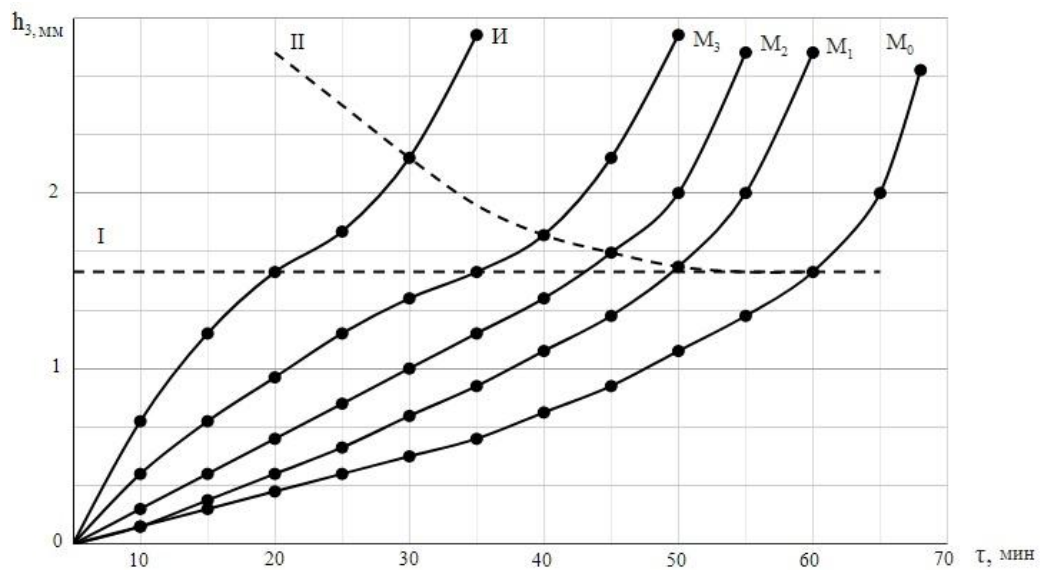


Рис. 5.7. - Залежність величини зносу h_3 від часу роботи профільних різьбових різців з пластинами із сплаву ВК4 : I - різець в початковому стані; M_0 - різець після плазмового модифікування; M_1 , M_2 , M_3 - різці після плазмового модифікування і відповідних переточувань (індекси 1, 2, 3 - кількість переточувань); I - лінія рівного зносу; II - лінія оптимального зносу

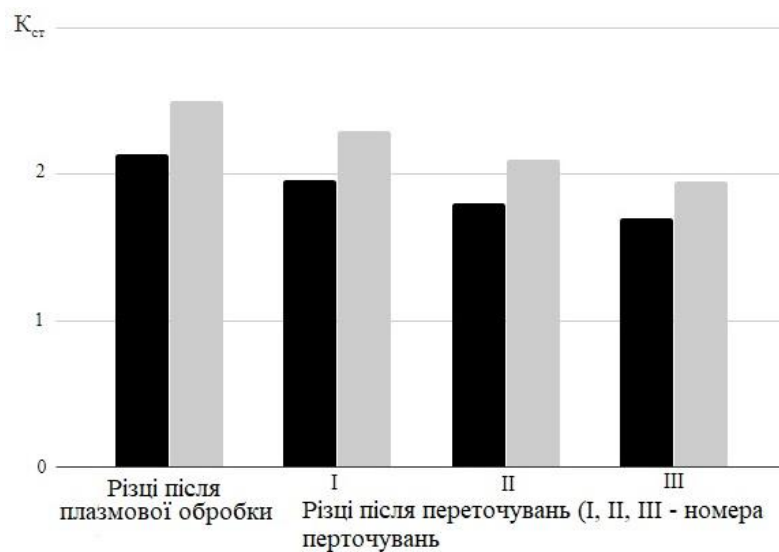


Рис. 5.8. - Зміна міри підвищення стійкості різців з модифікованою зоною після переточувань; ■ - за критерієм оптимального зносу; ■ - за критерієм рівного зносу

зносостійкості. Це пояснюється тим, що метал модифікованої зони на різальних кромках має субмікрокристаллическую структуру в порівнянні з початковим твердим сплавом.

Завдяки цьому з самого початку процесу різання не проявляється нерівномірність розподілу силових, теплових і контактних навантажень - стадія прироблення практично відсутня.

Відповідно до загальноприйнятих положень [3] і з урахуванням рекомендацій [136, 137] для зовнішнього поздовжнього нарізування різблення профільними твердосплавними різцями швидкість різання розраховується за рівнянням:

$$V = \frac{C_v \cdot K_v}{T_\odot \cdot P \cdot S} K_\pi \quad (5.4)$$

де C_v – коефіцієнт, що враховує умови обробки;

K_v – загальний поправочний коефіцієнт, що враховує зміни марки оброблюваного та інструментального матеріалів, а також стан поверхневого шару заготовки;

T_\odot – економічна стійкість профільного різця [141], хв;

P – крок різблення, мм;

S – окружна подача заготовки, мм/зуб;

K_π – додатковий поправочний коефіцієнт на марку твердого сплаву і твердість ріжучої кромки після переточування.

При визначенні додаткового поправочний коефіцієнта K_π , зв'язаного з наявністю на ріжучої частини різця модифікованої зони, враховували характер зміни твердості на передній поверхні різця в модифікованої зоні від ріжучої кромки уздовж центральної осі x (рис. 5.5, а), показаний на рис. 5.5, б [126].

Розрахунки коефіцієнта K_π проводилися за даними довідників [138, 139] і рекомендацій [137]. Результати розрахунків наведені в таблиці 5.3.

Таблиця 5.3

Поправочні коефіцієнти для різьбонарізних твердосплавних різців з модифікованим шаром

Марка твердого сплаву	Обробляемий матеріал	Твердість ріжучої кромки HV	Середнє значення K_{II}
BK8	Сталь 20	1600	1,75
		1500	1,60
		1400	1,57
		1300	1,41
	Сталь 40X	1600	1,32
		1500	1,30
		1400	1,21
		1300	1,18
T5K10	Сталь 20	1700	2,11
		1600	1,86
		1500	1,63
		1400	1,41
	Сталь 40X	1700	1,81
		1600	1,69
		1500	1,60
		1400	1,44

Таким чином, дослідження і розрахунки показали, що використання твердосплавних профільних різців після плазмового поверхневого модифікування на операціях нарізування різьблення на сталевих заготовках дозволяє значно (до 2-х разів) підвищити швидкість різання і, тим самим, продуктивність обробки. При цьому розміри модифікованої зони забезпечують виконання декількох (до 10) переточувань без повторного зміцнення.

Висновки до розділу 5

1. Для підвищення ефективності процесів різьбонарізання інструментом, які пройшли плазмове модифікування, використано комплексний підхід на основі розгляду єдиної технологічної системи, в яку в якості взаємопов'язаних складових входять підсистеми «Плазмове модифікування» і «Різьбонарізання»

2. Розроблені принципи системного підходу дозволяють в залежності від поставленого завдання, вибирати оптимальні параметри плазмової обробки для конкретного типу різьбонарізного інструменту і конкретних умов різьбонарізання або вибирати оптимальні параметри процесу різьбонарізання (наприклад, режим різання) для конкретного типу інструменту після плазмового модифікування.

3. Стосовно до плазмової модифікації сталевого і тврдосплавного різьбонарізного інструменту розроблено структурну схему науково-методологічного комплексу управління наноструктуруванням, заснована на використанні положень структурної теорії міцності і закономірностей дислокаційної теорії. Показано, що найбільш ефективно зміцнення інструментальних сталей і сплавів може бути реалізовано шляхом цілеспрямованого впливу на структуру з метою реалізації певних структурних механізмів зміцнення.

4. Розроблена методика розрахункової оцінки швидкості різання при нарізуванні різьби тврдосплавними профільними різцями після плазмового поверхневого модифікування, заснована на введенні в розрахункове рівняння додаткового поправочного коефіцієнта K_p , що дозволяє значно (до 2-х разів) підвищити швидкість різання і, тим самим, продуктивність обробки. При цьому розміри модифікованої зони забезпечують виконання декількох (до 10) переточувань без повторного зміцнення.

ЗАГАЛНІ ВИСНОВКИ

1. В даний час одним з найбільш перспективних напрямків підвищення працездатності різьбонарізного інструменту є обробка поверхні висококонцентрованими джерелами нагріву (ВКДН). Основна перевага використання ВКДН в порівнянні з нанесенням покриттів, - збільшення товщини обробленого шару в 10 ... 100 разів. З методів обробки ВКДН найбільш доступною і продуктивною є плазмова обробка. Однак багато питань впливу плазмового нагріву на формування структури і властивостей різьбонарізного інструменту залишаються невивченими.

2. Розроблено математичну модель і алгоритм плазмового модифікування різьбонарізного інструменту з швидкорізальних сталей і твердих сплавів, засновані на рішенні диференціального рівняння теплопровідності в нелінійній постановці з урахуванням зміни теплофізичних властивостей матеріалів від температури. Розроблено інженерну методику розрахунку оптимальних режимів, заснована на кінцево-елементному моделюванні з застосуванням прикладного програмного пакета MSC.Nastran. Методика дозволяє призначати оптимальні режими плазмової обробки для різьбонарізного інструменту, (на прикладі гребінок з швидкорізальних сталей і різців з твердосплавними пластинами), що забезпечують протікання в модифікованій зоні необхідних фазових і структурних перетворень і досягнення найбільш високих значень експлуатаційних властивостей.

3. З використанням рентгеноструктурних і металографічних досліджень встановлено основні механізми зміцнення при плазмовому модифікуванні різьбонарізного інструменту з швидкорізальних сталей. Показано, що подрібнення структури і підвищення твердості обумовлено розчиненням дрібних і середніх карбідних частинок і значним опалювальним великих карбідів. Решта великі і дрібні карбіди мають строго правильну форму сфери або еліпсоїда, що свідчить про рівномірний розплавлення їх периферійних обсягів і розчиненні в матриці. Відпуск

після плазмового модифікування сприяє виділенню ультрадисперсних вторинних карбідів, що мають переважно неправильну форму.

4. Основним процесом визначаючим характер фазових і структурних перетворень в твердих сплавах при плазмовому модифікуванні, є контактне плавлення карбідних зерен, що призводить до подрібнення подібних (первинних) карбідних зерен, насичення зв'язки вольфрамом і вуглецем і, як наслідок, дисперсійному зміцненню зв'язки за рахунок виділення вторинних дисперсійних карбідів.

5. Умови сучасного виробництва і застосування різьбонарізного інструменту в Україні показує, що розробки нових і вдосконалення існуючих технологій отримання та додаткової обробки інструменту, є актуальними на сьогоднішній день. Встановлено можливість утворення в модифікованій зоні субмікрокристалічної структури із середнім розміром карбідних часток $d_k \approx 100$ нм, з підвищеним рівнем твердості і більш сприятливим розподілом залишкових напружень.

6. Дослідження стійкості показали, відсутність початкової ділянки інтенсивного зносу (т.чл. стадії підробітки), що також вносить певний внесок у ступінь підвищення зносостійкості. Відмінною особливістю є те, що метал модифікованої зони на ріжучих кромках має субмікрокристалічну структуру в порівнянні з вихідним твердим сплавом.

7. Стійкостними випробуваннями встановлено підвищення стійкості різців з модифікованою зоною в 2,15 - 2,75 рази (відповідно за критеріями рівного і оптимального зносу). Після переточувань стійкість різців знижується (що пов'язано зі зниженням твердості ріжучих кромки), залишаючись більш високою в порівнянні з вихідним станом.

8. Розроблена методика розрахункової оцінки швидкості різання при нарізуванні різьби твердосплавними профільними різцями після плазмового поверхневого модифікування, заснована на введенні в розрахункове рівняння додаткового поправочного коефіцієнта K_n , що дозволяє значно (до 2-х разів) підвищити швидкість різання і, тим самим, продуктивність обробки. При цьому

розміри модифікованої зони забезпечують виконання декількох (до 10) переточувань без повторного зміцнення..

9. Розроблено методологію для підвищення ефективності процесів різьбонарізання інструментом, які пройшли плазмове модифікування, використано комплексний підхід на основі розгляду єдиної технологічної системи, в яку в якості взаємопов'язаних складових входять підсистеми «Плазмове модифікування» і «Різьбонарізання». Розроблені принципи системного підходу дозволяють в залежності від поставленого завдання, вибрати оптимальні параметри плазмової обробки для конкретного типу різьбонарізного інструменту і конкретних умов різьбонарізання або вибрати оптимальні параметри процесу різьбонарізання (наприклад, режим різання) для конкретного типу інструменту після плазмового модифікування.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ:

1. Новиков В. Ф. Концепция инструментальной программы Украины / В. Ф. Новиков, А. А. Шепелев, В. И. Лавриненко // Инструментальный світ. – ч. 1. – 2005. - №1. – с.4-7; ч. 2. – 2005. - №2. – с. 4-7.
2. Родин П.Р. Металлорежущие инструменты / П.Р. Родин – М.: Высшая школа, 1974. - 400 с.
3. Грановский В.И. Резание металлов / В.И. Грановский, В.Г. Грановский - М.: Высшая школа, 1985. - 304 с.
4. Иноземцев Г.Г. Проектирование металлорежущих инструментов / Г.Г. Иноземцев – М.: Машиностроение, 1984. – 272 с.
5. Филоненко С. Н. Резание металлов / С. Н. Филоненко – К.: Техника, 1975. – 232 с.
6. Алиомаров Л. М. Исследование и оптимизация работоспособности и стойкости комбинированного инструмента зенкер-метчик / Л. М. Алиомаров, Н. М. Вагабов, А. З. Курбанов // Вестник Дагестанского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2014. - №4(35). – С. 19-26.
7. Древаль А. Е. Формирование отказов метчиков / А. Е. Древаль, А. В. Литвиненко // Наука и образование. – 2012. - №3. – С. 1-10.
8. Древаль А. Е. Критерии оптимального износа машинных метчиков / А. Е. Древаль, А. В. Литвиненко // Известия высших учебных заведений. Серия: Машиностроение – 2012. - №1. – С. 60-66.
9. Древаль А. Е. Стойкостные модели метчиков с внутренним размещением стружки / А. Е. Древаль, А. В. Литвиненко // Известия высших учебных заведений. Серия: Машиностроение – 2013. - №7. – С. 37-42.
10. Древаль А. Е. Расчет момента разрушения метчиков с внутренним размещением стружки / А. Е. Древаль, А. В. Литвиненко // Известия высших учебных заведений. Серия: Машиностроение – 2008. - №2. – С. 63-68.

11. Красильников В. М. Метчики с ведущими элементами / В. М. Красильников, Е. Ф. Моисеев, А. С. Ямников // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2014. - №11. – ч. 1. – С. 199-207.
12. Грязев В. М. Анализ причин повышения изнашивания режущей пластины при нарезании усиленной упорной резьбы на заготовках из высокопрочных материалов / В. М. Грязев, А. О. Чуприков // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2014. - №11. – ч. 1. – С. 227-233.
13. Григорьев С. Н. Методы повышения стойкости режущего инструмента: учебник для студентов вузов / С. Н. Григорьев – М.: Машиностроение, 2011. – 368 с.
14. Яковлева Е. В. Повышение стойкости метчиков / Е. В. Яковлева // Инновационные технологии размерной обработки с применением инструментов из сверхтвердых материалов и упрочнения изделий: сб. науч. тр. Магнитогорск, 2011. - №4. – С. 129-147.
15. Кургузов С. А. Исследование влияния дробеструйной обработки резьбообразующего инструмента на его работоспособность / С. А. Кургузов, Т. Ш. Галиахметов // Известия ТГУ. Сер. Инструмент и технологические системы. – 2006. - №2. – С. 157-161.
16. Пудов В. И. Модифицирование быстрорежущей стали терромагнитной обработкой / В. И. Пудов, А. С. Соболев, А. Н. Драгошанский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. - №6. – С. 28-30.
17. Головкин В. В. Повышение работоспособности метчиков путем применения ультразвука при нарезании резьб в глухих отверстиях / В. В. Головкин // Известия Самарского государственного технического университета. - 2010. - №5. - С. 26-28.
18. Головкин В. В. Формирование поверхностного слоя при ультразвуковом резьбонарезании / В. В. Головкин, О. В. Ромашкина // Вестник ЮУрГУ. – 2010. - №29. – С. 71-75.

19. Табаков В.П. Оценка теплового состояния токарных резбовых резцов с износостойкими покрытиями / В. П. Табаков, Д. И. Сагитов / Вектор науки ТГУ. - 2015. - №2. С. 185 -190.
20. Гречишников В. А. Резьбообразующий инструмент / В. А. Гречишников и др. – М: СТАНКИН, 1999. – 405 с.
21. Верещака А. С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями / А. С. Верещака – М.: Машиностроение, 1993, 336 с.
22. Табаков В. П. Формирование износостойкой ионно-плазменных покрытий режущего инструмента / В. П. Табаков – М.: Машиностроение, 2008. - 311 с.
23. Волосова М. А. Технологические принципы осаждения износостойких покрытий для применения в инструментальном производстве / М. А. Волосова, С. Н. Григорьев // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2010. – №6. – С. 37-42.
24. Верещака А. С. Повышение эффективности инструмента путем управления составом, структурой и свойствами покрытия / А. С. Верещака, А. А. Верещака // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2005. – №9. – С. 9-18.
25. Верещака А. С. Методологические принципы создания функциональных покрытий для режущего инструмента / А. С. Верещака, С. Н. Григорьев, В. П. Табаков // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – №2. – С. 18-32.
26. Vetter J. The architecture and performance of compositionally gradient and multy-layer PVD coating / J. Vetter, W. Burgmer, H. Dederichs, A. Perry // Material Science Forum. – 1994. Vol. 163-165. - p. 527-532
27. Горленко А. О. Повышение износостойкости резбонарезного инструмента на основе выбора оптимального твердого антифрикционного покрытия / А. О. Горленко, П. А. Тополянский, А. П. Тополянский, В. М. Сканцев, И. А. Шупиков, А. Н. Ерохин // Инженерный журнал «Справочник». - 2013. №9. – С. 47-62.
28. Табаков В. П. Механизм разрушения износостойких покрытий режущего инструмента в процессе резания / В. П. Табаков, М. Ю. Смирнов,

- А. В. Циркин / Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – №6. – С. 41-45.
29. Сидорова Е. В. Виды и методы анализа повреждений инструмента с износостойкими покрытиями / Е. В. Сидорова // Металлообработка. – 2009. - №5. – С. 70-74.
30. Табаков В.П. Исследование напряженного состояния и циклической трещиностойкости многослойных покрытий режущего инструмента/ В. П. Табаков, М. Ю. Смирнов, А. Н. Тулисов / Упрочняющие технологии и покрытия. - 2010. - №7. С. 42 -48.
31. Мигранов М. Ш. Износостойкие покрытия для высокоскоростной обработки резанием / М. Ш. Мигранов, Л. Ш. Шустер, Г. С. Фукс-Рабинович // Инструментальный світ. – 2005. – № 1(25). – С. 12-14.
32. Верещака А. С. Многослойные нанодисперсные покрытия для режущего инструмента / А. С. Верещака, А. А. Верещака, А. И. Булычева // Упрочняющие технологии и покрытия. - 2014. - №5. С. 33 -39.
33. Верещака А. С. Композиционные износостойкие покрытия для режущего инструмента / А. С. Верещака, М. Ш. Мигранов, Л. Ш. Шустер // Резание и инструмент в технологических системах: Междунар. науч.-техн. Сб. – Харьков: НТУ «ХПИ», 2008. Вып. 75. – С. 57-62.
34. Дудник С. Ф. Нанотехнологии / С. Ф. Дудник, А. В. Сагалович, В. В. Сагалович // Оборудование и инструмент. – 2005. - №6. – С. 46-49.
35. Application of novel vacuum-arc ion-planting technologies for the design of advanced wear resistant coatings / A. N. Panckow, J. Steffenhagen, D. Wegener, [et. al.] // Procedia CIRP 9C. 2013. Elsevier B. V. P. 8-12. Surface and Coating technologies. - 2001. – V. 138. - p. 71-76.
36. Okumiya M. Mechanical properties and tribological behavior of TiN-CrAlN and CrN-CrAlN multilayer coatings / M. Okumiya, M. Gripentrog // Surface and Coating Technologies. – 1999. – V.112. – p. 123-128.

37. Bouzakls K. – D. Cutting with coated tools: Coating technologies, characterizing methods and performance optimization / K. –D. Bouzakls, N. Michaildis, G. Skordaris [et. al.] // CIRP Annals Manufacturing Technology. -2012. – Vol. 61. – p. 703-723.
38. Simultaneously Increasing the Ductility and Strength Nanostructured Alloys / Yong-Hao Zhao, Xiao-Zhou Lias, Sheng Cheng, [et. al.] // WILEY-VCH Verlag GmbH&Co. KGa Weinheim. – 2006. – p. 9-18.
39. Scherbath S. Moderne Scheinstoffe u werkzeunge-Wege zur gesteigerten Produktivitat // Sandvi Coromant GmbH. Schmalkalder Werkzeugtagung. – 2005. – 235 p.
40. Самоутугин С. С. Инструментальные материалы: свойства и упрочнение / С. С. Самоутугин, В. А. Мазур, Л. К. Лещинский, Ю. С. Самоутугина. – Мариуполь.: ПГТУ, 2013. – 430 с.
41. Кокора А. Н. Физические особенности лазерного упрочнения сплавов / А. Н. Кокора, Э. Н. Соболев // В сб. Физико-химические процессы обработки материалов концентрированными потоками энергии. – М.: Наука. – 1989. – С. 54-89.
42. Крянина М. Н. Термическая обработка быстрорежущей стали с применением непрерывного лазерного излучения / М. Н. Крянина, А. М. Бернштейн, Т. П. Чупрова // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1989.-№ 10.- С. 7-12.
43. Бураков В. А. Природа упрочнения и износостойкость инструментальных сталей, подвергнутых скоростной лазерной закалке / В. А. Бураков, Р. М. Канапенас // Лазерная технология. - Вильнюс, 1987. - №2. - С. 12-24.
44. Ahman, L. Microstructure and its effect on toughness and wear resistance of laser surface melted and post heat treated high speed steel / L. Ahman // Metalurgical transactions. - T984. - V. A15 - № 7-12. P. 1829-1835.

45. Бекренев А. Н. Лазерная термообработка быстрорежущей стали с оплавлением поверхности / А. Н. Бекренев, Г. Г. Гладуш, С. В. Дробязко и др. // Физика и химия обработки материалов. - 1988. - № 4 - С 53-66.
46. Бровер Г.И. Особенности строения и свойств инструментальных сталей после высококонцентрированного нагрева и отпуска / Г. И. Бровер, В. Н. Варавка, А. П. Русин // Физика и химия обработки материалов. - 1988. - № 5. - С. 107- 113.
47. Бекренев А. Н. Влияние структурно-фазовых превращений в инструментальных материалах при лазерной термообработке на износостойкость режущего инструмента / А. Н. Бекренев, Д. М. Гуреев, А. П. Лалетин и др. // Физика и химия обработки материалов. – 1990. - № 2. - С. 35-38.
48. Бекренев А. Н. Проблемы физического анализа лазерной поверхностной термообработки быстрорежущей стали / А. Н. Бекренев, В. В. Портнов // В сб. Физические проблемы импульсной обработки металлов и сплавов. – Куйбышев. - 1988. - С. 17-31.
49. Каюков С. В. Особенности структурно-фазовых превращений при лазерном облучении стали Р18 / С. В. Каюков, А. Н. Павлов, А. Д. Петров и др. // Труды ФИАН. – 1989. – Т. 198. – С. 62-73.
50. Самотугин С. С. Плазменное модифицирование твердосплавного инструмента: монография / С. С. Самотугин, Е. В. Кудинова. – Мариуполь.: ГВУЗ «ПГТУ», 2017. – 154 с.
51. Подураев В. Н. Упрочнение твердосплавного инструмента лазерным и радиационным излучением / В. Н. Подураев, А. В. Диваев, А. Э. Сенченко, Б. В. Шемаэв // Станки и инструмент. – 1990. - №9. – С. 18-20.
52. Гуреев Д.М. Влияние лазерного излучения на характер износа твердосплавного режущего инструмента / Д. М. Гуреев, С. И. Ярьсько, А. П. Лалетин, А. Л. Петров // Трение и износ. – 1989. –Т. 10. - №4. – С. 674-680.

53. Ярьсько С. И. Повышение эксплуатационных характеристик твердосплавного инструмента при лазерной обработки / С. И. Ярьсько // Физика и химия обработки материалов. – 2003. - №5. – С. 18-22.
54. Коваленко В.С. Лазерная технология на новом этапе развития / В. С. Коваленко // Автоматическая сварка. – 2001. №9. – с.4-10.
55. Хаскин В. Ю. Процессы упрочнения и нанесения покрытий с использованием лазерного излучения / В. Ю. Хаскин // Автоматическая сварка. – 2008. - №12. – С. 24-32.
56. Seyffarth P. Laser-arc processes and their applications in welding and material treatment / P. Seyffarth, I. V. Krivtsun // Welding and allied processes. – London: Taylor and Francis Books. – 2002. –Vol. 1. – 200 p.
57. Gvozdetsky V. S. Laser-arc discharge: Theory and applications / V. S. Gvozdetsky, I. V. Krivtsun, M. I. Chizhenko [et. al.]// Welding and Surface rev. – 1995. - №3. – 148 p.
58. Inregrated laser-arc plasmatron for laser plasma sraying and CVD processes / Yu. Borisov, A. Bushma, A. Fomakin et. al // Laser technologies in welding and materials processing: Proc. Of the Second Intern. conf., vil. Katsiveli, Grimea, Ukraine, May 23-27, 2005. – Kiev: E. O. Paton Electric Welding Institute NASU, 2005. - p. 57-59.
59. Сомонов В. В. Эффективность использования волоконных лазеров для лазерной закалки изделий в промышленности // В. В. Сомонов, И. А. Цибульский // Металлообработка. – 2014. - №1(79). – С. 9-12.
60. Лазерні технології та комп'ютерне моделювання / Під ред. Л. Ф. Головка, С. О. Лук'яненка. – К.: Вістка, 2009. – 296 с.
61. Ярьсько С. И. Моделирование процесса лазерного упрочнения режущего инструмента / С. И. Ярьсько, Д. С. Горянов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2011. - №14(3). – т.13. – С. 921-926.

62. Ситкина Л. П. Эффективность технологии лазерной упрочняющей обработки в инструментальном производстве / Л. П. Ситкина, С. И. Ярьско // Известия ВолГТУ. – 2012. - №18. – С. 40-43.
63. Ярьско С. И. Апробация в производственных условиях результатов моделирования процесса резания инструментом, упрочненным лазерным излучением / С. И. Ярьско // Упрочняющие технологии и покрытия. - 2007. - №8. С. 8 -13.
64. The increase of productivity and quality of laser machining / V. Kovalenko, M. Anyakin, R. Zhuk, [et. al.] // «Proceedings of 15th International Symposium for Electromachining (ISEM-XV)», Pittsburg, May 11-13, 2007. – 2007. p. 439-444.
65. Сафонов А. Н. Основные направления эффективного использования лазерной техники для термической обработки сплавов / А. Н. Сафонов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. №7. – С. 2-6.
66. Справочник по технологии лазерной обработки / Под. Ред. В. С. Коваленко. – К.: Техника, 1985. – 167 с.
67. Гречнева М. В. Краткий анализ результатов работ в области плазменного поверхностного упрочнения сталей и сплавов / М. В. Гречнева // Вестник ИрГТУ. – 2017. – т. 21. - №5. – С. 10-23
68. Балановский А. Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов / А. Е. Балановский // Упрочняющие технологии и покрытия. – ч. 1. -2015. -№12. – С. 18-30; ч. 2. – 2016. - №1. – С. 25-34; ч. 3. – 2016. - №2. – С. 20-30.
69. Лещинский Л. К. Плазменное поверхностное упрочнение / Л. К. Лещинский, С. С. Самогутин, И. И. Пирч, В. И. Комаров – К.: Техника, 1990. – 109 с.
70. Самогутин С. С. Плазменное упрочнение инструментальных материалов / С. С. Самогутин, Л. К. Лещинский – Донецк: Новый мир, 2002. – 338 стр.
71. Абрамов О. В. Особенности структуры и свойств микро-кристаллической инструментальной стали, полученной методом закалки из жидкого состояния /

- О. В. Абрамов, Р. А., Я. Н. Оганян, В. А. Гиршов, Н. М. Гончарова и др. // Порошковая металлургия. – 1989. – 10. – С. 89-93.
72. Самотугин С. С. Плазменная обработка инструментальных материалов // Автоматическая сварка. – 1996. - №8. – С. 48-51
73. Таран Ю. Н. Структура слитка стали Р6М5 / Ю. Н. Таран, В. М. Сагновский, П. Ф. Нижниковская // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1976. -№10. – С. 106-109
74. Чаус А. С. Перспективные направления развития литых быстрорежущих сталей и технологий их упрочнения / А. С. Чаус // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. - №2. – С. 7-18
75. www.davyroll.com
76. Кондратьев И. А. Структура и свойства наплавленного металла типа штамповой стали / И. А. Кондратьев, В. Г. Васильев, Т. А. Дорошенко // Автоматическая сварка. – 1998. - №3. – С. 39-41.
77. Синнаве М. Современные высокопроизводительные прокатные валки, особенности и перспективы эксплуатации / М. Синнаве, К. Гостев, В. В. Глухов, В. С. Смирнов // Сталь. – 2001. - №8. – С. 2-8.
78. Самотугин С. С. Основы синтеза модифицированных слоев на инструментальных твердых сплавах / С. С. Самотугин, В. И. Лавриненко, Е. В. Кудинова, Ю. С. Самотугина, В. И. Иванов // Сверхтвердые материалы. – 2017. - №3. – С. 78-84.
79. Домбровский Ю. М. Физические основы и технология плазменного поверхностного упрочнения / Ю. М. Домбровский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007. - №3. – С. 14-25.
80. Тополянский П. А. Новая технология нанесения алмазоподобных покрытий на инструмент и технологическую оснастку при атмосферном давлении / П. А. Тополянский // Металлообработка. – 2005. - №3. – С. 45-50
81. Сравнительные характеристики износостойких покрытий для упрочнения резьбонарезного инструмента / А. О. Горленко, П. А. Тополянский, А. П.

- Тополянский, Н. А. Соснин, С. А. Ермаков / Станочный парк. - 2013. С. 66 - 69.
82. Молотилов Б. В. Нанотехнологии – новое направление в прецизионной металлургии / Б. В. Молотилов // Сталь. – 2005. - №1. – С. 97-100
83. Андриевский Р.А. Наноматериалы: концепция и современные проблемы / Р. А. Андриевский // Рос. хим. ж. (Ж. Рос. хим. об-ва. Д. И. Менделеева). – 2002. – Т. XLVI. - №5. – С. 50-56
84. Munzer H.J., Mosbacher M., Bertsch M., et al. Local field enhancement effects for nanostructuring of surfaces. J.Microscopy, 2001, v.202, p.129-135.
85. Ковнеристый Ю. К. Объемно аморфизирующиеся металлические сплавы и наноструктурные материалы на их основе / Ю. К. Ковнеристый // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. - №7. – С. 14-16.
86. Лебедева А. А. Наноматериалы и нанотехнологии / А. А. Лебедева, К. З. Гордашник, Е. М. Чистяков, В. Н. Кулаковский // Инструментальный світ. – 2005. - №3. – С. 28-31.
87. Валиев Р. З. Структура и свойства металлических материалов с субмикроструктурной структурой / Р. З. Валиев, А. В. Корзников, Р. Р. Мулюков // Физика металлов и металловедение. – 1992. - №4. – С. 71-76
88. Рудинской А. И. Перспективные технологии изготовления листового проката с ультрамелкозернистой структурой / А. И. Рудинской, Г. Е. Коджаспиров, С. В. Доботкин // Металлы. – 2012. - №1. – С. 88-91
89. Яковлева С. П. Структура свойства и особенности разрушения низколегированной стали в субмикроструктурном состоянии / С. П. Яковлева, С. Н. Махарова, М. З. Борисова // Металлы. – 2006. - №4. – С. 71-78.
90. Коротков В. А. Наноструктурирование стали плазменной дугой / В. А. Коротков, С. П. Ананьев, В. Я. Шур, Е. И. Шишкин // Технология машиностроения. – 2011. - №4. – С. 5-7
91. Токарев В. Н. Возможность прямого лазерного наноструктурирование поверхности без оплавления материала / В. Н. Токарев, В. Ю. Хомич, В. А.

- Шмаков, В. А. Ямщиков // Физика и химия обработки материалов. – 2008. - №4. – С. 15-25.
92. Vestentoft K., Olesen J.A., Christensen B.H., Balling P. Nanostructuring of surfaces by ultra-short laser pulses. *Appl.Phys.A*, 2005, v.80, p.493-496.
93. Nakata Y., Okada T., Maeda M. Generation of nanosized materials by processing of thin film by interfering femtosecond laser beams. *Proc.SPIE*, 2004, v.5662, p.749-754.
94. Boettinger W J., Coriell SR. et. al., Solidification micro- structures: recent developments, future directions // *Acta mater.* 2000. V. 48. P. 43-70.
95. Trivedi R., Kurz W. Morphological Stability of a Planar Interface under Rapid Solidification Condition // *Acta Metal.* 1986. V. 34. P. 1663-1670.
96. Хмилевская В. С. Наноструктурирование металлических материалов интенсивными ионными пучками / В. С. Хмилевская, Н. Ю. Богданов, К. А. Горчаков // Физика и химия обработки материалов. – 2008. - №5. – С. 8-14.
97. Hoffmann P., Utke I., Perentes A., et al. Comparison of fabrication methods of subnanometer nano-optical structures and devices. *Proc.SPIE*, 2005, v.5925, p.592506-1-592506-15.
98. Самотугин С. С. Плазменное микро- и наноструктурирование поверхности инструментальных сталей / С. С. Самотугин, В. А. Мазур // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. - №4. – 29-37.
99. Галенко П. К. Структура и механические свойства конструкционной стали при лазерной высокоскоростной перекристаллизации / П. К. Галенко, Е. В. Харанжевский, Д. А. Данилов // Физика металлов и металловедение. – 2002. – т.94. - №2. – С. 100-110.
100. Ostendorf A., Koch J., Korte E., Chichkov B.N. \ Nanostructuring of solids with femtosecond laser pulses. *Proc.SPIE*, 2004, v.5448, p. 1 - 6.
101. Kurz W., Fisher D J. *Fundamentals of Solidification*, 3rd ed. Aedermannsdorf: Trans Tech Publication, 1992.305 p.

- 102.Самотугин С. С. Оптимизация конструкции плазмотрона для поверхностного упрочнения материалов / С. С. Самотугин, И. И. Пирч, В. А. Мазур / Сварочное производство. – 2012. – № 12. – С. 32-35.
103. Даутов Г. Ю. Плазматроны со стабилизированными электрическими дугами / Д. Ю. Даутов, В. Л. Дзюба, И. Н. Карп. – Киев.: Наукова думка, 1984. – 168 с.
104. Резников А. Н. Тепловые процессы в технологических системах / А. Н. Резников, Л. А. Резников. – М.: Машиностроение. – 1990. – 228 с.
105. Самотугин С. С.. Математическое описание процессов распространения тепла в инструменте сложной формы от действия плазменного источника нагрева / С. С. Самотугин, О. Ю. Нестеров, В. А. Мазур, В. В. Ананьева / Вестник Инженерной академии наук Украины. – 2004. –№1. – с.101-107.
106. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке / Н. Н. Рыкалин – М.: Машгиз, 1951. – 296 с.
107. Рудаков К. Н. FEMAP 10.2.0. Геометрическое и конечно-элементное моделирование конструкций / К. Н. Рудаков – К.: КПИ, 2011. – 317 с., ил.
108. Самотугин С. С Моделирование тепловых процессов при плазменном поверхностном упрочнении тонколезвийного почвообрабатывающего инструмента / С. С. Самотугин, В. А. Мазур, Д. С. Литвиненко / Вестник СевНТУ: Серия «Машиноприборостроение и транспорт». – 2012. – Вип. 129. С. 194-198.
109. Беккерт М., Клемм Х. Справочник по металлографическому травлению / М. Беккерт, Х. Клемм. – М.: Металлургия – 1979. – 335 с.
110. Горелик С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Я. Н. Расторгуева, Ю. А. Скаков – М.: Металлургия. – 1971. – 368 с.
111. Васильев Д. М. Дифракционные методы исследования структуры / Д. М. Васильев – М.: Металлургия. – 1977. – 247 с.
112. Самотугин С. С. Технологические основы плазменного поверхностного модифицирования резьбонарезного инструмента / С. С. Самотугин, О. А. Христенко // Наука та виробництво. – 2017. – Вип. 17. – С. 65-69.

113. Самоутугин С. С. Плазменное модифицирование резбонарезного инструмента / С. С. Самоутугин, О. А. Христенко // Вестник приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2017. – Вып. 34. – С.105-112.
114. Самоутугин С. С. Повышение работоспособности резбонарезных твердосплавных резцов плазменным поверхностным модифицированием / С. С. Самоутугин, О. А. Христенко // Фізичні та комп'ютерні технології. Матеріали XXIII Міжнародної науково-практичної конференції, 21–22 грудня 2017, м. Харків. – Одеса:ОНПУ, 2017. – 229 с. - С. 30-32.
115. Самоутугин С. С. Математическая модель процесса поверхностного плазменного упрочнения резбонарезной гребенки / С. С. Самоутугин, О. А. Христенко, В. А. Мазур // Захист металургійних машин від поломок. Збірник наукових праць. – 2014.- Вып.16. - С. 14 – 18.
116. Самоутугин С. С. Упрочнение инструмента из быстрорежущих сталей обработкой плазменной струей / С. С. Самоутугин, А. В. Ковальчук, А. Н. Новахацкая // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1994. - №2. - С. 5-8.
117. Крянина М. Н. Термическая обработка быстрорежущей стали с применением непрерывного лазерного излучения /М. Н. Крянина, А. М. Бернштейн, Т. П. Чупрунова // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1989. - №10. - С. 7-12.
118. Бровер Г. И. Особенности строения и свойства инструментальных сталей после высококонцентрированного нагрева и отпуска / Г. И. Бровер, В. Н. Варавка, А. П. Русин // Физика и химия обработки материалов. - 1988. - №5. - С. 107-113.
119. Залкин В. М. Некоторые аспекты теории эвтектических сплавов в свете новых экспериментальных данных /В. М. Залкин // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1993. - №11. - С. 2-7.

120. Гончаренко И. А. Механизмы сверхпластичности и структурообразования в гетерофазных металлических материалах при фазовых переходах / И. А. Гончаренко // *Металлы*. - 1992. - №3. - С. 166-171.
121. Долженков И. Е. Сфероидизация карбидов в стали / И. Е. Долженков, И. И. Долженков. - М.: *Металлургия*. - 1984. - 143 с.
122. Самотугин С.С. Эксплуатационные свойства инструментальных сталей после комплексного объемно-поверхностного упрочнения / С. С. Самотугин, А. В. Пуйко, Н. Х. Соляник, Е. Б. Локшина // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 1997. - №5. - С. 2-6.
123. Гуляев А.П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. - М.: *Металлургия*. - 1986. - 554 с.
124. Шулаев В.М. *Инженерия неорганических наноматериалов* / В. М. Шулаев // *Мир техники и технологий*. - 2007. - №2. - С. 62-64.
125. Самотугин С. С. Структура и свойства плазменной модифицированной зоны обработки резбонарезных резцов с твердосплавными пластинами / С. С. Самотугин, О. А. Христенко // *Вестник приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки*. – 2017. – Вип. 36. – С.128-134.
126. Самотугин С. С. Особенности расчетов режима резания твердосплавными резбонарезными резцами с модифицированным слоем / С. С. Самотугин, О. А. Христенко, Е. В. Кудинова, Ю. Г. Касаткин // *Наука та виробництво. Зб. наук. пр.* – Маріуполь, 2018. – Вип. 18. – С. 43-46.
127. Самотугин С. С. Работоспособность твердосплавных резбовых резцов после плазменного модифицирования и переточек / С. С. Самотугин, О. А. Христенко // *Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении: Материалы международной научно-технической конференции, 26-29 сентября 2018 г., г. Одесса*. – Одесса: ОНПУ, 2018. – 208 с. – С. 170-173.

128. Петрова Л. Г. Прогнозирование уровня упрочнения металлов и сплавов на основе методологии управления структурообразованием / Л. Г. Петрова, О. В. Чудина // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007. - №7. – С. 3-11.
129. Петрова Л. Г. Разработка технологий поверхностного упрочнения деталей машин и инструмента на основе научно- методологического комплекса инженерии поверхности металлических материалов / Л. Г. Петрова // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2010. - №12. – С. 28-39.
130. Приходько В. М. Металлофизические основы разработки упрочняющих технологий / В. М. Приходько, Л. Г. Петрова, О. В. Чудина. – М.: Машиностроение, 2003. – 384 с.
131. Вивденко Ю.Н. Технологические системы производства деталей наукоемкой техники / Ю. Н. Вивденко. - М: Машиностроение, 2006. – 559 с.
132. Ярьсько С.И. Физико-технологические особенности процесса резания инструментом, упрочненным лазерным излучением /С. И. Ярьсько, Ю.Н. Нерубай // Металлообработка - 2000. - №1. - С. 41-47.
133. Резание металлов / Е. Н. Трембач, Г. А. Мелентьев, А. Г. Схартладзе, В. П. Борискин, А. И. Пульбре. – Старый Оскол: ООО «ТНТ». – 2005. – 512 с.
134. Самотугин С.С. Технологические системы плазменного градиентного упрочнения деталей /С. С. Самотугин, В. А, Гагарин, Ю. С. Самотугина // Упрочняющие технологии и покрытия - 2016. - №9. - С. 15-19.
135. Самотугин С.С Структура и свойства модифицированной зоны при плазменной обработки резьбонарезных резцов с пластинами с твердых сплавов / С. С. Самотугин, О. А. Христенко, В. И. Иванов // Вестник приазовского государственного технического университета – 2018. – Вип. 36. – С.128-134. - (Серия: Технические науки).
136. Нозирзода Ш.С. Особенности расчета режимов резания для инструмента с износостойкими покрытиями / Ш. С. Нозирзода // Master`s journal. – 2016. – № 2. – С. 40–43.

137. Петрушин С.И. Экономически обоснованный срок службы режущих инструментов / С. И. Петрушин // Вестник машиностроения. — 2007. — № 4. — С. 40–46.
138. Машиностроение: энциклопедический справочник. Т 1, кн. 2. Инженерные расчеты в машиностроении. – М. Машгиз, 1948. – 457 с.
139. Справочник технолога–машиностроителя: в 2 т. / Под. ред. А.М. Дальского. – М. : Машиностроение, 2001. – Т. 2. 944 с.
140. Сафонов Е.Н. Плазменная закалка деталей машин / Е.Н.Сафонов – Нижний Тагил: НТИ УрФУ, 2014 – 116 с.
141. Лащенко Г.И. Плазменное упрочнение и напыление / Г.И.Лащенко – К.: Экотехнология, 2003. – 64 с.
142. Балановский А.Е. Плазменное поверхностное упрочнение металлов / А.Е.Балановский – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2006. – 180 с.
143. Самоутугин С.С. Плазменное градиентное упрочнение стальных изделий / С.С.Самотугин, В.А.Гагарин. – Мариуполь: ПГТУ, 2017. – 151 с.
144. Крапошин В.С. Поверхностная закалка стали 9ХФ при нагреве теплом плазменной горелки / В.С.Крапошин, А.В.Бобров, О.С.Гапоненко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. - №11. – С.13-17.
145. Петров С.В. Плазма продуктов сгорания в инженерии поверхности / С.В.Петров, А.Г.Сааков. – Киев: ТОПАС, 2000. – 220 с.
146. Корсунов К.А. Повышение эффективности работы электродуговых плазмотронов для обработки материалов / К.А.Корсунов, Р.Н.Брожко // Успехи прикладной физики. – 2013. – т.1. - №2. – С.161-167.
147. Чирков А.А. Лазерно-плазменное наноструктурирование поверхностных слоев сталей при атмосферных условиях / А.А.Чирков // Фотоника. – 2008. - №4. – С.28-30.
148. Тополянский П.А. Финишное плазменное упрочнение – нанотехнология (к 25-летию создания) / П.А.Тополянский, Н.А.Соснин, С.А.Ермаков //

- Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: Теория и практика. – СПб. – Изд-во Пол. ун-та, 2012. – ч.2. – С.344-366.
149. Самотугин С.С. Нанотехнологии в машиностроении: плазменное модифицирование резбонарезного инструмента / С.С.Самотугина, О.А.Христенко // Вестник ПГТУ, - 2018. – Вып. 37. Серия: Технические науки. – С.105-114.
150. Самотугин С.С. Плазменное субмикро- и наноструктурирование инструмента из стали Х12М / С.С.Самотугин, Ю.С.Самотугина, О.А.Христенко, Т.К.Ткаченко, В.И.Лавриненко // Технология машиностроения. – 2020. - №5. – С.42-52.
151. Николаев А.В. Плазменно-дуговой нагрев вещества /А.В.Николаев // В сб. Плазменные процессы в металлургии и технологии неорганических материалов. – М.: Наука, 1973. – С.20-32.
152. Samotugin S.S. Increasing tool life of hardmetal threading tools by plasma modification of insert surface / S.S. Samotugin, V.J. Lavrinenko, O.A. Khrystenko, U.S. Samotugina // Journal of Superhard Materials. – 2019.– No. 2 – P.P. 133-138.
153. Самотугин С.С. Повышение стойкости твердосплавных резбовых резцов плазменным поверхностным модифицированием / С.С. Самотугин, В.И. Лавриненко, О.А. Христенко, Ю.С. Самотугина // Надтверді матеріали. 2019. № 2. С. 83-90.
154. Самотугин С.С. Анализ технологической системы, процесс резбонарезания, прошедшим плазменное модифицирование / С.С. Самотугин, О.А. Христенко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2019. – № 3(15). – С. 134-138.
155. Самотугин С.С. Нанесение модифицированных слоїв с нанокристаллической структурой на холоднодеформирующий інструмент / С.С. Самотугин, В.И. Лавриненко, Ю.С. Самотугина, О.А. Христенко, О.Н Шичева, А.А. Понаморенко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2021. – № 1. – С. 37-44.
156. Самотугин С.С. Выбор оптимальных режимов плазменной обработки инструмента из твердых сплавов / С.С. Самотугин, Е.В. Кудинова, О.А.

- Христенко, В.П. Беляковский, Я.Н. Шибистая // Технология машиностроения – 2018. - №7 – С. 30–34.
157. Самотугін С.С. Конструктивні особливості плазмотронів для наноструктуризації металорізального інструменту / С.С. Самотугін, Пірч І.І., Ю.С. Самотугіна, О.О. Безумова // Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки – 2020. – Вип. 40. – С.24-31.
158. Христенко О.А. Системный анализ технологических процессов резбонарезания и поверхностного наноструктурирования инструмента / О.А. Христенко // Наука та виробництво. Зб. наук. пр. – Маріуполь, 2018. – Вип. 18. – С. 80-87.
159. Христенко О.А. Повышение работоспособности резбонарезного инструмента плазменной обработкой/ О. А. Христенко // Фізичні та комп'ютерні технології. Матеріали ХХІІ Міжнародної науково-практичної конференції, 7–9 грудня 2016, м. Харків. – Д.: ЛІРА, 2016. – 510 с. - С. 174-176.
160. Самотугин С.С. Перспективы использования высококонцентрированного плазменного нагрева для повышения работоспособности резбонарезного инструмента / С. С. Самотугин, О. А. Христенко // Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении: Материалы международной научно-технической конференции, 20-22 сентября 2017 г., г. Одесса. – Одесса: ОНПУ, 2017. – 148 с. – С. 119-121.
161. Самотугин С. С. Плазменное наноструктурирование режущих кромок резбонарезной гребенки из стали Р6М5 / С. С. Самотугин, О. А. Безумова (Христенко) // Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении: Материалы международной научно-технической конференции, 16-18 мая 2019 г., г. Одесса. – Одесса: ОНПУ, 2019. – 200 с. – С. 162-164.

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по научной работе
ГВУЗ «Приазовский государственный
технический университет»




Ленцов И.А.

«01» 10 2018 г.

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор
ОАО «Сервисный центр
ТЯЖПРОММОНТАЖ»




Сергеев С.Н.

«02» 10 2018 г.

АКТ

внедрения результатов диссертационной работы на тему «Плазменное субмикро- и наноструктурирование резбонарезного инструмента»


Мы нижеподписавшиеся, проф. Самогугин С.С., асс. Христенко О.А. — со стороны ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет» и ОАО «Сервисный центр ТЯЖПРОММОНТАЖ» составили настоящий акт в том, что были проведены сравнительные стойкостные испытания резбонарезных резцов, оснащенных твердосплавными пластинами марок ВК8, Т15К6, Т5К10 в исходном состоянии и после плазменной модификации.

Оценка стойкости резбонарезных резцов с пластинами из твердых сплавов выполнялась на операциях нарезания резьб на заготовках из Сталь 20. Период стойкости инструмента определялся временем работы до достижения критерия затупления по задней поверхности.

Испытания показали, что для данных условий резания плазменное модифицирование приводит к повышению стойкости резбонарезных резцов в 2,15 – 2,5 раз.

Самогугин С.С.

Христенко О.А.





ООО «СРЗ» Азовский Судоремонтный Завод
87510, Украина, г. Мариуполь, пр. Адмирала Лунина, 2
www.asrz.com.ua, [0629] 53-01-91

АКТ

опытно-промышленных испытаний

по результатам диссертационной работы на тему «Плазменное субмикро- и наноструктурирование резбонарезного инструмента»

Мы нижеподписавшиеся, проф. Самотугин С.С., асс. Христенко О.А. – со стороны ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет» и директор по эксплуатации ООО «СРЗ» Черевко Д.А. составили настоящий акт в том, что были проведены сравнительные стойкостные испытания резбонарезных гребенок, из стали Р6М5 в исходном состоянии и после плазменного наноструктурирования.

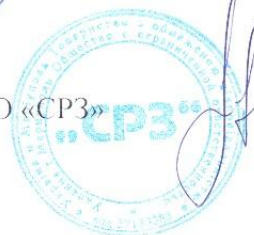
Оценка стойкости резбонарезных гребенок выполнялась на операциях нарезания резьб на заготовках из Стали 40Х. Период стойкости инструмента определялся временем работы до достижения критерия затупления по задней поверхности.

Испытания показали, что для данных условий резания плазменное модифицирование приводит к повышению стойкости резбонарезных гребенок в 1,8-2,1 раза.

Самотугин С.С.

Христенко О.А.

Директор по эксплуатации ООО «СРЗ»



Д.А. Черевко