

В.І. ЛАВРІНЕНКО

ІНСТРУМЕН- ТАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

ВІД ПРИРОДНОГО
КАМЕНЮ
ДО ШТУЧНИХ АЛМАЗІВ

наука для всіх наука для всіх наука для всіх



НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ НАДТВЕРДИХ МАТЕРІАЛІВ
ім. В.М. БАКУЛЯ НАН УКРАЇНИ

В.І. ЛАВРІНЕНКО
ІНСТРУМЕН-
ТАЛЬНІ
МАТЕРІАЛИ
ВІД ПРИРОДНОГО
КАМЕНЮ
ДО ШТУЧНИХ АЛМАЗІВ

КИЇВ
АКАДЕМПЕРІОДИКА
2023

УДК 621.921(035)

Л13

<https://doi.org/10.15407/akademperiodyka.480.336>

Рецензенти:

С.А. КЛИМЕНКО, чл.-кор. НАН України, д-р техн. наук, проф.

В.С. АНТОНЮК, д-р техн. наук, проф.

В.І. СІДОРКО, д-р техн. наук, доцент

Рекомендовано до друку

Вченою радою Інституту надтвердих матеріалів

імені В.М. Бакуля НАН України (протокол від 26.05.2022 № 5)

Видання здійснено за кошти

Цільової комплексної програми НАН України

«Наукові основи функціонування та забезпечення

умов розвитку науково-видавничого комплексу НАН України»

Лаврінченко В.І.

Л13

Інструментальні матеріали: від природного каменю до штучних алмазів / В.І. Лаврінченко; Ін-т надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України. — Київ: Академперіодика, 2023. — 336 с.

ISBN 978-966-360-480-0

Описано еволюцію інструментальних матеріалів від природного каменю до сталевих виробів, твердих сплавів, кераміки, надтвердих полікристалічних і кристалічних матеріалів. Показано необхідність переходу до нового типу інструментальних матеріалів. Розкрито уявлення про ефективні процеси їх обробки абразивними інструментами з надтвердих матеріалів на прикладі розробок Національної академії наук України.

Книгу адресовано школярам, студентам, інженерно-технічним працівникам, яких цікавить правильне й ефективне використання інструментальних матеріалів для обробки різноманітних виробів у побути та промислових умовах.

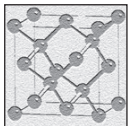
УДК 621.921(035)

© Інститут надтвердих матеріалів

ім. В.М. Бакуля НАН України, 2023

ISBN 978-966-360-480-0

© Академперіодика, оформлення, 2023



ПЕРЕДМОВА

Історія перших знарядь праці і інструментів налічує тисячоліття від того часу, як предок людини взяв до рук палицю, потім — каміння. А далі треба було включати мозок і помітити, що камінь може розколюватись на скалки з гострими кутами. Відтак з'явилися інструменти: скребки, рубила, різноманітні наконечники тощо.

Матеріалознавство інструментальних матеріалів постало з досвіду порівняльної оцінки різних каменів для створення рубил із різальними кромками високої стійкості і вибору відповідного виду каменю. Застосування рубил показало, що для успішної роботи необхідно знайти достатньо тверді камені для виготовлення, адже різальна кромка у м'яких каменів швидко тупилася, що змушувало витратити час на виготовлення іншого рубила. Досвід застосування цього інструменту засвідчив, що різальні властивості рубила забезпечені тим, що кромка має форму клина. Чим менший кут при вершині цього клина, тим вищі різальні властивості рубила. Відкриття клина і його різальних властивостей було одним зі здобутків людства.

Однак кам'яні вироби були крихкими, часто ламались, а виробнича діяльність вимагала усе міцніших знарядь. Матеріалознавство визначило кремій (SiO_2) найкращим матеріалом для виготовлення різальних, і не тільки, знарядь. Поширення в природі, простий ви-

добуток і властивості кременю — твердість, здатність розколюватись на гострокраї шматки, а за вправного удару — на достатньо тонкі пластинки (відщепи) з чудовими різальними властивостями, забезпечили йому успіх як матеріалу для виробництва інструменту. З відщепів постав новий вид інструменту — скребок, яким було зручно очищувати звірині шкури від залишків м'яса і жиру. Та й дерево непогано можна було різати таким скребком. Довгі і тонкі відщепи стали застосовувати як інструмент для проколювання і висвердлювання отворів у шкурах і дереві.

З накопиченням досвіду формувались традиції. Створення нових видів інструментів і знарядь вимагало фахової роботи на постійній основі. І ось у племені з'являвся майстер, який виконував цю роботу, а за соціальним статусом він стояв на третьому місці після вождя й шамана.

Згодом метиковані майстри звернули увагу на нові матеріали для виробництва інструментів — кістку і ріг. Властивості цих матеріалів були близькими до властивостей кременю за винятком твердості, але обробляти їх було легше, тож можна було виготовляти такі знаряддя, які неможливо зробити з кременю.

Мезоліт ознаменувався створенням складених інструментів на кшталт рубила, з'єданого з палкою, тобто сокири. Таке поєднання різко збільшило силу удару різальною частиною рубила. Також у дерев'яну або кістяну основу вставляли невеликі кременеві відщепи з гострими кромками й отримували ножі з високими різальними властивостями. У такий спосіб асортимент інструментів усе зростав і спеціалізувався: з'являлись інструменти, призначені для виконання певних операцій, наприклад, шиття одягу з хутра і шкіри (голки з вушками).

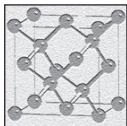
Таке захоплення кременем призвело до його дефіциту та використання його аналогів — яшми, діориту, нефриту та інших мінералів, придатних для виготовлення знарядь. Особливо цінували тоді обсидіан — вулканічне скло — матеріал, неперевершений за гостротою різальних кромок відщепів.

Коли була помічена здатність кварцового піску й інших природних абразивів залишати глибокі подряпини на кременевих знаряддях, постали нові технології: розпилювання, чорнова обдирка, шліфування і полірування кременю, кістки і рогу. Проте кам'яні знаряддя були крихкими, часто ламались, й у III—I тисячоліттях до н. е. на зміну каменю прийшли мідь, олово і бронза. Знаряддя, виготовлені з бронзи, були міцними, але недостатньо твердими і гострими, тож вона не могла витіснити камінь. На це «спромоглось» залізо, яке дало реміснику знаряддя необхідної на той час твердості і гостроти. Надалі людство вперто намагалось поліпшувати властивості заліза і згодом гартування стало важливим виробничим процесом. Найімовірніше, першу загартовану сталь виготовили на Далекому Сході — у Китаї чи Японії. А на початку XIX ст. у Європі й Америці почали виробляти загартовані сталі, пришвидшивши розвиток інструментального матеріалознавства. Наприкінці XIX ст. було винайдено першу швидкорізальну сталь. У 30-х роках XX ст. з'явилися розробки з інструментальних твердих сплавів; у 50-х уперше синтезовано штучні алмази; у 60-х — кубічний нітрид бору (cBN).

1970-ті роки позначились поверненням до каменю, але це вже було штучне каміння підвищеної і надвисокої твердості: інструментальна кераміка, інструментальні алмазні і кубонітові полікристали. Процес винайдення нових інструментальних матеріалів триває.

Нині, у зв'язку зі входженням до європейського освітнього простору, вища освіта в Україні зазнає докорінних змін. Одним із пріоритетних завдань модернізації національної освіти є перебудова її згідно з вимогами Болонського процесу. Реформування системи освіти стимулює до пошуку інноваційних підходів у підвищенні рівня підготовки висококваліфікованих фахівців, конкурентоспроможних на сучасному ринку праці. На погляд автора, це варто робити шляхом популяризації новітніх розробок Національної академії наук України.

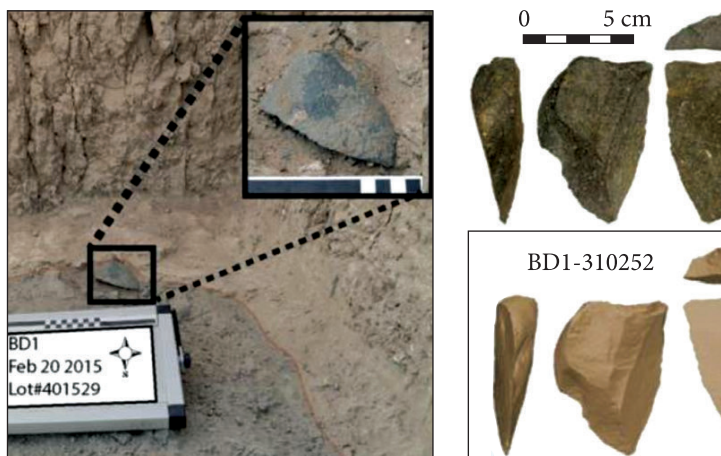
Тому метою цієї книги є популярне викладення актуальних питань вивчення особливостей, складу і властивостей, інструментальних матеріалів і інструментів, для виготовлення яких їх застосовують, а також відомостей щодо процесів оброблення інших знарядь із їхньою допомогою. Тут висвітлено основні принципи вибору інструментальних матеріалів для оброблення виробів у машинобудуванні та укладання вимог до них, наведено їх класифікацію з урахуванням багатьох факторів: склад і структура, властивості, вартість, особливості отримання та технологічність матеріалу. Викладено й відомості про новітні інструментальні та швидкорізальні сталі, тверді сплави, інструментальну кераміку, полікристалічні лезові та абразивні алмазні і cBN матеріали.



ПЕРЕДІСТОРІЯ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ

Природний камінь

Одними з перших знарядь, якими користувались люди, були кам'яні, тобто знаряддя праці, зроблені з каменю. Археологічні знахідки біля кенійського озера Туркана вказують, що примітивні кам'яні знаряддя були у предків людей ще майже 3 мільйони років тому, за часів австралопітеків. Камінь, переважно кремій, був основною сировиною для виготовлення інструментів протягом усієї доби, саме тому названою кам'яною, яка тривала аж до 9700 рр. до н. е. Кам'яні знаряддя добре зберігаються, тому завдяки ним археологи типізують різні культури. Найдавніші артефакти знайдені в Африці. Наприклад, характерні різальні камені археологи знайшли на місці розкопок в Ефіопії 2012 р. Новий аналіз засвідчив, що ці інструменти можуть бути давнішими за найдавніший заточений інструмент, який застосовували прадавні люди. Геологи з Аризонського державного університету твердили, що артефакти походять із відкладів, вік яких 2,58—2,61 млн рр. На цій архе-



Прадавні кам'яні різальні інструменти, знайдені в Ефіопії

ологічній ділянці палеонтологи вже знаходили рештки прадавніх людей віком 3,18 млн рр. Невідомо, чи пов'язані нові інструменти з цією давньою групою гомінідів, але знахідка може ілюструвати ключовий момент в еволюції людини.

Застосування каменів як знаряддя праці серед приматів почалось мабуть декілька мільйонів років тому, але перетворення каменів на різальні інструменти зафіксовано значно пізніше. Досі прикладом найдавнішої культури обробки каменю були олдувайські артефакти віком 2,58 млн рр. Археологи припускають, що ефіопські артефакти можуть бути приблизно на 200 тис. рр. старшими. Різні способи виготовлення і матеріали можуть вказувати, що різні групи давніх гомінідів незалежно одна від одної винаходили засоби праці з каменю.

Протягом кам'яної доби техніка створення знарядь постійно прогресувала, а кілька разів технологічні стрибки були настільки істотними, що набір знарядь



Прадавні кам'яні інструменти

радикально змінювався протягом короткого часу. Через це виділяють кілька *індустрій*, або *культур*, кожна з яких характеризується певним набором технік і інструментів: олдувайська, ашельська, мустье, оріньяк тощо.

Базовою технікою виготовлення кам'яних знарядь було оббивання каменю для утворення гострого краю з одного або обох боків. Прогресивнішою є леваллузська техніка відщеплення від великого каменю невеликих сколів із подальшою їх обробкою.

Кам'яні знаряддя виготовляли з різних видів каменю: кремій і вапнякові сланці — для різальних інструментів і зброї, базальт і пісковик — для робочих, наприклад, каменів для ручних млинів. Водночас матеріалом для знарядь слугували деревина, кістка, шкаралупа, оленьчий ріг, мамонтові бивні.

Тоді активний розвиток технологій вперше значно вплинув на еволюцію. Ареал проживання людини розширився від саван Східної Африки до всього



Христиан Юргенсен Томсен (Christian Jürgensen Thomsen, 29 грудня 1788 — 21 травня 1865) — данський археолог

світу. Наприкінці кам'яної доби відбулось одомашнення деяких диких тварин і почалась виплавка мідної руди для виробництва металу.

Розділити ранню, дописемну, історію людства на три періоди — кам'яну, бронзо-

ву й залізну добу — запропонував данський археолог Христиан Юргенсен Томсен для полегшення класифікації археологічних знахідок. Найкраще запропонована Томсеном класифікація артефактів працює для археологічних знахідок Середземномор'я та Близького Сходу. Для інших районів Землі такий поділ не є доцільним, адже, наприклад, у Африці південніше від Сахари бронзової доби не було, залізна доба почалась одразу після кам'яної.

У Середземномор'ї та на Близькому Сході кам'яна доба змінюється бронзовою через перехідну епоху — енеоліт. Кам'яна доба переважно збігається з епохою первіснообщинного ладу, від виокремлення людини з тваринного стану (близько 1 млн 800 тис. років тому) до поширення перших металів (приблизно 8 тис. років тому на Стародавньому Сході та біля 6—11 тис. років тому в Європі).

Всю історію первісного суспільства можна чітко розділити на три періоди розвитку інструмента: палеоліт (2 млн рр. тому — 12 000 рр. тому); мезоліт (12 000—7 000 рр. тому); неоліт (7 000—3 000 рр. тому).

Палеоліт характеризується найпримітивнішими методами обробки каменю і дерева. Первісна людина ймовірно зрозуміла: взятий до рук камінь збільшує силу удару. Може саме так і виник перший, найдавніший, вид інструмента — ударний. Каміння у природі звичайно має округлу форму, але через падіння чи сильний удар розколюється з утворенням фрагментів різної форми, часто гострокутних. Деякі з них краще за інші «лягли в руку», мали різальні кромки. А це вже ручне рубило, тобто інший вид інструменту — різальний. Технологія формувалась саме в цьому процесі. Застосування рубила показало, що для успішної роботи ним необхідно знайти достатньо тверді камені, адже різальна кромка у м'яких швидко затуплювалась.

Отже, матеріалознавство інструментальної сировини постало з досвіду порівняльної оцінки різних каменів для створення рубил із різальними кромками високої стійкості і вибору відповідного виду каменю — зрештою найкращим матеріалом для виготовлення різальних знарядь людство визнало кремій (SiO_2). З цього твердого поширеного матеріалу люди навчилися виготовляти інструменти з гострими різальними краями. Технологія виготовлення була досить простою: об кремій-биток ударами різної сили оббивали кремій-заготовку, намагаючись з одного боку отримати рівне гостре лезо, а з іншого — округлий потиличник, який зручно було тримати. Твердість кременю тут ставала на заваді, оскільки для створення рівного різального леза необхідно було наносити сильні і різкі удари по заготовці. Але під час її отісування отриму-

вали пластинки кременю різного розміру з гострими краями, замалі для застосування як рубила, але цілком придатні для різання. З цих відщепів постали інші інструменти — скребки для очищення звіриних шкур від залишків м'яса і жиру, голки для проколювання і висвердлювання отворів у шкурах і дереві.

Отримання якісних рубил і відщепів вимагало певних умінь і навичок, постійної роботи. Справжні майстри розвивали технології. І от вже з'явилась нова методика підготовки кременю до обробки: заготовку загортали на деякий час у мокру шкіру, після чого з неї легше оббивалась кірка і ясніше проглядала структура поверхні кременю. Постав і новий спосіб обробки: нанесення ретуші — несильні, але часті і точні удари по заготовці відділяли дуже дрібні шматочки кременю, завдяки чому формувалась рівна і пряма різальна кромка. Ще одна нова методика, «контрретуш» полягала в тому, що по вже готовому інструменту, укладеному на масивне тверде «ковадло», наносили часті удари дерев'яною колотушкою — «ретушером», відбиваючи від інструмента манюсінькі шматочки, заточуючи нові різальні інструменти або оновлюючи старі.

Мезоліт ознаменувався створенням складених інструментів, у яких поєднано різні матеріали — камінь, дерево, кістку, наприклад, сокира і молот. Згодом інструменти урізноманітнювали, підлаштовуючи їх для виконання певних операцій: для шиття одягу з хутра і шкіри — голки с вушками, для деревообробки — різці. Для виробництва дерев'яного інструмента застосували вогонь, бо відпалювання підвищує твердість дерева й захищає його від гниття.

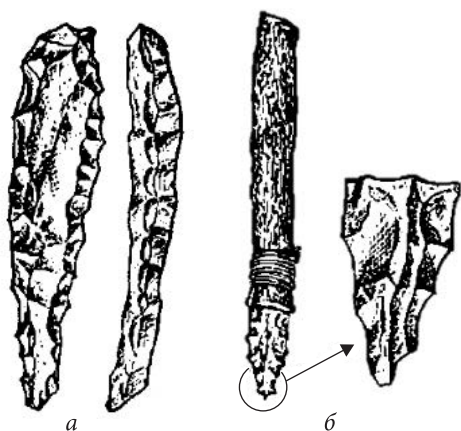
Неоліт, остання стадія кам'яної доби, в історії інструмента виявився часом найвищого розвитку технологій обробки каменю, кістки і рогу. Було відкрито влас-

тивості аналогів кременю — яшми, діориту, нефриту, обсидіану (вулканічного скла). В епоху неоліту людина досягла великої майстерності у виготовленні різноманітних кам'яних знарядь: скребків, різців, наконечників, голок, кинджалів, сокир, молотків, доліт, мотик, серпів, терпугів; навчилась застосовувати природні абразиви, наприклад кварцовий пісок, для розпилювання, чорнової обдирки, свердління кременю, кістки, рогу.

Свердління із застосуванням абразивних порошків

Початковий досвід обробки свердлінням пов'язаний із виготовленням отворів у дереві, кістці і камені. Зародився він в палеоліті і розвинувся в неоліті. Свердлити отвори було необхідно, щоб надійно закріплювати держак ударних інструментів — молотів, сокир, ножів, списів тощо, для створення нових ефективних засобів праці і нової зброї. Технологія свердління спочатку була такою: для отворів великого діаметра кам'яним свердлом вискрібали отвір, утримуючи його в руці, а для маленького кам'яне свердло закріплювали у держаку й крутили його долонями.

Але обертові робочі рухи людині рукою відтворити досить важко, тому вже наприкінці кам'яної доби (5000—2000 рр. до н. е.) людина замислилась над створенням механічних допоміжних пристроїв. Наприклад, держак свердла крутили за допомогою пристосування, схожого на лук, яким користувались, щоби добувати вогонь тертям, постійно притискаючи держак до деталі, яку свердили. Це було майже в 20 разів продуктивніше за «ручні» способи. У Стародавньому Єгипті та Межиріччі свердління здійснювали за допомогою коловоротів.



Кам'яні свердла періоду палеоліту: *а* — окреме, *б* — закріплене на держаку

Одна з найдивовижніших конструкцій того часу — натяжно-ремінний (шнуровий), або лучковий, привід. За його допомогою можна перетворити зворотньо-поступальний рух руки на обертальний змінного напрямку. Найдавнішим є зображення такого приводу на барельєфі гробниці єгипетського фараона Ті біля Сахари — майже 2500 р. до н. е.

Технологія свердління із застосуванням абразивних порошоків і трубчастих кісток стала великим винаходом у виробництві інструментів. Під перпендикулярно зрізаний торець трубчастої кістки, яку обертали руками, а з винайденням лука — його тятивою, обгорнутої навкруг кістки, підсипали абразивний порошок і лили воду для змочування і охолодження. Ця технологія давала змогу висвердлювати наскрізні отвори в усіх відомих на той час матеріалах. Уміння свердлити кремень остаточно вирішило проблему надійного кріплення держаків ударних інструментів, адже у наскрізні отвори вставляли ручки інструментів і розклинювали їх.

Єгиптяни багато свердлили, застосовуючи дерев'яні гвіздки для поєднання частин дерев'яних виробів. Спочатку крутили лук вручну, а потім за допомогою ножного приводу. Робочий хід — обертання в один бік — здійснювали натисканням ногою на педаль, а в інший — холостий хід — за рахунок лука, прикріпленого до стелі або консольної балки, закріпленої до стіни. Пізніше з'явилися верстати з кривошипним приводом, в основі якого був закладений колінчастий важіль — давній коловорот. За твердженням історика Плінія Старшого, в 4 ст. до н. е. знаменитий майстер Хеодор, мешканець острова Самоса в Егейському морі, обточував металеві деталі замків на токарному верстаті власної конструкції. Верстат мав стійку, дві бабки для кріплення заготовки і кривошипний ножний привід. Тобто ще до нової ери були відомі три складові майбутнього машинобудування: інструмент, верстат, технологія.

Товсті кам'яні деталі свердлили з двох боків, суміщуючи центри отворів. Оскільки робили це трубчастими кістками чи бамбуком (там, де він ріс), то після свердління в центрі отвору залишались кам'яні стовпчики. Ефективність такого полого свердління з абразивними частинками і змочуванням водою була настільки високою, що цю технологію застосовували й у бронзову добу. Власне і сучасні алмазні трубчасті

Свердління із застосуванням шнурового лучкового приводу (біля 1450 р. до н. е., рисунок в гробниці Решмірі)



свердла працюють аналогічно. Застосування абразивних матеріалів для заточки і поліровки різальних лез кам'яних інструментів допомогло робити їх максимально гострими.

Неоліт. Час знайомства з самородними металами

Неоліт став часом першого знайомства людини з самородними металами — міддю, золотом, сріблом і дуже рідкісним метеоритним залізом.

У III—I тисячоліттях до н. е. на зміну каменю прийшли мідь, олово і бронза. Знаряддя, виготовлені з бронзи, були міцними, але їм бракувало твердості та гостроти кам'яних. Водночас розвиток ремесел потребував матеріалу, який поєднував би міцність бронзи і твердість каменю. Таким матеріалом виявилось залізо, давши ремісникові знаряддя такої твердості та гостроти, з якими не міг конкурувати жоден камінь чи інший метал.

Спочатку предмети побуту і прикраси виготовляли з самородків. Однак поширеними як сировина метали стали лише після винайдення способів плавлення і легування. Численні знахідки бронзової та залізної зброї, інструментів, прикрас засвідчують високий рівень розвитку технології обробки ще в давні часи.

Археологи й історики розділяють мідну (біля 4000—3000 рр. до н. е.); бронзову (3000—1000 рр. до н. е.) та залізну (1000 рр. до н. е. — наш час) добу. З освоєнням металів майстри з виробників знарядь із каменю, кістки і рогу «перекваліфіковувались» у ковалів. І якщо раніше їхній фах викликав загальну повагу і шану, то відтоді ще й певний страх через містичність і тайну вогню та перетворення речовин.

Майстри емпірично вивчали властивості металів для виробництва інструментів. «Кам'яні» методи виявились непридатними, бо під ударом метали не розколювались, як давно відомий кремій і його аналоги, а пластично деформувались, кувались. Ця властивість металів — пластична незворотна деформація — дуже полегшувала створення нових форм різних предметів без застосування складної технології, якої потребувала обробка кам'яної сировини.

Нова технологія, тобто механічна обробка тиском, або холодне кування, першою увійшла до арсеналу металообробки. Невдовзі виявилось, що під ударами молота метали стають міцнішими, відбувається нагартування, тобто зростання міцності і твердості поверхневого шару металу. У разі нагрівання і поступового охолодження металу (відпалу) нагартування щезає, а метал стає м'яким, а за сильного нагрівання він гарно піддається куванню. І це ще одна нова технологія: гаряче кування металів.

З новими способами виготовлення постали нові інструменти: ковальські кліщі для утримання розпечених заготовок під час кування, ковальські зубила для розрубання гарячих поковок тощо. Зросла маса молотів і подовжились їхні держакі, щоб забезпечити більшу силу удару.

Із винайденням міхів для накачування повітря в ковальські горни, завдяки чому підвищувалась температура нагріву оброблюваних металів до їх розплавлення, виникла технологія формового лиття. Тепер розплавлений метал можна було відлити в форму й отримати майже готовий виріб зі сформованою різальною кромкою, заточка якого була простішою.

Мідна доба не була тривалою, але тоді людство опанувало мідь — перший метал, вироби з якого набули

поширення. Адже мідь частіше за інші метали трапляється у самородному вигляді.

Далі настала бронзова доба. Міцність сплаву двох металів — міді та олова, виявилася значно вищою, аніж у міді, тож бронзові інструменти були стійкішими. Асортимент мідних і бронзових інструментів розширився і продовжив спеціалізуватись: з'явилися інструменти будівельні, сільськогосподарські, а також для гірничодобувних робіт.

Істотним недоліком міді та бронзи є низька твердість і, відповідно, незадовільна стійкість різальних кромок інструментів із них, які доводилось часто переточувати або виготовляти заново. Тому повністю витіснити з ужитку кам'яні, кістяні і рогові інструменти, насамперед різальні, ані мідь, ані бронза не змогли.

Важливо, що в цей період у Давньому Єгипті і Межиріччі вперше постало ремісництво. Матеріалом для ремісників, зокрема майстрів-інструментальників, були мідь і бронза, а також природно леговані сплави на основі бронзи, що вирізнялись вищою твердістю, — так звана чорна бронза та її різновиди, досить рідкісні і цінні. Але коли ремісники стикнулись із залізом, то збагнули, що механічні властивості міді і бронзи значно нижчі за властивості заліза.

Залізо майстри Давнього Єгипту і Межиріччя побачили спочатку у вигляді заліза з метеоритів, що зрідка трапляється в місцях їх падіння. Перші вироби з заліза, отриманого з природних руд, відомі з 1500 р. до н. е. Остаточним переходом до залізної доби вважають VII—V ст. до н. е. Знайдені археологами різних країн залізні вироби другої залізної доби (приблизно 500 р. до н. е.), свідчать про високий рівень металообробки.

Імовірно, спочатку рудне залізо отримали випадково — його руду застосовували як флюс для виплав-

лення бронзи, водночас утворювалось чисте залізо. Пізніше з'явився і перший спосіб видобутку заліза з руди — сиродутний процес, застосування якого стало можливим із винайденням сиродутного горна, в який подавали холодне повітря. Спочатку залізну руду розміщували в закритих згори ямах, згодом застосовували печі з глини. У горні температура досягала 900 °С і відбувалось відновлення заліза з оксиду за допомогою чадного газу, джерелом якого слугувало деревне вугілля. Так отримували крицю — пористий шматок сировини, просочений шлаком, для видалення якого застосовували кування. Попри певні недоліки, цей процес довго був основним методом отримання заліза.

Уперше залізо навчилися піддавати обробці у північних районах Анатолії, вірогідно, це були племена, підкорені хетами. Давньогрецькі джерела вважали відкривачем заліза народ халібів, що мешкав у східній частині Малої Азії на південному узбережжі Чорного моря. Для них у літературі застосовували назву «батьки заліза», та й назва сталі грецького (Χάλυβας) походить саме від їхнього етноніма.

Аристотель залишив опис халібського способу отримання заліза: вони кілька разів промивали річковий пісок, додаючи до нього якусь вогнетривку речовину, і плавили в печах особливої конструкції, отримуючи сріблястий метал, який не іржавів. Сировиною для виплавлення заліза були магнетитові піски, наявні повсюдно на узбережжі Чорного моря — суміш дрібних зерен магнетиту, титано-магнетиту, ільменіту й уламків інших мінералів. Тож виплавлена халібами сталь була легованою, і, вірогідно, мала високі якості. Отримання заліза не з руди вказує, що халіби винайшли залізо як технологічний матеріал, а не як продукт для його повсюдного промислового вироб-



Хатусілі III (праворуч) перед богом природи

ництва. Їхній винахід стимулював подальший розвиток металургії заліза, зокрема з руди, видобутої в копальнях.

У хетських текстах залізо позначено словом *par-zilum* (ивр. לִזְרָב — барзель, лат. *ferrum*). Залізні вироби вони застосовували приблизно з початку другого тисячоріччя до нашої ери. Те, що залізо дійсно винайдено в Хетії, підтверджує і знахідка в гробниці єгипетського фараона Тутанхамона (правив орієнтовно в 1332—1323 рр. до н. е.) одного з перших залізних кинджалів, явно подарованого йому хетами. Зберігся також лист царя хетів Хатусілі III (1250 р. до н. е.) до царя Ассирії Салмансара I, в якому згадано, що хети виплавляють залізо. Вони довго зберігали технологію отримання заліза в таємниці. Обсяг їхнього виробництва був не дуже великий, але вони продавали вироби сусідам. Поступово технологія отримання заліза поширилась у інші країни.

Античні часи характеризуються стрімким розвитком усіх ремесел. Розкопки в Греції, Малій Азії, Єгипті та Італії дають достатньо доказів розвитку художніх способів обробки металів. Описані Плінієм Старшим

близько 77 р. н. е. в «Природничій історії» інструменти і способи обробки засвідчують різнобічну кваліфікацію античних майстрів і ремісників.

Залізна доба. Розквіт інструментів із заліза, винайдення і втрата булату

Залізна доба остаточно утвердила залізо як основний матеріал для виробництва інструментів і засобів, зокрема різальних. Водночас виникали нові технології його обробки, а основним технологічним методом стала гаряча вільна ковка. Були винайдені і нові технології термічної обробки залізних виробів — загартування і відпуск. Загартування різко підвищувало твердість, але збільшувало крихкість. Відпуск знижав крихкість, але зменшував твердість. Методом спроб і помилок майстри шукали необхідне співвідношення цих властивостей і з'ясували: якщо прокувати місце контакту двох розжарених шматків заліза, то вони міцно поєднаються в ціле.

Новою технологією було ковальське зварювання, застосування якої допомогло розробити спосіб осталення — наварки сталевого леза на залізний інструмент.

З'явилась і технологія науглецювання заліза — насичення поверхневого шару залізного виробу вуглецем, що підвищувало його твердість. Особливо цінною вона виявилась для створення різальних, а також деревообробних інструментів. Вони стали рідше потребувати переточування, ними можна було обробляти такі породи деревини, які мідними і бронзовими інструментами обробити було досить складно. Проте поширення заліза стримувалось складністю його отримання у необхідній кількості.

Налагодити масове виробництво інструментів із заліза пощастило тільки в античний час (VII в. до н. е. — V в. н. е.). Тогочасний залізний інструмент в Греції та Римі практично повторював відомий мідний і бронзовий, але був легшим і витонченішим завдяки вищій міцності заліза. Важливим фактором стало відділення виробництва заліза від виробництва виробів із нього. Тепер коваль вже не сам видобував залізо з руди, а купляв готову сировину у виробників. Виготовлення інструменту для обробки металів різанням стало можливим завдяки саме технологіям загартування і науглецювання заліза, які різко підвищили твердість і стійкість інструмента. Розширювався й асортимент інструментів для землеробства — кіс, серпів, вил, мотик тощо. До того ж кораблебудування, що зароджувалось у країнах, які не мали достатньо корабельного лісу, потребувало створення нових інструментів для обробки деревини, щоб економніше витратити дорогоцінну імпортовану сировину. Відбувся поділ деревообробного знаряддя на теслярний і столярний, виникли повздовжні пили для розпилювання стволів дерев на дошки для кораблів із набійною обшивкою тощо.

У Середньовіччя (V—XV ст.) технологія збагатилась двома новими методами з'єднання різних металів — клепкою і пайкою. Загибель Римської імперії і втрата багатьох досягнень античних технологій негативно вплинула на розвиток інструментів і їх виробництва. Багато інструментів, що їх застосовували у великих майстернях із поділом праці, було забуто у дрібних феодальних господарствах чи селянських дворах. Тільки з відродженням старих і виникненням нових міст відродився і розвинувся клас ремісників, виробників різної продукції, серед яких і виробни-

Ричард I Левине Серце
Плантагенет, король Англії
(1189—1199)

ки різноманітного інструмента. Попит на нього зростає разом із населенням.

Допитливі матеріалознавці познайомились із чудовим матеріалом, — булатом, що потрапив до Європи зі сходу унаслідок хрестоносних походів у вигляді зброї з високими різальними властивостями. Його виробництво було оповито таємницею, а поставки в Європу відбувались винятково у вигляді холодної зброї. На жаль, згодом технологію виробництва булату втрачено навіть у місцях його винайдення і виготовлення.

1825 року Вальтер Скотт опублікував роман «Талісман», який входить у цикл романів «Розповіді Хрестоносців». Сюжет його такий: під орудою короля Англії Ричарда Левине Серце хрестоносці розташувались табором у Палестині. Річард важко хворіє. Посланий із табору з дорученням бідний, але відважний шотландський хрестоносець — сер Кеннет, або Лицар Леопарда, зустрівся в дорозі з сарацинським еміром, з яким після рівного бою потоваришував. Згодом з'ясувалось, що цей емір — сам Саладін. Він несподівано з'являється у християнському таборі як ці-



литель султана, посланий до Ричарда, і виліковує його за допомогою талісмана.

Нас у цьому романі цікавить епізод про змагання в спритності між султаном Саладіном і англійським королем Ричардом. Під час змагання Ричард своїм мечем розрубав на дві частини спис одного з лицарів — всі бачили високу міцність сталі і страшну силу удару короля. У відповідь Саладін підкинув у повітря тонке покривало і розсік його своєю шаблею — прекрасний доказ гостроти клинка і спритності воїна (сучасні клинки з найліпшої сталі можуть розрізати тільки щільні шовкові тканини). Клинок султана був саме з булату.

Отже, перші відомості про булат до нас дійшли від учасників походів Олександра Македонського в Індію — 2300 рр. тому. Вони твердили, що мечами індусів можна рубати камені і розсікати в повітрі легкий шовк. Саме Індія була батьківщиною булату, звідти у східні країни ввозили вутці — «хлібці» зі сталі — плоскі коржі діаметром біля 12,5 см, товщиною 0,25 см і вагою майже 900 г.

Індійські майстри багато століть володіли мистецтвом обробки сталі. Свого часу з Гімалайських гір у Пенджаб спустилась каста ковалів, які гарно знали залізну справу і вміли виготовляти зброю з незвичайними властивостями. З Пенджабу індійське залізо і способи його обробки поширились у Сіам і Японію. «Ніколи не буде народу, який би розбирався у видах мечів і їхніх назвах краще за жителів Індії!», — писав середньовічний учений Аль-Біруні. Він свідчив, що клинки в Індії виготовляли різних кольорів. Мечі могли бути зеленими, синіми чи мати візерунок, що нагадував тканину.

Індійську сталь і вирізняли за візерунками на клинку і незвичайно високою різальною здатністю, яку він



Японська зброя XI—XIII ст.

зберігав довго. Лезо клинків зі звичайної вуглецевої сталі викришується вже під час заточування, тож як бритву його заточити не можна, а булат заточували до гостроти бритви, і він зберігав свої різальні властивості після того, як ним вже скористались. Очевидно, булат мав одночасно високі твердість, в'язкість і пружність — у цьому випадку лезо клинка здатне самозаточуватись. Подейкують, що булатна шабля не ламаючись легко згиналася на $90\text{—}120^\circ$.

Зливки литого булату в вигляді розрубаних «вутців» привозили з Індії в Сирію, в Дамаск, де з них викували казкові клинки казкової ж вартості. Тож сирійські ковалі винайшли зварний булат. Вони правильно визначили, що булат, за сучасними поняттями, перший створений людиною композит, який складається з частинок твердої вуглецевої сталі в матриці з м'якої та пружної низьковуглецевої сталі. Дамаську сталь отримували шляхом багаторазових проковок у різних напрямках пучка зі сталевих прутків різної твердості. Якість клинків зі зварної дамаської сталі була надзвичайно високою, але такого поєднання міцності і пружності як у зброї з литого індійського булату сирійські ковалі досягти не змогли. Вже наприкінці XII ст. клинки з литого булата вищої якості «табан» не могли робити ні в Індії чи Сирії, ані в Персії.

Ще один центр виробництва якісних клинків постав у середні віки в Японії. Японській булат виготовляли з високоякісного заліза, яке після багатьох проковок набувало навіть більшої твердості і міцності, ніж дамаська сталь. Мечі і шаблі, виготовлені з цього заліза, вирізнялись дивовижною в'язкістю і незвичною гостротою. Однак їм бракувало пружності індійського булату. Вже в наш час хімічний аналіз сталі, з якої виготовлена японська зброя XI—XIII ст., розкрив її таємницю: у ній містився молібден. Нині добре відомо, що легована молібденом сталь має високу твердість, міцність і в'язкість. Молібден — один із небагатьох елементів, додавання якого в сталь викликає саме ці якості одночасно. Всі інші елементи збільшують твердість і міцність, але сприяють підвищенню крихкості. Природно, що у порівнянні з дамаськими клинками, зробленими проковкою з заліза і сталі, японські леговані мечі і шаблі здавалися дивом.

Чи вміли японці в ті часи виробляти леговану сталь? Звісно, ні. Про леговану сталі вони навіть і не знали, як не знали і що таке молібден. Просто руда, з якої давні японські майстри виплавляли залізо, містила домішку оксиду молібдену. Відлите зі збагачених молібденом «пісків» кричне залізо проковували у пруті і закопували у болотисту землю, час від часу витягали і знову закопували. І так протягом 8—10 років. Насичена солями і кислотами болотяна вода роз'їдала прут і робила його схожим на шматок твердого сиру, видаляючи з заготовки шкідливі домішки. Потім розігріту заготовку коваль проковував у тонку стрічку, згинав, і знову проковував багато разів.

Проте повернімось до булату. Після того, як Тимур підкорив Сирію і вивіз звідти всіх майстрів, мистецтво виготовлення зброї з литого булату перемістилось до

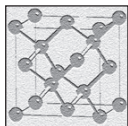
Самарканда, однак невдовзі і тут занепало: нащадки вивезених майстрів, розсіявшись по усьому Сходу, остаточно втратили секрети виготовлення булатної зброї, а у XIV—XV ст. європейські ковалі не змогли їх розгадати. Більшого успіху вони досягли у виробництві клинків із однорідної (гомогенної) сталі з імітацією рисунку булату на поверхні клинка. Особливо розгорнулось виробництво підробок під булат у XVIII—XIX ст. В Італії (Мілан), в Іспанії (Тоledo), в Німеччині (Золінген), у Франції (Льєж) і навіть в Англії почали широко виробляти «підроблений булат». Особливої популярності набули золінгенівські і толедські вироби завдяки високому ступеню полірування й красивим візерункам, нанесеним на клинки. Ремісників, що малювали декоративні візерунки на металі, називали «дамасковальниками», а клинки з «підробленого булату» — «дамаскованими». Багато «дамаскованих» клинків були не дуже високої якості, адже виготовляли їх зі звичайної шведської або англійської вуглецевої криці.

Попри втрату секрету виготовлення, інтерес людей до булатної сталі не зникав навіть у позаминулому столітті. Вона привернула увагу знаменитого англійського фізика Майкла Фарадея: він намагався отримати булат шляхом додавання до сталі алюмінію і платини.

Певною мірою таємницю булатної сталі розкрив уральський металург Павло Петрович Аносов. Після багаторічних дослідів він у 30-х роках XIX ст. виготовив у м. Златоусті перший булатний клинок і довів, що властивості булату залежать від кількісного складу та способу введення вуглецю в залізо, а також від режимів охолодження, гартування та відпуску металу. Булат виявився високовуглецевою крицею без якихось особливих домішок. Сутність утворення булату полягала в насиченні сплаву великою кількістю вуглецю

(1,3—1,5 %). За умов повільного охолодження формувався цементит (поєднання заліза з вуглецем), який не розчинявся, як це буває у звичайній сталі, а залишався у структурі заліза ніби підвішеним. Тому за високого вмісту вуглецю, що надає металу твердість, булат зберігає високу в'язкість і пружність. Через наявність прошарків крихкого цементиту відковування булату вимагає надзвичайної обережності, легкого молота, багаторазового нагрівання до критичної температури (червоного розжарювання), перехід за яку спричинює втрату булатом основних властивостей і характерного рисунку. Тобто процес виготовлення булату є надзвичайно складним і тривалим.

Нині булатну сталь не виробляють. Сучасна наука винайшла багато способів отримання сталей із найрізноманітнішими властивостями, та й застосування їх змінилось. Однак загадка булату підштовхнула до плідних досліджень низку видатних вчених Європи. Ці пошуки виявились дуже актуальними, призвівши до винайдення нових, вже інструментальних сталей, що відбулось в епоху промислового перевороту, у Новий Час, якому присвячено наступний розділ.



ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ СТАЛІ

Промислова революція в Англії

Період між 1760 і 1830 рр. в Англії названо «промисловою революцією». Саме тоді з'явилися технічні рішення, що змінили не тільки умови праці, але й виробничі процеси та інструментарій у багатьох галузях промисловості [1]. Збудниками спокою, ініціаторами, стимуляторами промисловості стали ті, хто займався зовнішньою торгівлею. Одним із головних ринків збуту британських товарів була Індія, з якої надходили бавовняні і шовкові тканини, чудові килими, художні вироби з дорогоцінних металів і каменів, бронзи. Індія своїм експортом серйозно турбувала англійських сукноробів, точніше — текстильників. Треба було щось зробити, щоби ціни на відповідні промислові товари знижувались і могли конкурувати з індійськими.

Тому з галузі експорту сукна, запозиченої XVI ст. з Голландії, почався перший етап промислової революції. Для розвитку цієї галузі потрібно було менше коштів, аніж для кардинальних змін важкої про-

мисловості, до того ж тут швидше обертався капітал, даючи відчутну економічну вигоду. Однак у прядінні панувала самопрядка кінця XVII ст., у ткацтві — ще старіший ткацький верстат. Це гальмувало всю текстильну галузь і змушувало удосконалювати техніку цього промислу.

Обладнання для машинного прядіння одним із перших винайшов ткаць Д. Харгривс (1764) [1]. Його механічна прядка «Дженні» випрядала одночасно 16—18 тонких ниток. Цю технічну знахідку удосконалив механік Вуд: його «Біллі» мав від 80 до 120 веретен. Через 15 років з'явилася конструкція С. Кромптона (1779): його 400—900 веретен давали міцну тонку нитку.

До промислового перевороту в цій галузі відчувалася нехватка пряжі, тепер «прядильний голод» був задоволений із надлишком. Картина різко змінилась: тепер бракувало робітників. Це скерувало роботу творчої думки у новому напрямі — удосконалення техніки ткацького виробництва.

1785 р. сільський священник Е. Картрайт запропонував механічний ткацький верстат, а вже 1787 р. заснував першу фабрику з двадцятьма верстатами. Завдяки модернізації верстатів робітник створював майже стільки продукції, скільки за такий самий час могли зробити 40 осіб вручну. До 1820-х рр. в Англії та Шотландії працювало 14150 ткацьких верстатів, 1829 р. — 55,5 тис., 1834 — майже 100 тис. [1].

Перший етап промислової революції в Англії логічно призвів до другого: галузі легкої промисловості до 1820 р. стали великими споживачами пари. Універсальний паровий двигун подвійної дії винайшов Дж. Уатт. 1836 р. промисловість застосовувала щонайменше 30 тис. кінських сил, забезпечених паром, проти 10 тис., отриманих за рахунок енергії води. Машина подвійної дії активно

Генрі Модслі (англ. Henry Maudslay, 22.08.1771—14.02.1831). Британський коваль і механік, розробник верстатів та інструментів. Вважається творцем токарно-гвинторізного верстата



входила в господарське життя не тільки в Англії, а й у інших країнах Західної Європи і Північної Америки.

Зростання випуску текстильних товарів і застосування парових машин підштовхнуло до створення верстатів і машин, інструментів і пристосувань для їх вироблення і виробництва. Почався останній, третій етап промислової революції, ознаменований зародженням машинобудування, яке забезпечило виробництво машин, і перехід до фабрик.

Початок зміни техніки виготовлення машин заклав англійський механік Г. Модслі. 1794 р. він запропонував хрестоподібний різцетримач (супорт), позбавивши робітника необхідності величезним зусиллям стискати в руці різець під час обробки матеріалу. Через три роки Г. Модслі розробив і виготовив токарний верстат на чавунній станині з самохідним супортом і токарно-гвинторізний верстат. Природно почав зростати попит на метал. У середині XVIII ст. до 60 % потреби в металі (головним чином для виробництва машин, стволів рушниць і гармат, якорів і ланцюгів) задовольняли за рахунок імпорту. У другій половині XVIII ст. ситуація різко змінилась. Уже 1799 р. у країні випла-

вили 80 тис. т чавуну, а 1815 р. — майже 250 тис. Цього вистачило, але виробники обладнання й інструментів вимагали поліпшення його якості. 1820 р. порівняно з 1790 р. виплавка поліпшеного металу зростає утричі.

1826 р. було побудовано першу залізницю, згодом з'явилися залізниці, де транспорт працював винятково силою пари. Від 1814 р. парове сполучення встановили на річках між містами, потім між Англією й Ірландією, Англією і континентом. 1849 р. частка Англії склала 45 % світового промислового виробництва і поступово ця «майстерня світу» перетворилась на «світового перевізника», надаючи 60 % світових транспортних послуг.

Від мануфактури до машинного виробництва

Мануфактурний період, що замінив ремісничє виробництво, ознаменувався тим, що воно було поділено на низку операцій, кожну з яких виконував окремий робітник. Це призвело до відповідної диференціації знарядь праці і пристосування їх до певних операцій виробництва. «Колективний робітник» був значно продуктивнішим за таку саму кількість самостійних працівників, які б почергово виконували всі операції.

Різкий стрибок у розвитку продуктивних сил суспільства відбувся унаслідок переходу від мануфактурного виробництва до машинної індустрії, що було пов'язано із переходом від ручного труда до машинного, з переданням механізму функцій безпосереднього впливу на предмет праці.

Застосування машин вивело потужність знарядь праці далеко за межі фізичних можливостей людини, підвищило швидкість робочих процесів, розвинуло

принципи агрегування машин, тобто створення їх керованого людиною комплексу.

Основним технічним засобом обробки металів тоді був ручний токарний верстат. У процесі роботи на ньому працівник тримав різець у руках і переміщував його в потрібному напрямі, відповідно до форми оброблюваної поверхні. Необхідно було на верстаті мати механізм, який тримав би різець і замінив руку людини, тобто супорт токарного верстата. Застосування його дало змогу створити високопродуктивні, багатоінструментальні верстати, що допомогло підвищити точність і швидкість виготовлення різних деталей машин.

Перехід до машинної індустрії спричинив надзвичайно бурхливий розвиток інструментів і створення нових їх типів. У другій половині XIX ст. з'явилися спіральне свердло, розвертка, зенкер, різноманітні фрези, зокрема затиловані фасонні фрези для обробки зубчастих коліс. Наприкінці XIX і на початку XX ст. почали застосовувати і складні інструменти: черв'ячні фрези, зуборізні довблячі, гребінки тощо.

Кожен із названих інструментів має свою історію, найдовша з яких належить, мабуть, свердлам.

Історія розвитку глибокого свердління

Історія розвитку глибокого свердління розпочалась від будівництва великих будівель і суден, оскільки найприйнятнішим матеріалом для них були колоди великого діаметру і значної довжини. Подальший розвиток, а саме створення необхідного обладнання, почалось із свердління стовбурів дерев, наприклад для водопровідних труб. А це вже глибоке свердління усередині стовбура на горизонтально-свердлильному



Францисканський монах Бертольд Шварц, хімік, винахідник пороху

верстаті. Цей процес займав дуже багато часу, переважно через необхідність видалення стружки з зони різання. Цю проблему вирішено було наданням свердлу гвинтового вигляду. Однак най-

поширенішою технологія глибокого свердління стала у виготовленні гармат. Офіційною датою створення першої гармати вважають 1354 р. Деякі дослідники твердять, що перші гармати існували раніше, але порох з'явився саме у XIV ст. Винайдення пороху в Європі приписують францисканському монаху із Майнця Бертольду Шварцю.

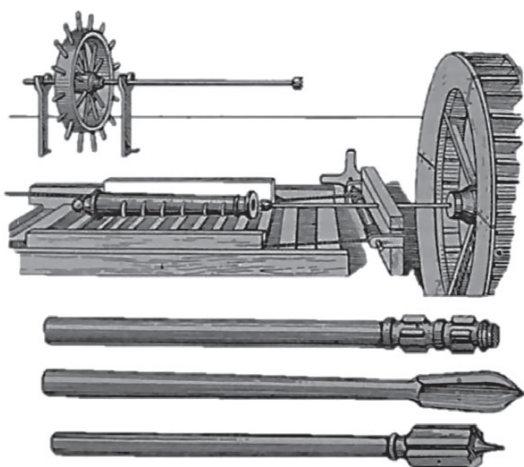
Він народився наприкінці XIII або на початку XIV сторіччя у Фрайбурзі-в-Брайсгау (за іншими даними — в Дортмунді). Займався хімією. За легендою, опинився у в'язниці за звинуваченням у чаклунстві, і, продовжуючи там свої досліді, випадково винайшов порох.

Його справжнє ім'я було Костянтин Анклітцен (нім. *Konstantin Anklitzen*); Бертольдом він іменувався в чернецтві, а прізвисько Шварц (Чорний) отримав за заняття хімією. Деякі вважають, що він був ченцем в Майнці, інші — в Нюрнберзі, винайдення пороху сталося у Кельні чи у Госларі. Час винайдення — близько 1330 р., не раніше 1313 і не пізніше 1359 р.

Його ім'я майже завжди фігурує у історії артилерійських знарядь. Вважають, що цей монах 1320 р. (чи 1313 р.) нібито зовсім випадково відкрив вибухові властивості пороху. Він змішав у ступі селітру і сірку, та, призупинивши роботу, прикрив ступу каменем. Невідь чого суміш загорілась і вибухнула, відкинувши камінь. За іншою версією, коли Шварц розтирав свою суміш у ступі, до неї випадково потрапила жаринка з вогнища. І вибух розірвав ступу на шматки. Можливо, велике відкриття так і відбулось. Вважають, що Шварц швидко збагнув, для чого може слугувати його винахід, але застосування пороху відразу у вогнепальній зброї не було очевидним. Тим не менш, від XIV ст. порох почали застосовувати в артилерії, тож постало питання виготовлення відповідних гармат.

Спочатку гармати відливали монолітними, а потім висвердлювали ствольний канал. Популярними металами для виробництва артилерійських знарядь були мідь і мідні сплави. Згодом усе більшої популярності набував чавун, однак великі його виливки робити навчилися не швидко.

До середини XVI ст. артилерія розвинулась, з'явилась наука про гарматну справу, були стандартизовані параметри стволів і калібрів. На рисунку (с. 36) зображено процес висвердлювання каналів у гарматних стволах і різний гарматний інструмент. Цей свердильний верстат приводило в дію водяне колесо, однак гармата істотно нагрівалась, що спричиняло викривлення каналу ствола і зниження міцносних властивостей. Для охолодження на ствол клали мокре ганчір'я, яке висихало і знижувало температуру. В тіло головки свердла встановлювали різці з високовуглецевої сталі. Після попереднього заточування свердло загартовували і заточували остаточно.



Свердильний верстат і свердла для висвердлювання каналів у гарматних стволах («Піротехнія» В. Бірінгуччо, Венеція, 1540)

Подальший розвиток процесу свердління пов'язаний зі значним удосконаленням двох типів свердильних верстатів із приводом від водяного колеса. У верстатах першого типу розсвердлювання здійснювалося штангою (борштангою), з закріпленими в ній різальними інструментами (різцями). Борштанга оберталась за допомогою водяного колеса і подавалась згори донизу канатною передачею у напрямі ствола, встановленого вертикально, дульною частиною вгору. На верстатах другого типу ствол розташовували вгорі, тож подача його здійснювалась під дією власної ваги. Цей спосіб забезпечував кращий відвід стружки, але ускладнював установку і обертання ствола.

1704 р. на верстаті другого типу швейцарець Ж. Мориць-старший першим просвердлив канал у суцільній заготовці гарматного ствола, поклавши початок методу

суцільного глибокого свердління, що став відомим під назвою «метод Мориця». У 40-х рр. XVIII ст. його син Мориць-молодший, який працював у Франції, разом із колегами застосував для цієї ж мети удосконалений горизонтальний свердлильний верстат.

Протягом XVI—XIX ст. обсяг виробів галузі машинобудування збільшився у понад п'ять разів, чому сприяв розвиток технічних наук, зокрема теорії і практики механообробки різних матеріалів.

На межі XVI—XVII ст. вийшла книга французького вченого Ш. Плюмье «Мистецтво точіння», де зібрано і систематизовано досвід, накопичений токарями-ремісниками різних країн в області обробки металів різанням.

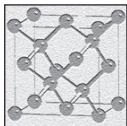
Безперервне зростання обсягу механічної обробки сприяло інтенсивному розвитку і становленню нової науки — теорії обробки матеріалів різанням. 1870 р. в Росії гірничий інженер І.А. Тіме захистив дисертацію за темою «Опір металів і деревини різанню», а 1885 р. вже у ранзі професора опублікував першу капітальну працю з технології металообробки під назвою «Основи машинобудування. Організація машинобудівних фабрик у технічному й економічному відношенні й виконанню у них робіт». Дослідження Тіме продовжив К.А. Зворикін, 1893 р. опублікувавши працю «Робота й зусилля, необхідні для відділення металевих стружок».

Різкий стрибок швидкості у процесі різання потребував корінної зміни конструкції металорізальних верстатів і, насамперед, удосконалення їхніх приводів. Почався масовий перехід від громіздких загальних ремінних передач і складних трансмісій до індивідуальних. До кінця XIX ст. першість у царині верстатобудування перейшла до американських підприємств. 1873 р. Х. Спенсер створив перший верстат-автомат

на базі токарно-револьверного верстата. З'явилися напівавтомати для пруткових робіт Джонсона, автомати системи «Клівленд» і багатошпиндельні автомати високої продуктивності, що стали прообразами сучасних станків.

Різальний інструмент є найважливішим елементом техніки різних галузей машинобудівної промисловості. Протягом усієї історії техніки удосконалення різального інструмента впливали на конструкцію металорізальних верстатів і технологію машинобудування. Наприклад, застосування швидкорізальної сталі замість вуглецевої інструментальної сприяло різкому поліпшенню режимів обробки і, відповідно, продуктивності праці. Швидкість різання інструментів з вуглецевих сталей становила ~ 10 м/хв, а зі швидкорізальної — до 30—40 м/хв. Таке підвищення швидкості не могло не позначитись на конструкції металорізальних верстатів, бо ті з них, що мали більшу кількість обертів, повинні були стати жорсткішими і масивнішими.

У подальших розділах ми розглянемо розвиток сучасних інструментальних матеріалів. Але спочатку розберемося із основними вимогами до них і принципами їх вибору, адже без розуміння цього нам буде важко оцінити — чому напрям розвитку інструментальних матеріалів був саме таким.



ОСНОВНІ ПРИНЦИПИ ВИБОРУ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ОБРОБКИ

Основні вимоги до інструментальних матеріалів

Інструмент має бути твердим і з гострим лезом. Для давніх людей задовільним матеріалом був камінь, бажано шаруватий, щоб можна було отримати гострі скалки. Для свердління в зону обробки додавали товчене каміння, гострі крайки якого допомагали значно підвищити продуктивність обробки. Згодом, під час опанування людством металів, саме більша твердість, міцність і гострота стали основними властивостями, які визначили перевагу сталей.

Згадаймо, що процес оброблення одного матеріалу іншим починається тоді, коли різальна кромка інструментального матеріалу проникає в оброблюваний. Тоді лезо інструмента піддається суттєвому впливу силових і теплових навантажень і виникають умови для хімічної взаємодії між матеріалами. Тому контактні ділянки інструментального матеріалу повинні опиратись хімічному впливу, зношуванню, мікро- і макроруйнуванню.

Отже, людство сформувало такі вимоги до інструментальних матеріалів.

Висока твердість. Для того, щоби різальна кромка інструментального матеріалу проникла в оброблюваний, твердість першого повинна бути в 1,5—2 рази вищою за твердість іншого. Детальніше твердість і шкалу твердості Мооса ми розберемо далі.

Висока теплостійкість. Інструментальний матеріал за кімнатних умов може бути дійсно удвічі твердішим за оброблюваний: це головна умова для початку різання, ніби те, що треба. Але корективи в процес вносить температура. Ми це згадували, описуючи процес свердління отвору гармат, коли ствол обкладали мокрими ганчірками, аби зменшити температуру металу й уникнути викривлення ствола. Однак гірше, що зі зростанням температури знижується твердість інструментального матеріалу, а необхідно, щоби він не втрачав твердість до якомога більших значень температури. Тому всі розробки нових інструментальних матеріалів спрямовані саме на підвищення рівня критичних температур, за перевищення яких твердість матеріалів знижується. Теплостійкість іноді називають червоностійкістю — збереженням твердості у разі нагрівання до температури світіння сталі.

Унаслідок нагріву змінюється колір сталі, що віддавна слугує індикатором температури для досвідчених ковалів.

Колір мінливості за температури, °С: 220 — соломяний, 230 — золотистий, 240 — коричневий, 250 — червоно-коричневий, 260 — пурпурний, 280 — фіолетовий, 300 — васильковий, 320 — світло-блакитний, 330 — світло-сірий.

Колір розжарення за температури, °С: 550 — темно-коричневий, 630 — коричнево-червоний, 680 — темно-

червоний, 740 — темно-вишневий, 770 — вишневий, 800 — яскраво- або світло-вишневий, 850 — яскраво- або світло-червоний, 900 — яскраво-червоний, 950 — жовто-червоний, 1000 — жовтий, 1100 — яскраво- або світло-жовтий, 1200 — жовто-білий, 1300 — білий.

Зв'язок між теплостійкістю і припустимою швидкістю різання для різних інструментальних матеріалів [2]

Інструментальний матеріал	Критична температура теплостійкості, °С	Допустима швидкість при різанні сталі 45, м/хв
Вуглецева інструментальна сталь	200—250	10—15
Легована інструментальна сталь	350—510	15—30
Швидкорізальна сталь	600—650	40—60
Тверді сплави групи ВК	900—930	120—200
групи ТК та ТТК	1000—1030	150—250
безвольфрамові	800—830	100—300
з покриттям	1000—1100	200—300
Різальна кераміка	1200—1230	400—600
Полікристалічні надтверді матеріали	1200—1300	500—800

Властивості деяких захисних покриттів [3]

Склад покриття	Мікротвердість, HV	Стійкість до окиснювання, макс. температура експлуатації, °С	Коефіцієнт тертя
TiAlN	3000—3500	540	0,4
TiN	1930—2000	600	0,5
CrN	1650—1750	700	0,5
TiAlCrN	3500	920	0,4
Al ₂ O ₃	2100—3000	1200	—

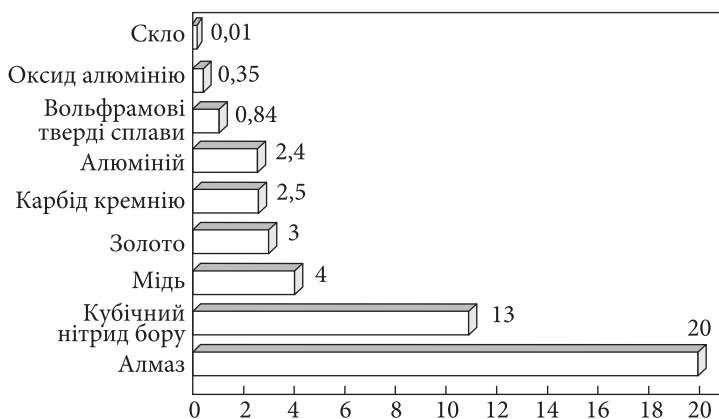
Підвищення теплостійкості інструментального матеріалу дає можливість працювати з більшою швидкістю різання.

Нині для вирішення цього питання і з метою підвищення стійкості інструменту на його робочі поверхні наносять функціональні покриття для зміцнення.

Висока міцність і тріщиностійкість. Якщо висока твердість інструментального матеріалу не забезпечена відповідною міцністю та тріщиностійкістю, то він стає крихким: інструмент ламається або викришуються різальні кромки. Тобто твердість і міцність інструментальних матеріалів — властивості-антагоністи: чим вищою є твердість матеріалу, тим нижча його міцність. Це треба враховувати як під час розробки нового інструментального матеріалу (треба підвищувати в'язкість його руйнування у разі ударного навантаження), так і під час вибору області застосування наявного.

Висока теплопровідність. Інструмент, наприклад лезовий, є нерухомим тілом, і попри те, що частка тепла, яка йде в інструмент, є невеликою [2], за довгий час він прогрівається до високої температури. Тому середня температура на передній поверхні інструмента у декілька разів перевершує середню температуру стружки [2]. Чим вищою буде теплопровідність інструментального матеріалу, тим краще буде відводитись тепло від найбільш теплонапруженої зони (зони різання). Порівняльна (у відносних одиницях) теплопровідність різних матеріалів, зокрема надтвердих, може розрізнятись у багато разів.

Висока зносостійкість — гарна опірність зношуванню оброблюваним матеріалом. Матеріали різальних інструментів повинні мати високу зносостійкість до різних видів зношування, а також бути достатньо пластичними, щоби протистояти сколюванню і роз-

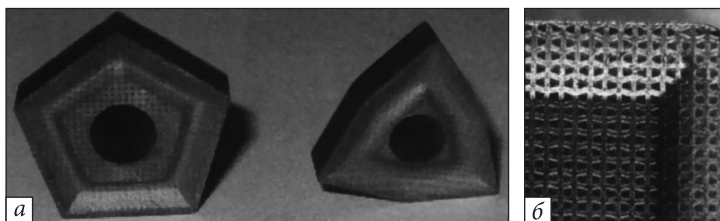


Порівняльна (у відносних одиницях) теплопровідність різних матеріалів [4]

тріскуванню. Оскільки такими властивостями жоден інструмент в комплексі не забезпечений, одним із найефективніших рішень щодо підвищення стійкості інструменту є нанесення на його робочі поверхні стійкіших покриттів. Нині покриття стають усе тоншими, а технології нанесення — складнішими. З розширенням номенклатури геометричних параметрів різальних інструментів розширюється і номенклатура покриттів.

Одним із перспективних напрямів підвищення зносостійкості лезових інструментів є нанесення дискретних захисних покриттів. Поверхні з такими покриттями відповідають принципу Шарпі, згідно із яким структура поверхонь тертя повинна містити тверді вclusions і пластичну матрицю.

Використання таких покриттів дає змогу вирішити питання, яке виникає через застосування виробів із модифікованим поверхневим шаром підвищеної



Твердосплавні різальні пластини з покриттям дискретного типу (а) та фрагмент поверхні з покриттям (б) [5]

твердості — подолати його крихкість. Тобто на ділянках інструменту з дискретно модифікованим поверхневим шаром забезпечити обмеження росту напружень і мінімізувати процес тріщиноутворення, що суттєво підвищує міцність покриттів і довговічність виробів, усуваючи когезійне розтріскування й адгезійне відшарування останніх [5].

Низька чутливість до перепаду температур. Треба звертати увагу на особливості втомності інструментального матеріалу за циклічного впливу та певних параметрів верстатного середовища. Наприклад, така чутливість до перепаду унеможливорює застосування технологічних охолоджувальних рідин під час обробки; одним зі способів уникнення цього є інтегрування мастила в інструмент. Так, нанесення методом *PVD* шару дисульфиду молібдену товщиною 0,2—0,5 мкм на функціональні покриття мінімізує коефіцієнт тертя. Цей підхід є найефективнішим у обробці матеріалів за обмеженого подання рідин у зону різання.

Низька фізико-хімічна активність інструментального матеріалу, зокрема щодо оброблюваного: треба враховувати наявність можливої контактної хімічної взаємодії в зоні обробки матеріалів і запобігати цьому.

Висока технологічність — властивість, що забезпечує оптимальні умови виготовлення інструментів. Наприклад, для інструментальних сталей умовами є: гарна оброблюваність різанням і тиском; сприятливі особливості термічного оброблення (мала чутливість до перегріву і знеуглецювання, гарні загартовуваність і прогартовуваність, мінімальні деформування і тріщиноутворення тощо); гарна шліфованість після термічного оброблення.

Усе це підтверджує важливість складу, структури і властивостей інструментального матеріалу.

Розділення мінералів за твердістю

Що таке твердість і як класифікувати за нею інструментальні матеріали? Це важливе питання, адже для того щоби почався процес різання, інструмент повинен бути як мінімум у 1,5 рази твердішим за обробний матеріал.

Почнемо з витоків, а саме з мінералогії. Для вимірювання твердості мінералів застосовували різні методи, основані на опорі каменів дряпанню, стиранню, свердлінню, деформації поверхні. Але всі ці спроби не мали успіху. Потрібний був простий, надійний і доступний метод. Його 1811 р. запропонував німецький мінералог Фрідріх Моос, уклавши відносну шкалу твердості. Нині її застосовують всі, хто працює з мінералами — геологи, мінералоги, каменеобробники, ювеліри. Цю шкалу називають шкалою твердості мінералів або шкалою Мооса.

Карл Фрідріх Христіан Моос (нім. Carl Friedrich Christian Mohs) учився в Галлі та Фрейберзі. 1812 р. став професором у Граці, 1818 р. перейшов до Горної академії у Фрейберзі, а 1826 переїхав до Відня.



Карл Фрідріх Христіан Моос (29.01.1773, Гернрод (Німеччина) — 29.09.1839, Агордо (Італія). Німецький мінералог і геолог

Створена ним шкала твердості — шкала Мооса — це мінералогічна шкала, тобто набір еталонних мінералів для визначення їхньої відносної твердості методом дряпання.

Значення шкали від 1 до 10 відповідають десятьом поширеним мінералам від тальку до алмазу. Вона призначена для грубого порівняльного оцінювання твердості матеріалів за схемою системи м'який-твердий. Тобто номер за шкалою Мооса вказує тільки на порядок в розподілі мінералів за твердістю (м'який, твердий, такий же), але не має будь-якого кількісного значення. Твердість мінералу визначається шляхом пошуку найтвердішого еталонного мінералу, який він може пошкрябати, і/або найм'якішого еталонного мінералу, який дряпає цей мінерал. Тому шкала Мооса інформує тільки про відносну твердість мінералів: наприклад, корунд (твердість за шкалою 9) удвічі твердіший за топаз (8), але майже учетверо менш твердий за алмаз (10).

Порядок еталонних мінералів за зростанням твердості є таким:

1. Тальк $Mg_3Si_4O_{10}(OH)_2$ — дряпається нігтем; аналогічні за твердістю мінерали — графіт.

2. Гіпс (кам'яна сіль) $\text{CaSO}_4 \times 2\text{H}_2\text{O}$ — дряпається нігтем; аналогічні мінерали — хлорит, слюда.

3. Кальцит (вапняний шпат) CaCO_3 — дряпається мідною монетою; аналогічні мінерали — золото, срібло.

4. Флюорит (плавиковий шпат) CaF_2 — дряпається ножом; аналогічні мінерали — доломіт, сфалерит.

5. Апатит $\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3(\text{OH}^-, \text{F}^-, \text{Cl}^-)$ — дряпається скалкою віконного скла; аналогічні мінерали — лазурит.

6. Польовий шпат KAlSi_3O_8 — дряпається терпугом; аналогічні мінерали — опал, рутил.

7. Кварц SiO_2 — дряпається алмазом; аналогічні мінерали — гранат, турмалін.

8. Топаз $(\text{Al}_2\text{SiO}_4(\text{OH}^-, \text{F}^-))_2$ — дряпається алмазом; аналогічні мінерали — берил, смарагд, шпінель.

9. Корунд Al_2O_3 — дряпається алмазом; аналогічні мінерали — сапфір, рубін, карбід вольфраму.

10. Алмаз C — найтвердіший мінерал.

Як користуватись шкалою Мооса? Твердість мінералу за нею відповідає номеру відповідного мінералу-еталона. Наприклад, наш піддослідний мінерал дряпає еталонний (його твердість за шкалою Мооса вища чи дорівнює еталонному), або дряпається еталонним мінералом (його твердість нижча чи дорівнює твердості еталонного). Якщо досліджуваний мінерал залишає подряпину на еталонному, але і сам дряпається ним, то твердість обох мінералів вважають однаковою. Точніше твердість можна визначити за допомогою склерометра (це також дряпання, але із отриманням кількісних значень), або інших приладів.

Для практичного застосування важливо, що ніготь людини має за шкалою Мооса твердість 2,5 і залишає подряпину на гіпсі (і м'якших матеріалах), мідна монета — 3,5 і є твердішою від кальциту, але м'якшою за флюорит; шматочок звичайного віконного скла і лезо

складаного ножа — 5,5, що трохи м'якше від польового шпату, терпуг — 6,5, дещо твердіше від польового шпату, м'якше за кварц. Оскільки різні види дорогоцінних каменів мають щонайменше таку ж твердість, як і кварц (7), їх легко відрізнити від зовні подібних «м'яких» скляних виробів, що імітують дорогоцінні камені, за допомогою терпуга (надфіля). До появи точніших методів шкала Мооса була практично єдиним способом перевірки справності огранених каменів.

Що ж таке твердість?

То що ж таке твердість? Як її виміряти, як оцінити реально?

Загалом твердість — властивість матеріалу опиратись проникненню в нього іншого матеріалу, твердішого за шкалою Мооса. В методичному, вимірювальному, сенсі твердість — властивість матеріалу чинити опір проникненню в нього твердого недеформованого сталевого, алмазного або іншого наконечника-індентора (кулька, конус, піраміда тощо). Величина твердості характеризується відношенням прикладеного навантаження до площі (проекції) відбитка після розвантаження і поновлення пружних деформацій. Твердість матеріалів пов'язана з комплексом механічних властивостей, таких як пружність, пластичність, межі міцності та плинності, а також мікро- і нанотвердість із термодинамічними характеристиками речовин — енергією кристалічної ґратки, енергією розриву кристалічних зв'язків, поверхневою енергією, температурою плавлення.

Твердість суттєво залежить від кристалічної будови, щільності упаковки атомів, міжатомної відстані, типу міжатомного зв'язку і особливостей електронної будови

Юхан Август Брінелль (швед. Johan August Brinell) (21.11.1849—17.06.1925). Шведський інженер, металург, автор робіт з визначення твердості металів



[6]. Вона характеризує напружений стан, близький до нерівноважного стиску, тож визначає опір контактним напруженням, що виникають у робочій частині інструмента [6].

Твердість можна вимірювати різними методами, статичними та динамічними. Називають їх часто за прізвищами розробників: Брінелля, Роквелла, Вікерса, Шора та ін.

Метод Брінелля характеризується тим, що твердість визначається за діаметром відбитка, який залишає металева кулька, втиснута в поверхню. Твердість обраховують як відношення зусилля, прикладеного до кульки, до площі відбитка (тут площу відбитка обраховують як площу частини сфери, а не як площу кола, цей варіант — твердість за Мейером). Розмірність одиниць твердості за Брінеллем — мегапаскаль (МПа). Число твердості за Брінеллем записують без одиниць виміру і позначають НВ, де Н — *hardness* (твердість, англ.), В — Брінелль.

Твердомір Роквелла, прилад для визначення відносної глибини проникнення, був винайдений уродженцями штату Коннектикут Хью М. Роквеллом (1890—1957) і Стенли П. Роквеллом (1886—1940). Необхідним цей пристрій був для оперативного ви-

значення результатів термообробки обойм сталевих кулькових підшипників. Метод Брінелля, винайдений 1900 р. в Швеції, був повільним і непридатним для загартованих сталей, а на поверхні незагартованої сталі залишав занадто великий відбиток, щоб слугувати методом неруйнівного контролю.

Метод Роквелла характеризується визначенням твердості за відносною глибиною втиснення металевої кульки або алмазного конуса в поверхню матеріалу, що піддається тестуванню. Твердість, визначена за цим методом, є безрозмірною, її позначають HR, HRB, HRC та HRA, й обраховують за формулою $HR = 100(130) - kd$, де d — глибина втиснення наконечника після зняття основного навантаження, а k — коефіцієнт. Таким чином, максимальна твердість за Роквеллом за шкалами А та С складає 100 одиниць, а за шкалою В — 130 одиниць.

Метод Віккерса за назвою англійського військово-промислового концерну *Vickers Limited* — спосіб визначення твердості матеріалів втисненням у поверхню зразка або виробу алмазного індентора, що має форму правильної чотирикутної піраміди з двограним кутом, який дорівнює 136° у вершини. Твердість за Віккерсом вказують в одиницях HV (*Hardness Vickers*) й обраховують як відношення навантаження, прикладеного до пірамідки, до площі відбитка (площу відбитка вважають площею частини поверхні піраміди, а не площею ромба). Розмірність одиниць твердості за Віккерсом — мегапаскаль.

Альберт Фердінанд Шор на початку ХХ ст. запропонував вимірювати твердість методом відскоку, розробивши відповідний вимірювальний прилад — «дюрометр». 1906 р. він запатентував розроблений ним метод і шкали твердості для металів (С і D).

Альберт Ф. Шор (Albert F. Shore, 1876—1936), американський промисловець



1915 року заснована ним компанія *Shore Instrument Co. Inc.* запатентувала перший у світі дюрометр квантратного типу для вимірювання твердості еластомерів методом вдавлювання. 1941 р. його син Фред Шор запатентував

дюрометр колового типу, який застосовують дотепер.

Твердість за Шором, визначена за допомогою методу втиснення, — це твердість, визначена глибиною проникнення в матеріал спеціальної загартованої сталевий голки (індентора) під дією каліброваної пружини. Тут і застосовують дюрометр, переважно для визначення твердості низькомодульних матеріалів, наприклад, полімерів. Метод Шора, описаний стандартом *ASTM D2240*, обумовлює 12 шкал вимірювання, найбільш застосовні варіанти *A* (для м'яких матеріалів) та *D* (для твердіших). Твердість, визначену за цим методом, позначають літерою відповідної шкали, записаною після числа її з явним позначенням метода.

Твердість за Шором, визначена за допомогою методу відскоку — визначення твердості дуже твердих (високомодульних) матеріалів, переважно металів, за висотою, на яку після удару відскакує спеціальний бойок (основна частина склероскопа — вимірювального приладу цього методу), що падає з певної висоти. Оці-

нюють її в умовних одиницях, пропорційних висоті відскоку бойка, основні шкали — c та d . Позначається твердість — HSx , де H — *Hardness*, S — *Shore* та x — латинська літера, що позначає тип шкали, використаної для вимірювання.

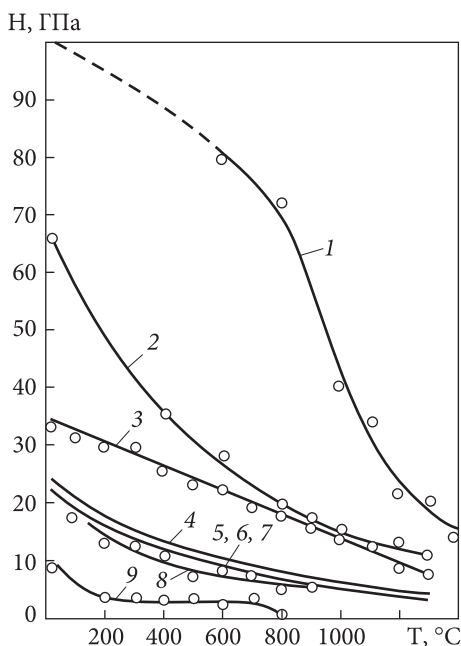
Цікаво, що Альберт Шор запропонував не версії одного методу, а два принципово різних методи з різними значеннями шкал, описаними різними стандартами.

Тут доцільно коротко згадати й деякі інші методи.

За методом Кузнецова — Герберта — Ребіндера твердість визначається часом затухання коливань маятника, загальмованого унаслідок дряпання досліджуваного металу. Метод Польді (метод подвійного відбитка кульки) заснований на оцінюванні втиснення сталеві кульки одночасно у зразок і еталон. Метод Бухгольца — визначення твердості за допомогою приладу Бухгольца. Метод призначено для дослідження твердості полімерних лакофарбових покриттів втисненням індентора Бухгольца, регламентований стандартами *ISO 2815*, *DIN 53153*, *ГОСТ 22233*.

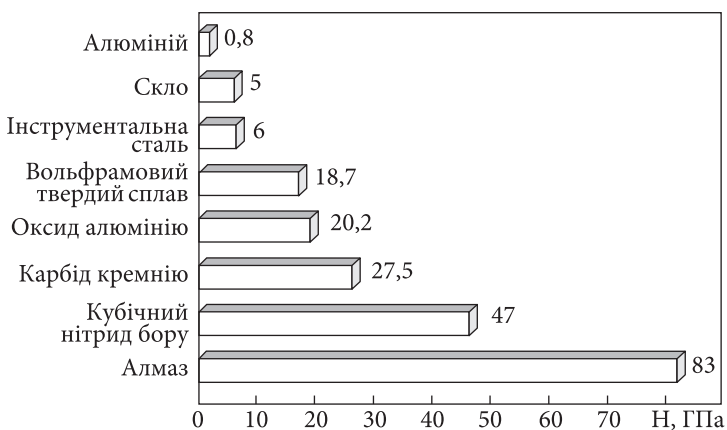
Для інструментального визначення твердості застосовують твердоміри, а методи визначення твердості поділяють на неруйнівні та руйнівні. Конкретний спосіб визначення твердості обирають відповідно до властивостей матеріалу, завдань і умов вимірювання, наявної апаратури тощо. Жоден із методів визначення твердості не відбиває певних фундаментальних властивостей матеріалу, тому не має прямого зв'язку між різними шкалами і методами. Для їх зіставлення застосовують таблиці, що пов'язують шкали методів для певних груп і категорій матеріалів, побудовані виключно за результатами експериментальних тестів. Теорій, які би допомогли за розрахунками перейти від одного способу визначення твердості до іншого, не існує.

Температурна залежність мікротвердості: 1 — алмаз, 2 — КНБ, 3 — карбід кремнію, 4—9 — електрокорунди (4 — титаністий, 5 — цирконієвий, 6 — хромистий, 7 — білий, 8 — нормальний, 9 — цирконієвий (50 %))



Як твердість пов'язана з іншими властивостями матеріалу? Відомо, що у сталей зі зростанням твердості підвищується міцність, проте високій твердості відповідає різке зниження в'язкості [6].

Як твердість матеріалу пов'язана з його оброблюваністю? Відповідь на це питання залежить від оброблюваного матеріалу. Так, твердість керамік на основі нітриду і карбиду кремнію чинить на їх оброблюваність менший вплив, аніж їхня густина. У процесі шліфування загартованих сталей зусилля різання не залежить від твердості оброблюваного матеріалу, а у інструментальної кераміки зі зростанням твердості підвищується знос алмазного шліфувального круга і збільшується ефективна потужність шліфування, тобто процес стає більш енергоємним [6].



Порівняння показників твердості різних матеріалів [4]

Твердість пов'язана і з шорсткістю обробленої поверхні матеріалу: висотні показники шорсткості оброблюваної поверхні знижуються зі збільшенням твердості матеріалів [6]. На твердість матеріалу сильно впливає температура, зі зростанням якої показники мікротвердості різних абразивних матеріалів знижуються доволі значно.

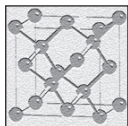
Отже, з твердими матеріалами ніби розібрались. А що таке надтверді матеріали?

Раніше надтвердими вважали матеріали з ковалентними направленими зв'язками і мікротвердістю вищою за мікротвердість природного корунду Al_2O_3 , тобто понад 20 ГПа. Тоді до надтвердих матеріалів належали карбід кремнію, кубічний нітрид бору (*cBN*) та алмаз, що показує наведена тут діаграма. Згодом, на Першій Міжнародній нараді з надтвердих матеріалів у Франції було запропоновано відносити до надтвердих матеріалів ті, що мають твердість понад 40 ГПа, а до ультратвердих — понад 70—80 ГПа.

і міцність інструментальних матеріалів є властивостями-антагоністами, тобто чим вища твердість матеріалу, тим нижча його міцність. На це ми вже звертали увагу, говорячи про вимоги до інструментальних матеріалів. Співвідношення основних властивостей визначає область її умови раціонального застосування інструментального матеріалу для різального інструменту. Наприклад, інструмент з дуже твердих, але крихких НТМ на основі алмазу і кубічного нітриду бору, або з різальної кераміки використовують для оброблення виробів на високих і надвисоких швидкостях різання, але за досить обмежених перетинів зрізу. Для обробки з малими і середніми швидкостями різання середніх і великих перетинів зрізу більші переваги мають інструменти зі швидкорізальних сталей.

Обсяги застосування інструментальних матеріалів надалі зростатимуть, а прогноз структури виробництва та споживання на початок ХХІ ст. був таким, %: для лезових різальних інструментів: швидкорізальні сталі 35—50, тверді сплави (переважно вольфрамкобальтові) 40—50, кераміка та НТМ 15—20; для штамсів, оснащення, інструментів загальномашинобудівного призначення: інструментальні сталі 80—85, тверді сплави (переважно безвольфрамкові) та кераміка 15—20 [6].

Основні тенденції створення нових інструментальних матеріалів пов'язані із ростом твердості, тепло- і зносостійкості за низьких характеристик міцності, в'язкості і тріщиностійкості. Для створення ідеального інструментального матеріалу необхідно, щоби високі значення твердості, теплостійкості, фізико-хімічної інертності сполучались із якомога вищими значеннями міцності під час згинання та ударної в'язкості.



ІСТОРІЯ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ ХІХ СТОРІЧЧЯ

Початок дослідів з легування сталі

Попередній розділ був присвячений переважно вивченню базових властивостей інструментальних матеріалів. Тепер повернімося до історії їх винайдення. Після промислової революції у ХІХ ст. процес винайдення нових сталей прискорився, до чого доклали зусилля багато відомих вчених.

Одним із перших був Майкл Фарадей, автор багатьох цінних відкриттів, серед яких найважливіше — відкриття електромагнітної індукції, основа сучасного промислового виробництва електрики.

Фарадей з дитинства мав справу з залізом, бо його батько був ковалем, і він часто бував у його сільській кузні у Ньювінгтон Баттс поблизу Лондона. Батько був не надто здоровим, і роботу коваля йому довелося рано полишити. У 13 років Майкл почав працювати посильним у книготорговельній фірмі. Він читав усе, що потрапляло йому до рук, особливо цікавився природничими науками. Один із клієнтів фірми, член Королівського



Майкл Фарадей (англ. Michael Faraday; 22.09.1791—25.08.1867), англійський фізик і хімік, основоположник вчення про електромагнітне поле, член Лондонського королівського товариства (1824)

наукового товариства, якось запросив допитливого юнака послухати цикл із чотирьох лекцій. Майкл все почуте ретельно записав,

а записи «одягнув» в гарну палітурку. У листі на ім'я знаменитого Гемфрі Деві він просив допомогти йому у подальшому навчанні, а на знак серйозності своїх намірів послав лекції в палітурці. Це справило на Деві настільки сильне враження, що він узяв Фарадея до себе секретарем і асистентом, поклавши йому платню 25 шилінгів на місяць. Було це 1 березня 1813 р.

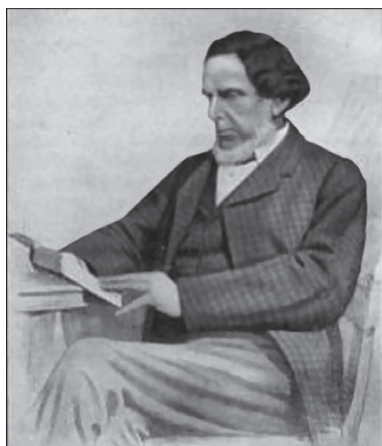
Працюючи у Деві, Фарадей часто зустрічався зі Штодартом, ковалем за фахом, який виготовляв ножі і цікавився індійською, тобто дамаською сталлю. Якось цей коваль показав юнаку шматок сталі-вутцю, який привіз із Бомбея якийсь доктор Скотт. На виготовленому з неї складаному ножі були характерні візерунки. Фарадей узяв шматок вутцю і спробував визначити його хімічний склад. Результат аналізу був доволі незвичним: Фарадей виявив у сталі один відсоток глинозему і кремнезему.

Фарадей і Штодарт почали плавити залізо і легувати його різними домішками. Водночас Фарадей чи-

тав усе, що стосувалось індійської сталі. Багато написаного мало спекулятивний характер чи нагадувало рукописи алхіміків з оповідками про таємниці виготовлення золота. Проте траплялись і серйозні роботи, основані на результатах ретельних досліджень. Серед останніх був рукопис Гюїтана де Морво, хоча його метод науглецювання заліза сплавкою м'якого ковкого заліза з алмазом можна назвати дуже екзотичним. Так де Морво намагався розгадати таємницю індійської сталі. І не він один. Кілька десятиліть перед цим швед Свен Рінман, вивчаючи дамаську сталь, розділив її на «дику» і «натуральну». В Англії певні відомості про дослідження індійської «вутць-сталі» з'явилися 1795 р. за підписом Джорджа Пірсона.

Гюїтану де Морво думку про необхідність вивчення дамаської сталі подав натураліст і письменник Джордж Луїс Леклерк, граф Бюффона. Дослідження де Морво провадив у Парижі в 1798—1799 рр. Саме його доповідь свого часу читав Фарадей.

Коли 1819 р. Фарадей і Штодарт розпочали експерименти, вони мріяли отримати сплав, який мав би високі різальні властивості, ліпші за всі відомі сталі, й такий матеріал, який би не іржавів. Коли вони дізнались, що у Франції такими самими дослід-



Роберт Форестер Мюшет (Robert Forester Mushet) (1811—1891). Британський металург і бізнесмен

женнями займається хімік П'єр Берт'є, то здійснювали дослідні плавки на невеликому лондонському сталеплавильному заводі, який орендували майже щодня. Сталь легували платиною, родієм, золотом, сріблом, міддю, оловом, хромом, іридієм, осмієм і паладієм. Особливих успіхів вони не досягли, але ці роботи були наріжними у легуванні сталі. Як металург-сталеплавильник Майкл Фарадей не зазнав гучної слави, але не через незначущість результатів у цій області, а через вагомі досягнення в інших сферах: Фарадей відкрив електромагнітну індукцію і тим самим створив електротехніку взагалі.

Вважається, що батьківщиною сучасної техніки, у всякому разі одним з її витоків, є Лоуландія — куточок Шотландії, багатий на корисні копалини. Саме тут, на берегах річки Клайд, виник один із промислових центрів Англії з машинобудівними заводами, судноверфями і металургійними заводами.

У Гриноці на Клайді 1736 р. народився Джеймс Ватт — винахідник парової машини, що поклала початок новій епосі розвитку промисловості. Ця машина не тільки давала більше енергії, аніж вітряки і водяні колеса, вона зробила людину незалежною від примх природи. Але промислова революція в Англії вимагала металу і нових його властивостей. І тут не можна не згадати Роберта Мюшета, одного з послідовників Фарадея, і його батька Девіда Мюшета.

Сталь Мюшета — прообраз швидкорізальної сталі

Роберт Мюшет народився 8 квітня 1811 р. у Глостерширі (Англія) в сім'ї інженера-металурга. Навчався у школі Белла в м. Ньюленді, у 14 років вступив до Кемб-

риджу. Професійні навички здобув, вивчаючи металургію поряд із батьком. Роберт бачив, яких зусиль докладав батько, щоб забезпечити хоча б стерпне існування сім'ї, залишаючись чесним і порядним. Відкритий Девідом Мюшетом *Blackband* — вугільний залізняк — називали також *Mushetstone* (камінь Мюшета). Ця руда була основою бурного розвитку чорної металургії Шотландії аж до ХІХ ст. [7].

Роберт Мюшет був багато в чому схожий на свого батька. Він також був фанатичним винахідником, невтомно працюючи над новими ідеями він 1848 р. очолив завод у Форестері, на околиці м. Даркхил. Тут він виконав понад десять тисяч дослідів з вивчення впливу домішок на якість сталі. Існує думка, що саме з цим періодом пов'язано додавання ним собі другого імені — Форестер. Чисельні експерименти Р. Мюшета з металевими сплавами одного разу призвели до відкриття дзеркального чавуну (сплав містив 10—25 % марганцю). Лише 1856 р. учений зрозумів справжній потенціал свого відкриття. Його товариш Томас Браун приніс йому зразок сталі, яку виплавили Бесемерівським способом, шукаючи шляхів підвищення її якості. Г. Бесемер розумів, що проблема якості плавки залежала від наявності домішок у чавуні й необхідно було вирішити, як позбутися зайвих домішок, залишивши потрібні. Попри витрати у тисячі фунтів стерлінгів на експерименти, він не міг знайти відповіді. Рішення Р. Мюшета було доволі простим: він спочатку максимально випалив усі домішки і вуглець, а потім збільшив вміст вуглецю і марганцю, додаючи розраховану ним кількість дзеркального чавуну. Марганець дзеркального чавуну зв'язав сірку у сполуку MnS , запобігши зростанню червоноламкості сталі. Сам Р. Мюшет сподівався, що вдосконалення бесемерівського про-

цесу принесе чималі кошти Бесемеру і йому. На жаль, 1866 р. дослідник дуже захворів і не міг витримувати судові суперечки з Бесемером та іншими щодо першості відкриття. Згодом Бесемер виплачував Р. Мюшету щорічно 300 фунтів стерлінгів (сьогодні ця сума дорівнює майже 14 000).

Саме Р. Мюшет став першим, хто виготовив довгі рейки зі сталі, а не з чавуну, чим створив базу для розвитку залізничних перевезень у всьому світі наприкінці ХІХ ст. Перша партія сталевих рейок Р. Мюшета була 1857 р. встановлена на найінтенсивнішому торговому відрізьку на центральній залізничній станції м. Дербі. У той час залізні рейки повинні були оновлюватися кожні шість місяців, а іноді й кожні три. Шість років потому, 1863 р., рейки Мюшета виглядали як нові, хоча ними щоденно проїздили майже 700 поїздів.

1861 р. він винайшов утеплену надставку виливниці, так званий *Dozzle*. У гарячому стані *Dozzle* вводили у середину зливку, чекали завершення розливу, а потім заповнювали це місце розплавленою сталлю. Це давало змогу долити в утворений резервуар розплавлену сталь, яка затягувалась вниз і заповнювала усадку зливка, що охолоджувався. Такі *Dozzle* (зараз їх називають «гаряча верхівка» або «живильник») використовують у виробництві й сьогодні [7].

Для механічної обробки деталей із дерева і кольорових металів різці зі звичайної вуглецевої інструментальної сталі були цілком придатними, але під час обробки сталевих заготовок такий різець швидко нагрівався та зношувався, що не давало змоги виконувати різання швидше за 5 м/хв. Бар'єр цей вдалось подолати після того, як 1858 р. англійський металург Роберт Мюшет отримав сталь, що містила 1,85 % вуглецю, 7 % вольфраму і 2,5 % мангану. Завдяки додаванню до

звичайної інструментальної сталі вольфраму вона набувала теплостійкості, що не втрачалась за зростання контактних температур до 250—300 °С. Десять років по тому Р. Мюшет отримав нову сталь, що загартовувалась у ході охолодження на повітрі, і містила, %: 2,15 вуглецю, 0,38 мангану, 5,44 вольфраму і 0,4 хрому. Це стало проривом у металургії, сталь увійшла в історію металургії під назвою «спеціальна сталь Р. Мюшета» або РМС, вона могла витримати червоне розжарювання не тільки зберігаючи свою твердість, а навіть збільшуючи її, тому змусила реконструювати верстати і сприяла індустріалізації обробки металів. Цей сплав був попередником швидкорізальної сталі [7].

Ще через три роки на заводі Самуеля Осберна у Шеффільді було розпочато виробництво мюшетової (самогартівної) сталі, яка не втрачала різальної здатності за нагрівання до 300 °С, що давало змогу у півтора рази (до 7,5 м/хв) збільшити швидкість різання металу. Упродовж подальших 30 років найсуттєвішою зміною стала заміна марганцю у складі сплаву хромом.

Таємниці легування сталей

У другій половині ХІХ ст., коли лита сталь заступила зварювальне залізо, і чавун, і сталь почали більшою мірою, ніж будь-коли раніше визначати технічний прогрес, люди дуже мало знали про причини перетворення заліза на сталь і ще менше — про механізм дії легувальних елементів. Поступово наука проникала в таємниці металургії. Була створена заснована на роботах Реомюра теорія загартування сталей, чільне місце завоював хімічний аналіз, були введені механічні випробування матеріалів, сталеві конструкції почали розраховувати, а не виготовляти на око. І тим не менш, було ду-



Роберт Абот Гадфільд, 28.11.1858—30.09.1940). Англійський металург, створювач низки нових марок сталей; член Лондонського королівського товариства (1909)

же багато непізнаного, випробування переважало вивчення, тобто практика — науку, однак дослідження (пробирування) стали систематизованішими.

Тривалий час систематичним пробируванням успішно займався англієць Роберт Абот Гадфільд. Він легував сталь різними елементами, як це до нього робили Фарадей і Штодарт, виготовив і дослідив безліч найрізноманітніших сплавів. Один із них виявився головним і зробив Гадфільда знаменитим. На той час йому не було і двадцяти п'яти років. Сталь Гадфільда, як невдовзі її назвали, містила не менше 12 % мангану і виявилась першою з незвичних сталей, перевершивши в цьому навіть самогартівну вольфрамову сталь Роберта Мюшета.

Сталь дійсно була незвичною. Були спроби гартувати сталь Гадфільда в різних середовищах, але марно. Вона залишалася м'якою. Однак коли її піддавали холодному куванню, то ділянки, на які приходились удари молота, ставали твердими, і чим більшим був ступінь деформації, тем твердішою ставала сталь. Аналогічне явище спостерігалось й у разі обробки терпугом: опір металу зростає під натисканням і чим сильнішим

був тиск, тим більшим опір. Провівши ці випробування, Гадфільд і його помічники перестали дивуватись поведінці сталі у ході обробки зняттям стружки.

1883 р. Роберт Гадфільд запатентував сталь з манганом, і запалали пристрасті: багато хто не вірив у незвичайні властивості сталі, говорили про обман або некомпетентність. Але факт залишався фактом, а людство отримало сталь, опір якої навантаженням зростав в міру їх збільшення. Це був ідеальний матеріал для сейфів, ґрат, високонавантажених деталей машин, ділянок машин і механізмів, що піддаються посиленому зносу. Так Роберт Гадфільд увійшов до плеяди тих останніх великих винахідників Нового часу, в яких органічно поєднувались прагнення до технічного прогресу і капіталістичне підприємництво. Його ім'я нерозривно пов'язано з упровадженням у техніку спеціальних легованих сталей.

Звернемо увагу на те, що у другій половині ХІХ ст. багато галузей промисловості відчували потребу у високоякісних сталях. Уже під час Кримської війни в середині ХІХ ст. союзний флот використовував дерев'яні кораблі, броньовані сталевими плитами, а 1861 р. зі стапелів англійської верфі зійшов перший військовий корабель, повністю виготовлений зі сталі. Це був *Warrior* («Воїн»), за яким пішли кораблі, броньовані не тільки товстими сталевими плитами, але й плитами зі сталі, легової хромом і нікелем.

На весняній сесії *Iron and Steel Institute* 1889 р. інженер Джон Райлі з Глазго зробив повідомлення про створену ним нікелеву сталь. Заявки на аналогічні методи надходили і від інших винахідників. У суперечці за пріоритет винахідники боролись за фінансові інтереси, а не за славу. Третейським суддею для вирішення суперечки мав стати авторитетний фізик сер Уільям

Томсон, що мешкав у Глазго. За його рішенням Джону Райлі належало 12,5 % з прибутку, який давало виробництво в межах країни, і 15 % з прибутку, отриманого за її межами. Джон Райлі не був видатним оратором, але зумів так подати результати своїх досліджень, що фахівці жваво зацікавились ними. Він навіть характеристики міцності, які викликали здивування, змішане з недовірою. Двовідсоткова нікелева сталь була майже учетверо міцнішою за звичне зварювальне залізо за в'язкості, що значно перевищувала в'язкість хромистих сталей. У разі підвищення вмісту нікелю в сталі її властивості ставали ще кращими. Найбільше якісної сталі потребувала військова промисловість, тож Джон Райлі прокатував на заводі фірми «Блочер Стіл» броньові плити з нікелевої сталі для англійського військово-морського флоту.

Звернімо тут увагу й на те, що у конкурентній боротьбі великих сталеплавильних концернів наука поступово посідала важливіше місце. Згодом ніхто не дивувався створенню при них дослідницьких лабораторій і навіть цілих інститутів. Хімічний аналіз вихідних матеріалів, тобто руд, палива і домішок, а також готових виробів став звичною справою на металургійних заводах. Відтак були введені дослідження фізичних і механічних властивостей матеріалів, аналіз мікроструктури. Це сприяло значному поліпшенню якості продукції й заклало підвалини сучасної науки про метали.

Під впливом розвитку науки і техніки у ХІХ ст. відбулась не тільки заміна старих інструментальних матеріалів, а і фактична «смерть» латинської мови. У «Енциклопедичному довіднику» Ф. Брокгауза та І. Ефрона 1892 р. у томі VII сказано: «Головною причиною кінцевої смерті латинської мови був швидкий розвиток

науки і техніки у ХІХ ст., який потребував стислішого, і в той же час багатшого лексично та гнучкішого засобу вираження, аніж наповненої складними і заплутаними стилістичними фігурами й умовними зворотами мови давніх римлян, які не знали ані пару, ані електрики, ані 9/10 земної кулі».

Перші чутки про швидкорізальну сталь

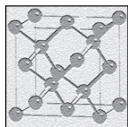
З винайденням легування сталі манганом поживавішали дослідження взаємозв'язку структури сплавів на основі заліза і їхніх властивостей. Однак ще до пізнання цього зв'язку хіміки і металурги емпіричним шляхом створювали сталі з особливими властивостями, витрачаючи на це багато часу. Понад два десятиліття тривали систематичні дослідження американських фахівців, перш ніж вони змогли представити нову інструментальну сталь, яка переважала за своїми властивостями всі відомі раніше. На Всесвітній виставці 1900 р. фахівці вперше почули про швидкорізальну сталь Фредеріка Вінслоу Тейлора.

Фредерік Тейлор і його друг, хімік за освітою і покликанням, Монсель Вайт працювали на сталеплавильних заводах фірми «Бетлехем Стіл» у Філадельфії — найбільшому місті штату Пенсільванія (США). Як і у Роберта Мюшета, несподіванки були пов'язані з вольфрамом, яким легували інструментальну сталь. Ідея додатково легувати цю сталь хромом викликана особливими причинами. У другій половині ХІХ ст. промислово розвинені країни почали активно озброюватись: утворювались великі концерни, які виробляли гармати і броньовані ковпаки, морське артилерійське знаряддя і військові кораблі. Потреба в снарядах, тор-

педах і стрілецьких боєприпасах зросла до безмежжя, і всюди була потрібна сталь, сталь, сталь... Чим якісніша сталь, тим краща зброя.

Особливо помітний вплив на якість сталі справляло змагання між бронєю і снарядом. У Франції Я. Хольтцер рекомендував і для броні, і для снарядів застосовувати сталь, леговану хромом. Ще на Всесвітній виставці 1878 р. було визнано, що вона перевищує всі відомі: таку загартовану сталь «не брала» жодна інша. Це і наштовхнуло Тейлора і Вайта на думку додатково легувати вольфраміву сталь хромом. Нова дивосталь містила не менше 18 % вольфраму і 4 % хрому. Натовпи фахівців заповнювали механічну майстерню під час її демонстрації. Із захопленням вони спостерігали, як розпечений до червоного різець із неї не втрачав стійкості під час обробки заготовки з іншої сталі, а швидкість різання була учетверо вищою за звичну. Захопленню не було меж. Так почав свою переможну ходу різець зі швидкорізальної сталі. Однак незабаривись і перші критичні висловлювання, адже через різке збільшення швидкості різання почали виходити з ладу і руйнуватись токарні верстати, які не мали необхідного запасу міцності. Заміна зношених підшипників і ходових гвинтів потребувала витрат, що перевищували прибуток від пришвидшеного різання. Виникла потреба повної заміни токарних і фрезерних верстатів на важчі і з більшим запасом міцності.

Находило ХХ століття...



СУЧАСНІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ І ШВИДКОРІЗАЛЬНІ СТАЛІ

Кінець XIX і початок XX століть

Фактично від промислової революції і до першого десятиріччя XX ст. єдиним інструментальним матеріалом, придатним для виготовлення металорізальних інструментів, була *вуглецева інструментальна сталь*. Однак через низькі тепло- і зносостійкість виготовленими з неї інструментами можна було обробляти вуглецеві сталі і чавуни лише з низькими швидкостями різання (10—20 м/хв, зрідка до 30 м/хв). Бурхливий розвиток машинобудування в цей період спонукав до необхідності винайдення нових інструментальних сталей підвищеної теплостійкості.

У 1899 і 1900 рр. Фредерік Вінслоу Тейлор і Мансель Вайт, разом із групою помічників в *Bethlehem Steel Company* у Віфліємі (Пенсільванія, США) виконали серію експериментів із термообробки високоякісних інструментальних сталей і нагрівали їх до значно вищої температури, ніж звичайно вважали бажаним. Результатом став процес термообробки, в результаті якої ці сплави

перетворились на новий вид стали, яка могла зберігати свою твердість за вищої температури. Завдяки цьому вдалось значно збільшити швидкість різання. Тейлор разом із Вайтом створили високолеговану інструментальну сталь і виконали багато дослідів з визначення її стійкісних властивостей. Така сталь порівняно з вуглецевою мала ліпші фізико-механічні властивості, зокрема тепло- і зносостійкість. Металорізальні інструменти, виготовлені з неї, могли піддавати обробці сталі і чавуни зі швидкостями різання 30—60 м/хв, тобто у 2—2,5 рази вище, ніж інструменти з вуглецевих інструментальних сталей. Тому ця сталь отримала назву *швидкорізальної*, а знаменита робота Тейлора «Мистецтво обробки металів» справила істотний вплив на механообробку різанням. Перший сплав, який був офіційно класифікований як швидкорізальна сталь, відомий як T1 AISI з 1910 р. і запатентований *Crucible Steel Co.* на початку XX ст.

Фредерік Вінслоу Тейлор

Фредерік Вінслоу Тейлор народився в сім'ї адвоката. Здобув освіту у Франції та Німеччині, потім — в академії Ф. Екстера у Нью-Гемпширі. 1874 р. закінчив Гарвардський юридичний коледж, але через проблеми із зором не зміг продовжити освіту і влаштувався працювати робітником промислового пресу в майстерні заводу гідроустаткування у Філадельфії. 1878 р., в пік економічної депресії, отримав місце різнораба на Мідвельському сталеливарному заводі, згодом обіймав посади лекальника і механіка.

Протягом 1882—1883 рр. працював начальником механічних майстерень. Паралельно здобув технічну освіту (ступінь інженера-механіка, Технологічний ін-

Фредерік Тейлор (англ. Frederick Winslow Taylor, 20.03.1856—21.03.1915). Американський інженер, основоположник наукової організації праці та менеджменту



ститут Стівенса, 1883). 1884 р. Тейлор став головним інженером, і вперше використав систему диференційованої оплати за продуктивність праці. У 1890—1893 рр. Тейлор був головний управляючим Мануфактурної інвестиційної компанії у Філадельфії, власником друкарень у штатах Мен і Вісконсін, організував власну справу з управлінського консультування, першу в історії менеджменту. З 1895 р. Тейлор почав свої всесвітньо відомі дослідження з наукової організації праці. Оформив патенти на більш ніж сотню своїх винаходів і раціоналізаторських пропозицій. 1911 — заснував Товариство сприяння науковому менеджменту. Від 1893 р. послугами Тейлора активно користувалась компанія *Bethlehem Steel Company*, де його ідеї наукового менеджменту були втілені повністю. Тоді він активно співпрацював з Дж. М. Вайтом, результатом чого став відомий процес Тейлора — Вайта термообробки інструментальних сталей. Це призвело до 200—300 % збільшення продуктивності обробки. Пізніше інструменти, виготовлені з таких сталей, застосовували на машинобудівних

підприємствах всіх індустріально розвинених країн. 1906 р. він став президентом Американського товариства інженерів-механіків (ASME) і вже на цій посаді видав доповідь «*On the Art of Cutting Metals*» (Мистецтво різання металу), що складалася з 248 сторінок чистого тексту, не враховуючи таблиць і ілюстрацій. Працю фахівці визнали шедевром і видатним внеском у розвиток галузі.

Одним із найвизначніших досягнень Тейлора, як вказано вище, був винахід складу і способу термічної обробки сучасної швидкорізальної сталі. Додавання у сталь певних елементів для легування, насамперед вольфраму, а також ванадію та хрому, забезпечувало здатність сталі зберігати різальні властивості майже до 600 °С, тобто до червоного кольору, звідки і пішов широковживаний термін «червоностійкість» інструменту. Оптимальним вмістом легувальних елементів, за Ф. Тейлором, у цій сталі є: 18,91 % вольфраму, 5,47 хрому, 0,29 ванадію, 0,11 мангану і 0,043 % кремнію за вмісту вуглецю 0,67 % [8].

Відкриття режимів термічної обробки швидкорізальної сталі пов'язано з певним технічним казусом. Партію різців із цієї сталі було випадково нагріто до температури понад 1000 °С, вони набули білого кольору, що, як вважав Тейлор, мало б їх зіпсувати за швидкого охолодження. Адаже відомо, що заевтектотидну сталь перед гартуванням нагрівають до температури не вище 740—770 °С і вона стає темно-червоною. Щирим було здивування інженера, коли різці після термічної обробки набули нових, невідомих досі рис — зберігати різальні властивості за температури понад 600 °С [8].

Свої здобутки Тейлор виклав у названій вище монографії, не розкриваючи однак особливостей термо-

обробки. Нині технологія термообробки швидкорізальної сталі є широковідомою і полягає у гартуванні сталі за температури 1210—1240 °С в оливах з метою отримання високолегованого теплостійкого мартенситу і триразового відпускання за температурі 550—570 °С протягом 45—60 хв. Так досягається максимально можлива твердість сталі (63—65 HRC).

Досліди з вольфрамвмісною сталлю, здійснені 1900 р. у США у заводських умовах, показали переваги сталі Тейлора — Уайта за стійкістю інструменту в 11—30 разів над самогартівною сталлю Мюшета. У 1903—1904 рр. професор Манчестерської технологічної школи Нікольсон виконав серію надзвичайно точних дослідів для вивчення впливу на силу різання швидкості різання, подачі, товщини зрізу, кута різання і кута в плані різця, а також форми леза головної й допоміжної різальної окрайки (прямолінійної та криволінійної) [8].

Володимир Сергійович Кнаббе — інженер, педагог (викладав у Харківському технологічному інституті), практик машинобудування, учений, розкрив суть патенту Тейлора, яка полягала в особливості способу нагрівання, гартування і відпускання, що призвело до перевероту у справі термообробки сталевих інструментів [8]. Книга В.С. Кнаббе «Современные машиностроительные заводы и применяемые ими новые способы холодной обработки металлов» стала літописом якісних змін технічної бази світового машинобудування за два десятиліття (1890—1910), зокрема, обробки матеріалів різанням. Це перше компетентне дослідження історії створення швидкорізальної сталі містило глибокий аналіз причин, які перешкоджали широкому впровадженню цієї сталі у виробництво. В.С. Кнаббе першим показав, що інструмент з неї був

надзвичайно ефективним і на той час його було вигідно застосовувати у всіх механізованих процесах обробки металів різанням [8].

Ще одним досягненням Тейлора є те, що він фактично був піонером у дослідженні законів швидкості різання. Тейлор провадив ці дослідження протягом 1880—1906 рр. і зробив понад 50 тис. експериментів, знявши більше 365 тонн стружки, користуючись простими приладами. Проте, його результати і нині ніхто не спростував. Родзинкою експериментів Тейлора була стійкість інструментів, що мало під собою економічне підґрунтя — бурхливе зростання машинобудування у США у другій половині XIX ст. Він уперше виклав математично (за допомогою математика Барта) основні закони швидкості різання: залежність періоду різання від швидкості (закон $T - v$), залежності швидкості різання від перерізу шару металу, що знімається ($v - st$), і від механічних властивостей оброблюваного матеріалу й мастильно-охолоджувальної рідини. Тейлор першим увів поняття «економічний період різання» і обрахував величину цього періоду для різців. Поряд із підвищенням якості різального інструменту (заміна вуглецевих і легованих інструментальних сталей на швидкорізальну) Тейлор першим поставив проблему раціонального використання цього інструменту, тобто вибору економічного режиму різання (v, s, t) на підставі наукових даних. Він також першим показав, що вивчення законів різання має не тільки теоретичне значення і не лише служить основою для конструювання верстатів, але й що ці закони можна застосувати на виробництві. Спільно з математиком Бартом Тейлор створив першу лічильну лінійку для швидкого визначення раціональних режимів різання безпосередньо на заводі, тобто для призначення такої комбінації швидкості та подачі,

яка забезпечувала б максимальну продуктивність інструменту та верстату [8]. Оптимальною конструкцією різця Тейлор вважав такий інструмент, у якого головний кут у плані був змінним, і зменшувався до 0° у напрямі обробленої поверхні.

Сучасні інструментальні і швидкорізальні сталі

Швидкорізальна сталь з'явилась на початку ХХ ст., але вуглецеві інструментальні сталі досі застосовують у виробництві. Частка сталевих інструментів для обробки різанням в Україні та країнах, які постали після розпаду СРСР, складає від 70 до 75 % від загальної кількості інструментальних матеріалів, в США та Німеччині — приблизно 50 %, в Японії приблизно 30 %, залишок складають тверді сплави, різальна кераміка та НТМ. Нарівні з різальними існує велика група інструментів у вигляді штампів, пресформ, слюсарно-монтажних, вимірювальних та ін., яка складає у різних країнах 80—95 %, а потреба у сталях для них у 5—6 разів вища, аніж швидкорізальних [6].

Для підвищення міцності і поліпшення інших характеристик сталей застосовують легування: на колишніх теренах СРСР — марганцем, нікелем, хромом, у США — молібденом, ніобієм, ванадієм. Останнім часом нарівні з вуглецем роль зміцнювача твердого розчину відіграє азот, замінюючи нікель [6].

Для легувальних елементів у марках сталей існують позначення за літерами: **А** — азот, **Б** — ніобій, **В** — вольфрам, **Г** — манган, **Д** — мідь, **Е** — селен, **М** — молібден, **Н** — нікель, **П** — фосфор, **Р** — бор, **С** — силіцій, **Т** — титан, **У** — карбон (вуглець), **Ф** — ванадій, **Х** — хром, **Ц** — цирконій, **Ю** — алюміній.

У маркуванні за кожною з літер стоять цифри, що вказують на вміст у відсотках відповідного легувального елемента. Відсутність цифри вказує на те, що середній вміст цього елемента дорівнює одному відсотку. Перші цифри у маркуванні вказують на вміст у сталі карбону у сотих частках відсотка. Елементи, вміст яких у сталі складає менше 1 %, у маркування не входять. Літера А наприкінці марки свідчить, що сталь є високоякісною зі зниженим вмістом сульфуру (S) і фосфору.

Наприклад, сталь 9ХС — це 0,90 % (за масою) карбону, хром і силіцій у межах 1 %. Сталі з індексом А містять сульфуру не більше 0,02, а фосфору — не більше 0,03 %.

Окрім карбону, до хімічного складу вуглецевих інструментальних сталей входять, % за масою: Si — 0,15—0,35; Mn — 0,20—0,40; Cr — 0,10—0,40; Cu — 0,20—0,25; Ni — 0,12—0,25; S — до 0,03; P — до 0,035; Fe — залишок. У вуглецевих У8Г та У8ГА вміст мангану (Mn) становить 0,35—0,60.

Властивості деяких інструментальних сталей наведено у Додатку 1.

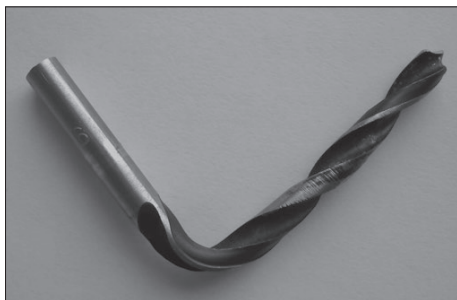
Нині інструментальні вуглецеві і леговані сталі мало застосовують в інструментальному виробництві, що пов'язано з їхніми низькими фізико-механічними властивостями порівняно з іншими інструментальними матеріалами. З вуглецевих сталей (У7-У13) виготовляють ручні і машинні інструменти для обробки пластичних матеріалів із низькою швидкістю різання (0,15—0,22 м/с). Швидкість різання інструментами з легованих сталей 9ХС, ХВГ та ін. є вищою на 20—40 %.

Склад і властивості швидкорізальних сталей

Металорізальні інструменти, виготовлені з нової високолегованої інструментальної сталі, вперше були продемонстровані 1910 р. на Всесвітній промисловій виставці в Брюсселі. Відтоді швидкорізальна сталь, поступово витісняючи вуглецеву інструментальну, посіла провідне місце в інструментальному виробництві. Нині більше половини металорізальних інструментів виготовляють із швидкорізальних сталей, які мають значно більшу теплостійкість (600—650 °С), аніж інструментальні (200—510 °С).

Зрозуміло, що про інструменти і інструментальні матеріали у художній літературі згадок не багато, але цікаві приклади є. Наприклад, у 1930-х рр. з'явилася книжка Миколи Островського «Як гартувалася сталь», яка в СРСР входила до шкільної програми. У ній описано 1920-ті рр. і життя головного героя Павла Корчагіна. Він — «символ мужності і непохитної стійкості комуніста-борця». Згодом ми усвідомили, що комуністи-борці в СРСР наробили багато лиха, а найбільше в Україні, тож добре, що СРСР розвалився. Але в цій книжці цікаво інше: у залізничній майстерні «...одноманітний спокій був різко порушений незначною, як спочатку здалося, подією: член бюро комсомольської ячейки... Костька Фідін..., свердлярчі залізну плиту, зламав високовартісне американське свердло. Зламав через свою обурливу недбалість. Навіть гірше — майже навмисно... Майстер Ходоров, колишній меншовик, помітив, що Костька свердлить «на суху», не заливаючи свердло маслом... і зупинив верстат.

— Ти що, осліп, чи що, або вчора прийшов сюди?! — закричав він на Костьку, знаючи, що свердло неминуче вийде з ладу через таке застосування.



Свердло з якісної швидкорізальної сталі таким бути не може

Але Костька облаяв майстра і знову пустив верстат...».

Результат очевидний — свердло зламалось. Костька зламав свердло, бо швидкорізальна сталь є не тільки твердою, але і крихкою. А для нас важливо: свердло було американське. Це наслідок роботи Тейлора на початку ХХ ст. А вже на початку ХХІ сторіччя маємо свердла не тільки американські, а й свої українські.

І ось нашому співвітчизнику знадобилось свердло. Де взяти? Зараз з цим нема проблем. Наприклад, поруч із Інститутом надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України є Куренівський ринок. Будь-який інструмент там можна купити. Правда виробника ви не визнаєте. Чому? Бо на ринку це все — переважно Китай.

Так ось, пішов наш співвітчизник на ринок і купив свердло швидкорізальне діаметром 6 мм. Недорого. І почав свердлити, як той Костька, без охолодження. І не зламав, зігнув. Це явно не швидкорізальна сталь, такою вона бути не може. А яка ж вона?

Раніше вважали, що в усіх випадках швидкорізальна сталь з 18 % вольфраму (P18) є найкращою, а всі нові розроблені марки з нижчим вмістом вольфраму — менш якісні і неповноцінні. Але вольфрам — основний

легувальний елемент швидкорізальних сталей — гостродефіцитний матеріал. Під час Другої світової війни через брак вольфраму виробляли середньолеговану швидкорізальну сталь з 9 % вольфраму (марка P9). У 1960—1970-х рр. здійснено роботи з розробки нових марок швидкорізальних сталей із частковою заміною вольфраму молібденом, кобальтом, ванадієм і хромом у різних пропорціях. Широке дослідження і виробниче застосування засвідчили, що спектр різальних властивостей швидкорізальних сталей різних марок є досить значним і з них можна виготовляти високоякісні інструменти для продуктивної й економічної обробки сталей і чавунів в областях низьких, середніх і високих швидкостей різання.

Принципи маркування швидкорізальних сталей є аналогічними викладеним вище для інструментальних сталей. Винятком є вольфрам, закодований літерою **P**, а не **W**, як вказано вище. Крім того, в марках цих сталей відсутні дані про вміст карбону і хрому. Літера **A** попереду означає підвищений вміст карбону (понад 1 %), цифри після **A** уточнюють цей вміст.

Властивості швидкорізальних сталей визначені вольфрамовим еквівалентом ($W + 2Mo$) %, на підставі чого виділяють три групи сталей: з вольфрамовим еквівалентом до 10 % без кобальту; до 18 % і з вмістом кобальту близько 5 %; до 20 % і з вмістом кобальту близько 10 %. Збільшення вмісту Mo приблизно до 5 % підвищує їхню теплопровідність на 40—50 %, що призводить до зниження зносу інструменту, але підвищує крихкість сталі. Збільшення вмісту Co не чинить суттєвого впливу на теплопровідність загартованої сталі. Чим більше вольфраму містить сталь, тим менше його у твердому розчині і тим нижче її теплопровідність. Зі збільшенням вмісту ванадію теп-

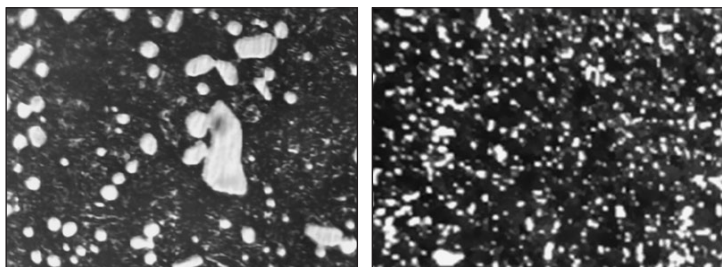
лопровідність сталі знижується. Це зумовлює збільшення температури і зносу високованадієвих сталей за великої швидкості різання.

У сучасній класифікації інструментальних сталей швидкорізальні належать до групи теплостійких сталей, що набувають високої твердості, міцності, зносостійкості унаслідок подвійного зміцнення: мартенситного завдяки загартуванню і дисперсійного твердіння за відносно високого відпуску (500—625 °С) з виділенням фаз, що зміцнюють сталь.

Інструментальні сталі можуть мати дефекти структури, що негативно впливає на якість готового інструменту: дендритність, смугастість, хімічну і механічну ліквідацію, карбідну неоднорідність.

Якість поковок зі швидкорізальних сталей визначена мірою карбідної неоднорідності і наявністю карбідної сітки. Для руйнування цієї сітки та зменшення карбідної неоднорідності заготовлі слід багатократно перековувати до заданих розмірів, забезпечуючи загальний ступінь деформації (суму ступенів осадження і витяжки) не менше 10.

Термічна обробка швидкорізальних сталей відбувається за температури загартування 1200—1240 °С і температури трикратного відпуску 540—560 °С. Структура сталей після відпалу — перліт і карбіди, а після термообробки — мартенсит і надлишкові карбіди (+ залишковий аустеніт). Мартенсит — головна складова інструментальних сталей високої твердості. Його твердість визначає загальну твердість сталі у загартованому стані і дещо менше — після відпуску. Твердість теплостійких сталей обумовлена дисперсністю і кількістю карбідів, що виділилися під час відпуску, а також залишковим аустенітом як м'якою складовою. Карбіди W, Mo, V підвищують цю властивість сталі завдяки



Приклад наявності карбідної неоднорідності у структурі сталі P6M5 (ліворуч) і рівномірний розподіл карбідів

дисперсійному твердінню за відпуску навіть після зниження твердості мартенситу.

Межі зерен у структурі сталей зберігаються в загартованій і відпущеній сталі, оскільки у разі мартенситного перетворення продукти перекристалізації поєднані в межах кожного аустенітного зерна. Крім того, карбіди і деякі домішки, розчинені під час нагрівання, виділяються на межах аустенітного зерна частково за охолодження й відпуску. Межі зерен слугують бар'єром, що затримує поширення тріщин. Ріст зерна знижує міцність і в'язкість.

Залежно від легованості швидкорізальні сталі поділяють також на три групи: *помірної теплостійкості* — вольфраміві (P18) та вольфрамо-молібденові (P6M5); *підвищеної теплостійкості* — високованадієві (P6M5Ф3), кобальтові (P6M5K5), високовуглецеві (A11P3M3Ф2); *безвольфраміві сталі* (ЕК41, ЕК42). Обсяг їх використання у сучасному виробництві складає, %: P6M5 — 65—75, P6M5Ф3 — 10, P6M5K5 — 7—10, складно- та економнолеговані сталі 10—15.

Звернімо увагу на ще одну особливість впливу карбідів. Широке застосування сучасних складнолегованих швидкорізальних сталей стримується їхньою

гіршою, порівняно із вольфрамовою сталлю Р18, здатністю до шліфування. Особливо незадовільна шліфованість у сталей із підвищеним вмістом карбиду ванадію, наприклад Р6М5Ф3 (коефіцієнт шліфованості відносно сталі Р18 — 0,4), або А11Р3М3Ф2 (0,3). Це пояснюється тим, що карбіди ванадію VC та V_4C_3 мають твердість 28 ГПа, яка перевищує мікротвердість зерен електрокорунду білого (20—22 ГПа). Через це спостерігається швидкий знос кругів, необхідність їх частої правки і зниження продуктивності шліфування. Якісна і продуктивна обробка швидкорізальних сталей повинна орієнтуватись на застосування абразивів високої твердості ($HV \approx 100$ ГПа) — алмазів і кубічного нітриду бору. Застосування алмазів допомогло досягти вищої продуктивності й якості обробки, але витрати алмазів залишаються досить високими, оскільки відбувається взаємодія заліза з алмазом, графітизація поверхневих шарів алмазу та подальша дифузія вуглецю з графіту в залізо. Крім того, реальні карбіди у структурі швидкорізальної сталі мають дефіцит майже 15 % вуглецю, що призводить до інтенсивного карбідоутворення у структурі поверхневого шару сталей у ході алмазного шліфування, й інтенсивного зносу алмазних кругів. Склад і властивості деяких найхарактерніших швидкорізальних сталей наведено у Додатку 2.

Порошкові швидкорізальні сталі

Розглянемо тепер особливості швидкорізальних порошкових сталей, які виготовляють методом порошкової металургії. Порошкова металургія інструментальних сталей, що з'явилася у 1960—1970-х рр., здійснила переворот у виробництві сталей, помітно вплинувши

на марочний сортамент і кардинальне поліпшення структури металу. Порошкові швидкорізальні сталі мають низку переваг порівняно з аналогічними сталями традиційного способу виробництва, головними з яких є: підвищена технологічна пластичність; знижена схильність до росту зерна аустеніту; рівномірний розподіл дрібнодисперсних карбідних фаз розміром до 2—3 мкм; вищий рівень твердості, міцності та червоностійкості; поліпшену шліфованість; знижену схильність до зміни лінійних розмірів у разі термообробки; вищу стійкість і зносостійкість різальних інструментів. На ПАТ «Дніпроспецсталь» уведений у дію один із найбільших у світі цехів із виробництва порошкових

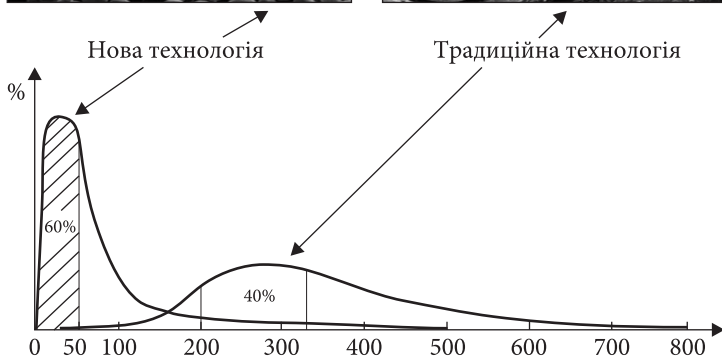
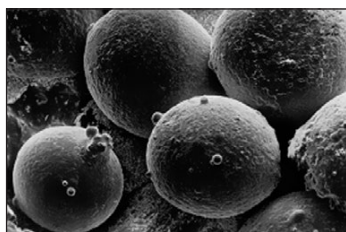
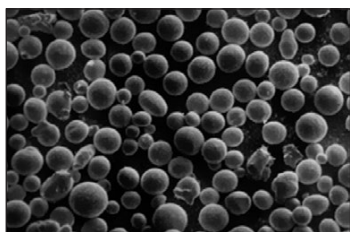
Перспективні марки порошкових швидкорізальних сталей, які виробляють в Україні, та їх закордонні аналоги [9]

Марка сталі (ГОСТ, ДСТУ)	Закордонний аналог	
	Позначення	Стандарт
P9M4K8-МП	Аналогів немає	ГОСТ 28393-89
P12MФ4K5-МП	S 12-1-4-5-PM (1.3202-PM)	DIN 17350
P12MФ5K5-МП	T15-PM	ASTM A 600
P9M2Ф5K6-МП	Аналогів немає	ТУ 14-19-55-89
P6M5Ф3K8-МП	ASP 2030	ERASTEEL
P10M2Ф5K8-МП	S 390-PM	BOHLER
P10M3Ф4K8-МП	S 390-PM-MOD	BOHLER
P10M5Ф3K9-МП	M48-PM	ASTM A 600
P2M10ФK8-МП	M42-PM	ASTM A 600
P12M3K5Ф2-МП	Аналогів немає	ГОСТ 28393-89
P12M3K8Ф2-МП	» »	ТУ 14-1-2804-79
P12M3K10Ф3-МП	» »	ТУ 14-1-3647-83
P6M7Ф6K10-МП	ASP 2060	ERASTEEL
P10M4Ф3K10-МП	S 10-4-3-10-PM (1.3207-PM)	DIN 17350

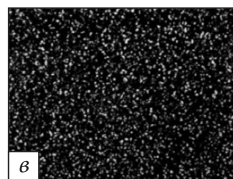
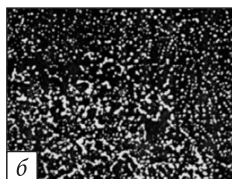
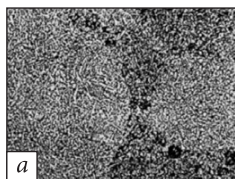
швидкорізальних сталей. Це єдине промислове підприємство, яке виробляє й постачає широку гаму порошкових швидкорізальних сталей, що відповідають вимогам ГОСТ 28393-89, DIN 17350, ASTM A600, ERASTEEL, BOHLER, CRUCIBLE та іншим закордонним стандартам [9].

Для реалізації переваг порошкових швидкорізальних сталей технологія їх виробництва повинна забезпечувати високу якість металу, а саме відсутність або мінімальний розвиток дефектів, властивих методу порошкової металургії. Головною умовою тут є висока якість газорозпиленого порошку, компактного металу, отриманого методом гарячого газостатичного пресування (ГПП) капсул з порошком, і деформованого металу, отриманого методом кування, прокатки, калібрування. Основні параметри якості розпиленого порошку — однорідність хімічного складу, низький вміст кисню (менший за 0,02 %), мінімізована забрудненість неметалевими включеннями, дисперсність порошкових частинок. В «УкрНДІспецсталь» розроблено нову технологію дослідного виробництва дрібнодисперсних газорозпиленних порошків (вміст фракції <math>< 50 \text{ мкм}</math> ~60 %) зі спеціальних сталей і сплавів, зокрема швидкорізальних [9].

Нині у виробництві порошкових швидкорізальних сталей в умовах ПАТ «Дніпроспецсталь» застосовують газорозпилений порошок фракції <math>< 800 \text{ мкм}</math>, який піддають ГПП з подальшою деформацією пресовок на прутки, смуги, шайби тощо. Пресовки мають 100%-ву густину з відсутністю деяких дефектів, але їхня структура має певну неоднорідність: це великі порошкові частинки з нерозбитою карбідною сіткою й обляміваючою карбідів, де розташовані деформовані дрібніші частинки з рівномірним розподілом карбідних фаз.



Дисперсність газорозпиленого порошку зі швидкорізальної сталі типу Т15-РМ, отриманого за новою технологією ДП «УкрНДІспецсталь» і традиційною технологією ПАТ «Дніпро-спецсталь» [9]

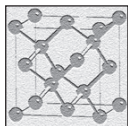


Вплив деформації пресовок, отриманих методом ГП (а) на мікроструктуру порошкової швидкорізальної сталі Р12М3К8Ф2-МП за сумарного ступеня деформації 25—50 (б) та 85—95 % (в). 36. \times 500 [9]

Деформаційний переділ пресовок (кування, прокатка, калібрування) призводить до змін мікроструктури: за деформації 25—50 % зберігаються великі порошкові частинки з недостатньо розбитою карбідною сіткою; а за 70—75 % вихідна карбідна сітка зникає і порошкові частинки вирізняються лише облямівкою карбідів; повністю однорідна структура металу досягається за деформації 85—95 %. Дослідження фізико-механічних властивостей засвідчили, що міцність порошкових швидкорізальних сталей підвищується у разі збільшення сумарної деформації до 70 %, і надалі не змінюється. Завдяки обробці деталей із жароміцних і титанових сплавів стійкість інструментів з них підвищується у 1,5—2,5 рази порівняно з інструментами з аналогічних марок швидкорізальних сталей традиційного виробництва [9].

Порошкові сталі є більш технологічним продуктом і вимагають ретельнішого дотримання певних вимог термооброблення. Так, температури загартування мають лише 20-ти градусний діапазон (1200—1220 °С) на відміну від звичайних, де такий діапазон вдвічі більший. Як наслідок, можливе перевищення на 20—30° температури загартування призведе до росту зерен сталі. Це підвищить її твердість, але суттєво знизить міцність.

Отже, поява в ХХ ст. порошкових сталей визначила розвиток інструментальних матеріалів.



ТВЕРДІ СПЛАВИ

Від швидкорізальних сталей до твердих сплавів

Великі успіхи, досягнуті завдяки переходу від вуглецевих до високолегованих швидкорізальних сталей, забезпечили дослідникам можливість розпочати пошуки нових композицій різних хімічних елементів, щоб створювати інструментальні матеріали з вищими фізико-механічними властивостями. Дослідження проводили у багатьох промислово розвинених країнах. Численні експериментальні матеріали різного хімічного складу отримали загальну назву *стеліти*. Однак спроби застосувати їх для виготовлення лезових металорізальних інструментів позитивних результатів не дали: вони виявились крихкими і були за зносостійкістю не кращими за швидкорізальну сталь. Тому самостійною групою інструментальних матеріалів стеліти не стали, однак завдяки процесу пошукових плавок народились перші прообрази сучасних матеріалів, відомих під назвою *твердих сплавів*. Технологія виробництва перших вольфрамкобальто-

вих твердих сплавів полягала в розплавленні компонентів і відливці пластинок, які припаювали до корпусу інструмента. Разом з тим, випробування різців із припаяними пластинками литого вольфрамокобальтового твердого сплаву засвідчили, що їхні різальні властивості були ненабагато кращими, аніж у інструментів зі швидкорізальних сталей. Ситуація докорінно змінилась, коли дослідники відмовились від технології розплавлення і перейшли до застосування методів порошкової металургії. Твердосплавні пластинки, виготовлені за цією технологією, мали високі фізико-механічні властивості і виявились досить ефективним інструментальним матеріалом. Розроблену тоді технологію отримання твердих сплавів методом порошкової металургії застосовують і нині.

Різальні інструменти, оснащені твердосплавними пластинками, почали поступово витісняти інструменти зі швидкорізальних сталей. Спочатку твердосплавними пластинками оснащували різці, дещо пізніше — фрези й розвертки, згодом фасонні, зубо- і різьбонарізні інструменти, протяжки. Приблизно одного і того ж часу (у другій половині 1920-х рр.) у США, Німеччині та СРСР тверді сплави, виготовлені за технологією порошкової металургії, були випущені як товарна продукція. Ці сплави, отримані з карбідів вольфраму і металевого кобальту (група ВК), в США мали назву як і фірма, що їх виробляла, *Carbology*, в Німеччині на заводах Круппа — *Widia* (від *wie Diamant* — як алмаз), у СРСР їх назвали «победит», який складався з карбиду вольфраму (90 %) та кобальту (10 %).

Уперше спечений твердий сплав на основі монокарбиду вольфраму WC був отриманий 1923 р. німецькою фірмою *Osram* у лабораторії F. Skaury за патентами К. Schroter. У результаті дослідницьких робіт фірм



Місце твердих сплавів серед інструментальних матеріалів [10]

Osram і *Krupp* установлено, що додавання карбиду титану до базового сплаву WC-Co зменшує знос матеріалу різця під час точіння сталі. Перший американський багатокарбідний сплав, що містив 60 % WC, 27 % TaC, 13 % Co, отримав назву *Carbology 77B*. Марки твердих сплавів уперше були стандартизовані у Німеччині на основі класифікації фірми *Krupp*. У США цю спробу здійснила компанія *General Motors* [10].

Сучасні спечені тверді сплави створені на початку 1930-х рр. і донині продовжують утримувати передові позиції в інструментальному виробництві. Основні області застосування твердих сплавів на колишніх теренах СРСР, %: різання металів — 68, обробка деревини — 2, буріння — 15, синтез алмазів та інших надтвердих матеріалів — 2, волочіння — 6, штампи, деталі машин, шипи протиковзання, втулки та ін. — 3, інше — 3 [6]. Для європейських виробників розподіл областей застосування твердих сплавів є дещо іншим, %:

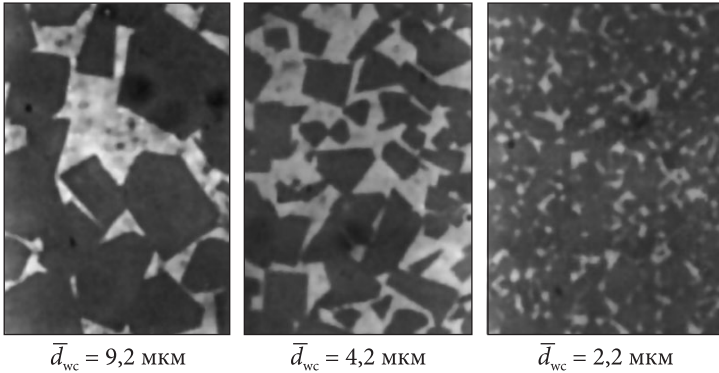
різання металів — 65, безстружкове формування — 5, деревообробка та пластикна обробка — 10, обробка каменю — 10, застосування при зношуванні [10].

Тепер розберімося із будовою твердих сплавів. У попередньому розділі ми з'ясували, що твердість і основні принципіві властивості швидкорізальних сталей залежать від карбідів (MeC) та матриці (мартенситу). Тверді сплави також складаються з зерен карбідів вольфраму, титану та танталу, що зв'язані між собою кобальтом, нікелем, залізом, тобто зв'язувальним металом. Нагадаємо, що після інструментальних сталей тверді сплави є найпоширенішим інструментальним матеріалом, а у промисловості США і Західної Європи навіть мають перевагу і їхня частка складає 45—57 % від загального випуску. Водночас 90 % багатогранних різальних пластин у США, Західній Європі та Японії виготовляють із вольфрамо-кобальтових твердих сплавів, які містять карбіди титану, танталу та ніобію без покриттів, або вольфрамо-кобальтові тверді сплави з покриттями TiC , $Ti(CN)$, $Zr(CN)$, TiN , Al_2O_3 .

Структура і зв'язок між властивостями твердих сплавів

За хімічним складом тверді сплави поділяють на чотири групи:

- вольфрамокобальтові (ВК), містять карбід вольфраму і від 2 до 25 % (за масою) кобальту (ВК2 — ВК25);
- титановольфрамокобальтові (ТК), які, окрім карбиду вольфраму, містять ще і від 5 до 30 % (за масою) карбиду титану (Т5К10, Т15К6, Т30К4);
- титанотанталовольфрамокобальтові (ТТК), додатково до вказаних вище карбідів містять карбід танталу від 2 до 12 % (за масою) (ТТ7К12, ТТ8К6, ТТ20К9);



Мікроструктура вольфрамокобальтового твердого сплаву з різним розміром зерен карбідної фази

- безвольфрамові (ТН20, КНТ16), які основою мають карбід титану, а зв'язкою — сполучення Ні від 5 до 20 і Мо 5—6 % за масою.

Основними характеристиками, що визначають якість спечених твердих сплавів, є густина, твердість, границя міцності під час згинання, ступінь пористості, розмір зерна карбідної фази і товщина кобальтового прошарку. На останні слід звернути увагу, оскільки їхня роль у впливові на властивості твердих сплавів є досить відчутною, як показано у таблиці, адже вони визначають їхню мікроструктуру у спеченому стані.

Густина твердих сплавів складається адитивно із густин WC та Co. Значення густини спечених виробів нижче за розрахункові на 0,5—3,0 % через наявність дефектів. Твердість характеризується опором матеріалу пластичній деформації під час втиснення індентора. Різниця значення твердості, визначеної на приладі Роквелл для практично всіх промислових марок твердих сплавів вкладається у діапазон 6—8 од. *HRA*.

Властивості твердих сплавів, що виготовлені з порошків WC різної зернистості, $T_{\text{спік}} = 1420 \text{ } ^\circ\text{C}$ [6]

Умовне позначення	ρ , $\times 10^3 \text{ кг/м}^3$	R_{brn} , МПа	d_{WC} , мкм	H_c , Е	HRA	HV, ГПа	K_{Ic} , МПа $\cdot\text{м}^{1/2}$
N (нанофазний)	13,87	3300	0,62	456	92,6	1678	11,79
S (субмікронний)	13,83	2150	0,95	288	91,1	1470	13,23
R (середньозернистий)	13,86	3000	1,35	197	90,2	1380	15,28

Тому встановлення будь-якої кореляції між твердістю і параметрами макроструктури твердих сплавів є проблематичним. Наприклад, показник твердості HRA практично не реагує на рівень пористості. Але між середніми показниками твердості та границею плинності за одновісного стиснення спостерігається лінійний зв'язок, і зі зростанням твердості границя плинності підвищується. Тобто дослідження на твердість HRA характеризують середній рівень механічних властивостей сплавів, але не є достатньою оцінкою якості, оскільки довговічність виробів суттєво залежить від наявності внутрішніх дефектів. Коерцитивна сила твердих сплавів визначена не тільки кількістю, але і станом зв'язувальної фази — твердого розчину вольфраму і вуглецю у кобальті. Тріщиностійкість матеріалу — це здатність конструкційного елемента, що містить тріщину (або частково ушкодженого), витримувати навантаження і не зруйнуватись повністю. На відміну від інших механічних характеристик, ця величина не залежить від розмірів виробу, стану

поверхневого шару, наявності дефектів типу пор чи включень графіту. За інших рівних умов цей параметр може бути критерієм стану зв'язувальної фази. Так, для твердих сплавів ця величина лінійно зростає зі збільшенням вмісту кобальту у сплаві та збільшується зі зростанням зерна кобальтового прошарку. Серед властивостей твердих сплавів лише коерцитивна сила виявилася параметром, зв'язок з яким однозначно характеризує зносостійкість сплавів за абразивного зношування (за карбідом кремнію). Зі зростанням коерцитивної сили зносостійкість у цьому випадку лінійно зростає [6].

Властивості твердих сплавів впливають на їхню оброблюваність під час шліфування алмазними кругами: зі зростанням густини r , твердості $H_{\text{тс}}$ та міцності під час згинання $R_{\text{бм}}$ сплавів витрати алмазів зменшуються, як і за зростання величини зерен карбідної фази ($Z_{\text{кф}}$); а зі зростанням коерцитивної сили (Kc) витрати алмазів зростають.

Однак серед сучасних твердих складнолегованих сплавів є такі, обробка яких дуже важка. До них належать сплави, леговані карбідами танталу та ванадію: група ТТК і типу ОМ (ОМ означає, що твердий сплав додатково легований карбідами VC та TiC; ХОМ — твердий сплав типу ОМ додатково легований Cr_3C_2 ; ХТМ — додатково легований Cr_3C_2 , TiC і MoC). Це пов'язано з тим, що додаткове легування карбідами ванадію і титану сприяє формуванню тонкозернистих твердих сплавів, у яких розмір зерен не перевищує 1 мкм, водночас підвищується опір пластичному деформуванню сплаву і погіршується шліфувальність. У літературі майже відсутні дані щодо зв'язку властивостей твердих сплавів із вихідними показниками технологій, але відомо [6], що, напри-

**Порівняльні дані з оброблюваності твердих сплавів,
за [6] (порівняльний коефіцієнт ВК6 — 1,0)**

Марка твердого сплаву	Відносні витрати алмазів	Ефективна потужність шліфування	Шорсткість обробної поверхні (за параметром <i>Ra</i>)
ВК3М	0,92	0,56	1,31
ВК6	1,00	1,00	1,00
ВРК15	1,28	0,80	0,81
ТТ10К8Б	1,38	0,80	1,33
ТТ21К9	1,62	0,95	0,44
ТТ8К6	1,66	0,60	1,42
ВК6 ОМ	3,92	0,70	1,16
ВК10 ОМ	4,38	0,75	1,61
ВК10 ХОМ	6,85	0,60	1,59

клад, коерцитивна сила твердих сплавів є важливою характеристикою, яка, певною мірою, визначає зносостійкість сплавів. Зі зростанням вмісту кобальту у сплавах така сила спадає, як і міцність і зносостійкість твердосплавних пластин. Через таку незадовільну оброблюваність титано- і танталовмісних твердих сплавів продуктивність їх якісного шліфування не перевищує 1200 мм³/хв., що є вкрай недостатнім для сучасного виробництва. Також встановлено [6], що таке легування значно підвищує знос алмазних кругів і шорсткість обробної поверхні.

Звернімо увагу на те, що наявність такої різної оброблюваності твердих сплавів слід враховувати у разі одночасного шліфування багатогранних пластин на відповідному обладнанні, щоб уникнути нерівномірного зношування алмазних кругів.

Відомості щодо складу і властивостей найвідоміших марок твердих сплавів наведено у Додатку 3.

Від твердих до безвольфрамових твердих сплавів

У попередніх підрозділах ми розібрали особливості твердих сплавів. Мова йшла про вольфрамовмісні тверді сплави з основними карбідами у вигляді карбіду вольфраму. Але ми звернули увагу і на те, що там була досить суттєва група твердих сплавів із карбідами титану і танталу. У металообробці необхідні також тверді сплави, які би, на відміну від вольфрамовмісних, характеризувались високою окислювальною стійкістю, невеликим коефіцієнтом тертя, зниженою схильністю до адгезійної взаємодії з оброблюваними матеріалами, меншою густиною, аніж вольфрамові сплави.

Розробки таких сплавів розпочато ще у 1929—1931 рр., коли Paul Schwarzkorf зі співробітниками створив перший безвольфрамовий матеріал — твердий сплав на основі карбіду титану. З 1931 р. він разом із J. Hirschl (*Metallwerk Plansee*) почали виготовлювати сплав під назвою *Titanit*, що містив 42,5 % Mo_2C , 42,5 % TiC , 14,9 % Ni та 1,0 % Cr [10].

У 1941—1944 рр. в Німеччині через брак вольфраму були створені безвольфрамові сплави для різання сталі і пар тертя. Один із них, отримуваний методом гарячого пресування, містив 44 % TiC , 47 % VC , 3 % Fe , 3 % Ni та 3 % Cr_3C_2 .

У Радянському Союзі від 1970 р. також у зв'язку із браком вольфраму почалась розробка безвольфрамових твердих сплавів, які були спільними розробками виробничників і вчених. Наприклад, ЛЦК20 — безвольфрамовий твердий сплав, розроблений Інститутом хімії Уральського наукового центру АН СРСР та Кіровоградським заводом твердих сплавів.

У 1979—1980 рр. фірма *Mitsubishi* випустила новий твердий сплав *Cermet*, оснований на $Ti(CN)$ як твердій фазі і комплексній зв'язці, що містила Ni та Mo_2S . Сплави гарно протистояли високотемпературним навантаженням.

Вольфрам чи титан?

Отже, одним із основних чинників створення безвольфрамових твердих сплавів є саме брак вольфраму. Розберімося з ним і порівняємо з його конкурентом — титаном.

Вольфрам — елемент VI групи періодичної системи елементів Д.І. Менделєєва. Вміст у земній корі складає 0,005 % за масою. Серед тугоплавких металів вольфрам має найвищі значення температури плавлення, модуля пружності та коефіцієнта теплопровідності. Світові запаси (оцінка) в тис. тонн: Європа — 187,7; Азія — 4797,3; Америка — 1501,7; Австралія — 367,4; інші країни — 134,2. Світові запаси вольфраму на початку третього тисячоліття оцінюються в 3,18 млн т. Річні витрати вольфраму на початку XXI ст. складають 84300 т, зокрема у США — 23000 т; 60 % видобутого вольфраму йде на виробництво твердих сплавів і швидкорізальних сталей.

Властивості: атомна маса, 183,85; густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 19,3; твердість HV , ГПа — 3,43—4; модулі пружності, ГПа — 340—520 та зрушення, ГПа — 140—220; коефіцієнт Пуассона — 0,28; границя плинності, МПа — 700; частка пластичної деформації у загальній пружно-пластичній деформації, d_H — 0,924; тимчасовий опір розтягненню, МПа — 1800—4150; енергія кристалічної ґратки, кДж/моль — 905; поверхнева енергія, Дж/м² — 3,0; теоретична міцність на відрив, Па — 86;

питомий електроопір, мкОм·м — 5,5; теплота плавлення, кДж/кг — 184,23; КЛТР, 10^{-6} град $^{-1}$ — 4,4—4,76; теплоємність, Дж/(кг·К) — 134,14—139,9; теплопровідність, Вт/(м·К) — 167—190; температури: розм'якшення, °С — 1000, плавлення, К — 3653—3683 та кипіння, °С — 5527—5930.

Основною сферою застосування вольфраму (понад 50 %) є виробництво карбіду вольфраму для різальних і зносостійких матеріалів. Наприклад, у США структура споживання вольфраму складає: карбіди вольфраму — 60 %, сталь — 21 %, дріт, зокрема для електроламп — 15 %.

Титан — елемент IV групи періодичної системи Д.І. Менделєєва. Атомна маса 47,90. Вміст у земній корі 0,61 %. Існує у двох модифікаціях — низькотемпературній (α -модифікації), що має гексагональну щільноупаковану ґратку, та висотемпературній (β -модифікації), що має кубічну об'ємноцентровану ґратку. Температура поліморфного α - β перетворення становить 882,5 °С. Відрізняється відносно високою питомою теплотою сублимації, приблизно 10000 кДж/кг, яку приймають за міру сил міжатомної взаємодії. Титан має низьку теплопровідність, яка до 770 К знижується до значення 19 Вт/(м·К), а за 1500 К досягає величини 35,15 Вт/(м·К). Це сприяє концентрації тепла у поверхневих шарах контакту і хімічно їх активує.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м 3 — 4,5; твердість, HV, ГПа — 0,6—1,57; модулі пружності, ГПа — 98—120 та зрушення, ГПа — 38,7; коефіцієнт Пуассона — 0,361; частка пластичної деформації у загальній пружно-пластичній деформації, d_H — 0,973; тимчасовий опір розтягненню, МПа — 450—1020; константа швидкості подрібнення, 10^2 год $^{-1}$ — 0,96; амплітуда теплових коливань, Å — 0,149; границя плинності, МПа — 147; енергія кристалічної

гратки, кДж/моль — 470; теплопровідність, Вт/(м·К) — 17,2—22; питома теплоємність, Дж/(моль·К) — 26,09; теплота плавлення, кДж/моль — 17,13—20,94; питомий електроопір, мОм·м — 0,42—0,55; КЛТР, 10^{-6} град⁻¹ — 8,2—9,95; температури плавлення, К — 1941—1998 та кипіння, °С — 3260—3286.

Широкозастосовний у різних галузях промисловості (авіакосмічній, хімічній, чорній і кольоровій металургії, медицині та ін.). 2005 р. компанія *Titanium Corporation* опублікувала таку оцінку використання титану в світі, %: 60 — фарба, 20 — пластик, 13 — папір, 7 — машинобудування. У структурі споживання титанових концентратів вирізняються два напрями: виробництво пігментного діоксиду титану і застосування титану в металургії. Споживання титану як пігменту є наймасштабнішою областю його застосування. За рівнем споживання цієї речовини на душу населення можна оцінювати якість життя, оскільки попит на пігментний діоксид обумовлений зростанням обсягів будівництва, машинобудування, виробництва товарів народного споживання та інших галузей економіки, продукція яких потребує нанесення стійких покриттів. У економічно розвинених країнах на це витрачають до 90—95 % TiO_2 . Розробка титанових родовищ триває у 12 країнах, зокрема трьох корінних родовищ: ільменіт-магнетитове родовище Теллнес (Норвегія) с запасами TiO_2 32 млн т (сер. вміст TiO_2 18,0 %), родовище ільменіт-гематитових руд Аллард-Лейк (Канада) запаси 27 млн т (вміст TiO_2 34 %), титано-магнетитове родовище Паньжихуа (Китай) запаси 42 млн т (вмісті TiO_2 4,7—5 %). Є також родовище ільменіт-магнетитових руд Отомяки, Фінляндія (запаси 2,2 млн т, вміст TiO_2 13,0 %). На початок ХХІ ст. видобуток титанової сировини (в тис. т у перерахунку на TiO_2) складав: Австра-

ля та Океанія — 1218; ПАР — 618; Канада — 612; Норвегія — 368; СРСР (переважно Україна) — 230; Сьєрра-Леоне — 177,7; США — 140; Індія — 100; КНР — 75.

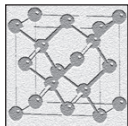
Україна є однією з провідних титаноносних провінцій світу, в якій сконцентровано майже 20 % світових запасів титану. Мінерально-ресурсний потенціал титанодобувної галузі представлений 40 родовищами, з яких одне є унікальним, 13 великих і 10 середніх, 11 родовищ детально розвідані та передані промисловості. Особливістю корінних родовищ є те, що вони мають штокоподібну, лінзоподібну або пластову форму. Наприклад, у межах Коростенського масиву вирізняються такі типи руд у корінних родовищах: 1) апатит-титаномagnetит-ільменитові, характерні для промислових та бідних родовищ; 2) апатит-ільменитові та ільменитові; 3) апатит-титаномagnetит-ульвошпінелеві (Кропивенське родовище). Корінні родовища відомі і в межах Корсунь-Новомиргородського масиву (Носачівське родовище), а також у Східному Приазов'ї (Володарський масив). Іншим важливим напрямом розвитку титанової галузі в Україні є розробка технологій переробки руд, які би дали змогу отримувати різнобічну високотехнологічну та конкурентоздатну продукцію з титану.

Для України титан є важливою сировиною, тому розробка безвольфрамівих твердих сплавів на основі карбіду титану є економічно обґрунтованим перспективним напрямом.

Склад і властивості безвольфрамівих твердих сплавів детально розглянуто у Додатку 4, тут тільки зазначимо, що безвольфраміві тверді сплави характеризуються високою окалинотійкістю, невеликим коефіцієнтом тертя, зниженою схильністю до адгезійної взаємодії з оброблюваними матеріалами, меншою густо-

ною, аніж вольфраміві сплави. Водночас вони мають меншу міцність, ударну в'язкість і теплопровідність за вольфраміві тверді сплави, і виявляють схильність до тріщиноутворення під час напайки.

Шліфування безвольфрамових твердих сплавів характеризується підвищеним зносом алмазних кругів. Це спричинено переважно тим, що у разі шліфування ними виникають значні сили різання. Як наслідок, високопродуктивна алмазна обробка цими сплавами призводить до підвищеного тріщиноутворення в поверненому обробному шарі, оскільки карбід титану має в 1,5, а карбонітрид титану — у 2 рази більшу твердість, аніж карбід вольфраму, а молібденова зв'язка є в'язкішою за кобальтову.



ВІД ПРИРОДНОГО ДО ШТУЧНОГО КАМЕНЮ

Від метало- до мінералокераміки

Згадаймо, з чого ми почали. Першим інструментальним матеріалом фактично був природний камінь. Потім ми перейшли до металів. І ось ми знову повертаємося до каменю, але тепер вже штучного. У попередньому розділі розглянуто металокерамічні матеріали, а тут звернімо увагу на мінералокераміку як один зі штучних прообразів каменю.

Етимологія слова «кераміка» пов'язана з найменуванням району Афін — *Cerami*, де гончарі традиційно, з давніх часів виробляли свою продукцію (*ceramos* означає обпалений матеріал). У «Енциклопедії Сучасної України» [11] зазначено: КЕРАМІКА (від грец. *κεραμική* — гончарне мистецтво та *κεραρός* — глина) — матеріали і вироби, отримані шляхом спікання глин і їхніх сумішей із мінеральними домішками, а також порошоків оксидів та інших неорганічних сполук (карбідів, боридів, нітридів, силіцидів тощо). Кераміку застосовують у всіх

сферах життя — побути (посуд), будівництві (цегла, черепиця, труби, плити, облицювальна плитка, скульптурні деталі), техніці (вогнетриви, електроізолятори, конденсатори, фільтри, сопла, ущільнювачі, металообробні інструменти та ін.).

Еволюцію цивілізації людей можна прослідкувати за історією розвитку виробництва кераміки. Пластичну глину первісна людина використовувала для виготовлення різноманітних скульптурок. За часів пізнього неоліту почали випалювати глиняні вироби, що робило їх твердими, водо- і вогнестійкими. Виготовлення кераміки — один із найважливіших здобутків людини в боротьбі за існування. Вона відіграла вагомую роль у розвитку писемності (клинопис), перші зразки якої збереглися на керамічних плитах із Межиріччя. Кераміка необхідна і в металургії (сопла горнів, тиглі, ливарні форми). Спочатку керамічні вироби формували вручну та випалювали на вогнищі або в домашніх печах. Пізніше з'явилися фахівці, які використовували гончарний круг або відливали вироби в спеціальних формах. Архітектурні деталі, черепицю, керамічні водопровідні труби виготовляли у Давній Греції і Давньому Римі. В останньому особливо розвинулося виробництво цегли, з якої будували складні конструкції (зводи перекриттів, мостові прогони тощо). У XX—XXI ст. увагу приділено переважно удосконаленню та розробці нових технологій виробництва технічної кераміки [11].

Основними характерними ознаками керамічних матеріалів є високі твердість і крихкість, відсутність макропластичності, що обумовлює меншу в декілька разів міцність порівняно з металевими. Кераміка на основі оксидів і безкисневих тугоплавких (металоподібних карбідів, боридів, силіцидів, сульфідів та ін.) і

неметалевих (карбід бору, карбід кремнію, нітрид алюмінію, нітрид бору і кремнію та ін.) сполук має високу температуру плавлення. Саме тому технологія виробництва технічних керамічних матеріалів складається здебільшого із трьох основних технологічних операцій — одержання, формування та спікання порошків. У керамічному виробництві застосовують переважно мікронні (0,1—1 мкм) та нанорозмірні (менше 0,1 мкм) порошки оксидів, безкисневих тугоплавких сполук або інших неметалевих матеріалів і їхніх сумішей.

За хімічним складом керамічні матеріали поділяють на оксидні та неоксидні, за мікроструктурою — на грубо-, тонко- та нанозернисті. Оксидна кераміка — полі- та монокристалічні матеріали, виготовлені шляхом спікання або переплавлення суміші оксидів металів та інших тугоплавких вихідних реагентів. До неоксидних керамік належить група матеріалів на основі металоподібних і неметалевих тугоплавких сполук (карбід бору, карбід кремнію, нітрид бору, нітрид алюмінію і нітрид кремнію) [11].

Мінералокерамічні інструментальні матеріали виготовляють з глинозему (оксид алюмінію) шляхом пресування і термічної обробки. Вони не поступаються за твердістю металокерамічним твердим сплавам, переважають їх за зносостійкістю, але мають нижчі ударну в'язкість та опір навантаженням під час згинання. Основний їхній недолік — низька теплопровідність.

Інструментальна мінералокераміка

Перші відомості про використання кераміки як різального інструмента належать до середини 1930-х рр. Випробуванням були піддані оксиди алюмінію, хрому,

магнію, цирконію тощо. Але їх подальше застосування стримувала — висока крихкість. Лише 1945 р. знайома вже нам фірма *Widia* отримала позитивні результати на різальному інструменті з оксиду алюмінію з домішкою оксиду хрому.

Сучасна інструментальна кераміка — не монофазний матеріал на основі оксидів або нітриду кремнію, а композит із матрицею з оксидної (переважно Al_2O_3), або безоксидної (здебільшого Si_3N_4) фази, а також змішаної (сіалон) кераміки і армованої ніткоподібними кристалами тугоплавких сполук.

У групі мінералокерамік нас буде цікавити саме інструментальна кераміка — окрема група інструментальних матеріалів на основі оксидів, карбідів і нітридів:

- оксидна (біла), що вміщує понад 90 % оксиду алюмінію, для підвищення міцності її легують оксидами цирконію і магнію. Отримують здебільшого методом холодного пресування з подальшим спіканням. До неї належать кераміки марок ЦМ332, ВО13, ВО16, ВО18;

- оксидно-карбідна (чорна), що вміщує нарівні з оксидом алюмінію до 20—40 % карбіду титану. Отримують здебільшого методом гарячого пресування. Це кераміки марок ВОК60, ВОК65, ВОК71, ВОК200. Електропровідність таких керамік залежить від їхньої густини, напряду пресування, марки матеріалу;

- нітридна (на основі Si_3N_4) кераміка марки Силініт, отримують методом гарячого пресування;

- шарувата кераміка, що сполучає мінерало- та металокераміку; марки ВОК85 та ВОК95.

Об'єм застосування керамічних пластин в Японії складає 8—10 %, в США 3—4 %. Застосування керамічного різального інструменту на підприємствах США дає зекономити майже 530 млн USD за рік унаслідок зниження часу обробки та використання вищої

швидкості різання за мінімізації інтенсивності зносу інструменту.

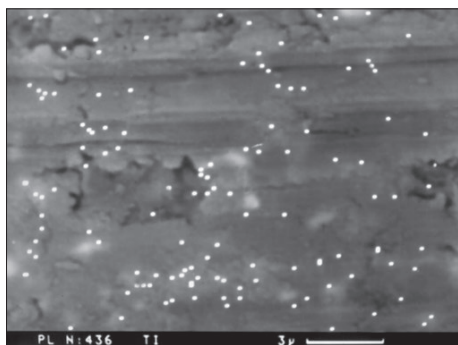
Основним недоліком різальної кераміки є її відносно висока чутливість до різких температурних коливань, що важливо для застосування її в процесах різання та обробки шліфуванням. Наприклад, під час дослідів на термовтомну міцність різних інструментальних матеріалів зразки розміром $3 \times 3 \times 4$ мм нагрівали у печі до температури 873 К, після чого різко охолоджували у воді. Найменшу кількість циклів нагріву й охолодження витримав матеріал ЦМ332 (5—8 циклів), далі за зростанням — Т15К6 (15—20), ВК8 (60—90), Ельбор-Р (180—200), ПТНБ (більше 300) [6].

Склад і властивості керамік детальніше описано у Додатку 5.

Електроопір кераміки

Електроопір оксидних керамік є достатньо великим (10^9 — 10^{12} Ом·м) [6], а із підвищенням температури зменшується і за 1273 К складає 10^5 Ом·м. Електроопір оксидно-карбідної кераміки істотно менший ($3,3 \cdot 10^{-2}$ Ом·м) [6] завдяки присутності карбіду титану, питомий електроопір якого складає $5,3 \cdot 10^{-7}$ Ом·м. Таким чином, домішка TiC у оксидну кераміку суттєво змінює її електрофізичні властивості.

Гарячепресована кераміка неоднорідна у мікромасштабі та однорідна у макромасштабі, вміщує велику кількість домішкових центрів розсіювання, як теплових, так і об'ємних. Крім того, на опір впливає міжзеренний прошарок, що має інший хімічний склад зі значним відхиленням від стехіометрії зерна матриці, контакту матеріалів різної структури та ін. [6]. Аналіз поверхні за розподілом титану за допомогою мікроана-



Розподіл титану в структурі оксидно-карбідної кераміки BOK60

лизатора *CamScan-4DV*, свідчить, що кераміку BOK60 структурно можна віднести до статистичних систем, які складаються з зерен, розташованих хаотично і нерегулярно. Розрахувати електропровідність статистичної системи за електропровідністю складових фаз (g_1 і g_2) принципово можливо, якщо відомий об'ємний вміст (c_1 і c_2) кожної фази [6]. Але обчислення за суттєво різних значень g_{TiC} і $g_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ призводять до досить суттєвої похибки. Тому їхню електропровідність розраховують через концентрацію носіїв заряду. У оксидній кераміці потенційний бар'єр на межі зерна є значним, а концентрація носіїв низька. Найчастіше електропровідність кераміки має іонний характер, а рухомішими є іони між вузлами і у дефектах кристалічної ґратки. Загалом електропровідність кераміки g_k може бути обрхована за формулою: $g_k = q_n n_n u_n$, де q_n — заряд носія, К; n_n — число носіїв у одиниці об'єму, шт./ m^3 ; u_n — рухливість носіїв, $\text{m}^2/(\text{c} \cdot \text{V})$ [6].

У композиційній кераміці n_n та u_n є змінними. Із підвищенням концентрації TiC кількість носіїв зростає, а структура міжзеренного прошарку змінюється: зерна TiC проникають у алюмошпінель, порушуючи її цілісність (TiC взаємодіє з MgO, утворюючи нові

фази [6]). Хоча концентрація носіїв зростає, їхня рухомість залишається низькою. З подальшим підвищенням (більше 15 %) вмісту TiC деякі його зерна поєднуються у ланцюжки, утворюючи безперервний об'ємний наповнювач. Тому тип системи змінюється з матричної на статистичну, де концентрацію носіїв можна розраховувати так: $n_n = g_{\text{TiC}} c_v N_A / M$, де c_v — об'ємна концентрація TiC в кераміці; N_A — число Авогадро; M — молекулярна маса TiC, моль.

Розсіювання носіїв на нейтральних дефектах не залежить від температури, а розмір зерна Al_2O_3 — від вмісту TiC у кераміці. Тому кількість об'ємних центрів розсіювання зменшується зі зниженням частки Al_2O_3 . Зміна рухомості носіїв має нелінійний характер і з урахуванням даних [6] може бути записана у вигляді: $U = u_0 \exp[F(c)]$, де u_0 — рухомість носіїв у металоподібному TiC; $u_0 = 1/(q_n n_0 r_{v_0})$; r_{v_0} — питомий об'ємний електроопір пресованого карбіду титану.

Користуючись наведеними рівняннями можна скласти залежність питомого електроопору композиційної кераміки оксидно-карбідного типу від вмісту TiC: $r_v = r_{v_0} \exp[F(c)]/c_v$, де r_{v_0} — питомий об'ємний електроопір пресованого TiC, Ом·м.

Для аналізу цієї експоненціальної залежності експериментально визначено [6] електроопір зразків розміром $5 \times 5 \times 35$ мм з кераміки ВОК60 зі вмістом TiC 15, 20, 25, 30, 40, 50 і 60 % (за об'ємом). Електроопір зразків вимірювали методом подвійного моста за допомогою спеціального пристрою, а експериментальні дані обробили за методом найменших квадратів з апроксимацією заданої дискретної функції $f(x)$ функціями типу

$$f(x) = ae^{bx^n} \text{ або } f(x) = ae^{bx^n + cx^k}.$$



Залежність логарифму питомого електроопору гарячепресованої суміші $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$ від питомої частки у ній карбіду титану

Якщо вміст (за об'ємом) карбіду титану у кераміці становить 15—60 %, електроопір суміші описується так:

$$p_v = \frac{p_{v_0}}{c_v} \exp \left[4,4c_v^{2,5} + \frac{1}{5,65c_v^{2,5}} \right],$$

відносна похибка значень електроопору становить 49,4 %, а їхніх логарифмів — 12,8 %.

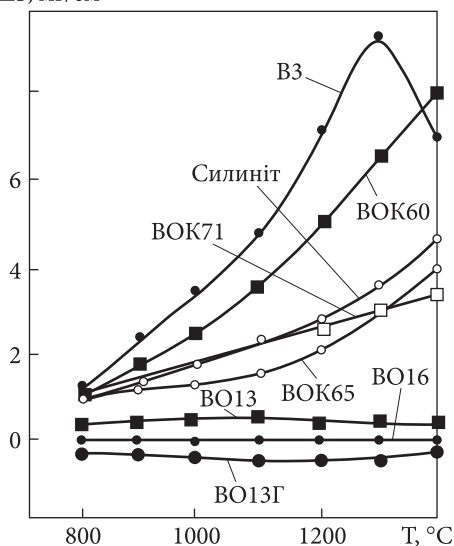
Для перевірки проілюстрованої залежності $r_v(c)$ використано дані дослідів з визначення за 293 К електроопору кераміки, що містила 15, 30 та 50 % (за масою) TiC [12] і визначено, що експериментальні дані задовільно співпадають з розрахунками. Розкид у результатах дослідів можна пояснити тим, що зразки через намел мають певну домішку металів (W , Fe). Крім того, хоча гарячепресована кераміка теоретично безпориста (пористість не перевищує 0,5 %), але пори

у ній все ж таки є, як і різного роду об'ємні та лінійні дефекти, що відіграють роль центрів розсіювання. Загалом наведена формула придатна для розрахунку електроопору гарячепресованої суміші $Al_2O_3 - TiC$, що вміщує 15—60 % TiC . Якщо вміст TiC у кераміці становить 5—15 %, триває процес формування неперервного електропровідного каркасу, кількість об'ємних дефектів скорочується, провідність збільшується. Внесення понад 15 % домішки TiC у оксидну кераміку гарантовано забезпечує задовільну, наприклад для їх електрошліфування, провідність.

Тепловий вплив на кераміки

Тепловий, особливо циклічний, вплив на кераміку є досить критичним. Тому важливо розуміти особливості поведінки оксидно-карбідних керамік у разі динамічного нагрівання до 1700 К від кімнатної температури.

Залежності величини окиснення від температури за динамічного нагріву керамік, проілюстровані тут, свідчать, що сучасну інструментальну кераміку за схильністю до окиснення можна умовно розділити на три групи, причому групи I та II розрізняються тільки за температури від 1273 К. Характерним для I групи «схильних до окиснення» керамік (ВЗ, ВОК60) є те, що вони починають активно окиснюватись за температури 973—1013 К, водночас спостерігається прибуток маси. Це пов'язано з окисненням TiC , що є у складі керамік, і утворенням на його поверхні мінералу анатазу (TiO_2), який не має захисних властивостей. Зі зростанням температури до 1333 К швидкість окиснення зменшується, що пов'язано з переходом анатазу у рутил, який має такий самий склад, але іншу кристалічну структуру, вищі захисні властивості

ΔS , мг/см²

Схильність до окиснення керамік під впливом динамічного нагрівання

і забезпечує задовільну стійкість проти окиснення TiC в інтервалі 1173—1873 К. Перехід від анатазу до рутилу супроводжується зменшенням об'єму, що спричиняє великі механічні напруження у окалині та виникнення у ній тріщин. Як наслідок, утворюється окалина, що складається з верхнього спеченого шару у вигляді кристалічної плівки рутилу і нижнього шпаруватого шару з переважним вмістом анатазу, слабо пов'язаного з основним шаром. Цей механізм окиснення підтверджують як рентгенографічні дослідження, так і зміна кольору зразків: з чорних вони стають коричневими. Для порівняння вкажемо, що товщина окисненого шару на кераміці В3 складає 0,8—1,2 мм, а на ВОК60 — 0,33 мм.

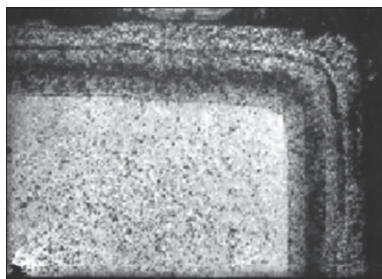
У керамік II групи (Силиніт, ВОК65, ВОК71) товщина цього шару складає трохи менше — 0,24—

0,25 мм. Початок активного окиснення припадає на 1070—1430 К. Менша товщина і ступінь окиснення пояснюється тим, що ці кераміки є більш дрібнодисперсними, до того ж їх додатково легують металами, які утворюють складну оксидну плівку. Так, рентгенографічно у керамік ВОК71 та ВОК65 в окисненому шарі реєструються лінії MgTiO_2 , а також лінії анатазу і рутилу, які обумовлюють світло-коричневий колір зразків після окиснення. Окиснення Силиніту має особливість — після 1570 К прибуток маси закінчується. Ймовірно, це пов'язане з утворенням на поверхні тонких оксидних плівок кремнезему, які виключають можливість взаємодії нітриду кременю і кисню. За даними рентгенофазового аналізу, за 1670 К в окисненому шарі Силиніту знаходяться Si , $\text{SiO}_2\text{-}\beta$ і MgSiO_4 , що підтверджує викладений вище механізм окиснення.

До III групи належать чисто оксидні кераміки (VO_{13} , VO_{16} та $\text{VO}_{13\Gamma}$), які практично не окиснюються до температури 1670 К, що пов'язано з їхньою оксидною основою.

З'ясовано, що ступінь окиснення інструментальних керамік під час нагрівання до 1670 К є невеликим і складає $(0,2\text{—}7,9) \times 10^{-2}$ кг/м², але це може спричинити формування тріщин у поверхневому окисненому

Мікроструктура окисненого шару кераміки групи I (ВОК60)



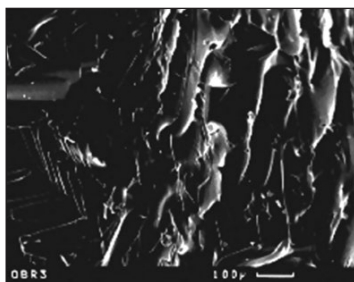
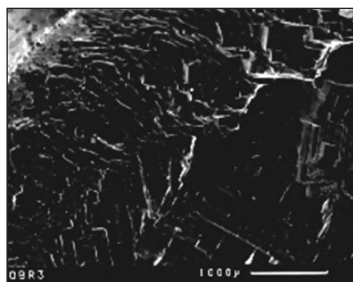
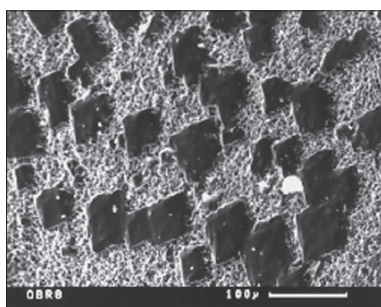
шарі. Найбільше піддаються цьому саме оксидно-карбідні кераміки і це особливо актуально для електрошліфування інструментальних керамік, що містять карбід титану, і є досить чутливими до дії електричних розрядів.

Уперше розглянуто особливості плавлення інструментальних керамік у роботі [13]. Зразки керамік ВОК60, ВОК71 та ВО13 нагрівали до температури 2400 К, коли відбувається плавлення Al_2O_3 , що ближче до реальних умов електроерозійного розряду. Установлено, що оксидна кераміка починає плавитися за 2313 К. Після нагріву до 2443 К і охолодження зразок (куб розміром $3 \times 3 \times 3$ мм) набуває форму тигля, на його периферії спостерігається кірка плавлення, а у центрі — правильні кристали. Різниці у елементному складі кірки і кристалів не виявлено.

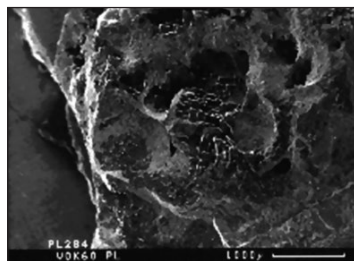
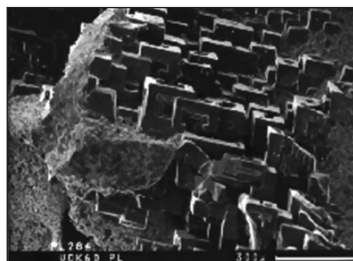
На відміну від оксидних керамік, оксидно-карбідні, наприклад ВОК60, у ході нагрівання до 2443 К плавляться у каркасі. Характерним є утворення великої кількості пор, на внутрішній поверхні яких формуються кристали як продукти плавлення й охолодження. Кількісний аналіз елементного складу кристалів свідчить, що вони містять алюміній, вуглець і кисень, і практично не містять титану. Приблизно їхній склад можна визначити як $Al_3O_2C_6$. Але на зламі зразка, у місці між порами, характерною є повна відсутність вуглецю і наявність підвищеного вмісту титану [13].

Аналогічні процеси відбуваються і під час плавлення кераміки ВОК71, хоч на поверхні не утворюється єдина алюмінієво-киснева кірка, як на ВОК60, а спостерігається вихід поодиноких кристалів на поверхню. У цьому випадку також утворюються пори з кристалами [13].

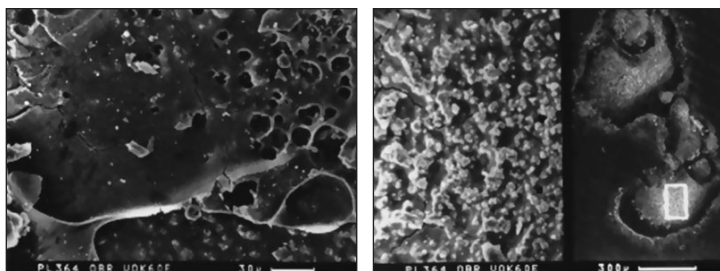
Кірка плавлення оксидно-карбідної кераміки ВОК71



Плавлена оксидна ВО13 кераміка: загальний вигляд (ліворуч) і кірка плавлення



Плавлена оксидно-карбідна ВОК60 кераміка: кристали (ліворуч) і злам плавленого зразка



Вплив електророзрядів на поверхню кераміки ВОК60: тріщини в лунці (ліворуч) і кірка в лунці розряду

Особливістю електроерозійного впливу на поверхню керамічних матеріалів є поява тріщин у лунках розряду. Аналогічно процесам під час термічного плавлення тут утворюються кірки. Кількісний аналіз продуктів плавлення свідчить, що у лунках розряду утворюється структура, близька до зламу зразка після плавлення, у якій відсутній кисень. Приблизний склад поверхні зламу після цього процесу — $\text{Al}_{10}\text{Ti}_2\text{O}_{15}$, а у лунці розряду — $\text{Al}_{15}\text{Ti}_2\text{O}_{26}$.

Шарувата кераміка

Шаруваті кераміки — композиційні шаруваті різальні матеріали — є сполученнями різального керамічного шару та підкладки, або прошарку з безвольфрамового твердого сплаву ВОК95С і ВОК85С.

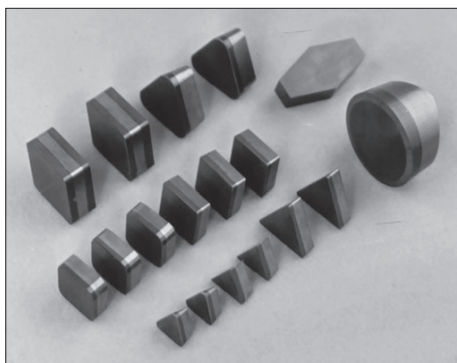
ВОК85С складається з трьох шарів: робочого керамічного шару товщиною 1—2 мм та твердосплавного прошарку. ВОК95С складається із двох шарів: робочого керамічного шару товщиною 1—2 мм та твердосплавної підкладки. Обидві марки мають такі властивості: границя міцності під час згинання, МПа — 800—1000; твердість кераміки, *HRA* — 93—94.

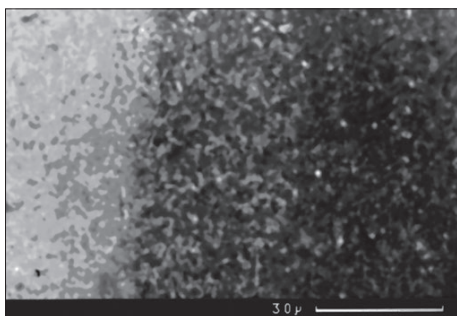
Область їх застосування — швидкісна обробка різанням високотвердих сталей і чавунів в умовах ударних навантажень, фрезерування, різьбо- та канавко-нарізання.

Особливістю будови структури таких керамік є те, що твердосплавною підкладкою в них є безвольфрамкові тверді сплави (БВТС) групи ТН, розглянуті вище. Керамічна частина виконана з оксидно-карбідних керамік. Тобто в обох частинах є карбід титану, що полегшує поєднання шарів. Тим не менше, між керамікою і безвольфрамовим твердим сплавом є перехідний шар певної товщини, що покращує з'єднання шарів. Це і дає можливість суттєво підвищити границю міцності під час згинання і експлуатаційні властивості таких пластин.

Особливості шліфування мінералокераміки спричинені її підвищеною твердістю й особливостями роботи алмазних зерен у такому матеріалі. Установлено, що зерно залишає чіткий слід на поверхні кераміки, однак окрайки подряпин менш рівні, ніж у твердих сплавів. Така відмінність пояснюється певною пористістю і підвищеною крихкістю мінералокераміки. На

Приклади багатогранних шаруватих пластин з ВОК85С та ВОК95С (три- і двохшарові відповідно)





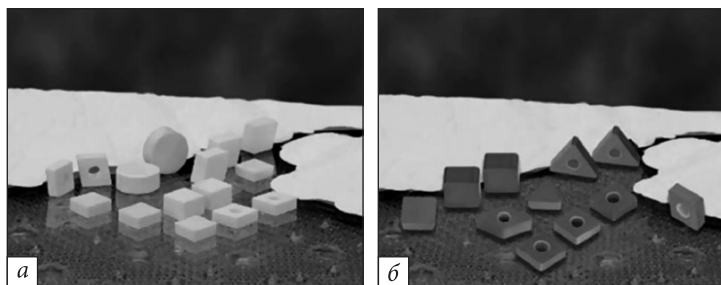
Перехідний шар між керамікою (світліша частина) та БВТС (темна)

електронних знімках поверхні, підданої шліфуванню, не виявлено ознак адгезійної взаємодії алмазу та кераміки. Остання має низьку теплопровідність, унаслідок чого у тонкому поверхневому шарі можливе виникнення температур, здатних викликати графітизацію алмазу. Коефіцієнт тертя корунду по графіту у інтервалі температури 873—1773 К має дуже низьке значення. Це пояснюється взаємодією кераміки з вуглецем, через що утворюються оксикарбіди і карбіди алюмінію, які значно погіршують оброблюваність керамік навіть алмазними крутами.

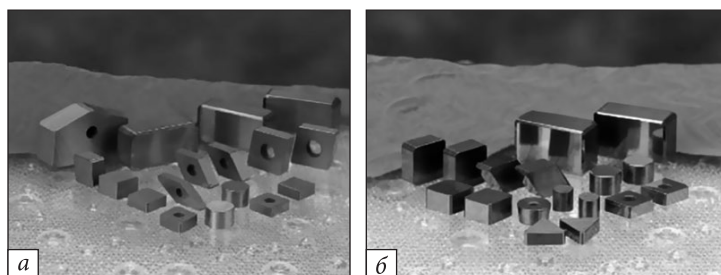
Нові розробки керамічних інструментальних матеріалів

Галузь створення керамічних інструментальних матеріалів є досить мобільною, там впроваджуються нові розробки. Наприклад, корейська фірма *TaeguTec* широко представляє власні розробки на міжнародних виставках [14]. Вона випускає ряд сучасних керамік, охарактеризованих нижче.

Як бачимо, основою цих керамік є вже нам знайомі оксиди, карбіди та нітриди. Водночас сучасні розробники багато уваги приділяють мікроструктурі керамік



Різальні пластини з кераміки із чистого оксиду алюмінію AW20 (а) і на основі нітриду кремнію (AS500 та AS10) (б) [14]


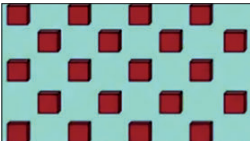
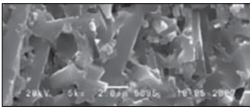
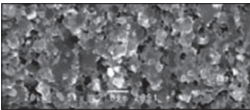


Різальні пластини з керамічних сплавів AB30 (а) і AB20 (б) [14]

Фізико-механічні властивості керамік фірми TaegyTec [14]

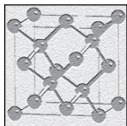
Марка кераміки	AW20	AB20	AB30	AS500	AS10
Склад	Al_2O_3	Al_2O_3	Al_2O_3, TiC	SiAlON	Si_3N_4
Густина, г/см ³	4,1	4,3	4,2	3,2	3,2
Твердість, HRA	93,8	94,5	94,5	93,9	93,7
K_{Ic} , МПа/м ^{1/2}	3,0	3,2	3,5	5,5	6,0

Склад і структура керамічних пластин фірми *TaeguTec* [14]

Характеристика	Марка пластин	
	AS500 (нітрид кремнію)	AB20 (оксид алюмінію)
Основа	Si_3N_4	Al_2O_3
Добавки	Al_2O_3 і оксиди	Ti, TiC тощо
Стійкість до викришування	5—7	3—4
Твердість, <i>HV</i>	1600—1900	1800—2100
Схематична діаграма		
Мікроструктура		

(матрична чи волокниста) і ми це можемо побачити у інших розробках цієї ж фірми [14].

Ці нові підходи до формування структури керамічних матеріалів застосовують і в такому сучасному виді керамічних матеріалів, як надтверда кераміка, якій присвячено черговий розділ.

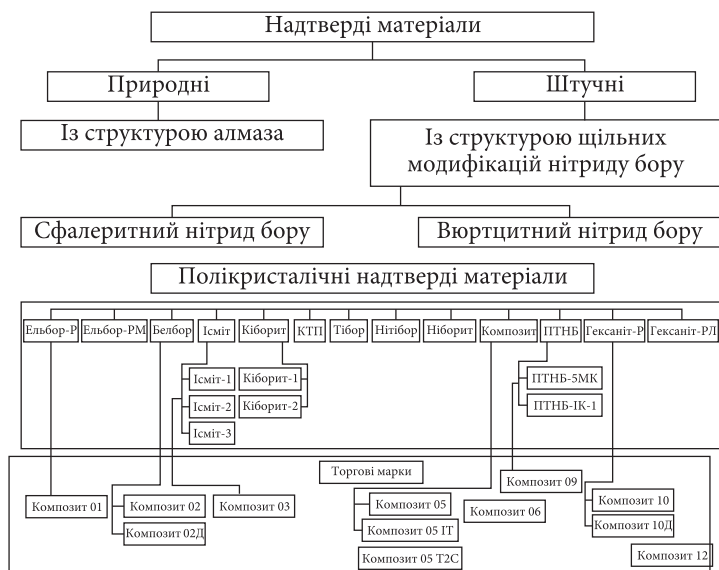


КАМІНЬ ПРИРОДНИЙ І ШТУЧНИЙ

Від інструментальної до надтвердої кераміки

Рухаємось далі за напрямом розвитку інструментальних матеріалів. Ми вже повернулися знову до каменю, але штучного, і в попередньому розділі розглянули інструментальну кераміку, складену переважно оксидами, карбідами і нітридами, що властиво і природному каменю. Згодом у зв'язку із поширеним використанням важкооброблюваних матеріалів від 1960-х рр. особливу увагу почали приділяти створенню принципово нових композиційних полікристалічних надтвердих матеріалів (ПНТМ) на основі алмазів і кубічного нітриду бору (КНБ), придатних до ефективної обробки високоміцних сталей і сплавів, і розробці нових технологічних процесів обробки деталей. Мова йде про інструментальну надтверду кераміку, придатну до вищої швидкості різання, ніж тверді сплави.

Уперше як самостійна група оброблюваних інструментальних матеріалів ПНТМ було розглянуто в 1970-х рр. у харківській

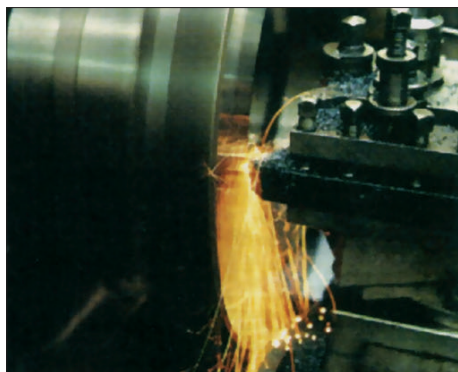


Класифікація нових інструментальних ПНТМ [3]

Порівняння швидкостей різання під час обробки інструментами з ПНТМ і твердих сплавів [15]

Оброблюваний матеріал	Швидкість різання, м/с	
	ПНТМ	твердих сплавів
Сталь 150—250 НВ	1,66—3,33	2,10—5,00
45—55 HRC	1,33—2,66	0,60—1,15
60—70 HRC	1,00—2,00	0,15—0,50
Сірий чавун, 120—240 НВ	6,66—16,66	1,66—3,33
Високоміцний чавун, 160—330 НВ	5,00—13,33	0,83—1,66
Вибілений і загартований чавун, 40—60 HRC	0,83—2,50	0,15—0,31

Процес точіння загартованої сталі різцями з ПНТМ за збільшеної швидкості різання



науковій школі М.Ф. Семка. Увагу приділено принциповій важливості структурного аспекту аналізу властивостей і визначення областей застосування ПНТМ. Далі викладено основні їхні результати. Усі полікристалічні НТМ розділені на п'ять груп: 1 — синтетичні полікристалічні матеріали на основі алмазу (СПА); 2 — синтетичні полікристалічні матеріали на основі нітриду бору (СПНБ); 3 — синтетичні полікристалічні композиційні матеріали (СПКМ); 4 — синтетичні полікристалічні двошарові композиційні матеріали з робочим шаром з алмазу (СПДКА); 5 — синтетичні полікристалічні двошарові композиційні матеріали з робочим шаром з нітридів бору (СПДКНБ).

З цієї класифікації видно, що ПНТМ загалом поділяються на дві великі групи: на основі алмазу і на основі КНБ. Розберемо далі особливості матеріалів кожної з груп.

Полікристалічна надтверда кераміка на основі алмазів

Алмазні полікристали отримують шляхом прямого синтезу з чистого графіту в присутності металу-ката-

лізатора під дією тиску в межах 80 кбар і температури біля 1200 °С (АСБ, тобто балас, АСПК — карбонадо, АКМ), а також прямим спіканням дрібних алмазних порошоків (мегадаймонд) або спіканням із зв'язкою (СВ, СВС, алмет та ін.)¹.

Алмази типу АСБ та АСПК за структурою і зовнішнім виглядом є ідентичними природним аналогам: баласу і карбонадо. Кристаліти за перерізом зразка в центрі є дрібнішими, аніж на периферії — 10—300 мкм. Поверхня більшості кристалітів алмазу (АСБ) є комбінацією форм куба (100), октаедра (111) і тетрагексаедра (210) з приблизно однаковим розвитком площі граней. Полікристали АСПК мають аналогічну, але більш тонкозернисту структуру і менше дефектів, що дає підстави характеризувати карбонадо як міцно зцементовану масу достатньо досконалих кристалітів. Структурні особливості цих полікристалів, зокрема розмір зерен, величина і концентрація пор, тріщин, густина дислокацій обумовлені морфологічними особливостями вихідної сировини (графіту) і параметрами режимів синтезу. У баласів, виготовлених із крупнозернистого графіту, спостерігається чітка замкненість границь, пори розміром до 20 мкм і тріщини, явно виражена текстурованість зерен: дрібнозернисті графіти обумовлюють і більш дрібнозернисту структуру полікристала.

Важливою особливістю внутрішньої будови полікристалічних алмазів типу АСБ і АСПК є наявність у них різних включень, що значно впливає на фізико-механічні властивості алмазів. Це — графіт, що не прореагував, метал-каталізатор, його карбіди, оксиди і твердий розчин метал-вуглець. Розмір включень

¹ Грабченко А.И., Федорович В.А. 3D моделирование процессов алмазно-абразивной обработки. Харьков, 2008. 345 с. URL: http://library.kpi.kharkov.ua/TUF/resource_1094

може досягати 0,5—10 мкм. Дисперсні металеві включення за складом належать до двох видів: орієнтовані, закономірно пов'язані із ґраткою алмазу, вкладені всередині кристалітів, і неорієнтовані, розташовані між зерен. Кількість неорієнтованих включень складає 1—8 %, а орієнтованих — 5 %. Виявлено, що в різних перерізах зразка полікристалічних алмазів концентрація металофази, зокрема нікелю, є приблизно постійною і для АСБ та АСПК складає 1,8—2,2 % та 1,37—1,5 % відповідно.

Структура алмазів типу СВ вже є двофазною. Тут міжкристалітні границі є нечіткими навіть після травлення. Друга фаза розташовується переважно у вигляді найтонших прожилок між кристалітами алмазу, або у вигляді скупчень неправильної форми у міжзеренному просторі. Загальна кількість домішок не перевищує 2 %. Однак частка металевої зв'язки може бути суттєво більшою, якщо спікаються порошки після просочення нікелем, кобальтом, залізом, марганцем, хромом та ін., що змінює кут змочування алмазу.

Межа міцності вказаних матеріалів під час стиску, визначена за одновісного статичного навантаження, характеризується широким інтервалом значень від 0,2—0,4 ГПа у баласу до 5 і навіть 9 ГПа у СВ. За зростанням її величини алмазні полікристали утворюють такий ряд: АСБ, АСПК, СВ. Це обумовлено зміною їхньої внутрішньої будови, зокрема зменшенням розмірів кристалітів, а також кількістю домішкових включень і неоднорідністю їх розподілу. Існує певний кореляційний зв'язок між абразивною здатністю з одного боку, і мікротвердістю та густиною, з іншого. Так, зі збільшенням мікротвердості від 5000 до 11400 кгс/мм² абразивна здатність синтетичного баласу зростає від 10 до 151 см³/мг. Із підвищенням густини зразків АСПК

абразивна здатність їх різко падає, а її максимальне значення спостерігається у полікристалів густиною 3,72—3,76 г/см³. Термостійкість для таких алмазів визначена діапазоном 600—1000 °С.

Коефіцієнт тертя є фактором, що визначає характер контактних явищ під час обробки інструментами з НТМ. У алмазів, що синтезуються з графітів, його величина є меншою, аніж у твердих сплавів і швидко-різальних сталей, але все ж більшою, ніж у природних алмазів. Установлено, що коефіцієнт тертя алмазів

Властивості та сфери застосування ПНТМ на основі алмазу [3]

Марка	Властивість			Сфера застосування
	Густина, г/см ³	Межа міцності під час згинання, ГПа	Твердість за Кнупом, ГПа	
АСБ	3,7	0,78	50—80	Тонка і чистова обробка титанових, висококремнистих алюмінієвих сплавів, пластмас, мінералокераміки, твердих і мідних сплавів
АСПК	3,75	0,5—1,0	80—100	
СКМ	—	—	60—70	
СВБН	3,35	—	70—100	
СВ	—	—	65—100	
АТП	3,76	0,80—0,85	50	Чистова обробка граніту, висококремнистих алюмінієвих сплавів, полімерних композиційних матеріалів з абразивними наповнювачами, напилених порошкових матеріалів на основі Al ₂ O ₃



Бурові інструменти
різального типу зі
вставками АТП

АСБ і АСПК у широкому інтервалі зміни властивостей матеріалів, що контактують з ними, знаходиться в межах 0,1—0,3. Відомо, що алмазу властива зміна сил тертя залежно від орієнтації кристалів. Через хаотичне розташування кристалів у синтетичних алмазах збільшення їхнього коефіцієнта тертя є наслідком того, що з контртілом одночасно контактують і «м'які», і «тверді» площини. Полікристалічні алмази АСБ і АСПК випускають у трьох видах: АСБ-5, АСБ-6, АСБ-5А та АСПК-1, АСПК-2 і АСПК-3, вони мають дещо різні властивості та сфери застосування.

Матеріали марок СВБН і АТП є двошаровими композитами: верхній шар товщиною 0,6—1,0 мм виготовлений із синтетичного алмазу, нижній — із твердого сплаву. Найпоширеніші зараз пластини АТП свого часу розробляли для використання в буровому інструменті різального типу.

АТП — алмазно-твердосплавні пластини [6], здебільшого циліндричної форми діаметром 8—13,5 мм,

з двошарового композиційного матеріалу, який отримують шляхом спікання під тиском монокристалічного порошку синтетичного алмазу з вольфрамівмісною твердосплавною підкладкою. Товщина алмазного шару складає 0,5—0,8 мм. Виготовляють шляхом гарячого пресування за температури 1350—1800 °С і тиску 5—9 ГПа. Це формує залишкові напруження стиску у алмазному шарі від 0,47 до 1,3 ГПа і напруження розтягу — 0,87—0,95 ГПа у твердосплавній підкладці.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,7—3,9; твердість за Кнупом, ГПа — 50; границя міцності алмазного полікристалічного шару під час кругового згинання, МПа — 800—850; границі міцності під час: стиску, ГПа — 0,3—0,4 та розтягування, ГПа — 0,3—0,4; коефіцієнт тріщиностійкості K_{IC} , МПа·м^{0,5} — $11,7 \pm 1,4$; терmostійкість на повітрі, K — 950—1000 [6].

Область застосування — оснащення лезових металообробних, породоруйнівних і бурових інструментів різального типу [6].

Останнім часом в Інституті надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України розроблений новий алмазний інструментальний полікристалічний матеріал під торговою маркою АКТМ [16].

АКТМ — алмазний композиційний терmostійкий матеріал із об'ємним вмістом SiC 12—16 %. Окрім того, домішка нанопорошку алмазу у Si-шар у ході отримання композиту сприяє формуванню однорідної зв'язної фази за майже повної відсутності в ній незв'язаного кремнію. Ці фактори визначають підвищення міцності, а також вихід придатних виробів.

Властивості (полікристал): густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,43—3,46; твердість за Кнупом, ГПа — 50—55; модуль пружності, ГПа — 970; границя міцності під час стиску, ГПа — 0,49—3,1; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} —

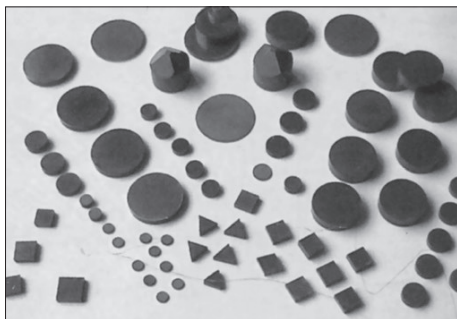
10—12; коефіцієнт тріщиностійкості, МПа·м^{0,5} — 8—12; теплопровідність, Вт/(м·К) — 250—300; терmostійкість на повітрі, К — 1473—1500 [15].

Область застосування — у буровому інструменті, виробництво вигладжувачів, олівців для правлення, робочих елементів датчиків контролю розмірів деталей [6].

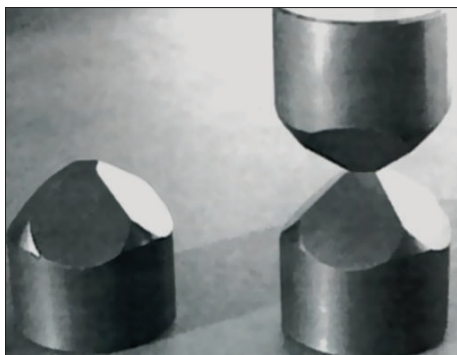
Полікристалічна надтверда кераміка на основі кубічного нітриду бору

Удосконалення технологій механічної обробки виробів із сучасних конструкційних матеріалів пов'язано із підвищенням продуктивності і зниженням вартості обробки за рахунок збільшення режимів різання, що, в свою чергу, зумовлено створенням нових різальних інструментів із застосуванням високоефективних композитів інструментального призначення, таких як ПНТМ на основі кубічного нітриду бору (КНБ, cBN) [8]. Ці матеріали отримують шляхом синтезу з гексагонального нітриду бору в присутності розчинника прямим переходом гексагональної модифікації в кубічну (Ельбор-Р); перетворенням вюртцитоподібної модифікації у кубічну з різною повнотою переходу, яка залежить від параметрів спікання (Белбор, Гексаніт-Р, ПТНБ); спіканням порошків КНБ із активаційними добавками (композит 05-ИТ, киборит та ін.).

Полікристали на основі КНБ типу ельбор-Р мають дрібнозернисту структуру, основною фазою якої є дрібні зерна КНБ, зрощені і взаємно пророслі з утворенням міцного агрегату. Домішки рівномірно розподілені у об'ємі. Поряд із основною кубічною модифікацією β -BN у них може бути частка гексагонального нітриду бору α -BN, який не прореагував. Розмір зерен



Різальні пластини та вставки з кибориту



Пунсони апаратів високого тиску з кибориту-3

і включень супутніх фаз близько 30 мкм, пористість рівномірна.

Композити типу белбор, що отримують без зовнішніх каталізаторів, вирізняються однорідністю структури, високою теплостійкістю і стабільністю властивостей. Детальніше властивості белбору описані нижче в роботі [6].

Матеріал ПТНБ відповідно до складу вихідної сировини становить переважно кубічну модифікацію нітриду бору з розміром частинок 3 та 5 мкм і вюрцитоподібною зв'язкою. Зміна кількісного співвідношення вюрцитоподібного і кубічного нітриду бору у

вихідній суміші призводить до зміни експлуатаційних властивостей полікристалів, що відбивається на властивостях різних композитів.

В Інституті надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України також активно займались розробками полікристалічних інструментальних матеріалів на основі кубічного нітриду бору. У 1960—1970 рр. розроблено матеріали ісміт і дисміт, а у 1980—1990 рр. їх замінено новими розробками, які отримали торгову марку киборит.

Аналогічними розробками у 1970—1980-х рр. займались у Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, де розроблено полікристалічний матеріал торгової марки гексаніт-Р. Він характеризується тонкозернистою, приховано кристалічною, багатофазною структурою. Окрім вюртцитної (BNv), містить у широкому діапазоні концентрацій фази зі структурою сфалериту (BNcf), можлива й графітоподібна модифікація (BNr). Розмір частинок основної фази менше 1 мкм. Включення і домішки розміром 10—15 мкм рівномірно розподілені в об'ємі.

Отже, характерною особливістю і важливою перевагою надтвердих матеріалів вказаної вище групи на основі КНБ є їхня хімічна інертність до сплавів на основі заліза. Мікротвердість становить 30—40 ГПа, зменшуючись у послідовності: ельбор-Р, ПТНБ, гексаніт-Р. У цьому ж напрямі зменшується і крихкість полікристалів, тобто зростає динамічна міцність. Зіставлення цих даних із особливостями структури дає підстави припустити, що вказане зменшення твердості і підвищення в'язкості полікристалів пов'язано зі збільшенням в їхньому складі відсоткового вмісту пластичної фази BNv. Теплопровідність ельбору-Р приблизно вдвічі нижча, ніж у природного алмазу, а термостійкість настільки ж вища.

Сучасна класифікація полікристалічних надтвердих матеріалів на основі кубічного нітриду бору

Згідно зі стандартом ISO 1832-2012, сучасні компози-ти на основі cBN поділяються на три групи — ВН, ВL, ВС [17].

Композити групи **ВН** із кількістю cBN у діапазоні 70—95 % за об'ємом, є суттєво монофазними, але ге-терогенними за своєю структурою. Різальні інстру-менти, оснащені композитами групи ВН, дають змогу ефективно піддавати обробці вироби з різних чавунів, легованих сталей високої твердості, твердих сплавів із вмістом WC понад 15 %, литих високомарганових ста-лей (наприклад, 110Г13Л), деталей із напиленими по-криттями, зокрема самофлюсувальними, з аморфною і аморфнокристалічною структурами і наплавленими покриттями на сплавах мартенситного класу високої твердості [17].

До групи **ВL** належать композити з 45—65 cBN % за об'ємом. Матриця, дисперсність структури якої від-повідає субмікронному діапазону, є мультифазною і має багатокомпонентний хімічний склад на основі керамічних складових із TiN, Ti(C, N), TiC, TaN, TiB₂, Si₃N₄, SiC, МАХ-фаз [17]. Різальні інструменти, осна-щені композитами групи ВL, застосовують для високо-ефективної чистової лезової обробки виробів зі сталей високої твердості (62—64 HRC). Різальні інструменти з композитів систем cBN-TiN, cBN-TiC (вміст cBN 50—55 % за об'ємом), — для чистового точіння загартова-них сталей (ХВГ, ШХ15, 30ХГСА, 40Х, У8) за швидкості різання 180—270 м/хв, що забезпечує продуктивність до 9000 мм³/хв. Порівняно з обробкою інструментами з композитів групи ВН, їхня швидкість зношування є у 1,5—5,0 разів нижчою, що обумовлює отримання об-

роблених виробів високої якості та стійкості інструментів 30—45 хв. За швидкості різання понад 250 м/хв найперспективнішим є застосування різальних інструментів з композитів системи cBN-TiC, які відповідають світовим аналогам (CBN100, SECO, Швеція).

Група **BC** поєднує композити на основі cBN із захисними покриттями.

Різальні інструменти, оснащені композитами групи BC, ефективно застосовують для обробки вказаних вище конструкційних матеріалів. Завдяки цьому: підвищується надійність роботи інструменту на етапі припрацювання, що пов'язано із перерозподілом і зниженням напружень, які формуються в інструменті за його термобаричного навантаження; збільшується період стійкості інструментів за рахунок зміни механізму взаємодії в зоні різання; забезпечується інформаційна функція, пов'язана із полегшенням контролю величини зносу інструменту [17].

Різальні інструменти, оснащені композитами перехідної групи **BL-BH**, за інтенсивності зношування під час чистового точіння залізобуглецевих сплавів твердістю 60—64 HRC зі швидкостями різання 180—270 м/хв перевищують на 25—30 % інтенсивність зношування інструментів із композитами групи BL, але дають змогу обробляти в умовах динамічних навантажень. Тоді обробку інструментами із композитом з низьким вмістом cBN (50—55 % за об'ємом) супроводжує швидке руйнування різальної кромки за рахунок мікро- і макросколювання. Точіння різальними інструментами, оснащеними композитами зі вмістом cBN 70—75 об. % відбувається з подачами 0,2—0,3 мм/об за стійкості інструменту 25—30 хв, що суттєво розширює сферу застосування композитів на основі cBN інструментального призначення [17].

Надтверді структуровані композити на основі кубічного нітриду бору

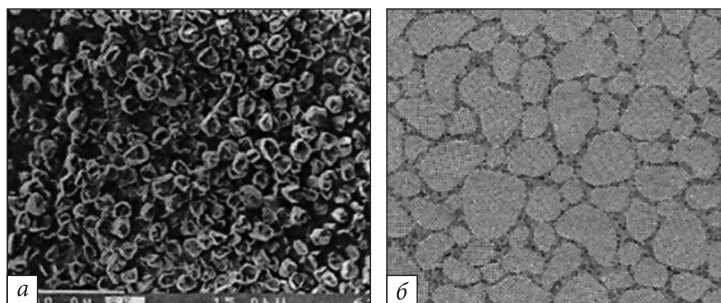
Вивчення закономірностей структуроутворення композитів на основі cBN, отриманих за високих значень тиску і температури, засвідчило, що характерні особливості структурного стану деяких варіантів сучасної інструментальної кераміки на основі cBN дають підстави віднести їх до розряду нових матеріалів — надтвердих структурованих композитів (НСК) [15].

Принцип структурованості пов'язаний із можливістю формування під час спікання в композитах певного гетерогенного структурного стану, що допомагає спрямовано змінювати їхні фізико-механічні властивості, які перевищують властивості монофазних гомогенних матеріалів. Вміст фази cBN в НСК не менше 95 об. %, тобто композит є майже монофазним, але гетерогенним за своєю структурою.

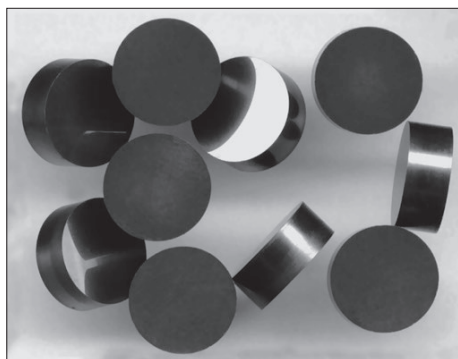
Сучасні НСК можна розділити на дві групи: НСК з комбінованою гетероструктурою і гетеромодульний НСК [15].

НСК з комбінованою гетероструктурою. Керамічну матрицю на основі cBN зміцнюють (армують) шляхом введення високоміцних ізометричних частинок полікристалічного cBN. Для структурного стану армувального компонента характерними є довершеність внутрішніх границь і високий рівень міжзеренної когезії. Структура матриці здатна гальмувати розповсюдження тріщин, розгалужуючи їх в обсязі композиційного матеріалу і завдяки цьому поглинати енергію.

Приклад такої структури НСК — гетероніт розробки Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України. Об'ємний вміст наповнювача, оптимізований за критерієм зносостійкості гетероструктурного



НСК з комбінованою гетероструктурою на основі cBN: високоміцний наповнювач із полікристалічного cBN (а) і модель структури, де високоміцні частинки cBN армують керамічну матрицю на основі cBN (б) [15]



Різальні пластини марки гетероніт

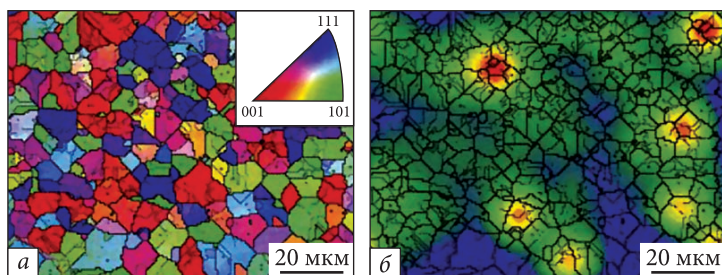
матеріалу, складає 55—65 об. %. НСК марки гетероніт показав себе як високоефективний матеріал для оснащення різальних інструментів для обробки у важких умовах точіння загартованих сталей, чавунів і жароміцних зносостійких покриттів.

Складові НСК марки гетероніт характеризуються такими показниками: густина матриці $3,46 \pm 0,012$, наповнювача $3,47 \pm 0,012$ г/см³; теплопровідність матри-

ці 100—180 Вт/(м·К), наповнювача 250—500 Вт/(м·К); твердість (навантаження 4,91 Н) матриці 28—35, наповнювача 41—51 ГПа; коефіцієнт тріщиностійкості матриці 11—13, наповнювача 6,4—10,5 МН·м^{-1,5}; модуль Юнга матриці 833 ± 12, наповнювача 836 ± 36 ГПа.

Гетеромодульний НСК. Підвищення міцності і термостійкості цієї інструментальної кераміки досягається шляхом уведення у шихту для спікання матриці cBN низькомодульних включень (3—5 об. %). Розміри включень повинні бути істотно меншими за деяке критичне значення, за якого залишкові напруження розтягу поблизу включень у матриці, що виникають за зниження тиску, є недостатніми для спонтанного мікророзтріскування композита. Головними механізмами підвищення міцності є відхилення траєкторій магистральних тріщин, їх розгалуження у неоднорідному полі пружних напружень поблизу частинок іншої фази і, як наслідок, дисипація енергії. Гетерогенність структурного стану в цьому типі НСК обумовлена локальними мікроспотвореннями кристалічної ґратки cBN у безпосередній близькості до дисперсних включень низькомодульної домішки.

Прикладом гетеромодульного НСК на основі cBN є кераміка марки борсиніт, де підвищення міцності і термостійкості досягається шляхом уведення у шихту для спікання матриці cBN включень Si₃N₄. Структура спекеного композита марки борсиніт є ізотропною, зерна переважно орієнтовані хаотично. Метод аналізу картин дифракції зворотньорозсіяних електронів допоміг виявити у композиті характер розподілу залишкових напружень, наявність яких, безумовно, пов'язана з наявністю в матриці cBN стиснених включень низькомодульного β-Si₃N₄. Області напружень в об'ємі композита здатні спричиняти сильний вплив на зароджен-



Структура НСК марки борсиніт: орієнтація зерен (а) і залишкові напруження у структурі композита (б) [15]

ня, характер розмноження, поширення і відхилення тріщин, що призводить до розсіювання енергії під час руйнування матеріалу.

Композит $\text{cBN-Si}_3\text{N}_4$ (3 % за масою), отриманий за оптимальних параметрів тиску і температури, має густину $3,465 \pm 0,005 \text{ г/см}^3$. Виміряні значення пружних модулів складають $E = 860 \text{ ГПа}$, $G = 366 \text{ ГПа}$, $B = 440 \text{ ГПа}$, $\eta = 0,175$. Твердість за Вікерсом і тріщиностійкість визначені за навантаження 98 Н. Середні значення $HV = 36,2 \pm 2,6 \text{ ГПа}$ та $K_{IC} = 11,7 \pm 1,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$.

Для створення гетеромодульних НСК на основі cBN і оснащення різальних інструментів варто приділити увагу забезпеченню хімічної стійкості композиту, необхідної для реалізації процесу обробки. Останнє є важливим для обробки із високою швидкістю різання, за якої на контактних поверхнях інструмента має місце середня температура в межах $1200 \text{ }^\circ\text{C}$. Ефективним інгібітором хімічної взаємодії в зоні різання інструментом, оснащеним НСК на основі cBN , є саме нітрид кремнію Si_3N_4 , який і міститься в гетеромодульних НСК марки борсиніт [15].

Композит гетероніт є високоефективним матеріалом для оснащення різальних інструментів, які за-



Різальні пластини марки борсиніт



Зразки АПКМ з домішкою Ni-Co-WC, армовані пластиною полікристалічного CVD-алмазу (в центрі циліндрів) [18]

стосовують для обробки у важких умовах точіння загартованих сталей, чавунів і жароміцних зносостійких покриттів. Оцінка величини зламної подачі для інструмента, оснащеного композитом гетероніт, у разі обробки напиленого покриття засвідчила, що її величина

знаходиться на рівні 1,5 мм/об. і вказує на перспективи створення на основі цього керамічного композита різьбових інструментів [17]. Інструмент, оснащений композитом борсиніт, показав високу ефективність у обробці загартованих сталей, чавунів, наплавлених і напилених покриттів, твердих сплавів із вмістом $Co > 15 \%$. На інтенсивність зношування інструмента, оснащеного ПСТМ на основі cBN, впливає хімічна взаємодія інструментального матеріалу з обробним, а також елементами середовища, ефективно управляти яким можна за рахунок уведення до складу композита відповідного інгібітору, що зміщує реакцію у більш високотемпературну область. Саме цей ефект і врахований під час виготовлення композита борсиніт [17].

Перспективними напрямками у створенні і подальшому вдосконаленні надтвердих композитів на основі cBN для оснащення різальних інструментів є [17]:

- створення гами матеріалів для оснащення різального інструмента, здатних адаптуватися до умов експлуатаційного навантаження в зоні обробки;
- розробка композитів із функціонально орієнтованими властивостями ділянок, що відповідають різному експлуатаційному навантаженню в різальному інструменті;
- розробка «інтелектуальних» матеріалів інструментального призначення, здатних до самодіагностики.

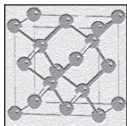
Гібридний алмазний композиційний матеріал — гібридайд

Покажемо два приклади розробки надтвердих композитів із функціонально орієнтованими властивостями ділянок, що відповідають різному експлуатаційному навантаженню в різальному інструменті.

Так, у роботі [18] показано, що подальше зміцнення алмазного полікристалічного композиційного матеріалу (АПКМ) може бути реалізоване армуванням його полікристалічним *CVD*-алмазом в умовах високих значень тиску і температури.

У роботі [19] представлений новий гібридний ультратвердий полікристалічний композиційний матеріал, отриманий на основі армування полікристалічного алмазного композиційного термостійкого матеріалу полікристалічним алмазом, вирощеним методом осадження з газової фази. Установлено, що термообробка вирощеного полікристалічного алмазу за високого тиску забезпечує підвищення його твердості з 77 до 140 ГПа.

Існує низка технологічних перешкод на шляху отримання ефективного інструменту на основі *CVD*-алмазу. Насамперед це характерний для алмазу взагалі і, відповідно, *CVD*-алмазу, надзвичайно низький коефіцієнт теплового розширення, а також анізотропія властивостей полікристалічних *CVD*-алмазів, обумовлена колончатою будовою кристалітів. Ці фактори у випадку виготовлення традиційними способами інструменту на основі *CVD*-алмазу і його експлуатації часто призводять до виникнення небезпечних термонапружень у матеріалі, які спричиняють його руйнування. Якщо основою виготовлення ультратвердих матеріалів є комбінація техніки високих тисків і *CVD* методу, можна подолати названі перешкоди. Наприклад, у роботі [19] використано пластини полікристалічного *CVD*-алмазу (світлого) розміром $4 \times 0,9 \times 0,5$ мм, отримані методом осадження в СВЧ плазмі у сумішах метан-водень.



АБРАЗИВНІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Абразивний інструмент як спосіб застосування абразивних матеріалів

Перед тим, як розібратися із абразивними матеріалами, розгляньмо де саме їх застосовують. Абразивний інструмент — інструмент, різальну частину якого складають частинки (зерна) абразивних матеріалів, призначений для абразивної обробки.

Відома широка номенклатура стандартних абразивних кругів, регламентована стандартами.

За видом виконуваних технологічних операцій і необхідних показників якості оброблюваної поверхні круги ділять на такі основні групи: шліфувальні — для обробки виробів із досягненням шорсткості оброблюваної поверхні до $Ra\ 0,08$ мкм; полірувальні — для обробки виробів з досягненням шорсткості оброблюваної поверхні до $Rz\ 0,04$ — $0,05$ мкм; відрізні — для різки різних матеріалів; правильні — для правки кругів із абразивних матеріалів (карбиду кремнію, електрокорунду тощо).

Основними конструктивними елементами кругів є: корпус, абразивовмісний шар і проміжний шар, який забезпечує щільне поєднання абразивовмісного шару із корпусом. Корпуси кругів виготовляють із різних металевих або неметалевих матеріалів, усі вони мають посадковий отвір для розміщення круга на шпинделі верстата. Це стосується переважно кругів із надтвердих матеріалів (НТМ) — алмазів і кубічного нітриду бору. Абразивні круги зі звичайних абразивів (корунду, електрокорунду, карбіду кремнію тощо) технологічно виконують одразу із корпусом, без поділу на корпус і абразивовмісний робочий шар.

У випадку, коли основним рухом під час обробки є обертання, то абразивний інструмент повинен мати форму тіл обертання, він є *шліфувальним кругом*. За зворотно-поступального руху інструментом є *шліфувальні бруски*. *Шліфувальна шкурка* є абразивним інструментом, на гнучкій основі якої за допомогою зв'язної речовини закріплений шар абразивних зерен.

Отже, абразивний інструмент — це велика кількість зерен абразивного матеріалу, скріплених зв'язною речовиною (зв'язкою), яка забезпечує необхідну міцність і твердість інструменту. У виробництві абразивного інструменту зі звичайного абразиву застосовують два види зв'язок: керамічні та бакелітові. Абразивні інструменти на керамічних зв'язках є найпоширенішими і на них виготовляють інструменти різних типорозмірів, зокрема фасонні круги, натомість інструмент на бакелітовій зв'язці призначений переважно для операцій високопродуктивного шліфування, розрізки і порізки.

Вітчизняний абразивний інструмент представлений переважно продукцією ПАТ «Запорізький абразивний комбінат», який випускає абразивний інструмент на обох видах зв'язки, шліфувальну шкурку та

вироби з неї. Наступний за величиною національний виробник — ПрАТ «Іршавський абразивний завод» випускає переважно круги на бакелітовій зв'язці. За даними виробників, нині близько 80 % інструменту на керамічній зв'язці йде на потреби машинобудівних підприємств, майже 70 % інструменту на бакелітовій зв'язці — на металургійні підприємства, а 60 % шліфувальної шкурки — на потреби деревообробної галузі.

Абразивний інструмент з НТМ випускає в Україні Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, а алмазні інструменти — Полтавський і Львівський алмазні заводи. Цей інструмент випускають на зв'язках чотирьох груп: полімерні (*Resin*) зв'язки на основі смол, металеві (*Metal*), переважно на основі міді, керамічні (*Vitrified*) на основі скла, одношарові (гальванічні, *Single Layer*), переважно на основі нікелю.

Абразивні матеріали. Загальні відомості

Абразиви, абразивні матеріали — дрібнозернисті або порошкоподібні речовини високої твердості, призначені для обробки матеріалів, а також для буріння гірських порід. Для забезпечення ефективної обробки частинки абразивного матеріалу повинні бути міцними, твердими і мати гострі краї. Сполучення таких властивостей можуть мати лише тверді мінерали.

Абразивні матеріали можуть бути природного і штучного походження, відповідно мають певні особливості та області застосування. З давніх часів для механічної обробки використовували природні абразивні матеріали — алмази, гранати, корунд, наждак, кремій, трепел, пемзу, кварцовий пісок, крейду, каолін, діатоміт, перліт тощо.

Вже починаючи з XIX ст. обсяг видобутку природних абразивів не міг задовольнити усе більші потреби техніки. Нині використовують в основному синтетичні (штучні) абразиви, з яких найпоширеніші електрокорунд (нормальний, білий, хромистий, хромтитанистий, титанистий, цирконієвий, моно-, сферо- і формокорунд, SG-корунд), карборунд (карбід кремнію зелений і чорний), матеріали на основі кубічного нітриду бору, карбіду бору, синтетичного алмазу. Значне поширення синтетичних абразивних матеріалів пов'язане і з тим, що їх можна виробляти з задалегідь заданими властивостями. Сьогодні обробка штучними абразивами займає провідне місце серед методів механічної обробки.

В Україні вказані вище абразивні матеріали випускають частково. Переважно вони представлені продукцією ПАТ «Запорізький абразивний комбінат» та ПАТ «Іршавський абразивний завод», які випускають абразивні матеріали з електрокорунду нормального, карбіду кремнію чорного і зеленого у вигляді зерна, порошків і мікропорошків.

На початку 1950-х рр. виявилось, що обсягу технічних алмазів недостатньо для вимог абразивного виробництва, тож постала потреба у створенні штучних алмазів, яка і була реалізована. 15 лютого 1953 р. у Швеції, у лабораторії електричної акціонерної компанії були синтезовані перші в світі штучні алмази, а в грудні 1954 р. американська компанія «Дженерал електрик» досягла такого ж результату. З того часу обсяг випуску синтетичних штучних алмазів склав майже 8,4 млрд карат. Переважна область застосування таких алмазів — алмазний інструмент для механообробки, бурових робіт, каменеобробки. Також була створена низка штучних надтвердих матеріалів для абразивної оброб-

ки загартованих сталей на основі кубічного нітриду бору, оскільки алмаз для абразивної обробки сталей є непридатним. За вартістю такі НТМ перевищують вартість звичайних абразивів у 2000 разів, тому їх застосування повинно бути економічно обґрунтованим. Абразивні НТМ у вигляді порошків (алмаз і КНБ) випускає Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, а алмазні порошки — Полтавський і Львівський алмазні заводи.

Надтверді абразивні матеріали ми розглянемо далі, а тут приділимо увагу звичайним, і почнемо з природних абразивів.

Природні абразиви

Природні абразиви — саме той інструментальний матеріал, яким людство навчилось користуватись ще з давніх-давен. Які ж це матеріали?

Наждак — дрібнозерниста абразивна гірська порода, що складається переважно з корунду, магнетиту, гематиту і кварцу у різних співвідношеннях (вміст корунду 30 %). Твердість за Моосом — 7,2—7,5. З наждаку виробляють шліфзерно для виробництва млинових жорнів. Також використовують для шліфування незв'язаним зерном, виробництва шліфувального полотна, галтовочних середовищ, фінішної обробки дерева та каменю. Тонкоподрібнені порошки йдуть на виготовлення антифрикційних покриттів у будівлях загального користування. Також виробляють дефібренні камені для подрібнення деревини.

Кремій — однорідна щільна абразивна гірська порода, що складається з кремнезему і мікроскопічних зерен кварцу з домішками карбонатів, глинистих речовин і органічних решток. Твердість за Моосом — 7.

Для виробництва шліфматеріалів використовують кремій, що містить не менше 96 % SiO_2 та не більше 1 % CaO . Злам кременю раковистий, завдяки чому унаслідок дроблення утворюються зерна з гострими краями. Крім того, кремій має велику в'язкість, а його мікрокрихкість є мінімальною з усіх відомих абразивних матеріалів. Використовують кремій у вигляді зерна і порошоків для виготовлення шліфувального полотна для обробки шкіри, ебоніту, деревини.

Гранат — абразивний мінерал із кременеокислих сполук алюмінію, заліза, хрому, кальцію, магнію та мангану. Твердість за Моосом — 7,0—7,5. Існують родовища корінних гранатових руд і гранатові розсипи. Промислове значення мають корінні родовища, в яких вміст гранату складає 6—15 %, а в концентратах — 45—90 %. У розсипних родовищах зерна обкатані, тому непридатні для використання в механічній обробці. З концентратів отримують шліфзерно і шліфпорошки. Перше — для виробництва шліфувальних полотен для обробки деревини, пластмаси, шкіри. Працездатність такого полотна іноді перевищує електрокорундові матеріали. Порошки гранату використовують у незв'язаному стані для обробки скла і доводки деталей у літакобудуванні.

Корунд — абразивна гірська порода, що складається з кристалічного оксиду алюмінію з невеликою домішкою кварцу та інших матеріалів, хімічно зв'язаних із оксидом алюмінію. Твердість за Моосом — 9, тобто поступається лише алмазу та карбїду бору. Властивості: мікротвердість, ГПа — $21,8 \pm 1,0$; тріщиностійкість, МПа·м^{0,5} — 2,95. Домішки у корунді зменшують його абразивну здатність. Як абразивний матеріал використовують непрозору різновидність корунду. Іноді виробляють корундові пасти.

Найкращим абразивним матеріалом є корунд, в якому найбільша кількість альфа-глинозему. Характерною особливістю природних корундів є агрегатна кристалічна будова (в рудах) і тонка зернистість. Використовують його для виробництва мікропорошків для оптико-механічної і шарикопідшипникової галузей промисловості, для тонкої шліфовки головним чином незв'язаними зернами, для шліфування та полірування скла в оптичній промисловості.

Штучні абразиви

Серед штучних абразивних матеріалів провідне місце займає **електрокорунд** — абразивний матеріал, що складається з корунду і невеликої кількості домішок. Існує декілька його видів: нормальний (за галузевим стандартом 13А, 14А, 15А, 16А), білий (відповідно 23А, 24А, 25А), хромистий (33А, 34А), хромтитанистий (91А, 92А, 93А, 94А), цирконієвий (38А), монокорунд (43А), сферокорунд (3С) та SG-корунд.

Електрокорунд ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) — кристалічний оксид алюмінію, продукт електроплавлення агломерованих високочистих бокситів (руд алюмінію), у яких був обмеженим вміст натрію, магнію та кремнію, в електричних печах за температури близько 2000 °С. Властивості: твердість, *HV*, ГПа — 17,2—18,0; твердість, *HK*, ГПа — 15,7—16,2; тріщиностійкість, $\text{MN} \cdot \text{m}^{-0,5}$ — 1,5—1,6.

Електрокорунд нормальний — містить 93—96 % Al_2O_3 , отримують його плавленням із бокситів. Залежно від складу і кількості домішок змінюється його колір, від світлого до темно-коричневого, а також структура і властивості. Виробляють його в печах відновлювальною плавкою шихти з бокситу, малозольного вуглецевого матеріалу і залізної стружки. У процесі

плавлення домішки в бокситі відновлюються й переходять у феросплав, крім оксиду кальцію, який майже весь переходить у електрокорунд, створюючи шкідливі мінеральні сполуки, які зменшують якість електрокорунду. З цієї причини вміст оксиду кальцію в бокситі має бути мінімальним. Висока твердість і механічна міцність зерен нормального електрокорунду забезпечує широке використання його для шліфування металів. Нормальний електрокорунд має також значну в'язкість, необхідну для виконання робіт зі змінними навантаженнями. Для виготовлення кругів, які використовують для обдирного шліфування, беруть електрокорунд полікристалічної будови, який має високу міцність. Розмір кристалів у такому матеріалі в середньому складає 50 мкм. З нормального електрокорунду отримують шліфзерно, шліфпорошки і мікропорошки різних розмірів, які використовують для виготовлення різноманітних інструментів. Електрокорунд нормальний має високу теплостійкість, добре скріплюється зі зв'язкою шліфувального круга.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,9; твердість, *HV*, ГПа — 20—23; модуль пружності, ГПа — 400; границя міцності під час стиску, ГПа — 0,75; границя міцності під час згинання, ГПа — 0,15; теплопровідність, Вт/(м·К) — 28; питома теплоємність, кДж/(кг·К) — 0,835; КЛТР, 10^{-6} град⁻¹ — 6,0; температура плавлення, К — 2320.

Унаслідок підвищеної в'язкості його застосовують для виготовлення абразивного інструменту для шліфування в'язких матеріалів із великим опором розриванню, для абразивної обробки зі змінними навантаженнями і, переважно, для важких обдирних робіт. Все це зумовлює використання його для обдирного шліфування сталевих відливок і поковок, коли необхідно

зняти товстий шар поверхні; для обробки за великого тиску на абразивний інструмент — шліфуванні шпинделів, шлицевих і розподільних валиків, колінчатих валів, клапанів, різних деталей електродвигунів, різального та мірильного інструментів, пружин та інших деталей зі сталі, за винятком особливо в'язких твердих (азотованих) сталей і жаростійких сплавів.

Електрокорунд білий — містить 99 % Al_2O_3 , його отримують з глинозему $\gamma-Al_2O_3$ (чистого окису алюмінію) шляхом розплавлення в дуговій печі. За фізичним і хімічним складом білий електрокорунд однорідніший за нормальний, а зерна мають вищу твердість, високу міцність і гострі краї, тож легко проникають у тверді міцні метали і менше виділяють тепла під час обробки. З білого електрокорунду отримують шліфзерно, шліф- та мікропорошки в широкому діапазоні величин, які використовують для виготовлення абразивного інструменту на різних зв'язках. Проте його зерна крихкіші й можуть витримати значно менше навантаження, ніж зерна електрокорунду нормального.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 2,0—2,1; твердість, *HV*, ГПа — 20—26; модулі пружності, ГПа — 400 та зрушення, ГПа — 153,0; коефіцієнт Пуассона, *n* — 0,15; границі міцності під час: стиску, ГПа — 0,76 та згинання, МПа — 80—90; константа швидкості подрібнення, 10² год⁻¹ — 3,45; амплітуда теплових коливань, Å — 0,065; питома енергія подрібнення (помол до 0,01 мм), кВт \times год/кг — 0,125; теплопровідність, Вт/(м \times К) — 19,68; питома теплоємність, кДж/(кг \times К) — 0,754; КЛТР, 10⁻⁶ град⁻¹ — 7,5; теплостійкість, °С — 1200.

Абразивний інструмент з білого електрокорунду рекомендовано використовувати для напівчистових, чистових і точних робіт, для обробки дуже твердих (азотованих) сталей і сплавів, для всіх точних робіт,

коли знімається незначний шар матеріалу за найменшого теплоутворення в зоні шліфування (шліфування гільз двигунів, калібрів, деталей зі спеціальних і легованих сталей, прецизійних підшипників, різбошліфування, зубошліфування шестерен, заточка різального інструменту, довбляків тощо).

Електрокорунд титанистий виплавляють із глинозему з оксидом титану Ti_2O_3 . Забарвлення його сіро-синє. Наявність твердого розчину титану в корунді значно підвищує абразивну здатність зерна порівняно з електрокорундом білим. Титанистий електрокорунд відрізняється від нормального більшою в'язкістю, відсутністю феросплаву і низки шкідливих домішок. За мікроструктурою титанистий електрокорунд подібний до нормального, виплавленого з високосортного бокситу. Зерна титанистого електрокорунду мають більшу абразивну здатність за зерна білого, однак їхня механічна міцність менша. Титанистий електрокорунд випускають у вигляді шліфзерна і шліфпорошків, використовують для виготовлення абразивного інструменту для обробки вуглецевих, конструкційних та інших загартованих і незагартованих сталей. Абразивний матеріал із титанистого електрокорунду вирізняється високою питомою в'язкістю, інструмент з нього застосовують для шліфування з високими навантаженнями загартованих сталей.

Електрокорунд хромистий отримують введенням оксиду хрому у розплав глинозему, він має забарвлення рубіну. Інтенсивність забарвлення залежить від кількості оксиду хрому, розчиненого в корунді. Установлено, що навіть незначна домішка оксиду хрому (0,3—0,5 %) суттєво змінює мікроструктуру матеріалу — збільшується вміст монокристалів. Унаслідок введення оксиду хрому (до 2 %) підвищується

абразивна здатність хромистого електрокорунду і його механічна міцність. Абразивний інструмент із хромистого електрокорунду забезпечує підвищення продуктивності шліфування конструкційних і вуглецевих сталей на інтенсивних режимах обробки на 20—30 % порівняно з інструментом з електрокорунду білого. Хромистий електрокорунд випускають у вигляді шліфзерна і шліфпорошків для виробництва абразивного інструменту на різних зв'язках, а також шліфувального полотна.

Електрокорунд хромтитанистий (ЕХТ) — має перевагу як перед титанистим, так і перед хромистим. У процесі абразивної обробки його зерна мають вищу самозаточуваність унаслідок розпаду твердого розчину титану в корунді, а наявність іонів хрому в корунді забезпечує підвищену міцність шліфувального зерна. У марці 92А, призначеній для виготовлення абразивного інструменту і шліфувальної шкурки, порівняно із маркою 91А міститься менше домішок і магнітного матеріалу. Але вони мають однакову кількість оксиду титану і більше титану й оксиду хрому у твердому розчині. В марці 94А порівняно із 93А міститься менше домішок Fe_2O_3 , CaO , магнітного матеріалу за однакової кількості оксидів хрому та титану у вільному стані й твердому розчині. Области використання інструменту з ЕХТ — обробка вуглецевої, автоматної, легованої конструкційної, підшипникової, інструментальної, швидкорізальної та жаростійкої сталі. Вибір зернистості круга — для чорнового шліфування 50—40, напівчистового 40—25, чистового 25—16, тонкого 16—12.

Інструменти з ЕХТ слід застосовувати на 1—2 ступеня твердіші, аніж у кругів. Отримують його плавленням технічного глинозему з доданням оксидів хрому і титану. Містить 93—96 % Al_2O_3 . Одночасне введення

двох елементів посилює ефект легування за рахунок повнішого розчинення обох елементів у корунді. Тому у ЕХТ вміст хрому і титану, що не увійшли у кристалічну ґратку корунду, порівняно із хромистим і титанистим електрокорундами, є значно нижчим, отже йому властива висока механічна міцність одиничних зерен і підвищена абразивна здатність. Інструмент із нього застосовують для обробки вуглецевих, легованих конструкційних, інструментальних і швидкорізальних сталей, сирих і загартованих.

Електрокорунд цирконієвий отримують плавленням глинозему з додаванням діоксиду цирконію, що, нарівні з високою швидкістю охолодження розплаву корунду, допомагає досягти утворення дрібнокристалічної мікроструктури. Основні складові цирконієвого електрокорунду — корунд та баделіт (мінерал на основі діоксиду цирконію) з оптимальним вмістом останнього 20—25 %. Завдяки такому складу і будові має надзвичайно високу міцність.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,9; твердість, *HV*, ГПа — 18—19; границі міцності під час: стиску, ГПа — 1,0 та згинання, ГПа — 0,35; теплопровідність, Вт/(м·К) — 21,5; температура плавлення, К — 2720.

Застосування — абразивний інструмент для обдирних робіт переважно для швидкісного силового шліфування на робочій швидкості 60—80 м/с та із зусиллям притиску понад 5000 Н. Зерно з цирконієвого електрокорунду використовують переважно для виготовлення кругів для обдирного шліфування й шліфування з високою швидкістю і подачею. Це найефективніший матеріал для зачистки слябів, злитків і поковок. Інструмент із цирконієвого електрокорунду витримує великі притискні зусилля до поверхні обробки, особливо ефективний для зачистки високолегованих сталей і сплавів.

Монокорунд — різновид електрокорунду. Шліфзерно у ньому представлено монокристаллами, на відміну від нормального електрокорунду, який має полікристалічну структуру, що обумовлює високу різальну здатність, а також високу вартість цього матеріалу. Монокорунд — абразивний матеріал на основі корунду, що складається з монокристалів. Отримують сплавленням глиноземвісної сировини з сірчастим залізом у присутності поновлювача. За подальшого хімічного розкладання виділяються зерна корунду. Шліфпорошок монокорунду отримують у процесі кристалізації зерен, що обумовлює його підвищену твердість, *HV*, ГПа: 26—27,8. Зерна монокорунду мають ізометричну форму, високу механічну міцність, у процесі шліфування не заовалюються, а крихко обламуються, що забезпечує високі різальні властивості кругів і невеликі сили різання. Порівняно з електрокорундом нормальним і білим, він має вищу твердість, механічну міцність і абразивну здатність. Монокорунд випускають у вигляді шліфзерна і шліфпорошків різної величини для виготовлення абразивного інструменту для шліфування важко оброблюваних легованих сталей і сплавів, опоряджувальних робіт незв'язаним зерном і шліфувальним полотном. Основним недоліком монокорунду є його висока вартість: на 15—20 % вища за вартість електрокорунду білого. Інструмент із монокорунду застосовують для безприпального шліфування важко оброблюваних сталей і сплавів.

Формокорунд — різновидність електрокорунду. Його частинки мають циліндричну (С) або призматичну (Р) форму з перетином 1,2—1,8 і довжиною 3,8—8,0 мм. Використовують у важких обдирних операціях.

Сферокорунд є абразивним матеріалом, який отримують із глинозему у вигляді порожнистих ко-

рундових сфер. Складається з понад 99 % корунду і невеликої кількості домішок. Абразивні інструменти, виготовлені зі сферокорунду, ефективно застосовують для обробки м'яких і в'язких матеріалів: шкіри, гуми, пластмаси, кольорових металів тощо. У процесі шліфування досить неміцні сфери руйнуються, з'являються гострі різальні крайки, що забезпечує продуктивніше шліфування за невеликого тепловиділення.

SG-корунд є найновішим абразивним матеріалом. За фізико-механічними властивостями він наближається до КНБ, має ніжний блакитний колір, виготовляється за гелевою технологією з подальшим прожарюванням. Зерна SG-корунду — це агрегати розміром приблизно 50 мкм, складені дрібними кристалами корунду розміром близько 1 мкм. У процесі роботи ці мікрокристали відколюються й формують гострі різальні крайки, тож він є одним із найперспективніших абразивних матеріалів.

Іншими поширеними штучними абразивними матеріалами є карбід кремнію, карбід бору, технічне скло. Розглянемо їх.

Карбід кремнію (карборунд) у природі трапляється дуже рідко у вигляді дрібних кристалів у метеоритах. Як штучний абразивний матеріал він є хімічною сполукою кремнію з вуглецем, твердість його за шкалою Мооса — 9,1. Отримують його в електричних печах опору силіцюванням часток вуглецю парами кремнієвої кислоти. Сировиною для отримання карбіду кремнію є матеріали, багаті на кремнезем — жильний кварц, кварцеві піски та кварцити, які містять 99,0—99,5 % двоокису кремнію, і вуглецеві матеріали — нафтовий кокс і антрацит. Для покращення перебігу реакції до шихти додають певну кількість стружки, а для виробництва зеленого карбіду кремнію — ще й ку-

хонну сіль. Крихкість поєднується в ньому з високою твердістю. Хімічно чистий він безколірний і прозорий, а технічний карборунд має колір від світло-зеленого до чорного залежно від складу і кількості домішок. Для абразивної обробки випускають два види карбіду кремнію — зелений (за галузевим стандартом 62С, 63С, 64С) та чорний (відповідно 53С, 54С). За хімічним складом і фізичними властивостями вони розрізняються не суттєво, однак у зеленому карбіді кремнію менше домішок, що призводить до його підвищеної крихкості і більшої абразивної здатності.

Властивості **карбіду кремнію зеленого**: густина, $\times 10^3 \text{ кг/м}^3$ — 3,12—3,2; твердість, *HV*, ГПа — 30—36; модуль пружності, ГПа — 365—457; границі міцності під час: стиску, ГПа — 1,5—2,25 та згинання, МПа — 50—150; теплопровідність, Вт/(м·К) — 15,49; питома теплоємність, кДж/(кг·К) — 0,586; КЛТР, $10^{-6} \text{ град}^{-1}$ — 6,5; теплостійкість, °С — 1300—1400.

Властивості **карбіду кремнію чорного**: густина, $\times 10^3 \text{ кг/м}^3$ — 3,1—3,2; твердість, *HV*, ГПа — 25—33; модуль пружності, ГПа — 365; границі міцності під час: стиску, ГПа — 1,0—1,7 та згинання, МПа — 100—200; теплопровідність, Вт/(м·К) — 19,8; питома теплоємність, кДж/(кг·К) — 0,752; КЛТР, $10^{-6} \text{ град}^{-1}$ — 5,9; температура плавлення, К — 3000.

З карбіду кремнію отримують шліфзерно, шліф- і мікропорошки для виготовлення абразивного інструменту на твердій і гнучкій основі, а також для паст. Зерна карбіду кремнію відрізняються більшою крихкістю від зерен електрокорунду, вони легко обламуються під тиском стружки. Ці властивості пояснюють застосування карбіду кремнію головним чином для обробки металів із низьким опором на розрив, а також в'язких металів і сплавів. Абразивним інструментом, виготовленим із

карбїду кремнію, обробляють деталі з сірого чавуну, алюмінію, м'якої латуні та бронзи, міді, і майже всі неметалеві вироби — дерево, шкіру, скло, агат, корунд, мрамур, граніт, порцеляну, вогнетриви, кістку тощо. Інструмент із зеленого карбїду кремнію використовують для тонкого шліфування металообробного інструменту, твердих сплавів, кераміки, каменю та для правлення шліфувальних кругів. Інструмент із чорного карбїду кремнію — для шліфування твердих сплавів, чавуну, кольорових металів, скла, пластмас, шкіри та гуму. Пасти з карбїду кремнію застосовують для доводкових робіт.

Карбїд бору (B_4C) — штучний абразивний матеріал, який містить до 93 % B_4C і деякі домішки (графіт). Отримують регенерацією борного ангїдриду (B_2O_3) вуглецем за температури 2200—2500 °С в дугових електродних печах. Продуктом синтезу є матеріал з кристалічного карбїду бору і невеликої кількості домішок бору, графіту й інших елементів. Шматки карбїду бору — це щільна дрібнокристалічна частково сплавлена маса сірувато-чорного кольору, на зламі раковиста. За шкалою Мооса твердість карбїду бору 9,32, але він дуже крихкий, особливо в частках великого розміру, тому його переробляють на шліф- і мікропорошки.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 2,48—2,52; твердість, HV , ГПа — 37—49,5; модуль пружності, ГПа — 296; границі міцності під час: стиску, ГПа — 1,8 та згинання, МПа — 210—280; теплопровідність, Вт/(м·К) — 10,47; КЛТР, 10^{-6} град⁻¹ — 4,5; теплостійкість, °С — 700—800.

Карбїд бору у вигляді порошоків і паст використовують головним чином для доводки інструменту з карбїдовольфрамівих і карбїдотитанових сплавів.

Технічне скло також використовують як абразивний матеріал. Бій листового та пляшкового скла є сировиною, з якої в результаті подрібнення, кришення та роз-

сіву отримують шліфзерно і шліфпорошки для виготовлення шліфувального полотна для обробки деревини.

Металеві абразиви — сталевий і залізний дріб — використовують для чищення й обробки міцних металевих поверхонь у струмені повітря.

Перспективними для використання як абразивні матеріали є складні композиційні речовини на основі карбиду та дибориду титану іноді з домішками нітриду титану та карбиду вольфраму, до складу яких входять хром, молібден, нікель, кобальт і залізо, масова частка яких складає 20 %. Після спікання в вакуумі за температури 1670—2070 К такі матеріали відрізняються особливо дрібнозернистою структурою (розмір кристалів не перевищує 1 мкм), високою міцністю на стиск і мікротвердістю, а також абразивною здатністю, яка постувається тільки алмазу й кубічному нітриду бору.

Матеріали на основі дибориду титану за абразивною здатністю наближаються до монокристалічних природних і синтетичних алмазів марки АС6, за міцністю перевищують останні, але вартість виробництва матеріалів на основі карбиду та дибориду титану набагато нижча, ніж алмазу і КНБ.

Абразивні матеріали — шліфпорошки

Усі абразивні матеріали застосовують як абразивні порошки, які мають дещо різні характеристики.

Зернистість абразивних матеріалів визначена розміром зерен матеріалу і зерновим складом. Зерна отримують, подрібнюючи грудки охолодженого розплаву електрокорунду або карбиду кремнію, а потім ділять їх за фракціями. Залежно від розмірів зерен абразиви поділяють на такі: шліфзерно (2000—160), шліфпорошки (125—40), мікропорошки (63—14), тон-

кі шліфпорошки (10—3). За ГОСТ зернистість мікропорошків до 63 мкм позначається літерою М і розміром шліфзерна в мікрометрах — М63, зернистість шліфпорошків і шліфзерен, більших за 63 мкм позначається номером, що дорівнює 1/10 розміру зерна в мікрометрах, наприклад, № 16 — 160 мкм [6].

Зернистості М63—М5 за ГОСТ 3647-80, F240—F1200 за ISO 8486-2 та F240—F2000 за FEPA (Федерація європейських виробників абразивів) 42-D-1984 R 1993, P240-P2500 за FEPA 43-D-1984 R 1993 визначають різними методами, тому безпосереднє їх зіставлення є

Зіставлення зернистості мікропорошків абразивних матеріалів за різними стандартами

Найвідповідніше позначення зернистостей	ГОСТ 3647-80		FEPA P 43-D-1984 R 1993	
	Позначення зернистостей	Розмір зерен основної фракції	Позначення зернистостей	Розмір зерен основної фракції
P 240	M 63	63—50	P 240	58,5
P 320	M 50	50—40	P 280	52,2
			P 320	46,2
P 400	M 40	40—28	P 360	40,5
			P 400	35,0
P 600	M 28	28—20	P 500	30,2
			P 600	25,8
P 1000	M 20	20—14	P 800	21,8
			P 1000	18,3
P 1500	M 14	14—10	P 1200	15,3
			P 1500	12,6
P 2500	M 10	10—7	P 2000	10,3
			P 2500	8,4
—	M 7	7—5	—	—
—	M 5	5—3	—	—

неможливим і для їх порівняння введено певні теоретичні розміри.

В Європі розсіювання шліфувальних матеріалів здійснюють за стандартом *FEPА 43-D-1984 R 1993* на шліфувальні матеріали зернистостей ряду Р для виробництва шліфувальної шкурки і стандартом *FEPА 42-D-1984 R 1993* на шліфувальні матеріали зернистостей типу F для виробництва шліфувальних кругів. Водночас діє міжнародний стандарт *ISO 8486-1,2* «Абразивні

Позначення зернистостей за стандартом *FEPА*

ГОСТ 3647-80	<i>FEPА 43-D-1984 R 1993</i>	<i>FEPА 42-D-1984 R 1993</i>	<i>ISO 8486-86</i>
160 Н	P 12 (—)	F 12	F 12
—	—	F 14	F 14
125 Н	P 16 (1200)	F 16	F 16
100 Н	P 20 (900)	F 20	F 20
—	—	F 22	F 22
80 Н	P 24 (690)	F 24	F 24
63 Н	P 30 (580)	F 30	F 30
50 Н	P 36 (490)	F 36	F 36
—	—	F 40	F 40
40 Н	P 40 (380)	F 46	F 46
32 Н	P 50 (310)	F 54	F 54
25 Н	P 60 (240)	F 60	F 60
20 Н	P 80 (180)	F 70	F 70
—	—	F 80	—
16 Н	P 100 (145)	F 90	F 80
—	—	—	F 90
12 Н	P 120 (110)	F 100	F 100
10 Н	P 150 (90)	F 120	F 120
8 Н	P 180 (73)	F 150	F 150
—	—	F 180	—
6 Н	P 220 (60)	F 220	F 180

вироби на зв'язках. Визначення та позначення розподілення частинок за розмірами», позначення зернистостей якого практично відповідає стандарту *FEPА 42-D-1984 R 1993*. В Україні офіційно затвердженої відповідності зернистостей вітчизняних стандартів і зернистостей ряду Р за стандартом *FEPА 43-D-1984 R 1993* на шліфувальні матеріали для виробництва шліфувальної шкурки не існує. Відповідність зернистостей з індексом Н за ГОСТ 3647-80 з зернистістю ряду Р стандарту *FEPА 43-D-1984 R 1993* складена на основі аналізу зернових складів шліфувальних матеріалів.

Сортність абразивних матеріалів має сувору прив'язку до області застосування. У класифікації *FEPА* шліфзерно поділяється на класи: **F** (*First grade, bonded abrasives*) — 1-й сорт, абразиви у зв'язці (шліф-крути та ін.) та **P** (*Premium grade, coated abrasives*) — вищий сорт, абразивні покриття (шліфшкурка та ін.). У американській класифікації є додаткові позначення: **B** — шліфзерно для піскоструменевої обробки; **L** — шліфзерно високої густини для шліфшкурки та інших абразивних покриттів.

Позначення зернистості абразивних шліфпорошків за вітчизняними стандартами, *FEPА* та *ISO* [6]

ГОСТ 3647-80, 28818-90		<i>FEPА 42-1993, ISO 8486</i>	
Зернистість	Розмір, мкм	Зернистість	Розмір, мкм
—	—	F 4	4890
—	—	F 5	4125
—	—	F 6	3460
—	—	F 7	2900
240	2800—2000	F 8	2460
200	2400—2000	F10	2085
160	2000—1600	F 12	1765

Закінчення таблиці

ГОСТ 3647-80, 28818-90		FEPA 42-1993, ISO 8486	
Зернистість	Розмір, мкм	Зернистість	Розмір, мкм
140	1600—1400	F 14	1470
120	1400—1200	F 16	1230
100	1200—1000	F 20	1040
80	1000—800	F 22	885
70	800—710	F 24	745
60	700—600	F 30	625
50	600—500	F 36	525
40	500—400	F 40	438
32	400—320	F 46	370
30	320—300	F 54	310
25	300—250	F 60	260
20	250—200	F 70	218
16	200—160	F 80	185
14	160—140	F 90	154
12	140—120	F100	129
10	120—100	F 120	109
8	100—80	F 150	82
6	80—60	F 180	69
M63	63—58	F 220	58
M58	58—50	F 230	53,0 ± 3
M50	50—40	F 240	53,0 ± 3
M40	40—28	F 280	36,5 ± 1,5
M40	40—28	F 320	32,8 ± 1,5
M28	28—20	F360	29,2 ± 1,5
M20	20—14	F400	17,3 ± 1
M14	14—10	F500	12,8 ± 1
M10	10—8	F600	9,3 ± 1
M8	8—5	F800	6,5 ± 1
M5	5—	F1000	4,5 ± 0,8
—	—	F1200	3,0 ± 0,5

Тепер розглянемо геометричні особливості абразивних зерен.

Модель абразивного зерна. Абразивне зерно — еліпсоїд, вісі якого співвідносяться як $l : b : h = 1,5 : 1,0 : 0,7$. Вказане співвідношення не залежить від марки абразивного матеріалу і його зернистості.

Кут загострення вершин зерен різних абразивних матеріалів залежить від природи абразивного матеріалу та їхньої зернистості. Звернімо увагу на те, що найменші значення кутів спостерігаються у алмазу, трохи більші — у КНБ. А ось у звичайних абразивів кут загострення є відчутно більшим.

Кут загострення і радіус заокруглення вершин зерен різних абразивних матеріалів [6]

Абразив	Зернистість	Кут загострення, градус	Радіус заокруглення, мкм
Ельбор	6	92,8	4,6
	8	94,9	5,0
	10	95,6	6,3
	16	96,8	10,1
Алмаз штучний	63/50	71	2,6
	80/63	76	3,2
	100/80	87	8,0
	200/160	84	7,8
Карбід кремнію зелений	16	111,0	14,5
	40	105,0	27,0
Карбід кремнію чорний	16	100,5	12,0
	25	109,8	17,5
Електрокорунд	M40	113,7	27,0
	16	111,0	14,5
	25	103,0	21,0
	40	114,0	29,0

Радіус заокруглення вершин зерен характеризує ступінь їх заокруглення і залежить деякою мірою від зернистості і природи сировини. Наприклад, за зернистості 315/250 — алмазні зерна АС2 мають радіус 9 мкм, а електрокорунду — 28 мкм.

Основні експлуатаційні властивості абразивних матеріалів

Основною складовою будь-якого абразивного інструменту, розглянутого нами на початку розділу, є абразивний матеріал, оскільки саме він безпосередньо контактує із оброблюваним матеріалом. Skorистаємось даними з роботи [20], де подано основні параметри різних штучних абразивних матеріалів, які визначають їхні експлуатаційні властивості: мікротвердість шліфзерна, схильність до самозаточування (крихкість, руйнівність), зносостійкість, термостійкість і ступінь хімічної взаємодії з оброблюваними матеріалами.

Основні властивості абразивних матеріалів [20]

Абразивний матеріал	Мікротвердість, ГПа	Руйнівність, %, шліфзерен		
		F60	F40	F14
Електрокорунд нормальний	18,9—19,6	51—52	49—51	52—53
білий	19,6—20,9	46—48	43—45	50—52
хромтитанистий і хромистий	19,6—22,6	45—57	43—45	48—50
цирконієвий	22,6—23,5	38—40	35—37	38—40
Монокорунд	22,6—23,5	42—45	38—40	—
Карбід кремнію чорний	32,4—35,3	46—48	46—48	70
зелений	32,4—35,3	42—45	42—45	75

Показник руйнівності свідчить про здатність шліф-зерен до самозаточування у процесі шліфування. Наприклад, чим більшою є мікротвердість електрокорунду, тим відсоток зерен, що руйнуються, є меншим. Тобто менш тверді зерна ліпше самозаточуються під час шліфування. А із підвищенням температури твердість абразивних матеріалів знижується. Так, мікротвердість електрокорунду 14А через нагрівання від 20 до 1000 °С зменшується у понад три рази, а карбіду кремнію чорного 54С — до чотирьох разів [20].

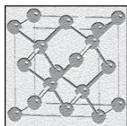
Важливим показником, що визначає вибір абразивного матеріалу, є ступінь хімічної взаємодії з матеріалом, підданим обробці. Відомо, що електрокорундові матеріали призначені для шліфування сталевих матеріалів, а тверді сплави і мінералокераміку електрокорунд не шліфує, оскільки його мікротвердість є меншою за твердість цих матеріалів. Крім того, електрокорунд не застосовують для шліфування титану і його сплавів, оскільки він активно хімічно взаємодіє з ними. Карбід кремнію (чорний, зелений) придатний для шліфування твердих сплавів, неметалевих матеріалів, але для сталевих — ні [20].

Хімічний склад оброблюваного матеріалу істотно впливає на процес різання, ступінь окиснення та якість обробленої поверхні. Наприклад, алюміній, кремній, нікель здатні утворювати хімічно стійку плівку, що збільшує стійкість сплавів до окиснення. І навпаки, збільшення вмісту вуглецю знижує стійкість сплавів проти окиснення, отже сприяє процесу утворення стружки і полегшує її видалення з поверхні круга. Отже, підвищення ступеня окиснення полегшує процес різання, а зниження ускладнює [20].

Важливе значення для процесу шліфування мають і фізико-механічні властивості оброблюваного мате-

ріалу — теплопровідність і теплостійкість, міцність і в'язкість. Так, обробка сплавів із низькою теплопровідністю відбувається за високої температури, що робить їх важкооброблюваними. Висока міцність у сполученні із великою в'язкістю також утруднює процеси шліфування. Наприклад, сірий чавун шліфується значно легше, ніж вибілений або легований.

Важкооброблювані матеріали, які не піддаються шліфуванню звичайними абразивами, потребують надтвердих абразивних матеріалів, особливості яких ми і розглянемо у черговому розділі. І почнемо з природних алмазів, адже саме вони є першими у переліку інструментальних матеріалів через надвисоку твердість.



ПРИРОДНІ АЛМАЗНІ АБРАЗИВНІ МАТЕРІАЛИ

Що ж таке алмаз?

Найтвердіший у природі мінерал — алмаз, фактично був прихованим інструментальним матеріалом, бо у нього довгий час не було гідних суперників. Лише в середині ХІХ ст., коли виникла необхідність у будівництві гірських тунелів і розвитку гірничодобувної справи, алмаз став у пригоді саме у вигляді абразивного інструментального матеріалу. І що ж це таке — алмаз?

Кожна згадка про алмаз викликає в уяві розповіді про його твердість, неруйнівність, розкіш і красу. Алмаз оточений таємницями, міфами і легендами, багато з яких дійшли до нас ще з глибокої давнини. Але, як це не дивно, алмаз — не такий вже і незвичний камінь, а за багатьма показниками може поступатись іншим, менш відомим мінералам.

Головний міф, що супроводжує алмаз від доісторичних часів, пов'язаний із його міцністю. Вважали, що його просто неможливо зруйнувати «Швидше ковадло піде в

землю, аніж молот розіб'є алмаз», казали індуси і називали алмаз «азіра» — нездоланний. Вірогідно, що слово «алмаз» походить від давньогрецького «адамас» (або «адамат»), що також означає «нездоланний». Тож тривалий час люди вірили, що алмаз є настільки міцним, що його не можна розбити ані каменем, ані молотом. Насправді міцність алмазу дуже перебільшують. Так, він найтвердіший з усіх мінералів, але він є крихким. Тобто якби читач знезацька знайшов великий шматок алмазу і вдарив молотком, щоб перевірити його нездоланність, то отримав би цілу купу дрібних алмазиків.

Ще один міф щодо алмазу — його рідкісність у природі. Побутує думка, що алмаз є чи не найрідкіснішим дорогоцінним каменем, його мало де добувають і знайти його — щасливий випадок. Колись це твердження було справедливим, тож алмази зажили славу найпершої коштовності. Але зараз відомо, що алмаз трапляється на Землі доволі часто, і у всьому світі активно видобувають алмази. На жаль, компанії, що займаються розробкою родовищ алмазів, не повідомляють про обсяги видобутку, вважаючи цю інформацію стратегічно важливою. Однак можна передбачати, що щорічний видобуток у світі перевищує 40 млн каратів, тобто десь 8 тон (карат — 200 мг). Якщо врахувати, що в світі існують дорогоцінні камені й інші мінерали, щорічний видобуток яких не перевищує сотень кілограмів, то алмаз виглядатиме не таким вже і рідкісним. Також алмаз вважають чи не найдорожчим каменем, але і це невірно. По-перше, ціна на алмази може змінюватися в широких межах — все залежить від якості і характеристик. А по-друге, дуже часто рубіни, смарагди, піропи і інші дорогоцінні камені мають ціну, вищу за алмази.

Виявляється, що алмаз не є незнищеним, найрідкіснішим і навіть найвартіснішим дорогоцінним каменем! Однак є властивість алмазу, яка зумовлює його в особливе положення — він є надтвердим, може подряпати будь-які матеріали на Землі, тобто може слугувати гарним інструментальним матеріалом — абразивом. Саме це і відбувається на практиці: більша частина добутих у світі алмазів слугують технічним цілям, а на частку ювелірів припадає не так вже і багато каменів. Дійсно, алмаз застосовують як абразивний матеріал, що дає змогу обробляти, свердлити, шліфувати і полірувати найтвердіші метали і будь-які інші матеріали. Крім того, зараз алмази застосовують у мікроелектроніці, сильнострумній електроніці й інших областях техніки. На їх основі створюють міцні підкладки для особливих мікросхем, а також матеріали, що мають надпровідні властивості. До речі, вже нині техніці бракує природних алмазів, тому зростає потреба у штучних.

То що ж таке алмаз? Насправді алмаз є чистим карбоном, який кристалізується у кубічній системі. Він має твердість 10 за шкалою Мооса (100 од. за Вікерсом); високу густину — $3,5 \text{ г/см}^3$ (на відміну від графіту, який теж є чистим карбоном, з густиною $2,1\text{—}2,2 \text{ г/см}^3$), дуже високий показник заломлення і надзвичайно сильну дисперсію (світлорозсіювання). У відшліфованому алмазі ювелірної якості світло багатократно відбивається, розкладається і виходить забарвленим у різні кольори спектра. Зернисті, темноокрашені, природні алмази мають назву борт і карбонадо.

Отже, графіт і алмаз є поліморфними модифікаціями однієї і тої ж речовини — карбону. На початку ХХ ст. пощастило визначити причину різних властивостей графіту і алмазу — їхню структуру: в графіті

атоми карбону об'єднуються у шестикутники, з яких складаються шари, і відстань між атомами у шестикутниках менша за відстань між шарами. А в алмазі вони утворюють щільну кубічну упаковку, де всі відстані між атомами рівні. Тобто, в алмазі атоми розташовані щільніше, тому він має більшу густину і високе світлозаломлення.

Дуже довго було не зрозуміло, чому в одному випадку утворюється алмаз, а в іншому — графіт. Навіть коли О.І. Лейпунський 1939 р. розрахував термодинамічні умови утворення алмазу, цьому не дуже довіряли. Взагалі на той час ще не враховували мінералотворне значення тиску. Наприклад, коли виявилось, що загальна густина Землі становить $5,5 \text{ г/см}^3$, була створена модель Землі, де ядро складалось із важких металів. Тоді ж петрограф В.М. Лодочников 1936 р. висловив припущення, що в глибинах Землі можуть існувати невідомі щільні модифікації мінералів, звичних для поверхні, але у це мало хто спочатку повірив. Згодом прогрес техніки переконав у правильності цієї гіпотези, бо виявилось, що вплив тиску на мінералотворення є значним.

Нині вже добре відомо, що алмаз є модифікацією вуглецю, утвореною за високого тиску. Штучний алмаз отримують за значень тиску 40—60 тис. атм. Тобто на земній поверхні алмаз є гостем з великих глибин, бо утворився там, де панує великий тиск. Проте дослідникам дуже важко зрозуміти будову покладів алмаза, адже він надходить з глибини 100—200 км. Жодну з гіпотез «утворення алмазу за низького тиску» довести не вдалося. Тим більше, що гіпотеза глибинного утворення нещодавно отримала додаткові докази. Серед африканських алмазоносних порід, а пізніше в Якутії, було знайдено уламки породи, явно

захоплені алмазоносною породою під час її руху з глибин до поверхні. У цих обломках серед інших мінералів, гранату і піроксену, виявлено кристали коеситу, що ближче до поверхні переходять у кварц. Розмір цих кристалів сягав 3 мм. Наявність включень коеситових порід у алмазоносних свідчить, що алмаз утворено на великих глибинах, там, де кварц вже існувати не може, і що підйом глибинного матеріалу до земної поверхні був дуже швидким. Потрапивши в умови низьких значень температури і тиску земної поверхні, і алмаз, і коесит «загартувались» і не встигли до повного охолодження перейти в тривкі на земній поверхні графіт і кварц. Інший дуже важливий висновок полягає в тому, що на глибині понад 100 км, де переважає тиск, необхідний для утворення алмазу і коеситу, земна мантія не є однорідною, як вважали, там існують різні гірські породи, і навіть такі, в яких є вільна кремене кислота.

Де шукати алмаз на земній поверхні?

Перші алмази були знайдені на території Індії. Найдавнішою археологічною пам'яткою, яка засвідчує знайомство людини й алмазу, є грецька бронзова статуетка (зберігається у Британському музеї), очі якої виготовлені з необроблених, ймовірно індійських кристалів. Вік статуетки — 480 р. до н. е. Довгий час Індія була основним постачальником алмазів. Їх видобували з розсипів у двох районах: на півночі країни поблизу м. Панна в штаті Мадхья-Прадеш, дещо південніше від лінії, що поєднує міста Делі і Калькутту, і південніше м. Хайдарабада, між річками Кістна (Крішна) і Пернер — розсипи Голконди.

Згодом, орієнтовно у Х ст., алмази знайшли в Індонезії на острові Калімантан (нині Борнео). Відкриття розсипів у південно-східній частині острова відносять вже до XVII ст., вони не дуже багаті, відносно молоді і погано вивчені. Камені у них здебільшого дрібні, але траплялись і до 100 каратів. Найвідомішим є алмаз «Зірка Саравака» — 87 каратів. Відкриті на Калімантані і кімберлітові трубки, але чи всі алмази пов'язані із цими трубками, не встановлено.

Третім районом алмазних копалин, відомим від початку XVIII ст., є Бразилія. І тут також існує багато міфів. Наприклад, що 1726 р. португальський шахтар Бернард-да-Фонсена Лабо у одній із золотих копалень побачив, що робітники під час гри відмічають рахунок за допомогою блискучих камінців. Лабо вгадав, що це алмаз, але йому стало витримки приховати відкриття й зібрати певну кількість каменів. Однак після того, як Лабо спробував реалізувати їх у Європі, про його знахідку дізнались і в Бразилії, тож почалась «алмазна лихоманка». Бразильські алмази переважно дрібні. Подібні знайшли і в Австралії 1851 р. Але про алмази Австралії заговорили жваво лише через 120 років, коли у 1970-х рр. за 120 км від порту Дарвін біля селища Кімберлі знайшли корінні алмазні поклади, а 1980 р. вже було відкрито понад 30 кімберлітових трубок. Очевидно, Австралія може увійти до кола основних країн, що видобувають алмази.

У третій чверті XIX ст. сталась одна з видатних подій «алмазної історії» — відкриття дуже великих покладів алмазу у Південній Африці. Про це розповідають так. 1867 р. торговець і мисливець Джон О'Реллі зупинився на ночівлю на фермі голландця Ван-Нікерка, на березі р. Вааль. Тут він звернув увагу на камінці, якими грались діти. «Схоже, це алмаз», —

сказав О'Реллі. Нікерк посміявся: «Можете взяти якийсь собі, це напевно не алмаз, таких каменів тут багато». О'Реллі таки взяв камінь, щоби взнати, чи це алмаз і, якщо це так, поділитися з фермером отриманими грошима. У Кейптауні він визначив, що це дійсно алмаз і продав його за 3000 доларів. Подейкували, що, до честі О'Реллі, він таки поділився з Нікерком. Знахідка О'Реллі стала широко відомою, і вже 1869 р. у район ферми Нікерка почалась відома нам «алмазна лихоманка». Подейкують, що і сам Нікерк купив у колдуна-кафра, що мешкав неподалік, великий алмаз, віддавши за нього більше 500 овець, коней і майже все своє майно. Цей алмаз, потім відомий як «Зірка Південної Африки», вагою 83 карати, він продав за 56 тис. дол.

Спочатку в Південній Африці розробляли тільки розсипи уздовж річок. Біля першого корінного алмазного покладу постало тимчасове селище, яке згодом перетворилось на місто Кімберлі. Досить швидко було встановлено, що алмаз споріднений зі специфічною гірською породою, яку назвали кімберліт. Ця порода утворює трубчасті тіла порівняно невеликого діаметра, які йдуть із великої глибини. Невдовзі всі подібні поклади почали називати кімберлітовими або алмазносними трубками (хоча й не всі кімберліти містять алмази). Зараз трубка Кімберлі вже опрацьована більш як на кілометр у глибину, і будова її доволі гарно вивчена. Спочатку вона дещо звужується донизу, зберігаючи в перерізі свою більш-менш округлу форму, потім розширюється, змінюючи форму перерізу, як і інші трубки. У кімберлітах звичайно багато включень різних мінералів і уламків гірських порід, винесених із глибини, а включення є нині головним матеріалом для вивчення глибинних умов нашої планети.

Звідки взялись алмази?

Найперша гіпотеза походження алмазів, висунута Льюїсом ще 1896 р., була сформульована так: вони утворились від взаємодії магми, що проривала земну кору, з вугіллям. Основою цієї гіпотези був той факт, що перша знайдена в Кімберлі трубка прориває вугленосну формацію. Але потім знайшли багато трубок з алмазами, які не проривали вугленосних покладів. І навпаки: знайшли багато трубок, що проривають вугленосні породи, але не містять алмазів. Гіпотеза не справдилась, їй суперечили факти.

То може, алмази вже були в магмі, що вирвалася по трубках з надр? Чи утворились у цих трубках? Згодом учені дійшли думки, що алмази утворюються на великій глибині — там, де високі тиск і температура. Спочатку вважали, що походять вони тільки з кімберлітів. Але чому в одних кімберлітових трубках алмази є, а в інших — жодного? У Південній Африці кімберлітові трубки знаходяться іноді на відстані у кілометр одна від одної. В одній багато великих алмазів, в іншій — алмазів мало, в третій чи п'ятій — нема взагалі. І ще один факт — алмазів ніколи не знаходили в кімберлітових жилах, що утворились, на відміну від трубок, поступово, без проривів.

Постала ще одна теорія: глибинна магма, піднімаючись, утворювала вторинні вогнища, камери. На краях давніх монолітних платформ така камера, заповнена магмою, могла опинитись під ділянкою земної кори, що опускалась, і тому з колосальною силою тиснула на магму. Коли тиск ставав більшим, аніж могли витримати породи, що її оточували, відбувався вибух, магма проривалась на поверхню. Якщо «вторинне вогнище» вибухне, утворюючи трубку, то за помірного тиску

трубка буде «порожньою», тобто не міститиме алмазів. За 25—30 тис. атм. у ній з'являться піропи — головні супутники алмазу, а за ще більшого тиску — алмази. Ця теорія дає змогу пояснити, чому в різних, навіть сусідніх, трубках існують алмази різних сортів, різного забарвлення.

А ось і третя теорія. Алмази сформувались з відкладів із океанського дна. Команда вчених під керівництвом Майкла Ферстера з Університету Маккуорі в Австралії спробувала відтворити умови в мантії, піддаючи нагріву і тиску зразки, що містять підняті з дна океану відклади, і перидотит — типовий мінерал верхньої мантії. Експерименти провадили за тиску 3—6 ГПа і температури 800—1100 °С, що відповідає параметрам середовища в мантії на глибині від 100 до 200 км. Результати дали авторам підстави висунути модифіковану теорію походження алмазів і наявних включень у них. На їхню думку, ділянка океанічного дна повинна опуститись на глибину не менше 200 км. Тоді законсервована у глинах і інших відкладах вода також опиниться на глибині, де розчинення суміжних речовин і реакції з перидотитами призведуть до утворення суміші, з якої потім кристалізуються алмази із включеннями.

Тим не менш, є дані про походження деяких алмазів зі значно більшої глибини, а також на ранній стадії існування Землі, і до них ця теорія не може бути застосована. 2018 р. учені, досліджуючи надра за допомогою звукових хвиль, встановили, що глибоко під поверхнею Землі є великі запаси алмазів, але їх неможливо видобути, адже вони знаходяться у кратонах — давніх платформах докембрійського періоду, центральних частинах материків, що займають до 40 % їхньої площі. Кратони виглядають як перевер-

нуті гори, лежать у центрах тектонічних платформ і можуть проникати на глибину понад 300 км. «Корені» таких формувань, як передбачають вчені, і містять ті самі алмази. Дослідники виявили, що звукові хвилі проходять ці ділянки земної кори набагато швидше, аніж інші її шари. Порівнявши зафіксовану «в полях» швидкість хвиль зі швидкістю проходження звуку через різні речовини в лабораторії, вони дійшли висновку, що такі показники відповідають ґрунту із 1—2%-м вмістом алмазів.

Чи існують позаземні алмази?

Із метеориту 2008 TC3, який впав у жовтні 2008 р. у пустелі Судану, вчені зібрали майже 4 кг уламків. Сам метеорит пощастило помітити ще за день до падіння і прослідкувати до моменту вибуху на висоті майже 40 км, як повідомив *Naked Science*. Метеорит належав до вуглецевих астероїдів рідкісного типу уреїлітів: він складався з графіту із включеннями кристалів алмазу. Походження уреїлітів є темою палких дискусій, однак нова робота Філіпа Жілле і його колег з Федеральної політехнічної школи Лозани (EPFL, Франція) може дати гіпотезам неочікуваний поворот. Філіп Жілле зі співавторами вважають, що алмази 2008 TC3 сформувались у надрах планети, яка загинула ще у перші мільйони років існування Сонячної системи. У мікродомішках, що накопичились у кристалах, є хроміт, фосфати, сульфід заліза й нікелю. Їхній склад і морфологія засвідчили, що алмази утворились в планеті, яка за розмірами була середньою між Меркурієм і Марсом. На початку розвитку Сонячна система мала багато таких тіл: деякі з них змогли сформувати сучасні

планети, а інші загинули, впавши на Сонце або розлетівшись від зіткнення між собою. Утворення алмазів в астероїдах є цілком закономірним. Ці космічні тіла рухаються у просторі із великою швидкістю і часто стикаються, через що виникають висока температура і тиск, створюючи сприятливі умови для кристалізації вуглецю, що міститься в них. Так утворюються алмази позаземного походження, які у метеоритах падають на Землю повсюди.

Тож чи є позаземні алмази на Землі? Виявляється є. Шукати їх треба саме в уламках метеоритів. І хоча золотий метеорит є надбанням фантастики, алмазний — визнаним фактом. Раніше в «прибульцях» з неба знаходили вугілля і графіт, тож очікували, що алмази в них також можуть утворюватись як кристалічна модифікація того самого чистого вуглецю. Наприклад, 1846 р. невеликі частинки графіту було знайдено у залізному метеориті, що впав в Угорщині. Трохи пізніше в ньому знайшли і кристалики алмазів.

Розвиток науки допоміг виявити ці дорогоцінні камені всередині «небесного каменя», що впав на територію Індії 1872 р., небагато з них було видно неозброєним оком, основну частину спостережено під мікроскопом. Алмази були знайдені й у Каньйоні Диявола — метеоритному кратері у штаті Аризона (США). Цікаво, що сам кратер — гігантська воронка діаметром 1200 м і глибиною 180 м, де знайшли уламки метеоритного нікелістого заліза, а також найбільший алмаз позаземного походження діаметром 3,5 мм. Він темний, абсолютно непрозорий, з гранями, що майже не проглядаються. Знайшли його випадково, розколовши фрагмент метеорита з кратера.

У результаті вивчення алмазів із метеоритів було з'ясовано, що перші з них утворились у небесних ті-

лах, які виникли на зорі формування Сонячної Системи. Багато метеоритів також містять космічний пил, який навіть старший за неї. Вони утворились у міжзоряному просторі поруч із зірками, які на той час вже затухали, й пережили всі процеси становлення нових світил. Метеорити несуть інформацію про нуклеосинтез — процес утворення у зірках хімічних елементів.

Вивчення структури позаземних алмазів вирішило завдання штучного отримання цієї кристалічної модифікації вуглецю. Тепер воно можливе шляхом швидкого охолодження вугілля за високого тиску. Природні алмази земного походження мають кубічну структуру. Відомі ще дві гексагональні відміни — графіт і лонсдейліт. Саме остання притаманна алмазам позаземного і синтетичного походження.

Учені не перестають робити відкриття, матеріал для яких їм постачають метеорити. Зовсім недавно у метеориті, що впав на Землю 1971 р. у Фінляндії, знайдено кристали, які навіть перевищують алмаз за твердістю.

Алмаз — надтвердий матеріал?

Алмаз, як і кубічний нітрид бору, є надтвердим матеріалом. Він є кристалічною поліморфною модифікацією вуглецю, його тривимірна кристалічна структура характеризується тетраедричним розташуванням у ґратці атомів вуглецю, зв'язаних ковалентними зв'язками. Алмаз — найтвердіший природний вуглецевий матеріал. Однак твердість кристалів алмазу є різною в різних кристалографічних площинах, йому властива анізотропія (нерівність) твердості. Це зу-

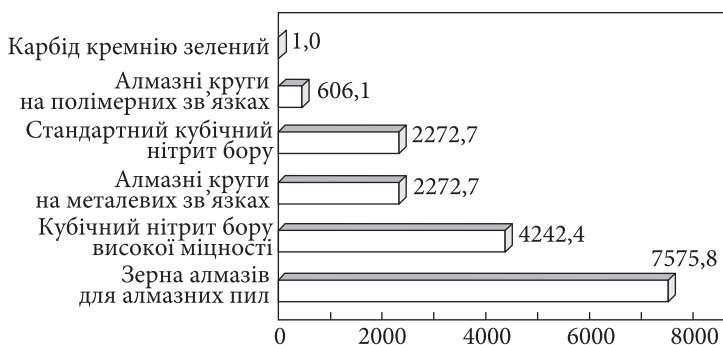
мовлює різну зносостійкість і шліфованість алмазів залежно від напрямку докладеного зусилля, що необхідно враховувати, наприклад, під час механічної обробки кристалів.

У результаті досліджень твердості кристалів синтетичних алмазів із різним вмістом домішок бору й азоту встановлено, що твердість пірамід росту, які містять домішки бора, в середньому вища, аніж пірамід, які містять домішки азоту. Зростання вмісту азоту знижує твердість синтетичних алмазів, бору — призводить до певного підвищення твердості.

Ну що ж, з абразивними матеріалами ми якось розібрались у попередньому розділі. А тепер розберімося, що таке абразивні надтверді матеріали. Вище зазначено, що на Першій Міжнародній нараді з надтвердих матеріалів у Франції було запропоновано відносити до них ті, які мають твердість понад 40 ГПа, а до ультратвердих — понад 70—80 ГПа.

Деякі вчені вважають такий поділ не зовсім обґрунтованим [19], оскільки через нього з розряду надтвердих випадає низка полікристалічних композиційних матеріалів на основі алмазу і КНБ, наприклад, амборит або киборит, традиційні надтверді матеріали. Тому було запропоновано відносити до надтвердих матеріали з твердістю 20—120 ГПа, тобто твердіші за природний корунд і такі, твердість яких може досягати твердості грані октаедра монокристалів природного алмазу. Цьому визначенню відповідають алмаз, кубічний нітрид бору, карбонітрид бору (BC_2N), $AlMgB_{14}$, $AlB_{40}C_4$, ромбічний $\gamma-B_{28}$ та ін. Звернімо також увагу на те, що теоретична (межова) твердість алмазів не повинна перевищувати 210 ГПа [6].

Чим вирізняються надтверді матеріали? Окрім твердості є ще одна важлива властивість — теплопро-



Вартість різних абразивних матеріалів, у відносних одиницях [4]

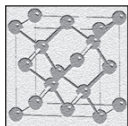
відність. Порівняльна (у відносних одиницях) теплопровідність КНБ і алмазу суттєво перевищує цю властивість найбільш теплопровідного металу — міді. Видається, що і вартість надтвердих матеріалів повинна бути суттєво вищою за вартість інших абразивних матеріалів. І це справді так [4]. Бачимо, що вартість КНБ у понад 4000 разів, а алмазу — 7500 раз вища за вартість карбиду кремнію. А це означає, що застосування абразивних надтвердих матеріалів не є дешевим і потребує гарного економічного обґрунтування.

Відомо, що частка технічних алмазів у загальному світовому виробництві і споживанні алмазної сировини складає 98—99 %. Однак за вартістю на технічні синтетичні алмази припадає 10—13 % загального обсягу світового ринку алмазів. Наприклад, в обсязі виробництва 2012 р. природні алмази склали 127,96 млн карат (обсяг реалізації 12,64 млрд доларів США), а синтетичні — 8,37 млрд карат (≈ 2 млрд доларів). Серед використаних природних алмазів частка ювелірних складає ≈ 20 %, а технічних ≈ 80 %.

Штучний синтез теоретично відкрив можливість отримати стільки алмазів, скільки їх треба для еконо-

міки. Штучні алмази за властивостями не тільки не поступаються природним, а і за деякими параметрами можуть їх переважати. За даними Геологічної служби Сполучених Штатів (*USGS*), 2008 р. технічні алмази виробляли у 32 країнах, загальний обсяг виробництва у світі склав 4,62 млрд каратів на суму 1,65—2 млрд дол. США, з них синтетичних технічних алмазів — понад 4,55 млрд каратів. Нещодавно провідною країною з розрахунковим обсягом виробництва у розмірі 4 млрд каратів став Китай, інші вагомні виробники — США, Росія, Ірландія та ПАР.

А ми продовжимо шлях від природного каменя до штучних алмазів як інструментального матеріалу.



ШТУЧНІ АЛМАЗНІ АБРАЗИВНІ МАТЕРІАЛИ

Історія штучних алмазів

Розпочалась ця історія 1694 року [21]. Тоді у Флоренції вже існувала академія наук — Дель Чіменто, і саме там відбулась подія, з якої йде відлік офіційного знайомства людини із дивними властивостями алмазу. Флорентійські академіки Аверані і Тарджионі в присутності герцога Козімо III Медичі, який цікавився науковими дослідженнями, розжарювали дорогоцінні камені. З рубіном нічого особливого не відбулось, а алмаз... щез. Це щезнення було задокументовано, навіть збереглись прилади, за допомогою яких був виконаний цей не складний дослід: запальне скло (тобто лінза) величиною з тарілку і запальне скло розміром з блюдце. Подія дещо театральна, трошки таємнича і хвилююча: все ж таки щез дорогоцінний камінь.

Першою людиною, яка висунула правильну гіпотезу про хімічний склад алмазу, був Ісак Ньютон, член всесвітньо відомого наукового Лондонського королівського товариства. З 1663 р. товариство офіційно на-

зивалось *The Royal Society of London for Improving Natural Knowledge*, сучасна назва *The Royal Society*.

Девіз товариства *Nullius in verba* («Нічиїми словами» — нічого на віру) означав відмову від догм, запозичених із біблійних уявлень про природу. Праця одного з засновників колегії, згодом президента Лондонського Королівського Товариства Роберта Бойля так і називалась — «Хімік-скептик». Цією книгою Бойль заперечував панівне вчення, згідно з яким всі горючі і блискучі речовини містять вогонь, рідкі — воду, леткі — повітря, тверді — землю. «Якщо би люди турбувались про успіхи науки більше, аніж про свою славу, — суворо пояснював Бойль, — легко було би їм зрозуміти, що вища заслуга їх полягає в постановці дослідів, у спостереженнях, що не слід складати теорій, не перевіривши попередньо, наскільки вони підтверджені фактами...».

Але дослідна перевірка відомих тверджень не завжди призводила до правильних висновків, іноді вони були досить дивними з нинішньої точки зору. Наприклад, той же Бойль вважав першоматерією воду і був переконаний, що йому вдалось дослідним шляхом довести перетворення її в інші речовини. В одному з дослідів Бойль вирощував огірки, гарбуз і м'яту без землі, у простій воді. І те, що м'ята виявилася не менш духм'яною, аніж вирощена на звичному городі, ніби доводило, що вода може перетворюватись на усі інші елементи. В іншому досліді Бойль нагрівав свинцеву стружку. Якщо він нагрівав її достатньо сильно, то свинець перетворювався на важчу й не схожу на метал речовину жовтого кольору. Це, на його думку, означало, що в свинець проникає «тонка матерія» — теплород.

Однак слова «Нічого на віру» справді стали гаслом тієї епохи, а експеримент — засобом пізнання світу. Довіра до дослідів, відмова від тверджень, не підкрі-

плених спостереженнями і фактами, швидко зрушили вперед пізнання природи. І одним із піддослідних став дорогоцінний камінь — алмаз.

Вугілля й алмаз — який зв'язок?

Початок XVII ст. у Британії був періодом духу «експериментальної філософії», або Нової Науки, права якої затвердив своїми творами великий філософ Френсіс Бекон. Тоді у Королівському товаристві працювали Роберт Бойль, Ісак Ньютон, Роберт Гук.

Гук був щасливий, коли 1662 р. Роберт Бойль рекомендував Товариству обрати його на посаду піклувальника експериментів, тобто головного лаборанта. Йому було 27 років, на вісім менше, ніж професору Бойлю, він мав золоті руки, розум, азарт і пристрасть видатного дослідника. Це він зібрав у лабораторії Бойля той повітряний насос, який допоміг відкрити закон Бойля — Маріотта. Це він сконструював гігрометр і дощомір, що сам реєструє явища, і барометр із циферблатом, яким ми користуємося нині. Це він винайшов ареометр для визначення густини води, проекційний ліхтар і кругову ділильну машину, один із перших лічильних пристроїв, і придумав спіральну пружину для годинників, саме він запропонував вважати температуру замерзання води нульовою. Нас оточують винаходи Гука.

Ісак Ньютон не любив виступати на засіданнях, та і важко йому було брати у них участь: від Кембріджа, де він жив, до Лондона майже 50 миль, тоді і за день не доїдеш. Тож свої трактати і думки щодо чужих виступів надсилав у письмовому вигляді. У Товаристві існувала повна рівність між усними і письмовими повідомленнями його членів і кореспондентів.

Тому Гук, за обов'язками, відтворював на засіданні Товариства досліди Ньютона з розкладання світла. Зачитав повідомлення Генрі Ольденбург, а Гук надав рецензію на ці досліди: у дослідах немає нічого нового у порівнянні зі спостереженнями, описаними в його «Мікрографії», а запропонована гіпотеза є сумнівною. Чотири місяці складав Ньютон відповідь на цю рецензію. Він спростував всі аргументи Гука. Полеміка тяглась чотири роки, потім Гука вмовили припинити суперечку і він направив у Кембрідж примирливе послання, визнавши свою критику поспішною. Написав: «...із радістю бачу, як поширюються і підтверджуються погляди, які я давно вже висловлював, але не мав часу розвинути» і шанобливо вказав, що цей предмет не знайде проникливішого дослідника «ніж Ви, сер».

Ньютон відповів і кожна фраза його листа відточена гранично: «...Ви переоцінили мої скромні здібності до дослідження цього предмету. Те, що зробив Декарт, було кроком вперед. Ви додали до цього нові можливості... Якщо я бачив далі, то лише тому, що стояв на плечах гігантів». Це завершення листа знають майже всі вчені.

Ньютон перевірів усе, що було відомо до нього про природу світла, здійснив безліч нових дослідів. Вивчаючи проходження світла у різних тілах, він не оминув і алмаз. Редактор і автор коментаря до видання «Оптики», що побачило світ у 1930-х рр., радянський академік Сергій Вавилов зазначив: «За світлозаломлюванням алмазу Ньютон вгадав його вуглецеву природу». Саме «вгадав вуглецеву природу» — так у наш час можна пояснити відкриття великого англійця. Адже Ньютон нічого ще не міг знати про вуглецеву природу, бо самого поняття «вуглець» тоді ще не існувало. Висновок Ньютона був настільки сміливим, наскільки і ло-

гічним: якщо десятки «кам'янистих» тіл мають світлозаломлювання близько 5000 одиниць, а «маслянисті» рідини і твердий алмаз — 12000—14000, то єдине тверде тіло, яке попало в компанію рідких, повинно бути не чим іншим, як «ущільненою маслянистою речовиною». Нині ми знаємо, що алмаз, якщо користуватись термінологією XVII ст., дійсно «ущільнена масляниста речовина», бо графіт — це тверде мастило. Дійсно, геніальне передбачення!

У книзі «Неоконченна історія штучних алмазов» [21] дослідження, яке на початку XIX ст. підтвердило це передбачення, описано так: «Вночі у Флоренції було хмарно, але до ранку розпогодилось. І коли сонце піднялося ближче до зеніту, Деві з Фарадеєм вже знову чаклували з лінзами. Цього разу ретельно зважений кристал алмазу був поміщений у велику посудину із киснем, вага якої до і після наповнення газом, зрозуміло, була визначена якнайретельніше. Як і слід було очікувати, тепер алмаз не міг чинити великого опору палаючому сонячному променю, сфокусованому лінзою на його блискучій грані. Він почав диміти, мутнішати, надалі почорнів, спалахнув — і щез. Згорів. Коли посудина захолола, дослідники довго розглядали її, намагаючись знайти хоч краплю вологи, хоча б легке помутніння стінок. Якби в алмазі містився водень, він повинен був би поєднатись із киснем, утворивши воду. Але посудина була ідеально прозорою. До вечора ваги дали точну і визначену відповідь: після спалення алмазу в посудині залишилась тільки вуглекислота і деяка кількість кисню. Але Деві не заспокоївся і послав Фарадея по нові алмази. Наступні два дні стояла дивовижно ясна погода і Деві скористався цим. Ще декілька разів вони перетворювали дрібні діаманти на невидимий газ, розчиняли його, зважували і ретельно

занотовували результати кожного досліду. Тільки на п'ятий день Деві наказав Фарадею запакувати прилади. Дослідження завершилось, додати до нього було нічого. Найвартісніший із дорогоцінних каменів виявився не просто хімічним родичем звичайних горючих речовин, як фосфор чи вугілля. Він був просто тим самим вугіллям! Тобто вугілля і алмаз виявилися двома обличчями однієї і тієї ж речовини». А лише через дев'ять років після дослідів Деві і Фарадея вже відбулась перша зареєстрована в історії науки спроба перетворити вугілля на алмаз. Так у першій чверті XIX ст. було з'ясовано, що вугілля і алмаз побудовані з атомів одного елементу, однак взнати, як саме побудовані ці атоми і які умови необхідні, щоби з них отримати те чи інше, на той час було неможливо. Багатьох необхідних для цього речей (наприклад, рентгену) просто ще не існувало, тож науці треба було накопичувати опосередковані докази.

Один із них — можливо, найважливіший — знайшов в 1860 р. професор Берлінського університету доктор мінералогії Густав Розе. Власне, його дослід не набагато відрізнявся від того, що робили Лавуазьє, Деві і Фарадей: Розе сильно нагрів алмаз. Але, на відміну від Лавуазьє, він видалив із посудини все повітря, а на відміну від Деві і Фарадея не заповнив її жодними іншими речовинами. І алмаз, розігрітий приблизно до 1000 °С, не згорів, бо йому не було в чому горіти. Розе побачив інше: алмаз почав обвуглюватись — перетворюватись на вугілля. З цього вже можна було дійти висновку, що за такої температури графіт може перетворитись на алмаз, але чогось іще бракувало. Допомогти віднайти цю складову могла різниця у питомій вазі різних форм вуглецю: за густиною алмаз перевищує графіт майже в півтора рази (3,5 і 2,3). Але це зрозуміли пізніше.

Однак поступово у пресі почали з'являлись різні сенсаційні повідомлення про штучно отримані алмази. Здебільшого, це виявлялись не алмази, а карбід якогось металу, найчастіше — заліза. Іноді і знані фірми ставали жертвами шарлатанів, що шукали легкої поживи. У книзі В.М. Бакуля «Працюючі алмази» описано один такий випадок [22]. 1902 р. в Парижі хитрий молодик М. Лемуан настійливо афішував свої експерименти з виготовлення штучних алмазів. Він наполягав, що відкрив спосіб виробництва гарних ювелірних алмазів значних розмірів і згодився продемонструвати свій винахід одному з директорів компанії Де Бірс. Він показав йому свою складну електричну піч, насипав у тигель трохи якоїсь речовини, виконав низку маніпуляцій, поставив тигель у піч і включив її. Через 15 хвилин світської бесіди «дослідник» вимкнув піч, обережно витягнув тигель і... на превеликий подив директора компанії у тиглі виявилось декілька кристалів алмазу відмінної якості і достатньо значних розмірів. Директор, приголомшений побаченням, дав згоду на солідне фінансування винаходу Лемуана. Було побудовано лабораторію, отриманий відповідний аванс, і все йшло добре, поки один торговець алмазами не зауважив, що «винахідник» систематично скуповує необроблені алмази і повідомив це директорові Де Бірс. Він попросив зробити помітки на тих алмазах, які купував Лемуан, і домовився, щоб той продемонстрував свій дослід одному багатію, майбутньому інвестору. Дослід був успішно продемонстрований, але усі отримані алмази виявились із мітками. Тоді «інвестор», який був із поліції, показав свої документи, прискіпливо оглянув піч і виявив у ній подвійне дно. Лемуана заарештували і засудили на шість років за шарлатанство. Сенсаційні повідомлення про відкрит-

тя способу отримання штучних алмазів і цього разу виявились передчасними.

Ймовірно, для цього повинні бути відбутися ще дві події, щоб науковці звернули увагу на важливу для утворення алмазів роль тиску. Найперші експерименти з високим тиском описано у XVII ст., робили їх флорентійці у згаданій вище академії Дель Чіменто. Вони хотіли взнати, чи можна стискати воду. Щоби отримати відповідь на це питання, вони заповнювали водою свинцеву кулю, розташовували її між затисками пресу і стискали — до тих пір, поки краплі води не просочувалися крізь метал. І потім ще довго — майже двісті років дослідники намагались стискати рідкі, тверді і газоподібні речовини все сильніше і сильніше, спостерігаючи процес. Вони змішували речовини, підігрівали їх або заморожували і знову стискали. Одні дослідники стискали речовини у великих лецатах. Інші брали гармати, заповнювали їхні жерла різними речовинами і опускали глибоко у море, щоби використати тиск води. Треті застосовували вибухи. Навіщо? Науку завжди цікавила поведінка речовин у незвичних умовах, а тиск в один кілограм на площу в один квадратний сантиметр, звичний на поверхні Землі, не властивий ані океанським глибинам, ані надрам планети, ані зіркам. Надвисокий тиск наділяє речовини особливими властивостями. І саме створення штучних мінералів стало тією першою справою, у якій високий тиск вдало застосовано.

Яка фаза карбону найстабільніша в земних умовах?

Французький хімік Фердінанд Фредерік Анрі Муассан не мав університетської хімічної освіти, але був допитливим і талановитим. Більшу частину досліджень і

відкриттів він зробив за допомогою самостійно винайденої електричної дугової печі, де виплавив із різних сполук багато тугоплавких металів: молібден, вольфрам, титан, ванадій, хром, ніобій, а також уран і торій. Серед карбідів, уперше отриманих Муассаном, був карборунд — сполука карбону з силіцієм, нині найпоширеніший у процесах алмазно-абразивної обробки, один з найтвердіших після алмазу мінералів. Цікаво, що карборунд, чи, як його назвали, муассаніт, спочатку був синтезований, а вже потім знайдений у природному стані (між іншим, в алмазоносних породах).

Не випадково Муассан, маючи тоді найкращий нагрівальний пристрій, зробив спробу виготовити алмаз. На рішення його наштовхнули скалки залізного метеориту з Аризони, бо нібито засновник фірми з розробки Каньйону Дьябло інженер Барінджер послав Муассану в Париж повідомлення про знайдені там алмазні крупинки. Тому він обрав для експерименту залізо. У його печі воно не тільки плавилось, воно кипіло з розчиненим у ньому вуглецем.

Створити тиск професор вирішив дуже просто — кинути суміш у воду. Отриманий зливок він розчиняв у кислотах декілька місяців, побачивши зрештою сіруватий осад і декілька крупинок. Вони тонули в рідині з густиною 3, дряпали рубін і навіть корунд, майже націло згоряли у кисні. У Муассана не було жодних сумнівів у результаті досліду, адже він відтворив у лабораторії те, що природа зробила із залізним метеоритом з Каньйону Дьябло.

Згодом про дослід Муассана знав увесь світ. Він отримав дрібні крупинки чорного кольору, крім однієї, яку назвали «регентом» — за назвою одного з найвідоміших діамантів, що зберігався в Луврі. Розмір муассанового «регента» був невеликий — лише 0,7 мм,

але, як і дорогоцінні алмази, він не був забарвлений. Всі наукові журнали світу надрукували повідомлення про велике відкриття: Анрі Муассан — перша людина, яка створила алмаз. Невдовзі розпочались спроби налагодити виробництво. Одним із перших це спробував співробітник Муассана — Гофман. Він багаторазово повторив досліди професора отримав дрібні дуже тверді кристали. Але у тих небагатьох випадках, коли розмір кристаликів був достатнім для вимірювання коефіцієнту заломлення, він виявився іншим, аніж у алмазу. Більше того, він виявився точно таким, як у карборунду.

Майже п'ятдесят раз повторив дослід Муассана інженер з Дюссельдорфа Леон Франк, кристалізуючи вуглець із сталей різних сортів. І теж отримав кристали — тверді, з близьким до алмазного коефіцієнтом заломлення, які згорали у кисні майже без осаду. 1894 р. Леон Франк опублікував у солідному німецькому журналі *Stahl und Eisen* сенсаційну статтю «Алмази у сталі». Йому сяйнула логічна думка: пошукати алмази не тільки в сталі власного виготовлення, але і у звичайній, виготовленій на металургійних заводах (до прокатки — у прокатаному металі крихкі кристали могли зруйнуватись). Дійсно, в доменних печах завжди є надлишок вуглецю, а охолодження чавуну може відбуватись так, як це потрібно для кристалізації алмазу. І Франк знайшов! Він розчинив у різних кислотах зливок звичайної сталі, відлитої 1867 р. люксембурзьким заводом Дюделінген, й отримав мікроскопічні алмази, правда, «крихкіші за природні». Металурги, прочитавши про це у знаному журналі, заповзялись шукати алмази і, зрозуміло, незабаром з'явилися численні повідомлення про знахідки з різних країн. 1909 р. Йогансен ретельно перевірів всі повідомлення, придбав багато

«металургійних алмазів» і піддав їх хімічному аналізу. Результат аналізу був незмінним: всі кристали виявились корундом — кристалічним різновидом глинозему.

До 1930-х рр. учені вже почали розуміти, що спроби отримати алмаз із графіту не вдавались тому, що всі значення температури і тиску, тобто точки фазової діаграми, в яких провадились досліди, перебували в області сталості графіту. Однак на той час ще не було можливості досягти тиску вище ніж 50 кбар за температури понад 1500 К. Не було відомо і самої фазової діаграми для карбону в області таких високих температур, ані отриманої експериментально (через недосяжність), ані розрахованої теоретично.

І ось за цю роботу взявся радянський учений Овсій Ілліч Лейпунський, виклавши її підсумки у теоретичній статті «Об искусственных алмазах» у журналі «Успехи химии» № 10 за 1939 р. Він почав з аналізу всього, що було до того часу зроблено його попередниками. Серед багатьох твердо встановлених фактів один дуже засмучував виробників алмазів: під час згоряння 1 г графіту виділяється менше тепла, аніж 1 г алмазу. Тобто на створення графіту природа витрачає менше енергії, ніж на створення алмазу. А це означає, що невпорядкованому сполученню атомів карбону, коли на них впливає енергія тепла, значно простіше скластись у графіт, ніж побудуватись в алмаз. Для того, щоб вирахувати, як змусити атоми карбону піднятись на «енергетичну гору», потрібно було знати численні параметри фізичних властивостей карбону за різних значень тиску і температури, навіть тих, які ще не були досягнуті. Лейпунський знайшов зручний спосіб перекинути місток від розрахунків і відомих значень до невідомих, але необхідних для вирішення питання. Це було першим успіхом [21].

Другим успіхом було з'ясування температури, за якої атоми карбону повинні перебудуватись із графітного шару в алмазний. Для цього Лейпунський прагнув дізнатись: чи буде графіт перетворюватись на алмаз за тої самої температури, за якої алмаз найповніше перетворюється в графіт? Хіба вода замерзає не за тих самих умов, за яких відбувається танення льоду? І ось на письмовому столі Лейпунського з'явився графік — діаграма стану карбону за різних значень тиску і температури. Криві засвідчували: для перетворення графіту в алмаз необхідно забезпечити, окрім температури близько 2000 °С, ще й тиск не менше 60—70 тис. атм. Тобто в сотні разів більше, ніж могло бути у тих, хто намагався виготовити алмаз. Лейпунський закінчив свої розрахунки доволі сумними словами: «...З'ясувалась прикра обставина: усі спроби виготовити алмаз було зроблено в умовах, за яких графіт є стійкішою за алмаз твердою фазою. До того ж більшість описаних дослідів було виконано, коли ще навіть не було ясно, що стійкіше в земних умовах — графіт чи алмаз».

У Муассана і численних його послідовників не могло бути нічого схожого на 100 тис. атм. А у Крукса, який влаштував вибухи в сталевій бомбі, високий тиск був дуже нетривалим, тобто була дуже мала ймовірність попасти в ціль.

Завершив статтю О.І. Лейпунський такими висновками: «Оскільки графіт є кінетично вигіднішим шляхом кристалізації вуглецю, ніж алмаз, єдиним надійним способом виготовлення алмазу є кристалізація чи рост наявних кристаликів в області термодинамічної стійкості (за високого тиску) за температури, коли можлива рекристалізація графіту. Для цього необхідно удосконалити техніку отримання високого тиску і вибір середовища кристалізації».

Штучні алмази створено!

Нагадаємо, що стаття Лейпунського була опублікована наприкінці 1939 р. А через декілька місяців після цього фірми «Карборундум», «Нортон» і «Дженерал електрик» уклали п'ятирічну угоду з професором Персі Уільямом Бріджменом. Фірми давали гроші, а професор Бріджмен брався розробити апаратуру для синтезу алмазів.

Вже під тиском у трохи більше 10 тис. атмосфер багато речовин ведуть себе незвично. Ще більше незвичних перетворень очікували дослідники від тиску в сотні тисяч атмосфер. Щоб досягти його необхідні були нові матеріали для апаратів високого тиску. Саме у відповідь на цю нагальну потребу техніки з'явилися принципово нові матеріали — тверді сплави, яким присвячено розділ 6, і нова галузь техніки — порошкова металургія. Тобто технічна можливість винайти апарат для синтезу алмазу склалась тільки після створення твердих сплавів, здатних витримувати температуру в декілька тисяч градусів, спечених із карбідів вольфраму і кобальту. З'явилися вони майже одночасно в Америці і в Європі. В Америці сплав назвали карболоєм, в Європі — відієм, від німецького *wie Diamant* (як алмаз), про що ми вже згадували.

Бріджмен і його співробітники конструювали нові камери і пристрої, що передавали тиск до досліджуваної речовини. І хоча карболой був дещо незвичним матеріалом, уже наприкінці 1930-х рр. у Бріджмена був апарат, в якому тиск вдавалось підняти до 130 тисяч атм. за температури 1000 °С. Речовину стискали у ньому з чотирьох боків тетраедральними ковадлами з карболою. В цьому апараті група Бріджмена змогла синтезувати мінерал гранат, зокрема яскраво-черво-

ний його різновид — піроп, що є природним супутником алмазу в кімберлітових трубках.

Минали роки, і от у березні 1955 р. у Лондоні вийшов 4471-й випуск всесвітньо відомого журналу *Nature* зі статтею про алмази. А на 51-й сторінці було повідомлено, що алмази нарешті синтезовані американською фірмою «Дженерал електрик». Потім з'явилась подібна публікація зі Швеції, згодом — повідомлення про синтез від американської фірми «Нортон компанії», нідерландських «Ашере даймондс» і «Бронсверк» та інших. А в жовтні 1957 р. компанія «Дженерал електрик» сповістила, що виготовила 100 000 каратів алмазного порошку і що в 1958 р. виготовить у 10 разів більше. Ціна порошку становила 3 долари 48 центів за карат. І хоча штучні алмази «Дженерал електрик» були на 24 % дорожчими за природні, випуск 1 млн каратів 1958 р. автоматично означав зниження вартості алмазів і, як наслідок, вихід на ринок алмазно-абразивного інструменту. Так починалась ера алмазно-абразивної обробки із застосуванням шліфпорошків штучних алмазів.

Ера штучних алмазів як інструментального матеріалу

Промислове виробництво порошків синтетичних алмазів абразивної якості було розпочато в Детройті (США) 1957 р.

А у Радянському Союзі перші зразки синтетичних алмазів у квітні 1960 р. було отримано в Інституті фізики високих тисків АН СРСР під керівництвом професора Леоніда Федоровича Верещагіна. І вже у листопаді 1960 р. цей інститут передав до Центрального конструкторсько-технічного бюро Держплану УРСР (нині Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Баку-

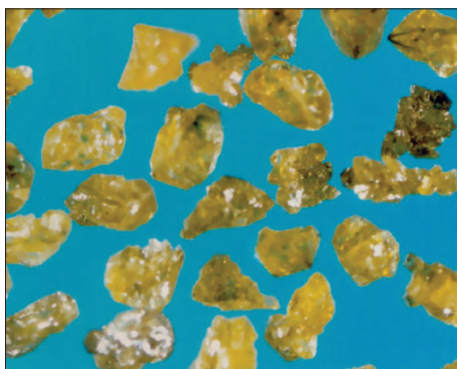
ля НАН України) методику отримання синтетичних алмазів і унікальну апаратуру. На побудову матеріальної бази з промислового випуску синтетичних алмазів у Києві Уряд Української РСР виділив 50 млн крб. Дуже швидко, майже за дев'ять місяців, під керівництвом директора Валентина Миколайовича Бакуля колектив ЦКТБ вирішив широкомасштабне технічне питання — удосконалив відому і створив нову апаратуру

високого тиску, виготовив нове високопродуктивне обладнання для промислового виробництва алмазів за недосяжних раніше у виробництві екстремальних параметрів тиску і температури нагріву (понад 5 ГПа і близько 2000 К). Наприкінці жовтня 1961 р. було отримано перші дві тисячі каратів синтетичних алмазів. З 1968 р. Інститут вже виготовляв і поставляв інструмент із синтетичних алмазів 26 фірмам Австрії, Бельгії, Болгарії, Бразилії, Великої Британії, Греції, Італії, Канади, Мексики, Нідерландів, США, Угорщини, Франції, Фінляндії, Швеції, Югославії.

Успішний синтез алмазів актуалізував питання про отримання інших штучних надтвердих матеріалів, зокрема нітриду бору. Як і графіт, нітрид бору має гексагональну кристалічну ґратку. Густина його (2,20—2,25 г/см³) є близькою до густини графіту (2,25—2,35 г/см³), та й за іншими властивостями він дуже нагадує графіт: м'який і з низьким коефіцієнтом



Валентин Миколайович
Бакуль (1908—1978)



Штучні алмази марки АС6 160/125 виробництва Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України

тертя. Його навіть називають білим графітом. У таблиці Д.І. Менделєєва бор і азот знаходяться в одному рядку з вуглецем — ліворуч і праворуч від нього. Тому логічно припустити, що сполука бору й азоту із середньою атомною масою 12,414, яка є близькою до атомної маси карбону, матиме подібні властивості. Наявність спільних властивостей у графіту і нітриду бору, особливо те, що обидві речовини утворюють гексагональні ґратки із близькими параметрами, і нашоствнула науковців на думку, що нітрид бору може існувати і в кубічній модифікації.

Кубічний нітрид бору (КНБ) 1957 р. уперше отримав Robert H. Wentorf Jr. для компанії *General Electric*. А 1969 р. компанія зареєструвала торгову марку «Боразон» для цих кристалів. У СРСР КНБ уперше синтезували в Інституті фізики високих тисків Академії наук СРСР під керівництвом академіка Л.Ф. Верещагіна, а з 1965 р. під торговою назвою ельбор у промислових масштабах виготовляли на абразивному заводі «Ильич» (Санкт-Петербург, РФ).

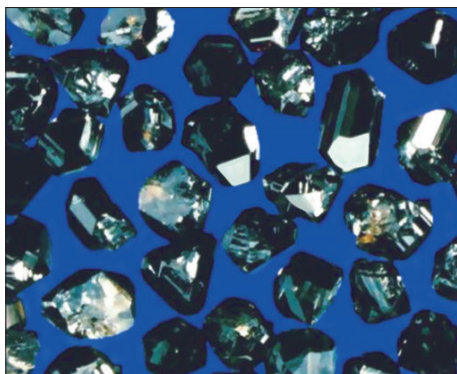
Оригінальна технологія виробництва КНБ була розроблена і в академічному Інституті надтвердих ма-

теріалів в Києві. 1964 року на дослідному заводі цього Інституту розпочато дослідно-промислове, згодом і промислове виробництво кубоніту (торгова марка) і абразивного інструменту з нього. В умовах високих значень тиску і температури (6,0—8,5 ГПа, 1500—1800 °С) гексагональний нітрид бору переходить у кубічну алмазоподібну модифікацію, утворюючи безбарвні неелектропровідні кристали.

Згадаємо, що алмаз, з його неперевершеною твердістю і зносостійкістю, як інструментальний матеріал має порівняно низьку теплостійкість: за температури понад 750 °С він починає окиснюватись. Це обмежує швидкість обробки алмазним інструментом і у багатьох випадках потребує суттєвого охолодження. КНБ вигідно відрізняється від алмазу — він не втрачає своїх різальних властивостей до температури 1200 °С. Крім того, він не взаємодіє, на відміну від алмазу, із залізо-вуглецевими сплавами, що і визначає його основну область застосування.

Штучний синтез теоретично відкрив можливість отримати стільки алмазів, скільки їх треба для економіки. Штучні алмази за властивостями не поступаються природним, а за деякими параметрами можуть їх пере-

Кубоніт марки КВ 160/125 виробництва Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України



важати. Природні і синтетичні технічні алмази мають різну вартість. На природні алмази ціна коливається в середньому від 1 дол. США за карат за алмазні скалки (борт) до 2,5—10 за якісніші кристали, хоча деякі великі алмази коштують до 200 дол. США за карат. Ціна на синтетичні технічні алмази значно нижча і змінюється залежно від міцності частинок, розміру, форми, кристалічності і відсутності або наявності металевих покриттів, загалом — 0,1—2 дол. за карат.

Єдиним недоліком алмазного інструменту є його порівняно висока вартість: він може бути дорожчим за традиційний абразивний інструмент у десятки разів. Насамперед, ціна інструменту визначена вартістю алмазів на ринку. Зрозуміло, що чим більший вихід алмазів у переходах графіт-алмаз, тим економічнішою є технологія і тим більшим попитом вона буде користуватись у промисловості. Вартість карата перших штучних алмазів, вироблених майже 60 років тому в Інституті надтвердих матеріалів, склала понад 135 рублів [22], а карат природних технічних алмазів для алмазно-абразивного інструменту коштував 3 рублі. За такої різниці конкурентоспроможність синтетичних алмазів була вкрай примарною. Але завдяки напруженій праці колективу Інституту вже у другій половині 1962 р. вони коштували вже 2 рублі 50 копійок, тобто дешевше за природні [22]. За рахунок поліпшення технології й автоматизації процесу у другій половині 1960-х рр. вартість алмазів вдалося знизити до 45—75 копійок за карат. Настав час думати про розвиток алмазної галузі. Співробітники Інституту надавали допомогу в становленні алмазних заводів в Україні (Львівського та Полтавського), а також у Вірменії (Єреванського). Завдяки цьому наприкінці 1970-х рр. вартість карату штучних алмазів для алмазно-абразивного інструменту склада-

ла 10—12 копійок. Штучні алмази в інструменті стали широко застосовувати в промисловості для шліфування й заточування твердосплавного металорізального інструменту, обробки наплавлень і напилень, хонінгування, обробки неметалевих матеріалів (скла, каменю, кераміки, пластмас, шкіри, гуми тощо).

Якими бувають штучні алмази?

На початку ХХІ ст. технічні алмази виробляли уже 32 країни, загальний обсяг склав близько 4,62 млрд карат на суму 1,65—2 млрд дол. США. Провідною країною з розрахунковим обсягом виробництва у розмірі 4 млрд карат став Китай, далі — США, РФ, Ірландія та ПАР. Якими ж бувають штучні алмази?

Штучний алмаз може бути синтезований із графіту за температури 1700—1800 °С у реакційній комірці під тиском 6—8 ГПа.

Властивості (монокристал): густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,52; твердість, за Віккерсом, ГПа — 80—115; твердість за Кнупом, ГПа — 57—104; модулі пружності, ГПа — 1141—1200 та зрушення, ГПа — 553; об'ємний модуль, ГПа — 442; коефіцієнт Пуассона, ν — 0,07—0,1; доля пластичної деформації у загальній пружно-пластичній деформації, d_H — 0,161; тріщиностійкість, МПа \cdot м^{0,5} — 3,4—5; теплопровідність, Вт/(м \cdot К) — 500—2000, 680—2400 (для природних); КЛТР, $\times 10^{-6}$ — 1,18. У кристалів алмазу без видимих включень міцність на стиск складає 17,5 ГПа (теоретична міцність не менше 112 ГПа). Горіння алмазу в повітрі відбувається за 800—900 °С. Для графітизації алмазу з відчутною швидкістю необхідна температура в 1500—1600 °С, пластична деформація відбувається за температури понад 1600 °С.

Через наявність певної кількості домішок алмаз може бути діелектриком (бездомішковий), напівпровідником чи надпровідником. Електроопір алмазів залежить від системи, у якій їх синтезували. Алмази, отримані в системі Zn—C, мають електроопір в 60×10^{13} Ом, тобто є ізоляторами. Найменший електроопір спостерігається у кристалів, отриманих у присутності сплавів, багатих магнієм (3×10^4 Ом). Дослідження монокристалів розміром 260—815 мкм, синтезованих у системі на основі магнію, засвідчили, що за кімнатної температури вони мають електроопір від $2,6 \times 10^2$ до 2×10^6 Ом.

Природні алмази типу Ia за 100 °C мають теплопровідність 730—770 Вт/(м·К), 280 °C — 520, синтетичні за 40 °C — 520—660, 280 °C — 400 Вт/(м·К). Ентальпія і теплоємність природних і штучних алмазів за 350 К становить: природний алмаз — 75,75 кДж/кг і 0,706 кДж/(кг·К), баллас — 81,38 і 0,713, САМ — 79,79 і 0,740 відповідно.

Алмази динамічного синтезу істотно відрізняються від природних і синтезованих у камерах високого тиску. Фазовий склад алмазів, отриманих унаслідок ударного навантаження чавунів, характеризується наявністю не тільки кубічної, а ще й гексагональної модифікації (лонсдейліта), вміст якої може досягати 50 %. Алмази, синтезовані у чавуні, містять ті самі включення, що і вихідний графіт. Форма зерен змінюється від голчастої до пластинчастої та ізометричної. Поверхня зерен розвинена. Максимальний розмір зерен досягає 100 мкм. Питома поверхня некласифікованого алмазного порошку складає $10,4 \times 10^3$ м²/кг. За міцністю вибухові алмази відповідають синтетичним марки АС4, а за абразивною здатністю є близькими до мікропорошків АСН.

Наноалмази — ультрадисперсні або кластерні алмази, отримані шляхом детонації вибухових речовин із від'ємним кисневим балансом — особливий тип алмазного матеріалу, властивості якого визначені переважно станом його поверхні. Частинка наноалмазів має складну будову. У центрі її є ядро, у якому атоми вуглецю у стані sp^3 -гібридизації знаходяться у вузлах кристалічної ґратки з міжплощинною відстанню 2,06 Å. Алмазне ядро оточене оболонкою з перехідних рентгеноаморфних структур вуглецю, у якій є фрагменти деформованої алмазної структури, вуглецю, графіту, інші кластери. Таким чином, частинки наноалмазу не є чисто вуглецевим матеріалом, а вуглець перебуває в них одночасно у кількох модифікаціях, і тільки одна з них відповідає структурі алмазу. Функціональні групи, в які входять кисень, азот та інші елементи, є невід'ємною складовою частинок наноалмазу. Так, алмазна частинка розміром близько 4 нм складається приблизно з 12×10^3 атомів вуглецю і з них майже 3×10^3 є поверхневими і містять функціональні групи і включення. Склад наноалмазів у середньому такий, за масою %: вуглець (78), азот (2,6), водень (0,8), кисень і неспалюваний залишок (18,6).

Детонаційні наноалмази (ДНА) мають відносно велику питому поверхню (300—400 м²/г), а їхня ключова відмінність від інших алмазів полягає у здатності містити на поверхні багато різних функціональних груп. Очищені тверді ДНА — це кластерний вуглецевий алмазовмісний матеріал із агрегатів частинок округлої або неправильної форми з середнім розміром до 10 нм. Кожна частинка, яка входить до складу кластера (первинний агрегат ДНА) — складне структурне утворення з [23]:

- ядра з вуглецевих атомів (sp^3 -гібридизованих), зв'язаних у кубічну кристалічну структуру, властиву

алмазу, яка охоплює 70—90 % вуглецевих атомів і має розмір 40—60 Å;

- вуглецевої оболонки навколо ядра з перехідних рентгеноаморфних структур вуглецю товщиною 4—10 Å, у яку може входити 10—30 % вуглецевих атомів;
- поверхневого шару, який містить вуглецеві атоми й інші гетероатоми, кількість яких (N, H, O) може досягати 10 % від загальної маси частинок.

Частинки ДНА не є чисто вуглецевим матеріалом, оскільки сам вуглець знаходиться у продукті одночасно в декількох модифікаціях і тільки одна з них (основна) відповідає структурі алмазу. Частинки ДНА правильніше уявляти не як маленькі кристали з дефектною поверхнею, а як об'ємні, жорстко структуровані «полімери», внутрішній каркас яких утворений насиченими зв'язками вуглецю, а поверхня — високомолекулярними угрупованнями.

Штучні алмази — шліфпорошки

Трохи розібравшись у штучних надтвердих матеріалах — алмазах і кубічному нітриді бора, ми можемо розглянути, в якому вигляді ці матеріали застосовують у абразивному інструменті. Насправді у вигляді порошку.

Алмазні порошки — це зерна, виділені з продуктів синтезу: кристали, їх зростки й уламки — сукупність кристалів і полікристалів алмазу розміром не більше 3000 мкм. Алмазні порошки поділяють на субмікро-, мікро- та шліфпорошки.

У субмікропорошку розмір зерен основної фракції не перевищує 1 мкм, у мікропорошку — не більше 60 мкм, у шліфпорошку зерна основної фракції затримуються на ситах із розміром сторони комірки не менше

40 мкм. Алмазні шліфпорошки випускають зернистістю від 2500/2000 до 50/40. Характеристикою, що розмежовує марки шліфпорошків, є їхня міцність за статичного стиску зерен. Позначення марок алмазних шліфпорошків складається з літер і цифрових індексів: АС — порошки з синтетичних монокристалічних алмазів, АР — з синтетичних полікристалів. До індексу АР додається літера, що позначає тип вихідного полікристалічного матеріалу: В — балас, К — карбонадо, С — спечений. Цифровий індекс для шліфпорошків АС характеризує середнє арифметичне значення показників міцності на стиск всіх зернистостей марки в Ньютонах, а для АР — в сотих частках Ньютона. Якщо порошок має якусь особливу властивість, то після цифрового індексу додається ще одна літера: Т — термостійкі, Н — немагнітні, неелектропровідні, А — підвищеної адсорбційної активності. Наприклад, АС125Т 400/315 — шліфпорошок синтетичного алмазу марки 125, термостійкий, зернистістю 400/315 мкм. Щодо деяких найпоширеніших марок відомості наведено у Додатку 7, детальніше — у довіднику [6].

Розмірні (зернистість) і міцнісні (хаотичне навантаження на зерно, за якого воно руйнується) характеристики абразивних порошків з надтвердих матеріалів є дуже важливими. Але ми бачимо, що для позначення зернистості всюди вказано два розміри: більший і менший. Чому? Тому, що розмір визначають за допомогою двох сит: прохідного і непрохідного. Реальний розмір зерен належить до діапазону між ними. Зернистість порошків надтвердих матеріалів визначається розміром зерен матеріалу і зерновим складом за різними стандартами. Отже, в абразивному порошок основним елементом є зерно, важливим параметром якого, окрім розміру, є форма. Для її опису застосовують коефіцієнт: відношення довжини проєкції зерна до її ширини.

Загалом розмір алмазного зерна — полусума довжини і ширини прямокутника, умовно описаного навколо проекції зерна таким чином, щоби більша сторона прямокутника відповідала найбільшій довжині алмазного зерна. Однак від звичайних зерен необхідно відрізнити голчасті, максимальний і мінімальний розміри яких у площині проекції мають відношення 3 : 1 і більше.

Порівняння зернистості шліфпорошків НТМ за різними стандартами

<i>FEPA Standard</i>		Стандарт <i>ISO</i> , мкм	Стандарт США, <i>mesh</i>	ГОСТ 9206-80, мкм
Алмаз <i>Diamond</i>	КНБ <i>Bornitrid</i>			
<i>D1181</i>	—	1180/1000	16/18	1250/1000
<i>D1001</i>	—	1000/850	18/20	1000/800
<i>D 851</i>	—	850/710	20/25	
<i>D 711</i>	—	710/600	25/30	800/630
<i>D 601</i>	—	600/500	30/35	630/500
<i>D 501</i>	—	500/425	35/40	500/400
<i>D 426</i>	—	425/355	40/45	400/315
<i>D 356</i>	—	355/300	45/50	
<i>D 301</i>	<i>B 301</i>	300/250	50/60	315/250
<i>D 251</i>	<i>B 251</i>	250/212	60/70	250/200
<i>D 213</i>	<i>B 213</i>	212/180	70/80	
<i>D 181</i>	<i>B 181</i>	180/150	80/100	200/160
<i>D 151</i>	<i>B 151</i>	150/125	100/120	160/125
<i>D 126</i>	<i>B 126</i>	125/106	120/140	125/100
<i>D 107</i>	<i>B 107</i>	106/90	140/170	
<i>D 91</i>	<i>B 91</i>	90/75	170/200	100/80
<i>D 76</i>	<i>B 76</i>	75/63	200/230	80/63
<i>D 64</i>	<i>B 64</i>	63/53	230/270	63/50
<i>D 54</i>	<i>B 54</i>	53/45	270/325	
<i>D 46</i>	<i>B 46</i>	45/38	325/400	50/40

Для моделювання процесів шліфування важливим є вибір форми зерен НТМ як базової моделі. В літературі її описують по-різному, наприклад, як кулю або конус із заокругленою вершиною, циліндр чи куб. Є роботи, де форма зерна описана у вигляді двох пірамід, поєднаних основами, або ж профіль зерна представлено кривими другого порядку. Часто форму зерна спрощують до еліпсоїда обертання, бо це дає змогу за необхідності враховувати просторову орієнтацію зерен, а ось модель зерна у вигляді кулі нівелює різницю в просторовій орієнтації.

У роботі [6] ми виконали порівняння різних моделей зерен, звівши аналіз геометричної форми плаского перерізу зерен НТМ до вибору базових кривих апроксимації другого порядку і розрахункової перевірки ступеня відхилення експериментальних точок від них. Як базові криві було взято коло, еліпс, ромб, квадрат і правильний шестигранник. Критерієм для порівняння різних варіантів обрано ширину відповідного концентричного кільця (коло, еліпс) або рамки (квадрат, ромб, шестигранник), у яку потрапляли всі експериментальні дані, та прагнули до варіантів з мінімальною шириною. Результати розрахунків для п'яти марок шліфпошків різної зернистості (АС2 160/125, АС4 250/200, АС6 250/200, АС15 500/400, КР 160/125) засвідчили, що як базову модель зерна необхідно брати еліпсоїд обертання, оскільки інші дають набагато вищу похибку. До того ж така модель дає змогу враховувати просторову орієнтацію зерен, що є важливим для побудови моделі системи «зерно — зв'язка» в алмазному крузі.

Зрозуміло, що зерна НТМ, за формою найближчі до еліпсоїда обертання, мають певний коефіцієнт ізометричності (α), тобто відношення меншого розміру довжини зерна до більшого ($\alpha = b/a$, де a — більша

напіввісь, а b — менша). Ми виявили, що коефіцієнт ізометричності еліпсоїда зерна залежить від його зернистості: $\alpha = 0,796 - 6,094 \cdot 10^{-5}Z$ та міцності: $\alpha = 0,786 - 1,133 \cdot 10^{-4}H_p$. Чим більшими є значення Z і H_p та чим більше зерно-еліпсоїд відрізняється від кулі, тим більше стиснені зерна: $\alpha = 0,928 - 0,114 K_{\text{від}}$.

Оскільки зерна шліфпорошків НТМ застосовують як інструментальні матеріали, тобто як різальний інструмент, для них важливі ще дві характеристики вершин зерен: кут загострення і радіус заокруглення. Про це ми згадували в розділі 9.

Кут загострення вершин зерен є кутом між двома дотичними до проєкції контуру зерна на площину, у більшості випадків він становить $90\text{—}120^\circ$, що ми визначили експериментально.

Коефіцієнти ізометричності зерен НТМ, отримані експериментальним шляхом

Зернистість НТМ	Марка зерен НТМ				
	AC2, КО	AC4, КР	AC6, ЛКВ	AC15, D46 КТ	AC32, MDA100
45/36	—	—	—	$0,76 \pm 0,05$	—
80/63	—	—	$0,73 \pm 0,06$	—	—
100/80	$0,76 \pm 0,04$	$0,86 \pm 0,03$	—	$0,80 \pm 0,05$	—
125/100	—	—	—	$0,80 \pm 0,05$	$0,86 \pm 0,03$
160/125	$0,81 \pm 0,05$	$0,76 \pm 0,05$	—	—	—
200/160	—	—	$0,82 \pm 0,04$	$0,75 \pm 0,05$	$0,82 \pm 0,04$
250/200	—	$0,79 \pm 0,04$	$0,81 \pm 0,04$	$0,74 \pm 0,04$	—
315/250	—	—	$0,78 \pm 0,06$	—	—
400/315	—	—	$0,72 \pm 0,05$	—	—
630/500	—	—	—	$0,77 \pm 0,06$	$0,77 \pm 0,04$

Кути загострення вершин зерен шліфпорошків НТМ

Характеристика		<i>b</i> , град.	Характеристика		<i>b</i> , град.
Марка	Зернистість		Марка	Зернистість	
АС2	160/125	117,6 ± 3,8	АС15	500/400	132,4 ± 3,0
АС4	100/80	109,4 ± 3,8	АС32	200/160	120,0 ± 4,4
АС4	250/200	112,8 ± 3,8	АС32	630/500	126,0 ± 3,4
АС6	200/160	119,8 ± 4,4	MDA100	125/100	99,4 ± 4,0
АС6	250/200	119,8 ± 4,2	D46	45/36	105,6 ± 4,8
АС6	400/315	116,6 ± 4,4	tRΦφ180	200/160	116,2 ± 4,6
АС15	100/80	113,0 ± 3,8	KP	160/125	116,6 ± 4,4
АС15	125/100	117,2 ± 3,4	KT	80/63	112,2 ± 4,8
АС15	200/160	121,6 ± 4,0	АС2МА	100/80	99,2 ± 4,0
АС15	250/200	120,4 ± 4,2	АС6С	250/200	120,0 ± 3,8

Радіуси заокруглення вершин зерен шліфпорошків НТМ

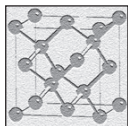
Характеристика		<i>r</i> , мкм	Характеристика		<i>r</i> , мкм
Марка	Зернистість		Марка	Зернистість	
АС2	160/125	3,4 ± 0,4	АС15	500/400	9,7 ± 1,0
АС4	100/80	2,2 ± 0,3	АС32	200/160	8,6 ± 0,7
АС4	250/200	5,8 ± 0,7	АС32	630/500	12,6 ± 1,7
АС6	200/160	4,7 ± 0,7	MDA100	125/100	2,1 ± 0,3
АС6	250/200	5,8 ± 0,5	D46	45/36	1,1 ± 0,1
АС6	400/315	3,2 ± 0,3	tRΦφ180	200/160	31,9 ± 2,3
АС15	100/80	2,6 ± 0,2	KP	160/125	4,2 ± 0,6
АС15	125/100	2,8 ± 0,3	KT	80/63	1,3 ± 0,1
АС15	200/160	5,3 ± 0,6	АС2МА	100/80	1,4 ± 0,1
АС15	250/200	7,3 ± 0,7	АС6С	250/200	4,2 ± 0,3

Також ми встановили, що кут загострення вершин зерен пов'язаний із їхньою міцністю і зернистістю, а зі зростанням цих показників кут загострення також зростає. Для міцності зерен НТМ ця залежність має вигляд $b = 103,7 + 13,1 \times \lg H_p$, а залежно від зернистості кут загострення може бути описаний як $b = 80,9 \times Z^{0,0764}$.

Радіус заокруглення вершин зерен характеризує їхню різальну здатність і розвиненість поверхні і, як ми виявили, певною мірою залежить від зернистості та міцності зерен.

Також ми з'ясували, що радіус заокруглення вершин зерен корелює з їхньою міцністю ($r = 1,16 H_p^{1,54}$) і зернистістю ($r = Z / (34,8 + 1,24 \cdot 10^{-2} Z)$).

Тепер, розглянувши абразиви, природні й штучні алмази, можемо познайомитись із CVD-алмазами, які нині набувають поширення і яким присвячено наступний розділ.



CVD-АЛМАЗНІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

CVD (Chemical Vapour Deposition) — одна з нових технологій лабораторного отримання алмазних продуктів шляхом хімічного осадження з парової фази. *CVD*-алмаз виготовляється методом газофазного синтезу, під час якого у вакуумній камері за температури 2000—3000 °С з робочої газоподібної суміші метану і водню алмаз осаджується на спеціально підготовленій підкладці із формуванням алмазної структури. *CVD*-алмаз є перспективним матеріалом для виготовлення алмазних інструментів завдяки високим показникам твердості, модуля Юнга й ізотропності.

Лабораторно вирощені алмази. Загальні відомості

Частка вирощених лабораторно алмазів, за даними *The Global Diamond Report 2019*, останнім часом зростає і може досягти 10 % алмазного ринку світу до 2030 р. Станом на 2019 р., Китай є найбільшим у світі виробником — його частка складає 56 % світового виробництва. Частка Індії, яка є дру-

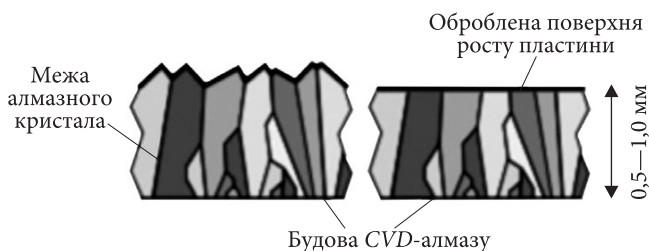
гим виробником алмазів в світі, — 15 % лабораторних алмазів. Сполучені Штати Америки займають третє місце (13 %). За споживанням найбільшим є ринок США (80 % від загального споживання). За даними *The Global Diamond Report 2019* річне зростання виробництва становить 15—20 % зі збільшенням акценту на масу алмазів ≥ 1 карат, на безбарвні, досконалі й оброблені мінерали.

Існують два основних методи виробництва лабораторно вирощених алмазів: в умовах високих тиску і температури (HPHT) і шляхом хімічного осадження (CVD). Прогнозується, що до 2024 р. загальний випуск алмазів CVD складе 16,5 млрд дол. США, а HPHT — 11,7 млрд. Метод HPHT є менш популярним, бо так виростають жовті або коричневі алмази, які мають меншу цінність.

На світовому ринку CVD-алмазів² виділено монокристалічний і полікристалічний сегменти. Першому належить більша частина ринку — 66,42 %. Імовірно до 2026 р. обсяг світового ринку CVD-алмазів досягне 568,9 млн дол. США із середньорічним темпом зростання 7,7 % протягом 2021—2026 рр. Сегмент необроблених CVD-алмазів має більшу частку на ринку, а полірованих — близько 47 %, як за виручкою, так і за обсягом, завдяки збільшенню їх застосування в ювелірній промисловості³. Полірований CVD-алмаз високої якості вартує на 30—40 % менше за природний. Світовий ринок CVD-алмазів 2019 р. склав 353,2 млн дол. США і, за даними цього джерела до кінця 2026 р. сягне 585,4 млн дол. США за середньорічного темпу

² *CVD Diamond Market*. URL: <https://www.industryresearch.com/enquiry/request-sample/16690639>

³ *360 Market Updates*. URL: www.360marketupdates.com/enquiry/request-sample/15950750



Будова CVD-алмазів

приросту 7,4 % протягом 2021—2026 рр. Протягом наступних п'яти років ринок CVD-алмазів буде мати середньорічний темп зростання виручки 7,7 %, а обсяг світового ринку досягне 464,5 млн дол. до 2025 року порівняно з 345,5 млн дол. США 2019 р. ⁴ Згідно із дослідженням *The CVD-Diamond-Market-2020*, протягом подальших п'яти років ринок CVD-алмазів буде мати середньорічний темп зростання виручки 7,2 %, обсяг світового ринку досягне 460 млн дол. США до 2024 р. порівняно із 300 млн дол. США 2019 р.

Бачимо, що оцінки з різних джерел майже співпадають і ринок CVD-алмазів буде істотно зростати протягом найближчих років.

Якими ж є основні особливості отримання CVD-алмазів? За методом CVD алмазні кристали ростуть колоноподібно зі швидкістю 0,1—0,3 мкм/годину до необхідної товщини, що вимірюється у частках міліметра. Темне забарвлення CVD-алмазів обумовлено їхньою структурою росту і наявністю меж зерен. Отримані таким чином алмазні пластини товщиною 0,5—1 мм, піддають обробці і розрізають за допомогою лазера на сегменти потрібної форми. Їм властивий

⁴ *WiseGuy Reports*. URL: www.wiseguyreports.com/sample-request/5031536-global-cvd-diamond-market-growth-2020-2025

малий коефіцієнт тертя і високі значення твердості й теплопровідності.

Характерними є розробки нових високошвидкісних CVD-методів вирощування великих монокристалів алмаза (в 10 карат і півдюйма у діаметрі) з великою швидкістю (100 мкм/год), як, наприклад, розроблений у *Carnegie Institution Geophysical Laboratory* (Вашингтон, США) [24]. Для подальшого збільшення розміру кристалів ці вчені вирощували ювелірні алмази послідовно на шести гранях алмазної підкладки. Із застосуванням CVD-метода стає можливим тривимірне вирощування безколірного монокристалічного алмаза в межах дюйма (~300 карат) [24].

Насамкінець вкажемо, що CVD-алмази розділено на три основні групи: монокристалічні, алмазні покриття і полікристалічні алмази. Розглянемо їх детальніше.

Монокристалічні CVD-алмази

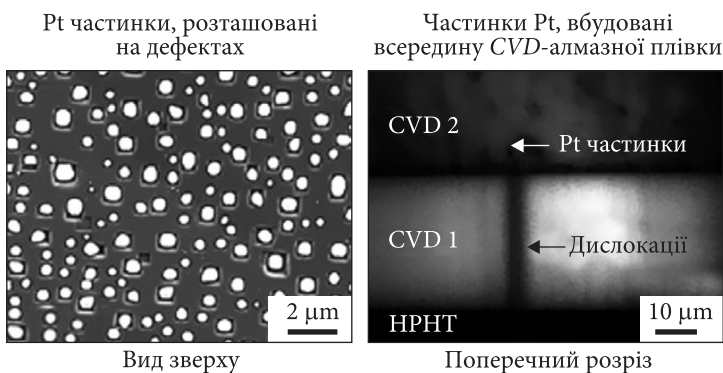
Монокристалічний CVD-алмаз тепер доступний для різних областей застосування — від електроніки й оптики до різальних інструментів. Цей метод забезпечує точний контроль щільності точкових дефектів у вирощуваному кристалі з отриманням високої чистоти алмазу, легованого бором. Виявлено, що у них надзвичайно низькі концентрації точкових дефектів [25].

У процесі росту штучний і природний алмаз утворюють переважно поліедри. Одна з ознак контрасту між штучним і природним алмазом — циклічні двійники: закономірні зростки псевдопентагональної симетрії. Вони властиві для штучного алмазу і надзвичайно різноманітні, для природного — менш властиві й однаковіші. Ще одна характерна ознака штучного алмазу —

кристалізація у вигляді складних двійникових форм — ікосаедрів, які виявлено серед CVD-мікроалмазів. Ікосаедри CVD-алмазу належать до циклічних двійників за шпінелевим законом — форм закономірного зростання чи проростання чотирьох п'ятірників [26]. Загальна форма п'ятірника задана його будівельною частинкою — октаедром чи кубооктаедром.

Колір монокристалів CVD-алмаза досліджували за різних високотемпературних умов обробки за допомогою методів оптичної спектроскопії [27]. Найвідчутніші зміни кольору спостерігали після радіоактивного опромінення з подальшим відпалом за 800 °С, тоді як ослаблення сірого відтінку відбувалось після високотемпературного відпалу під дією високого тиску. А за низького тиску в НВЧ плазмі різного складу і у електродуговому розряді високотемпературний відпал не справив помітного впливу на властивості алмазу. Сліди домішок В, N та Si у CVD-алмазах визначено також за допомогою оптичної спектроскопії і показано, що рожевий відтінок у опромінених і відпалених CVD-алмазах обумовлений домішками Si.

Монокристалічний CVD-алмаз був вирощений на затравці CVD-алмаза з орієнтацією (100) у шести шарах до загальної товщини 4,3 мм; кожний шар вирощено в газі з підвищеною концентрацією азоту [28]. Показано, що легування азотом є дуже неоднорідним через ступінчастий ріст CVD-алмазу. Колір легованого азотом алмазу сірувато-коричневий, інтенсивність кольору поступово збільшується із підвищенням концентрації азоту і корелює з концентрацією азотних С-дефектів. Припущено, що кластери вакансій і включення вуглецю є основною причиною внутрішніх напружень у CVD-алмазі. Зроблено висновок [28], що висока довершеність затравочної поверхні на мікро-



Наночастинки Pt, самоорганізовані на дефектах кристала CVD-алмазу [29]

масштабі не є необхідною умовою для вирощування низьконапруженого монокристалічного CVD-алмазу із низьким вмістом включень. Кристалографічний порядок на макрорівні є важливішою вимогою до поверхні затравки.

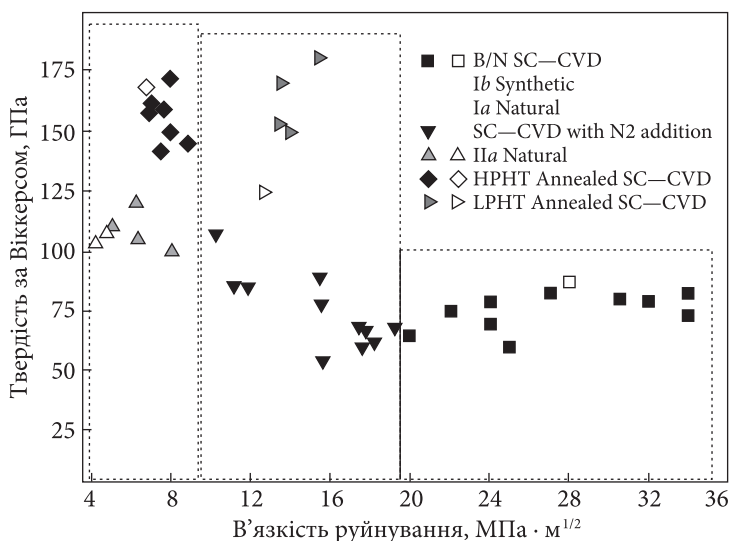
Аналогічно і в роботі [29] показано, що розробка електронних пристроїв на основі алмазу, призначених для роботи з високою потужністю, сильно ускладнена через відсутність монокристалічного матеріалу з низькою кількістю дислокацій. Тому розроблено нову стратегію, спрямовану на запобігання утворенню дислокацій у CVD-алмазі, засновану на селективному маскуванні дефектів, виявлених на поверхні підкладок, наночастинками Pt. Вони осаджувались на дефектах кристалів і сприяли зменшенню щільності дислокацій у CVD-алмазі [29].

Вирощування монокристалічного алмазу у надчистій газовій фазі дає можливість отримати сировину високої чистоти, що є економічно вигідним і годиться для промислового застосування, коли потрібні мо-

нокристалічні CVD-алмазні пластини товщиною не менше 0,25 мм. Перевага монокристалічного алмазу над полікристалічним полягає в тому, що в ньому вища рухливість носіїв, а також значно менша щільність електрично активних пасток і рекомбінаційних центрів [30]: дефекти, утворені під час зростання, є обмежувальним фактором для електронних пристроїв.

Полікристалічний CVD-алмаз має ту перевагу, що доступний у великих плоских пластинах [31]. Однак цей матеріал непридатний для моніторингу рентгенівських мікропроменів через різкі просторові варіації вимірюваних фотострумів і ефекти затримки часової реакції сигналу. За належного контакту і збудження пучком мікропроменів рентгенівського випромінювання монокристалічний CVD-алмаз може продемонструвати надзвичайно рівномірний просторовий відгук із повним збиранням фотогенерованого струму [31]. Монокристалічними алмазними пластинами можна успішно як керувати інтенсивністю пучка, так і моніторити його положення в монохроматичному синхротронному рентгенівському промені з чутливістю на рівні ~ 12 нм.

Різні методи інтеграції мікрохвильового плазмового осадження CVD-алмазу (MPCVD) забезпечують стабільні умови та відтворювану якість за розумної вартості [32]. Результати вимірювання твердості та в'язкості алмазу, легованого бором і синтезованого методом MPCVD показали, що вони мають трохи більшу твердість за нелеговані CVD-алмази. Посилене зростання як секторів граней куба й октаедра, схоже, значно зміцнює алмаз. Відмічено, що термообробка за високого тиску ($P = 6,5\text{—}7,0$ ГПа, $T = 1900\text{—}2200$ °C) допомагає поліпшити оптичні властивості й підвищити твердість моно-CVD-алмазу.



Твердість і в'язкість руйнування різних алмазів, за Віккерсом, на гранях куба. Визначено три зони: ліворуч подані та вимірні значення для природного алмазу, центральна зона — синтетичний і CVD алмаз; праворуч — легований бором CVD-алмаз [32]

У методі CVD з гарячими нитками (*HF-CVD*) синтезували монокристалічні CVD-алмази діаметром до 100 мкм [33]. З метою підвищення швидкості зростання та запобігання дефектів було передбачено нову систему подання газу, щоб застосовувати CH₄ окремо від H₂. Ці кристали вирощували у *HF-CVD* за температури основи 950 °C та 0,3 % CH₄ у вихідному газі з місцевою подачею метану безпосередньо у реактор *HF-CVD*. Завдяки цьому підвищується швидкість зростання, а плоскі грані куба і гладенькі октаедра свідчать про вищу якість алмазів.

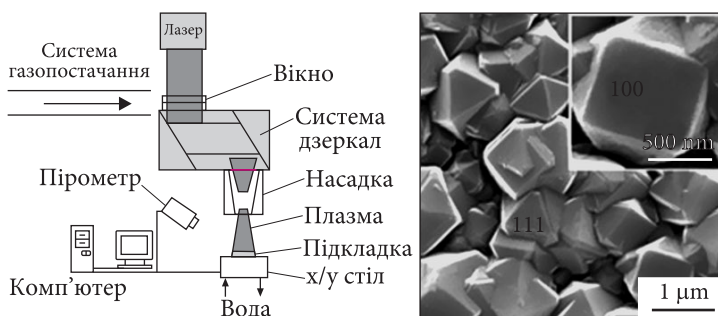
Досліджено й осадження методом *HF-CVD* частинок алмазу, легованих бором, з попередньою обробкою затравок і додаванням певної кількості триметилборату в

газову суміш [34]. Було припущено, що за концентрації метану 500 або 5000 ppm швидкість зростання алмазів може бути покращена у 1—2 рази. Результати засвідчили, що додавання атомів бору та кисню збільшує швидкість росту кристалів алмазу в 1,2—1,7 рази, крім того, істотно не впливає на морфологію і щільність зерен алмазних частинок. Монокристалічні алмазні порошки (38 мкм) мали гарні властивості, і виявились придатними для надточних прецизійних процесів обробки [34].

Також вивчено твердість моно-CVD-алмазу в оболонці з алмазного композиційного термостійкого матеріалу (АКТМ, про який ми згадували у розділі 8), сформованій в *HPHT*-умовах [35]. Вихідна твердість моно-CVD-алмазу — $92,7 \pm 1,5$ ГПа, а в оболонці — 120—135 ГПа. Тобто вперше встановлено [35], що твердість моно-CVD-алмазу в оболонці збільшується на 30—45 % вже за температури 1400 °С. Структурні зміни, що відбуваються унаслідок наноіндентування моно-CVD-алмазу в матеріалі відповідають пластичному режиму різання крихких матеріалів, тобто відбувається пластичне деформування шару матеріалів під впливом індентора, яке супроводжується формуванням фазово трансформованого пластичного шару із утворенням по периферії відбитку навала, а безпосередньо у зоні впливу індентора — зі створенням локального тиску фазового переходу, коли відбувається перехід із кристалічної фази в металеву, а далі в аморфну і/або sp^2 -фазу (графіт, графен) [35].

CVD-алмазні плівки

За даними *Diamond Coatings Market by Technology*, обсяг ринку алмазних покриттів 2017 р. оцінювали у 1,76 млрд дол. США, а 2022 р. він мав досягти



Алмазні плівки, нанесені методом лазерно-мікрохвильового плазмохімічного осадження з газової фази [36]

2,56 млрд дол. США за середньорічного зростання на 7,8 % протягом цього періоду. Зростання ринку обумовлено підвищенням попиту на медичні пристрої з алмазним покриттям, металорізьальні інструменти, механічне і електронне обладнання на усе більших ринках Європи і Північної Америки. Попит на ці покриття також підвищується у Індії, Китаї, Таїланді, Індонезії, Бразилії й Аргентині.

У роботі [36] описано отримання плівок висококристалічного алмазу шляхом мікрохвильового плазмохімічного осадження з парової фази за допомогою лазера (довжина хвилі 532 нм). Лазер посилює процес реакції прекурсору, який зменшує кількість неалмазних компонентів, таких як графіт і аморфний вуглець. За потужності лазерного випромінення 40 Вт/см^2 більше метильних радикалів і атомарного водню генерувалось унаслідок взаємодії лазера і плазми, що сприяло росту кристалів доти, поки розмір зерна не досягав максимального значення $0,72 \text{ мкм}$. Виявлено, що збільшення відстані між гарячою ниткою розжарювання і підкладкою під час застосування методу *HFCVD* призводить до різкого зменшення розміру зерна нанокрис-

талічного CVD-алмазу [37]. Легше отримати нанокристалічний CVD-алмаз за умов вищої концентрації CH_4 або Ar. Таким чином, технологічний параметр концентрації CH_4 (3—4 % за масою) і вища концентрація Ar (>40 % за масою) забезпечують швидкість росту плівок нанокристалічного CVD-алмазу.

У практиці застосовують CVD-алмазні плівки звичайні і товсті [38]. Їх наносять безпосередньо на поверхню карбідної підкладки, тому поліпшення адгезії між плівкою і підкладкою є предметом актуальних досліджень. Загальна товщина товстих алмазних плівок, утворених методом CVD з гарячою ниткою розжарювання (філаментом), може досягати сотень мікрометрів або навіть міліметрів, тому час осадження є тривалим. Фактором, що визначає час осадження, є термін служби філаменту, тож подовження терміну його експлуатації є одним із ключових завдань технології приготування товстої алмазної плівки. Велике значення має вплив карбонізації філаменту. Наприклад, це може бути танталовий дріт, що містить 10 % за масою вольфраму. Збільшення часу карбонізації філаменту підвищує щільність зародкоутворення алмазу на поверхні матриці у геометричній прогресії, зростає й адгезія алмазної плівки.

Трибологічні властивості нанокристалічних алмазних (NCD), мікрокристалічних алмазних (MCD) і легованих бором CVD-алмазних плівок, нанесених на титановий сплав (Ti—6Al—4V), описано [39]. Використовували вони мікротрибометр «куля на диску» і диски з покриттям ковзали відносно куль із оксиду алюмінію з нормальним навантаженням від 1 до 10 Н. Легований бором зразок диска з NCD-покриттям мав найнижчий середній коефіцієнт тертя $\sim 0,0804$, а нелеговані диски з покриттям NCD і MCD — $\sim 0,143$ і $\sim 0,253$ відповідно.

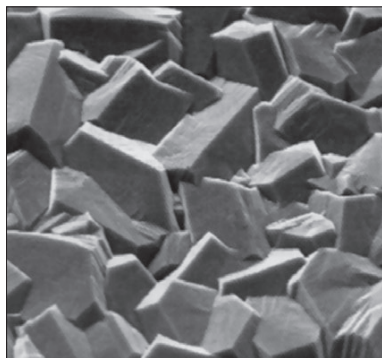
Дослідження за допомогою раманівської спектроскопії виявили, що у першому випадку залишкові напруження мали розтягувальну природу, а залишкові нелегованих *NCD* і *MCD* — стискувальну.

Коефіцієнт тертя і характер зносу CVD-алмазних плівок, нанесених на різальний інструмент з твердого сплаву YT14 (WC 78 %, TiC 14 %, Co 8 % за масою, 90,5 HRA, густина 11,2) досліджено за допомогою високотемпературного трибометра за температури 500, 600 і 700 °C. Результати засвідчили [40], що алмазна плівка повністю окиснюється за 700 °C і утворює CO і CO₂. Середні коефіцієнти тертя алмазної плівки за 500, 600 і 700 °C становлять 0,55, 0,49 і 0,48 відповідно. Механізмом зносу за 700 °C є переважно знос, спричинений окисненням, і абразивний знос, що супроводжується втомним і адгезійним зносом. За 500 °C частинки стружки утворювали малі і численні зони адгезії, на доріжках зношення спостерігалось злипання й ущільнення стружки. За 600 °C на зношеній трасі виявлено крихке руйнування алмазної плівки, що свідчить про те, що втомне напруження призвело до розтріскування алмазної плівки під круговим контактом, і тріщини поступово розширювались. Окиснення переважно відбувалось на межах зерен за високої температури, залишаючи пористу структуру [40].

Полікристалічні CVD-алмази

Напівпрозорі полікристалічні алмазні плівки товщиною 0,06—1,0 мм можна вирощувати методом MPCVD [41]. У результаті відпалу у вакуумі CVD-алмазу за температури понад 1300 °C спостерігалось поступове потемніння зразків із появою абсорбційних властивостей, характерних для графітоподібного матеріалу.

Типова морфологія поверхні полікристалічної алмазної плівки товщиною 0,1 мм з хаотично орієнтованих кристалітів [42]



Утворення на межах зерен аморфного вуглецю та/або гарно закристалізованих графітових шарів товщиною 5—20 нм, а також внутрішньозернисті графітові островки вивчено за допомогою електронного мікроскопа. Установлено [41], що міцність алмазних плівок на злам збільшується до 50 % шляхом підвищення температури відпалу (1460—1640 °С) через підвищення напружень стискання внаслідок локальної конверсії алмаз — графіт.

Пластини полікристалічного CVD-алмазу діаметром до 100 мм синтезували й у плазмово-хімічному реакторі на основі НВЧ розряду [42]: після синтезу вони мають на поверхні товщиною 0,1 мм низку хаотично орієнтованих кристалітів розмірами приблизно 20 мкм, тому необхідною є подальша їх обробка.

Твердість CVD-алмазу в UHPCD після дії високих тиску і температури досягає 133 ± 7 ГПа, а після термообробки зменшується до 109 ± 3 ГПа. У необробленого CVD-алмазу твердість складала 94 ± 4 ГПа [43].

Подальше зміцнення алмазного полікристалічного композиційного матеріалу може бути реалізоване армуванням його полікристалічним CVD-алмазом в

умовах високих значень тиску і температури (гібридайт) [18]. Залежно від довершеності матеріал для армування може бути як монокристалічним CVD-алмазом із високим ступенем довершеності кристалічної структури, так і полікристалічним із високим вмістом структурних дефектів, які викликають у ньому сильне оптичне поглинання (так званий чорний алмаз), або із довершеною структурою складників-кристалітів (світлий CVD-алмаз, який застосовують у оптиці, пристроях для відведення тепла і мікроелектроніці) [44]. Оскільки менш довершений чорний полікристалічний CVD-алмаз залежно від умов отримання може набути різної структури (дрібно- чи крупнокристалічний, явно виражений стовпчастий), то у роботі [44] був досліджений вплив *HPHT*-обробки на його властивості, що формуються у процесі створення гібридаїта. Досліджено полікристали у вигляді брусків $1,3 \times 1,4 \times 2,5$ мм. Термічну обробку зразків гібридаїта з CVD-алмазом різної структурної довершеності здійснювали у муфельній печі у середовищі аргону за температури 1150°C протягом 15 хв.

Фізико-механічні характеристики пластин з полікристалічного CVD-алмазу за 300 К [42]

Показник	Значення показника
Твердість за Кнупом, ГПа	30—110
Теплопровідність, Вт/(м·К)	600—2100
Питомий електроопір, Ом·см	10^9 — 10^{14}
Модуль Юнга, ГПа	900—1100
Міцність на злам, МПа	400—1200
Швидкість звуку, км/с	17,5—18,0
Показник заломлення	2,39

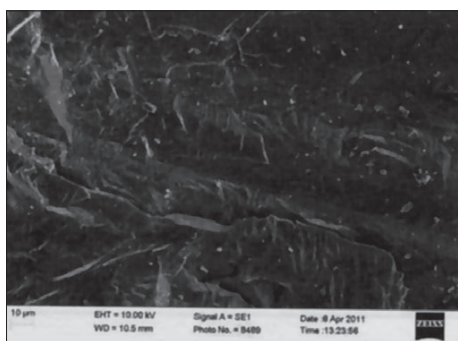
Установлено, що *CVD-D1* (стовпчаста кристалічна структура) містить три структурні складові, різні за фазовим складом: перша (основна) — кубічний алмаз, у зернах якого є поодинокі двійники, дефекти пакування; друга — дрібнозернисті включення кубічної і гексагональної фаз алмазу (діапазон розмірів зерен у таких включеннях складає 10—60 нм); третя — неупорядкований неалмазний вуглець у вигляді включень у кубічній матричній складовій (перша складова) і дрібнозернистих включеннях. Його кількісна частка не перевищує 3—5 % (за об'ємом) [44].

CVD-D2 (дрібнозерниста структура) містить дві структурні складові: перша (основна за кількісною часткою) — кубічний алмаз, у зернах якого містяться поодинокі двійники, дефекти пакування; друга — дрібнозернисті включення (кубічний алмаз + лонсдейліт) у сполученні із неалмазною складовою вуглецю. Діапазон розмірів зерен у включеннях складає 10—20 нм, кількісна частка включень — не менше 10 % за об'ємом [44].

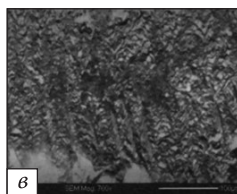
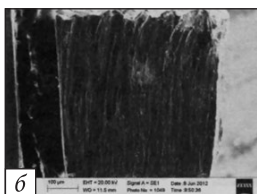
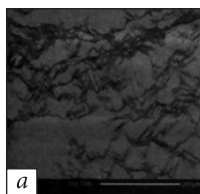
Щоби зрозуміти отримані вище дані, порівняємо їх із відомими. Так, твердість полікристалічного алмазу,

Твердість HV CVD-алмазу [44]

Структура CVD-алмазу	Твердість HV, ГПа	Умови обробки		Джерело
		<i>p</i> , ГПа	<i>T</i> , К	
Монокристал	140—180	> 5	> 1800	[45]
<i>CVD-D1</i> (вихідний)	85			[44]
<i>CVD-D1</i> в АКТМ	130	7,7	1600	»
<i>CVD-D2</i> (вихідний)	92			»
<i>CVD-D2</i> (з неалмазним вуглецем)	95	7,7	1600	»



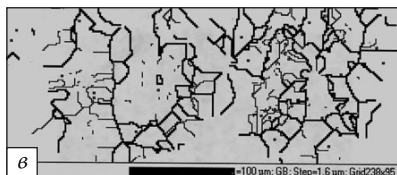
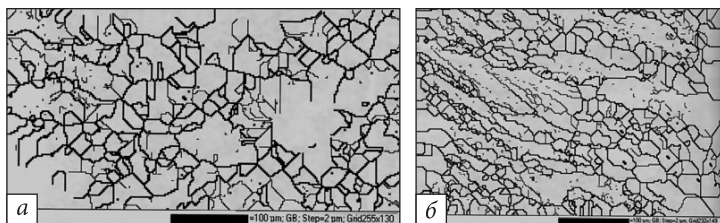
Загальний вигляд зразка CVD D1 [50]



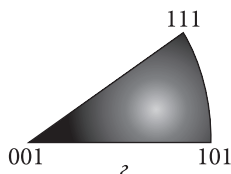
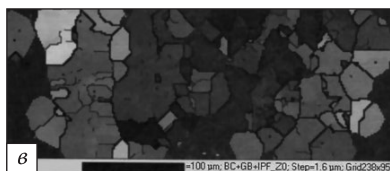
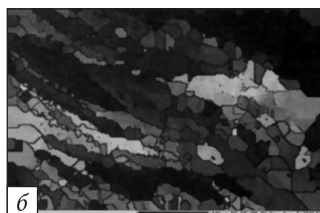
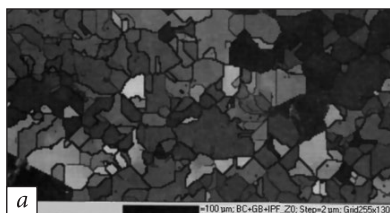
Загальний вигляд зразків CVD: D2 (а), D3 (б), D4 (в) [50]

отриманого прямим перетворенням з нанографіту за тиску 25 ГПа і температури 2200 К, складає 140 ГПа [46]. Після термообробки в умовах високого тиску твердість монокристала природного алмазу склала 130—150 ГПа [47], а монокристала CVD-алмазу — 160—180 ГПа [45]. Можливість досягнення таких значень твердості виходить із розрахунків теоретичної (граничної) твердості [49], відповідно до яких гранична твердість алмаза не повинна перевищувати 210 ГПа.

У роботі [19] представлений саме такий гібридний ультратвердий полікристалічний композиційний матеріал, отриманий на основі армування полікристалічного алмазного композиційного термостійкого матеріалу полікристалічним алмазом, вирощеним методом CVD, термообробка якого за високого тиску забезпечує підвищення його твердості з 77 до 140 ГПа.



Розмір і форма зерен CVD-алмазу: *a* — D2, *б* — D3, *в* — D4 [50]



Кристалографічна орієнтація зерен у зразках CVD-алмазу: (*a* — D2, *б* — D3, *в* — D4); діаграма відповідності кольору і кристалографічного напрямку (ζ), де (111) — грані октаедра, а (001) і (101) — куба [50]

Структуру і орієнтацію зерен в CVD-алмазі було оцінено на основі аналізу дифракції зворотньо-розсіяних електронів й отримано чотири варіанти CVD-алмазів: D1, D2, D3, D4 [50].

Відмінною особливістю CVD-алмазу D1 є стовпчаста однорідна структура з явно вираженою крис-

талічною будовою, а зразки $D2$ — $D4$ істотно відмінні: зразок $D2$ переважно складається з дрібних зерен (~ 10 — 30 мкм), однак трапляються зерна у 100 мкм і більше; менше 5 мкм; для $D4$ характерною є крупнозерниста структура (~ 20 — 120 мкм). Найбільш зносостійкими є пластини з явно вираженою стовбчастою структурою — $D3$.

Також встановлено [50], що твердість пластини CVD із бічною орієнтацією складає 88 — 92 ГПа, а зародковою — 102 — 112 ГПа. Вихідна твердість пластини CVD-алмазу, виміряна на зародковій стороні (до спікання) склала 77 ГПа, тобто твердість CVD-алмазу після спікання в алмазному шарі за умов високих значень тиску і температури збільшилась на 32 — 45 %. Твердість алмазного полікристалічного шару склала 51 — 60 ГПа, тріщиностійкість — 9 — 10 МПа \cdot м^{1/2}.

Відомо, що колір зразків CVD-алмазу визначений мірою чистоти і структурної довершеності, що залежать від умов отримання [51]. Так званий «чорний алмаз» є полікристалічним CVD-алмазом із високим вмістом структурних дефектів (мікродвійники, дислокації, нанометрові аморфізовані домени), що спричинюють у ньому сильне оптичне поглинання. Такі полікристалічні алмази у вигляді стовпчастих пластин можна застосовувати в алмазному правильному інструменті через високу зносостійкість до сколів і руйнування, рівномірну зносостійкість по всій довжині пластини, ефективність, незалежну від орієнтації матеріалу, гарну термостійкість, відсутність зв'язки [48]. Постачають їх у вигляді прямокутних пластин довжиною $0,3$ — $3,5$ мм.

Нещодавно з'явилась серія CVD-алмазних продуктів CVDITE, спеціально розроблених для застосування у різальних інструментах і виробках, що піддаються

Порівняння властивостей CVDITE, Monodite і SYNDITE

Властивість	CVDITE	Monodite	SYNDITE
Густина, 10^3 кг/м ³	3,52	3,52	4,12
Твердість, ГПа	85—100	50—100	50
Міцність на руйнування, МПа/м ²	5,5—8,5	3,4	8,81
Модуль Юнга, ГПа	1000—1100	1000—1100	776
Коефіцієнт Пуассона	0,07	0,07	0,07
Межа міцності під час розтягу, МПа	450—1100	1050—3000 (залежить від орієнтації)	1260
Поперечна міцність на розрив, ГПа	1,3	2,9	1,2
Міцність на стиск, ГПа	9,0	9,0	7,60
Теплопровідність за 20 °С, Вт/(м·К)	500—2200	600—2200	560
Теплопровідність при 200 °С, Вт/(м·К)	500—1100	600—1100	200
Термічна дифузія, см ² /с	2,8—11,6	5,5—11,6	2,7
Коефіцієнт теплового розширення, К:			
300	1,21	1,21	4,2
500	3,84	3,84	—
1000	4,45	4,45	6,3

Геометричні розміри CVDRESS CDD-стрижнів (Серія L)

Розмір, мм	L200808	L400808	L500404	L500606	L500808
Довжина	2,0	4,0	5,0	5,0	5,0
Ширина	0,8	0,8	0,4	0,6	0,8
Товщина	0,8	0,8	0,4	0,6	0,8

тертю, до якої входять дві марки продукту, окрім наявних серій *Syndite* та *Monodite*. *CVDRESS* — марка CVD-алмазів, спеціально розроблена для правки і поновлення різальної здатності шліфувальних кругів. Постачають їх переважно у вигляді стрижнів, вони мають переваги у довговічності і рівномірному зношуванні, а здатність до правки не залежить від орієнтації CVD-матеріалу [48].

Заготовки інструментів для заточки *CVDRESS CDD* мають виняткові теплові властивості і дуже високу стійкість до окиснення за підвищеної температури. Вони є ідеальними для надійного кріплення в умовах традиційного спікання. Також CVD-алмазні пластини можуть кріпитись до корпусу інструмента за допомогою активного твердого припою в неокиснювальному середовищі. Шліфуючи CVD-алмази, інструментам можна надати необхідної форми, наприклад, конусної або заокругленої.

Особливості абразивної обробки *PCD*- та *CVD*-алмазів

Процес шліфування різальних інструментів із полікристалічного алмазу (*PCD*) характеризується великим зносом шліфувального круга і довготривалою обробкою через високу твердість *PCD*. Термічні і механічні навантаження і, відповідно, трибологічні умови в зоні контакту між шліфувальним кругом і заготовкою сильно впливають на знімання матеріалу і знос шліфувального круга. Нижча швидкість різання збільшує коефіцієнт подрібнення [52].

Особливості алмазного полірування полікристалічних алмазних пластин (ПАП) було розглянуто в роботі [42]. Недоліком механічного полірування ПАП

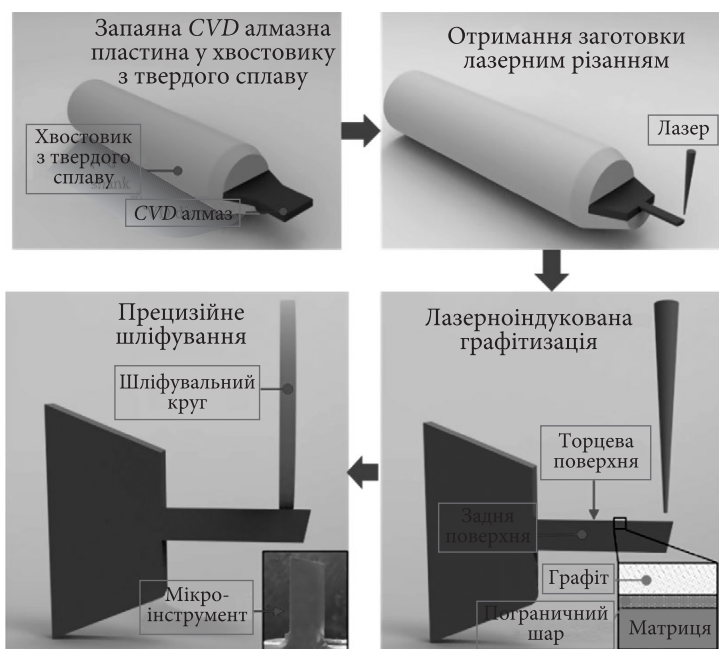
(які є ізотропними і не мають «м'якого» напрямку) на чавунному диску є різке зменшення швидкості знімання, якщо оброблювана ПАП понад 10 мм. Шорсткість може бути знижена до 30 нм. Механохімічне полірування із застосуванням окиснювача складу KMnO_4 дає можливість отримувати шорсткість до 20 нм [42]. Мікрошліфування ПАП виконували алмазними кругами форми 12A2-45° діаметром 250 мм із зернистістю алмазів 7/5 на полімерній зв'язці та із зернистістю 20/14 на керамічній зв'язці. І визначили, що мінімальна шорсткість складала 2,4 нм. Оскільки значну частку контакту круга з поверхнею ПАП займає зв'язка, від властивостей якої залежать сила різання і температура в зоні обробки, то особливу увагу приділили наповнювачу полімерної зв'язки, до складу якого входили антифрикційні компоненти. Використовували зв'язки з меншим коефіцієнтом тертя і максимальною теплопровідністю, щоб забезпечити роботу кругів у режимі самозаточування і мінімізувати зайвий потік теплової енергії в полікристалічний алмаз.

З чавунним диском застосовували алмази АСМ 28/20. Типова шорсткість поверхні, виміряна на достатньо великій площі, що вміщує багато кристалітів, складала 7—15 нм. Отриманню нижчої шорсткості перешкоджає наявність границь хаотично орієнтованих кристалітів, на яких залишаються «сходьки» висотою у декілька нанометрів. Цікаво, що межах одного кристаліта розміром приблизно 100 мкм шорсткість може бути меншою за 1 нм (мінімум 0,18 нм) незалежно від його орієнтації [42].

Сучасні технології виробництва полікристалічного CVD-алмазу дають змогу отримати багатогабаритні пластини, а завдяки фінішній абразивній обробці вдається досягти шорсткості в межах 3—15 нм [42].

Експерименти з дослідження особливостей алмазного полірування засвідчили, що товщина алмазу, який піддається обробці, спочатку збільшується нелінійно на стадії припрацювання, а потім — лінійно на подальшій стадії стабільного зносу [53]. Для розрахунків розроблено модель, яка враховує аморфізацію вуглецю алмазу та товщину знімання. Вища швидкість ковзання збільшує швидкість аморфізації алмазного вуглецю і частоту дряпання алмазними зернами, а вищий контактний тиск призводить до підвищення площі контакту, тому більша кількість алмазних зерен дряпає поверхню алмазної підкладки. Результати засвідчили, що за взаємодії із алмазними частинками під час високошвидкісної обробки (300 м/с) ними CVD-алмазних покриттів утворюються радіальні і бокові тріщини у покриттях і матеріал видаляється після перетину цих тріщин. Синтетичний алмаз порівняно із природним продемонстрував більшу ефективність у руйнуванні CVD-алмазного покриття [54].

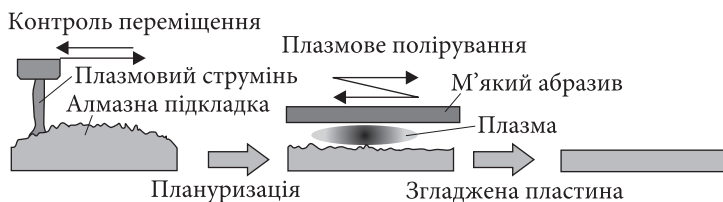
Алмаз, нанесений методом CVD, є перспективним матеріалом для виготовлення інструментів для мікрорізання завдяки високим твердості, модулю Юнга і ізотропним характеристикам. У роботі [55] був запропонований новий комплексний процес лазерноіндукованої графітизації у сполученні із прецизійним шліфуванням для виготовлення CVD-алмазного інструменту для мікрофрезерування. Під дією лазерного випромінювання на матриці CVD-алмазу утворювались пухкий шар графіту і шар, визначений як пограничний. Результати показали, що теплопровідність має значення у разі переходу алмаз — графіт. Зі зменшенням густини енергії лазерного випромінювання зменшувалась товщина графітового і пограничного шарів. Діаметр, радіус різальної кромки і радіус при вершині виготовленого



Комплексний процес лазерноіндукованої графітизації разом із прецизійним шліфуванням для виготовлення CVD-алмазного інструменту для мікрофрезерування [55]

CVD-алмазного інструмента для мікрофрезерування склали 0,4 мм, 2,3 мкм і 2,5 мкм відповідно.

Монокристалічний алмаз (SCD) є перспективним матеріалом для силових пристроїв наступного покоління завдяки чудовим характеристикам: велика ширина забороненої зони, велике поле пробою і висока теплопровідність. Однак швидкість полірування пластини SCD є дуже низькою через високу твердість і хімічну інертність. Поверхня великих пластин CVD-алмазів є досить шорсткою, її необхідно згладжувати, тобто видалити хвилястість і розгладити для поліп-



Концептуальна схема плануризації та згладжування на основі плазми за атмосферного тиску [56]

шення поверхні. Найприйнятнішим тут може бути метод планування та згладжування — механічне полірування з використанням алмазно-абразивних матеріалів. Відомим є метод, який складається з плазмової випарувальної обробки (*NC-PCVM*) і плазмового допоміжного полірування (*PAP*) [56], застосований до різних матеріалів.

Вище показана концептуальна схема обробки на основі плазми за атмосферного тиску. Аргонна мікрохвильова плазма генерується в атмосфері і відбувається контрольоване сканування струменем плазми поверхні нагрітої пластини *SCD*. *PAP* поєднує в собі модифікацію поверхні методом опромінення плазмою і полірування за допомогою м'яких абразивів. Застосовується для згладжування поверхні пластини *SCD* (100).

На схемі експериментальної установки для плануризації видно, що насадку *AlN* з внутрішнім діаметром 0,5 мм встановлено в центрі порожнини резонатора; НВЧ високе електронне поле генерується на відкритому кінці резонатора порожнини, і в атмосфері генерується струмінь плазми *Ar*. Пластина *SCD* (100) має тильну сторону, пофарбовану у чорний колір для збільшення ефективності поглинання інфрачервоного світла, і планується з підгрівом до температури близько 400 °С.

Схема РАР (також з роботи [56]) ілюструє модифікацію шляхом опромінення плазмою та полірування за допомогою шліфувального круга на основі SiO_2 , що виконуються одночасно. Параметри обробки: тиск полірування 242 кПа, час обробки 2 год., швидкість обертання полірувальної головки 1000 об/хв.

Шліфувальний круг застосовували на основі бекелітової зв'язки, що надає йому еластичності, тож ризик зламу крихкої пластини *SCD* є низьким. Діаметр електрода становив 12 мм; Ar плазма безпосередньо не травила, а модифікувала поверхню алмазу. Діаметр шліфувального круга — 5,0 мм, зернистість викорис-

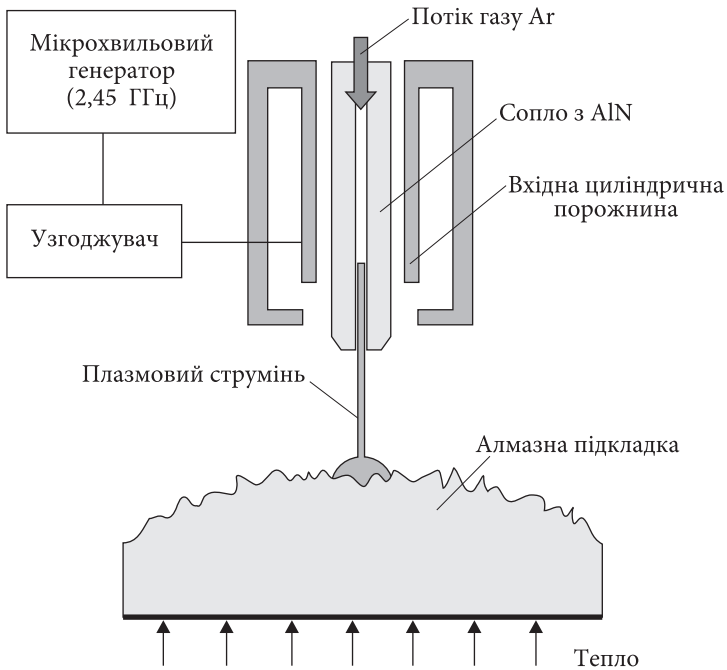


Схема експериментальної установки [56]

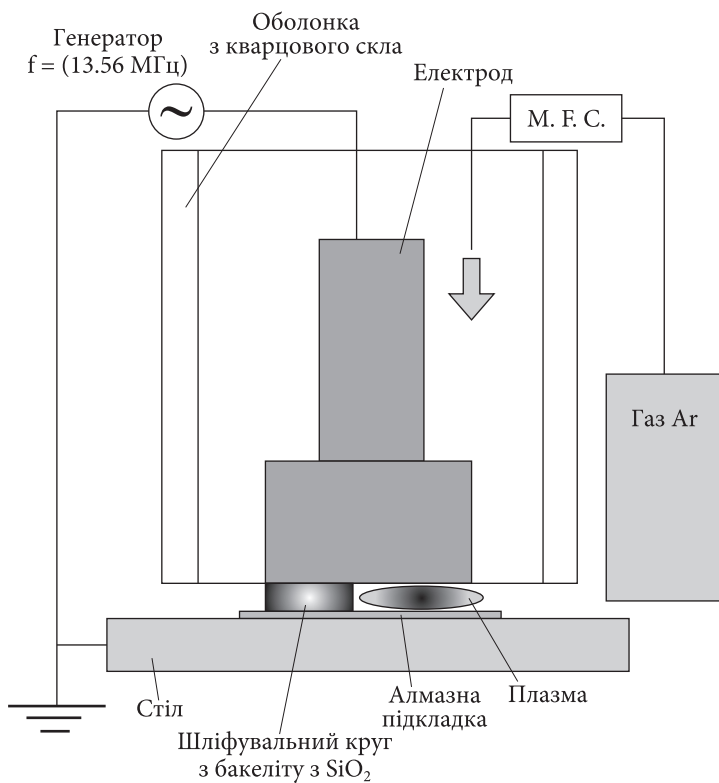
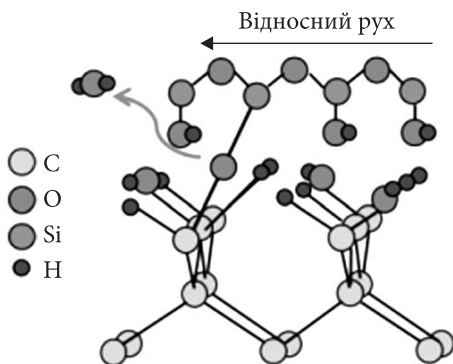
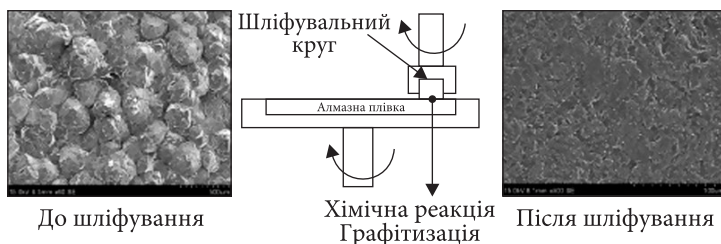


Схема апарату PAP [56]



Модель видалення алмазу в PAP [56]

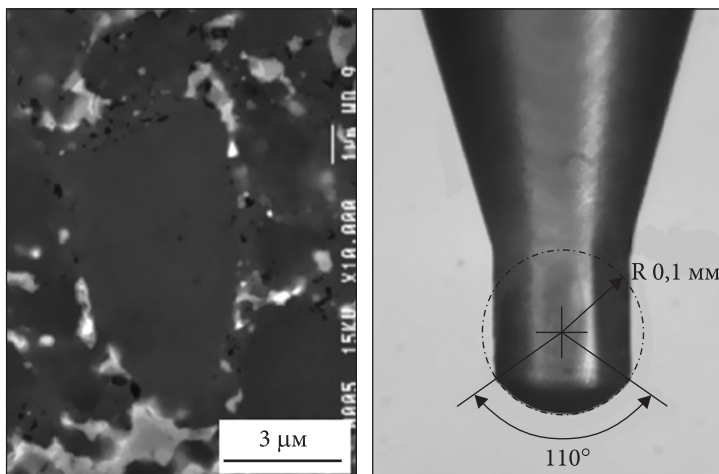


Поверхня CVD-алмазу до і після шліфування [57]

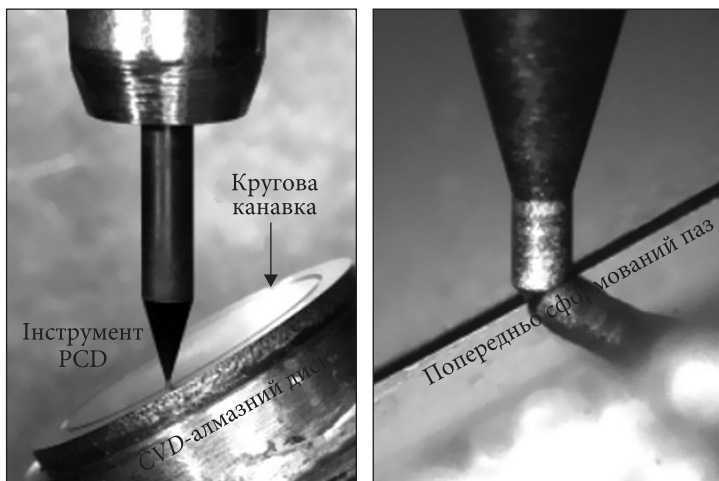
товуваного абразиву SiO_2 — близько 0,3 мкм; відстань між центрами круга і електроду — 3,5 мм.

Також у роботі [56] запропоновано модель видалення алмазу в *PAR*: опромінення плазмою за наявності водяної пари гідроксилує поверхню пластин *SCD*. Потім зв'язки CO-Si утворюються в результаті реакції дегідратації між гідроксильованими поверхнями *SCD* та SiO_2 . Нарешті, атоми вуглецю з поверхні пластини *SCD* видаляються рухом абразиву SiO_2 [56].

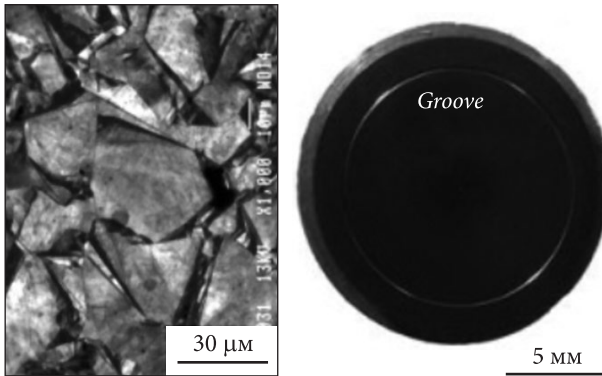
Але відомі й інші розробки щодо шліфувальних кругів. Так, у роботі [57] наведений круг для шліфування CVD-алмазної плівки шляхом додавання заліза і церію в звичайний шліфувальний круг з корунду. Завдяки цьому досягнуто високої швидкості видалення матеріалу (11,60—190,77 мг/год.) за швидкості обертання 200—500 об/хв. Показано, що ця збільшена швидкість видалення відбувається за рахунок трибохімічних реакцій. Fe_2C і графіт утворюються у процесі видалення поверхневого шару алмазу. Результати цих експериментів засвідчили, що механізмами видалення матеріалу є хімічна реакція між алмазом і залізом, а також фазове перетворення алмаз — графіт у процесі шліфування.



Інструмент з PCD для мікрошліфування (Sumitomo, DA150) [58]



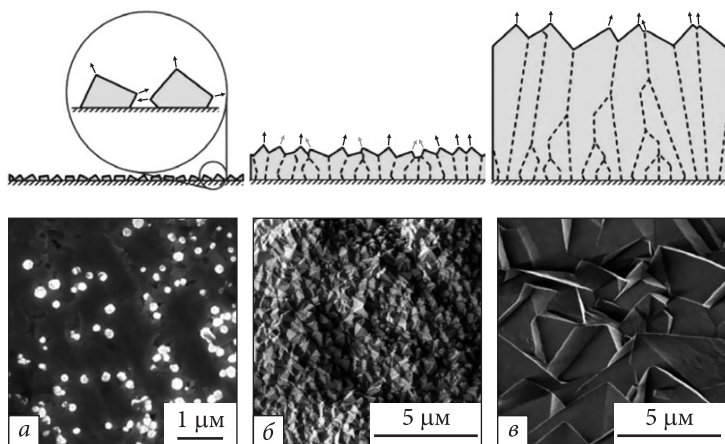
Процедура шліфування, що включає контакт між інструментом PCD і попередньо сформованою канавкою в CVD-алмазному крузі [58]



CVD-алмазний диск для шліфування з пазом (*Groove*) і стан його поверхні [58]

Ще один варіант шліфувального круга — на основі CVD-алмазу [58], придатний для ефективної обробки PCD інструменту. Відсутність зв'язки і низький рівень домішок у кристалах призводить до того, що CVD-алмаз є кращим абразивом за звичайний PCD, тож інструмент PCD можна формувати з використанням CVD-алмазного диску. Матеріалом оброблюваного інструменту є стовпчастий PCD діаметром 2 мм, алмазне зерно розміром 4—6 мкм з вмістом Co 10 об. % (*Sumitomo, DA150*). Формування напівкулястого наконечника з радіусом 0,1 мм виконано за допомогою імпульсного волоконного лазера (*JDS Uniphase, PFL10*).

Як інструмент для мокрого мікрошліфування PCD інструменту з розміром алмазних зерен 40—50 мкм може бути застосований CVD-алмазний диск діаметром 15 мм. На диску є направляюча канавка зі зворотним профілем (напівсферична із шириною 189,4 мкм і глибиною 51,3 мкм, шорсткість поверхні вздовж периферійного напрямку $Rz = 0,5$ мкм) утворена на диску методом лазерної обробки і притирання.



Формування CVD-алмазних шліфувальних шарів: початок (а), низька (б) і велика зернистість (в); схематичний переріз (вгорі) та вигляд зверху SEM (внизу) [59]

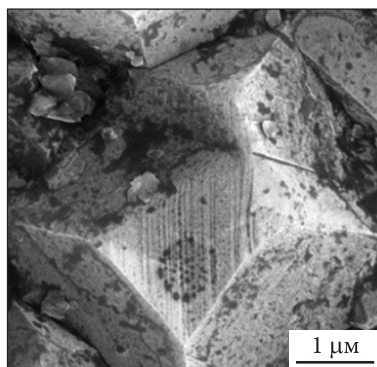
Після осадження на корпусі інструменту маленькі та гострі краї кінчиків CVD-алмазів виконують роль різальних кромки. Вони складаються з безлічі кристалітів з гострими кінчиками, що ростуть поруч. Формування CVD-алмазу починається з фази зростання, коли кристали, закріплені на поверхні, на певній стадії до процесу нанесення покриття, ростуть у всі боки [59].

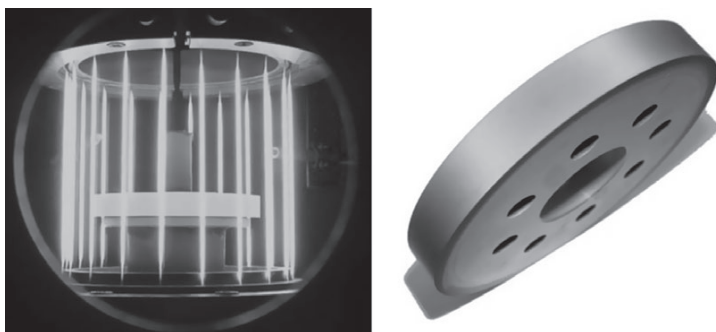
Коли кристали виростили так, що почали торкатись один одного, зростання відбувається переважно у напрямі, перпендикулярному до поверхні. Так колоноподібні кристаліти утворюють полікристалічний, пористий і CVD-алмазний шар без зв'язки з поверхнею, утвореною кінчиками кристалітів, які мають пірамідальну або тетраедричну форму. Коли осадження триває, деякі кристаліти ростуть швидше за інші, заростаючи своїх сусідів. Через це кількість кристалітів на

поверхні зменшується зі збільшенням товщини шару. Розмір наконечників кристалітів на поверхні відповідно збільшується [59].

Хімічне осадження відбувається у вакуумній камері, забезпеченій газовою сумішшю водню і 0,5—2,0 % метану за тиску 100 ГПа і загальній витраті газу 1 літр на хвилину. Активація газової фази була досягнута за допомогою танталових дротів (ниток), нагрітих електричним струмом. Час осадження становив 15—80 годин, залежно від розміру інструменту та необхідної зернистості робочого шару. Температура інструментів під час нанесення покриття (температура осадження) становила близько 800 °С. Разом з деякими хімічними обмеженнями, це визначає для інструменту основні матеріали корпусу — кераміка, цементований карбід і графіт. Всі три матеріали було перевірено для CVD-алмазних шліфувальних інструментів. Кераміка зарекомендувала себе як найкращий матеріал для шліфувальних кругів (особливо нітрид кремнію) і цементований карбід для абразивних олівців (бори, наконечники), через вищу міцність, необхідну для цих тонких інструментів. Відшаровування шару CVD-алмазу ніко-

Знос кристалітних вершин CVD-алмазного шліфувального шару після шліфування скла, зображення SEM [59]





CVD-алмазний шліфувальний круг форми 1A1 діаметром 80 мм, корпус інструменту з нітриду кремнію: під час (ліворуч), і після (праворуч) нанесення покриття методом HFCVD [59]

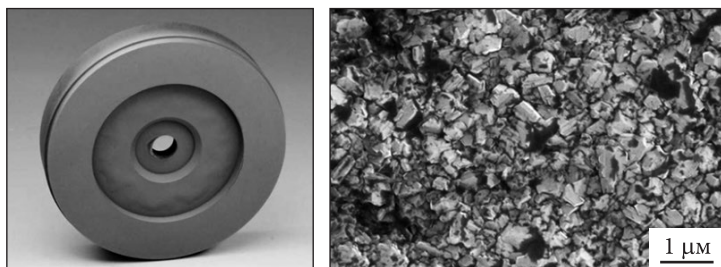
ли не спостерігалось [59]. Знос шліфувального шару відбувається лише у випадку вирівнювання вершин кристалітів.

Для точних і надточних завдань шліфування отримані [59] різні шліфувальні круги, покриті мікрокристалічними CVD-алмазними шарами з кристалами розміром 0,5—25 мкм.

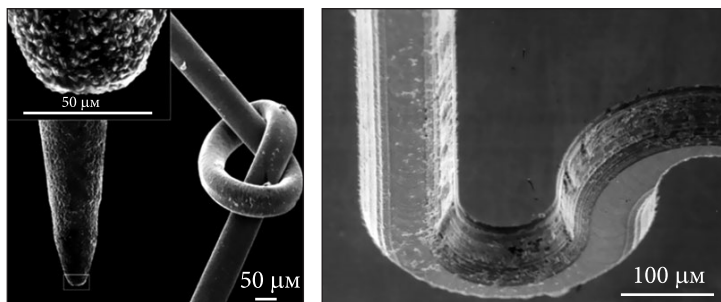
Також для механічної обробки скла розроблені торцеві шліфувальні круги [59]. Найтонший із них мав товщину алмазного покриття 0,5 мкм. За допомогою цього шліфувального круга можна досягти шорсткості до 5 нм у разі торцевого шліфування скла.

Оскільки CVD-алмазний шліфувальний шар можна наносити майже на будь-яку форму підкладки, то можна виготовити невеликі абразивні олівці. Як корпус інструмента використано твердосплавні стрижні, найменший CVD-алмазний абразивний олівець мав діаметр 50 мкм. Абразивний олівець є ефективним для шліфування кремнієвих канавок для мікромеханіки [59].

Теоретичний аналіз процесів обробки алмаза алмазними мікропорошками з покриттям засвідчив, що покриття на алмазах повинно відповідати певним вимогам. Воно має прискорити процес графітизації поверхні оброблюваного алмазу; зменшити роботу руйнування монокристалу алмазу; збільшити міцність мікропорошків; захистити мікропорошок від графітизації [60].



Алмазні торцеві шліфувальні круги для шліфування скла: діаметр 125 мм (ліворуч), корпус з графітової основи з шаром CVD-алмазів (праворуч, зображення SEM) [59]



CVD-алмазний абразивний олівець, діаметр кінчика 50 мкм: наконечник інструменту з деталями, поруч — волосина людини (ліворуч), паз, шліфований у кремнії (праворуч) [59]

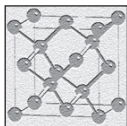
Покриття з металів і сплавів підвищують міцність алмаза через вплив пластичності металу, що входить до складу покриття, на процес руйнування відповідно до принципу Ірвіна — Орована, згідно з яким у разі поширення тріщини у квазікрихкому матеріалі, що містить пластичну складову, мікропластичні деформації зосереджені у тонкому шарі матеріалу, що прилягає до поверхні тріщини. Доведено [60], що за одночасного впливу навантаження на алмаз і контакту алмазу із рідким металом перехідні метали і кремній знижують міцність алмазу. Металом, що інгібує графітизацію алмазних мікропорошків, був обраний кремній, який утворює з вуглецем термодинамічно міцний карбід кремнію, а з киснем — міцний оксид. Наприклад, карбід кремнію і незначна кількість нікелю й олова на міжфазній межі алмаз — покриття оберігає його від графітизації [60].

Розглянемо далі публікації, що висвітлюють застосування CVD-алмазів у правильному інструменті [61]. За даними професора Е. Ульмана [62], високоякісний CVD-алмаз може мати теплопровідність, яка не поступається теплопровідності високочистих натуральних алмазів і може досягати рівня ≈ 2000 Вт/(м·К) (для природного алмаза її значення складає $\lambda = 900$ — 2300 Вт/(м·К)). За даними [63], нині можна забезпечити теплопровідність CVD-алмазу в межах $\lambda = 1000$ — 1200 Вт/(м·К). Такі алмази майже не містять домішок і забезпечують результати, практично аналогічні природним алмазам [63].

В одиничнокристалльних правильних інструментах алмазні зерна закріплюються в корпусі інструмента за допомогою пайки, зачеканки або механічного кріплення. У багатокристалльних інструментах це роблять за допомогою зв'язки, якою є порошки вольфраму,

нікелю, твердого сплаву тощо, а змочувачем — срібло і мідь. У тих випадках, коли необхідно виготовити одношаровий алмазний інструмент, алмази закріплюють за допомогою електрохімічного осадження, наприклад, нікелю, хрому або заліза [61].

Вище ми вже згадували покриття на алмазах, тому в наступному розділі розглянемо саме питання нанесення покриттів на інструментальні матеріали.



ПОКРИТТЯ НА ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ МАТЕРІАЛАХ

У попередніх розділах ми детально розглянули всі інструментальні матеріали від природного каменю до штучного алмазу. Ніби на цьому можна завершити книгу, але є ще три важливі питання, пов'язані із інструментальними матеріалами: покриття на інструментальних матеріалах, алмазно-абразивна обробка інструментальних матеріалів, ціна питання — енергоємність процесів обробки інструментальними матеріалами.

Необхідність захисту та зміцнення поверхонь інструменту

Почнемо з першого питання — покриття. Стикаючись із різальними інструментами ми бачимо, що здебільшого вони різнокольорові. Чому? Тому, що вони мають різні покриття.

Необхідність захисту і зміцнення поверхонь інструменту виходить із двох обставин: по-перше, саме поверхневий шар поблизу різальної кромки є найуразливішим, по-друге, саме в поверхневому шарі наван-

тажених тіл розвиваються процеси, які активують зміни в усьому обсязі матеріалу [64].

Є принаймні три підходи до створення покриттів: потреба сформувані архітектуру покриття відповідно до експлуатаційного навантаження робочих поверхонь інструменту; потреба задати такі параметри покриття і такий стан поверхневого шару, які би відповідали припрацьованому стану для конкретних умов експлуатаційного навантаження; потреба враховувати, що різні ділянки інструменту піддаються різному експлуатаційному навантаженню — дискретному, багат шаровому чи градієнтному.

В умовах експлуатаційного навантаження у системі формується рівноважний з точки зору енергетичних витрат рельєф, який впливає на експлуатаційні характеристики системи. Покриття саме повинно утримувати стійкий рельєф і подовжити ресурс інструменту з покриттям. Крім того, зношування інструменту за високої швидкості різання визначається переважно його хімічною взаємодією з оброблюваним матеріалом і елементами середовища, отже хімічний склад покриття повинен визначати його певні інгібіторні властивості [64].

Також для покриття й інструментального матеріалу бажаною є максимальна подібність кристалохімічних параметрів і мінімальна відмінність фізико-механічних і теплофізичних властивостей за температури різання. Відомо, що наявність експлуатаційних напружень розтягу в поверхневих шарах основного матеріалу призводить до розтріскування суцільного покриття зі створенням сітки тріщин. Як свідчить аналіз літературних даних [64], залишкові напруження стиску підвищують зносостійкість інструменту з покриттям, але дуже високий рівень таких напружень

призводить до відшарування покриття від основи його окрихчення і викришування. Багато чого тут залежить від методів нанесення покриття.

Особливості методів нанесення покриттів

Інструменти з покриттями широко застосовують у металообробних виробництвах для вирішення багатьох технологічних завдань із підвищення продуктивності обробки, зносостійкості і надійності інструменту, отримання високих якісно-точнісних характеристик оброблених деталей, розширенню областей технологічного застосування інструменту [65].

Майже всі розробки в цьому напрямі застосовують у різальних інструментах: різцях, свердлах, фрезах, змінних багатогранних пластинах тощо. Для абразивного інструменту вони допомогли у 1,5—2 рази підвищити коефіцієнт шліфування [66]. Наприклад, наявність плівок на робочій поверхні алмазного круга може істотно змінити його експлуатаційні характеристики [6].

Структура, фазовий склад покриттів, щільність їхньої адгезії з субстратом, а, відповідно, і основні властивості покриттів, залежать від технологічних параметрів процесів хімічного осадження покриттів (ХОП-CVD (*Chemical Vapour Deposition*)), серед яких основними є температура, час осадження, склад і концентрація реагентів парогазового середовища, його тиск і швидкість подачі. У результаті на робочих поверхнях формується покриття, що має високі значення густини, гомогенності, щільності адгезії по відношенню до субстрату, рівномірності товщини покриття навіть на поверхнях інструменту складної форми. Проте

процеси ХОП-*CVD* часто не відповідають стандартам екологічної безпеки [65], тривають довго і за високої температури (800—1500 °С). Найважливіші напрями вдосконалення технологій ХОП-*CVD* пов'язані зі створенням комбінованих процесів, що інтегрують переваги хімічних і фізичних методів синтезу покриттів. Такі методи дають змогу значно знизити температуру процесів (до 200—600 °С) і збільшити їхню продуктивність, зменшивши час осадження [65]. Завдяки цьому технологічні можливості стають універсальнішими, а також знижуються ефекти окрихчення твердосплавного інструменту. Вказаним тенденціям відповідають розроблені процеси ХОП-*CVD*, з асистуванням плазмою (*PA-CVD*) [65, 67] і лазерним впливом з великою густиною потужності (*LA-CVD*) для масового виробництва різних типів твердосплавних пластин із покриттям і виготовлення твердосплавних інструментів для чистового і напівчистового неперервного різання сталей і чавунів [65].

Процеси фізичного осадження покриттів (ФОП-*PVD*) засновані на генерації речовини у вакуумний простір камери з подачею реакційного газу. Розмір і форма різального інструменту у разі застосування методів ФОП-*PVD*, обмежені тільки обсягом вакуумної камери і можливостями переміщення інструменту у ній [65].

У сучасному виробництві широко застосовують різні методи нанесення покриттів залежно від функціонального призначення і можливостей виробництва. Так, на підприємствах авіа-, автомобіле- і верстатобудування, інструментальної і вугледобувної промисловості впроваджено детонаційне напилення. Такі покриття характеризуються зернистістю 40—80 мкм і мікротвердістю 13000—14000 МПа, що сприяє їх за-

стосуванню як зносостійких покриттів і на різальному інструменті [68—70]. Наприклад, зносостійкість робочих поверхонь штампів, виготовлених зі сталі 5ХНМ і зміцнених покриттям VN20, зростає у 2,5 рази. Високою працездатністю характеризується і деформівний інструмент із таким детонаційним покриттям [69]. Однак упровадження детонаційного методу відбувається повільно переважно через високий рівень шуму (від 120 до 145 дБ) [69].

Частково цього дає змогу уникнути метод КІБ [71] для нанесення одно- і багат шарових складних покриттів на основі нітридів і карбонітридів титану. Нижній шар, безпосередньо дотичний до інструментальної основи, осаджується за високої температури конденсації, забезпечуючи високу міцність зчеплення з інструментальною основою, а верхній — за якомога меншої температури, щоб отримати високу твердість і зносостійкість покриття. Ця технологія підвищує працездатність інструменту з покриттям у 2—3 рази, але низка недоліків перешкоджає її широкому застосуванню для різального, а особливо для абразивного інструменту.

Відома спроба вирішити питання нанесення покриттів шляхом низькотемпературної поверхневої обробки [72], коли відбувається обробка інструменту у суспензії на основі неметаловмісного компонента, що містить С, N, S, O, з одного боку і металовмісного компонента з Mo, V, Cr, Ti, з іншого боку, за температури 100—300 °С. Завдяки цьому стійкість інструменту зростає у 1,5—2,5 рази. Найефективніше цей метод виявив себе на швидкорізальних сталях.

Таке ж певне обмеження має і технологія нанесення покриттів на установці «Булат». Вона гарно себе проявила на твердосплавному інструменті. Наприклад, нанесення покриттів $0,8 \text{ ZrN} + 0,2 \text{ HfN}$ на твердо-

сплавні пластини різного виробництва призводить до зростання мікротвердості поверхневого шару, яка досягла 34—44 ГПа на ВК8 і 26—32 на пластинах фірми Сандвік Коромант [73]. У роботі [74] звернена увага на те, що перспективними є шаруваті покриття, твердість яких може бути ще вищою: результат узагальнення даних понад 300 праць показав, що зі зростанням мікротвердості підвищення стійкості переважно зростає, хоча і в достатньо широкому діапазоні значень. Тобто найбільша стійкість не обов'язково реалізується за максимальної мікротвердості, радше поблизу цього значення, обумовлюючи доволі широкий їх коридор. Одним із обмежень цієї технології є «старіння» покриття [75].

У зв'язку із викладеним вище все більшу увагу дослідники звертають на іонно-плазмовий метод нанесення покриттів. Так, актуальними є дослідження модифікування поверхні шляхом нанесення покриттів і обробки робочої поверхні інструментів, деталей машин і приладів у плазмі металів, інертних і активних газів [76]. Про це свідчать і дані роботи [77], де вказано, що нині для підвищення працездатності різального інструменту найбільше поширено одношарове покриття нітридом титану товщиною 5—6 мкм. Разом з тим, розробка складних композиційних покриттів допомагає досягти зниження залишкових напружень у покритті. Так, нанесення між зовнішнім шаром нітриду титану й інструментальною основою перехідного адгезійного шару сприяє зниженню величини залишкових напружень. Максимальне зниження величини залишкових напружень є характерним для покриття з перехідним адгезійним шаром на основі чистих титану і заліза, яке склало 42 % порівняно із одношаровим покриттям нітридом титану [77].

Властивості вакуумних іонно-плазмових покриттів фірми BALZERS [78]

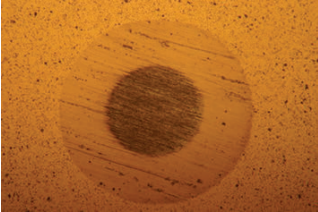
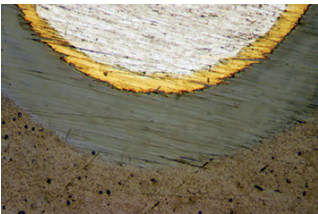
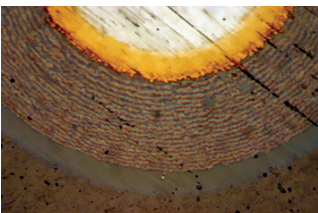

Параметр покриття	Варіанти покриття фірми Balzers		
	TiN	TiCN	TiAlN
Мікротвердість	2500 HV0,05	3000—3100 HV0,05	3300 HV0,05
Склад	TiN одношарове	TiN + TiCN двошарове, градієнтне	TiN + TiAlN наноструктуроване
Крапельна фаза, %	1—1,5	—	—
Колір	Світло-жовтий	Світло-сірий	Фіолетовий
Залишкові напруження, ГПа	-2,5	-4,0	-1,3 / -1,5
Коефіцієнт тертя	0,4	0,4	0,3 / 0,35
Максимальна температура експлуатації, °С	600	400	900
Область застосування	Для різального інструменту, що працює за високої швидкості різання, а також для холоднотампової оснастки	Для інструментів, що працюють за високих механічних навантажень: формовка, штамповка, фрезерування	Інструменти зі швидкорізальної сталі, твердих сплавів, що працюють за умов великих температурних напружень (свердління, точення, обробка без охолодження, високошвидкісна обробка)

Одним зі шляхів підвищення стійкості різального інструменту є нанесення зміцнювальних покриттів на основі нітриду титану [78]. Для цього може бути застосоване сучасне обладнання і технологія вакуумної іонно-плазмової обробки (ВІПО) фірми *BALZERS LTD* для нанесення прогресивних багатошарових покриттів на основі TiN, TiCN, TiAlN та ін. Конденсація покриття *Balinit® A (TiN)* — базова технологія зміцнення різального інструменту. Максимальна температура експлуатації покриття — 600 °С, тож його рекомендовано застосовувати для збільшення стійкості інструменту, для невисокої швидкості різання, а також для холодноштампової оснастки.

Градiєнтне покриття *BALINIT® B* на основі TiCN за рахунок плавного підвищення фізико-механічних властивостей від основи до поверхні покриття і високої поверхневої твердості (3000 HV 0,05) сприяє підвищенню стійкості інструменту за значних знакоперемінних навантажень. Покриття *BALINIT® FUTURA NANO* — багатошарове покриття на основі TiAlN, основні переваги якого — висока твердість, теплостійкість (до 900 °С), висока тріщиностійкість і низькі залишкові напруження, щоб застосувати його для зміцнення інструменту, що працює за великого температурного напруження [78].

Відомий і позитивний досвід зміцнення інструменту за рахунок нанесення вакуумних іонно-плазмових покриттів (ВІП) [79]. Зносостійке ВІП-покриття, нанесене за серійною технологією, має в своїй структурі мікрокрапельну фазу з чистого металу, яка знижує ресурс роботи інструменту, бо слугує концентратором напружень у процесі штамповки і є джерелом утворення мікротріщин, а також причиною підвищеної схильності покриття до налипання з оброблюваним металом.

Структура і властивості безкрапельних наноструктурованих

Покриття	Структура	Основні властивості
TiN одно- шарове		T _{експ} -600 °C 2500—2700 НК0,05 Товщина, мкм — 1—4 Колір: жовтий
TiAlN двоша- рове		T _{експ} -900 °C 3000—3300 НК0,05 Товщина, мкм — 1—4 Колір: сіро-фіоле- товий
TiN + +TiAlN багато- шарове		T _{експ} -900 °C 3000—3300 НК0,05 Товщина, мкм — 1—4 Колір: сіро-фіоле- товий
CrN одно- шарове		T _{експ} -700 °C 2200 НК0,05 Товщина, мкм — 2—6 Колір: світло-сірий

покриттів [79]

Основні характеристики	Область застосування	
<p>Оптимальне співвідношення зносостійкості і теплостійкості</p>		<p>Інструменти для обробки сталей, пластмас. Універсальне</p>
<p>Висока теплостійкість. Високі антифрикційні властивості</p>		<p>Інструменти з твердих сплавів, що мають високі температурні напруження (свердління, точіння)</p>
<p>Оптимальне співвідношення твердості і величини внутрішніх напружень. Висока теплостійкість. Високі антифрикційні властивості</p>		<p>Інструменти, що мають високі температурні напруження (свердління точіння, обробка високошвидкісна і без охолодження)</p>
<p>Низька схильність до окиснення. Висока корозійна стійкість</p>		<p>Гаряча, напівгаряча штамповка, литво, обробка мідних сплавів</p>

Істотне підвищення якості напилених покриттів є можливим за рахунок застосування джерела плазми із сепарацією мікрокрапельної складової потоку. Принцип роботи сепаратора заснований на керуванні траєкторією потоку заряджених частинок у процесі проходження їх через магнітно-оптичну систему. Крапельна фаза і фрагменти матеріалу, що випаровується, не мають заряду. Магнітне поле сепаратора на них не діє, на покритті осаджуються тільки іонізовані частинки [79]. Шари, отримані шляхом конденсації сепарованого плазмового потоку, практично не містять дефектів, характерних для конденсатів, осаджених у прямому потоці. Отримані покриття є одноріднішими і безкрапельними, що визначає високі властивості шару.

Дослідження безкрапельних покриттів показало, що їхні властивості аномально відмінні від серійних. Наприклад, мікротвердість безкрапельного покриття на основі TiN у 1,5 рази вища за мікротвердість серійного. І разом з високою твердістю покриття має високу пластичність.

За даними [79], для сепарованого покриття характерною є щільна дрібнодисперсна структура зі стовпчастими кристалітами розміром 80—200 нм [78] (нанокристалічна структура). На основі TiN, TiAlN, CrN, були розроблені різні конструкції наноструктурованих покриттів одно- і багат шарових для різних умов експлуатації:

- 1) безкрапельне покриття на основі TiN має мікротвердість на 800 од. за Віккерсом вищу, аніж у серійного, а також оптимальне співвідношення зносостійкості і теплостійкості. Його застосовують для обробки сталей і пластмас;

- 2) безкрапельне двошарове покриття на основі TiAlN характеризується унікальними комбінаціями

властивостей, високою мікротвердістю за підвищеної температури в зоні різання, термічною і хімічною стійкістю, низькою теплопровідністю. Застосовують його для зміцнення інструменту, що має великі температурні напруження;

3) безкрапельне покриття на основі CrN з мікротвердістю на 700 од. за Віккерсом вищою, аніж у серійного за збереження пластичності. Рекомендовано для зміцнення холодно- і гарячощампової оснастки; має низьку схильність до окиснення і високу корозійну стійкість [79].

Властивості захисних покриттів

Для підвищення стійкості інструменту необхідно мінімізувати зношування його різальних кромки, тому матеріали різального інструменту повинні мати високу зносостійкість за різних видів зношування, а також бути достатньо пластичними, щоби протидіяти сколюванню і розтріскуванню. Оскільки таких властивостей жоден інструмент у комплексі не має, одним із найефективніших рішень проблеми підвищення стійкості інструменту, як вказано вище, є нанесення на його робочі поверхні функціональних зміцнювальних покриттів.

Практично всі відомі світові виробники випускають різальні інструменти, оснащені швидкорізальними сталями, твердими сплавами, кераміками та ПНТМ на основі КНБ із захисними покриттями. У світі понад 60 % твердосплавних інструментів випускають зі зносостійкими покриттями. Покриття наносять також на 30 % свердел і фрез зі швидкорізальних сталей. Більшість цих покриттів є PVD-покриттями (*Physical Vapour Deposition*), зокрема TiN, TiCN, TiAlN та CrN, товщиною 1—5 мкм (1—10 мкм у CrN). Вони

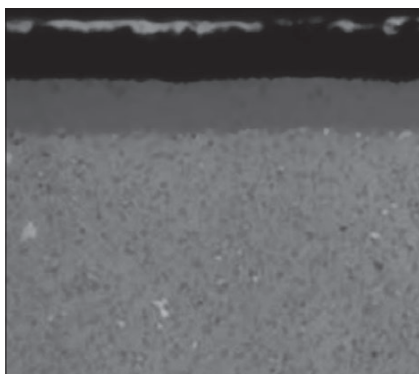
мають певну особливість: за підвищення температури різання їхня твердість зменшується не так відчутно, як у CVD-покриттів [3].

Провідні виробники різального інструменту до 90—95 % продукції з твердого сплаву і до 60 % зі швидко-різальної сталі випускають саме з композиційно багат шаровими, а також наноструктурованими покриттями [80]. Так, компанія *Sandvik Coromant* використовує композиційне багат шарове покриття $\text{TiN-TiN/Al}_2\text{O}_3\text{-TiCN}$ для пластин серії GC 2025, де шар $\text{TiN/Al}_2\text{O}_3$ складається з субшарів нанорозмірної товщини з нанокристалічними зернами. Прикладом сучасного застосування покриттів на твердосплавних пластинках для фрезерування є розробки фірми *TaeguTec* (Республіка Корея) [14], яка випустила новий сплав TT7515 із поліпшеною матрицею, що забезпечує підвищену твердість, міцність і максимальну зносостійкість завдяки новітній технології

Властивості захисних покриттів [3]

Склад	Мікротвердість, HV	Стійкість до окиснювання (макс. температура експлуатації, °C)	Коефіцієнт тертя
TiN	1930—2000	600	0,5
TiC	2800—3000	400	—
TiCN	3000	400	0,4
TiAlN	3000—3500	540	0,4
TiAlCrN	3500	920	0,4
TiAlCrYN	2700	950	—
CrN	1650—1750	700	0,5
Al_2O_3	2100—2200	1200	—
ZrN	2800	600	0,6
MoS_2	1500	—	0,02
WC/C	1500	300	0,2

CVD-покриття (TiCN- Al_2O_3 -TiN) на сплаві TT7515 [81]



нанесення CVD-покриття (TiCN- Al_2O_3 -TiN). Підвищену твердість новому сплаву надає TiCN, Al_2O_3 виконує роль нейтрального шару, який має низьку теплопровідність, і слугує тепловим бар'єром, поліпшуючи стійкість різальної кромки до пластичної деформації, а шар TiN додатково подовжує життєвий цикл інструменту і допомагає вчасно виявити критичний знос. Крім того, поліпшена тврдосплавна матриця, спеціально розроблена *TaeguTec*, забезпечує підвищену стійкість на злам завдяки одноріднішому і посиленому ущільненню, тоді як високі адгезійні властивості покриття заважають розшаруванню сплаву [81].

Одним із нових перспективних напрямів підвищення різальних властивостей і температурної стійкості лезових інструментів є нанесення дискретних захисних покриттів [5]. Вони добре зарекомендували себе в умовах високих контактних навантажень, характерних для процесів різання. Поверхні з такими покриттями відповідають принципу Шарпі, згідно з яким поверхні тертя повинні містити тверді включення і пластичну матрицю. Експерименти з чистового точіння високолегованих вибілених чавунів інструментом з твердого

сплаву засвідчили, що стійкість інструменту з дискретним покриттям TiN у 1,3—1,5 раза вища, аніж у інструменту із суцільним шаром покриття [5].

Захисні покриття на інструментах із полікристалічних надтвердих матеріалів на основі кубічного нітриду бору

Останнім часом почали наносити захисні покриття і на різальні інструменти з полікристалічного надтвердого матеріалу (ПНТМ) на основі КНБ. Хімічний і фазовий склад покриттів залежить від характеру контактної взаємодії у зоні різання між інструментом і обробним виробом. Для мінімізації абразивної й адгезійної взаємодії на КНБ методом *PVD* наносять покриття TiAlN; для захисту від хімічного і дифузійного зношування застосовують *CVD*-покриття на основі Al₂O₃ [3, 64, 82].

Нащо нам це покриття? Чим воно допоможе? Як свідчать дані [64], для підвищення стійкості інструменту з ПКНБ необхідно в контактних зонах зменшити тепловиділення. Це дасть можливість знизити інтенсивність утворення сполук (Fe, Ni, Cr)_xB_y і подальше формування на їх основі легкоплавких евтектик, тобто забезпечить захисне покриття на полікристалічному кубічному нітриді бору (ПКНБ).

Покриття для інструментів із ПКНБ повинні мати комплекс особливих властивостей [64]:

- твердість покриття не повинна бути аномально високою порівняно з інструментальною основою, що забезпечить зниження рівня внутрішніх залишкових напружень і крихкості покриття;

- відносно низька величина модуля Юнга, щоб підвищити пружні властивості покриття і стійкість до абразивного зношування;

- низький коефіцієнт тертя, щоб мінімізувати термобаричне навантаження на контактних ділянках інструменту;

- зниження внутрішніх напружень термічного характеру в покритті за рахунок застосування матеріалу, близького за хімічним складом до інструментальної основи, щоб зменшити різницю коефіцієнтів температурного розширення.

Тобто покриття для ПКНБ повинно мати досить високі механічні властивості і бути інгібітором реакції взаємодії матеріалу інструменту з оброблюваним матеріалом за температури плям спалахів до 2000 °С. Прикладом є покриття з нітриду бору у аморфному чи аморфно-кристалічному станах (BN_a). Аморфна структура такого покриття обумовлює його меншу твердість і низький модуль Юнга порівняно з інструментальною основою, завдяки чому покриття відіграє роль твердого змащення [64].

Для подальшого вдосконалення інструментів із ПКНБ необхідно мати такі покриття, які би зберігали цілісність і властивості під дією високих температур і контактних напружень. Найперспективнішими є нанокомпозитні покриття двох видів [64]:

- нітридна нанорозмірна фаза, впроваджена у міжкристалічне середовище (*nc*-MeN / міжкристалітна фаза);
- зерна одного матеріалу утворюють дві фази з різною кристалографічною орієнтацією або суміш нанорозмірних зерен матеріалів.

Більше поширений перший спосіб створення нанокомпозитних покриттів типу *nc*-MeN/ α -фаза, коли покриття формується з нанорозмірних зерен твердих нітридів перехідних металів із аморфною міжкристалітною фазою-матрицею з TiB_2 , Si_3N_4 , BN і нітридів неметалів, що утворюють ковалентні зв'язки [64].

Інститут надтвердих матеріалів імені В.М. Бакуля НАН України спільно з Харківським національним університетом імені В.Н. Каразіна створив різні захисні покриття на основі сполук TiAlN, MoN, CrN. Вибір вказаних покриттів пов'язаний із їхньою високою міцністю, що обумовлено особливостями структури, яка утруднює розвиток тріщин у масиві покриття, а також високою термостійкістю композицій [82].

Захисні плівки на різальній поверхні кривів з надтвердих матеріалів

Як довго «живуть» покриття в процесі експлуатації? Це питання завжди було дискусійним, тож у літературі ми не знайдемо відповіді на нього, тільки результати спостережень за роботою інструменту з різними покриттями. Так, в роботі [80] період стійкості швидкорізальних фрез (величина зносу по задній грані 0,2 мм) залежно від матеріалу покриття склав, хв: TiN і TiCN — 43, TiAlN — 62, TiCrN — 44. Тобто 40—60 хв покриття ще впливає на якість різального інструменту. Експлуатація надзвичайно високовартісного інструменту, особливо складнопрофільного, пов'язана із великими витратами, що складають до 15—20 % від вартості обробки [80]. Тому усе актуальнішою стає технологічна підтримка інструменту протягом терміну його експлуатації, насамперед алмазно-абразивного прецизійного складнопрофільного інструменту, наприклад правильного.

З нашої практики, можливими є два варіанти такого примусового утворення покриття (плівок) на різальній поверхні інструменту: іонно-плазмове напилення, тобто зовнішнє нанесення, або плазмовий тепловий вплив, тобто реалізація внутрішніх резервів

інструменту з НТМ, а саме перерозподілу елементів у поверхневому шарі, свого роду «внутрішні» резерви робочого шару інструменту [6].

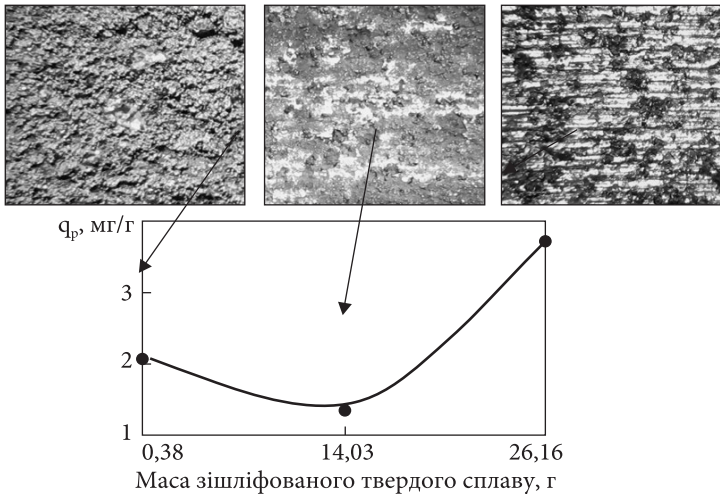
Розглянемо нанесення іонно-плазмового покриття на робочу поверхню інструменту. Дослідження впливу багат шарового іонно-плазмового покриття TiC/Co та TiN/Co на працездатність алмазних одношарових правильних інструментів, отриманих гальванічним методом [6], показало, що здебільшого знос робочої поверхні відбувається за рахунок абразивного зносу алмазних різальних елементів (зерен) чи за рахунок виривання алмазних зерен зі зв'язки. Аналіз характеру зносу робочої поверхні алмазних правильних роликів засвідчив, що у ряді випадків другий механізм превалює над першим через гідроабразивне вимивання зв'язки навколо зерна: закріплення зерна в зв'язці погіршується, міцність утримання зменшується. Була висунута гіпотеза, що іонно-плазмове багат шарове покриття, яке підвищує твердість і антифрикційність поверхні нікелевої зв'язки, уповільнює її гідроабразивне вимивання. На підтвердження цього для одношарового правильного інструменту, виготовленого методом гальваностегії, досліджено вплив багат шарових покриттів із нітриду або карбиду титану з тонкими прошарками кобальту на зносостійкість. Для дослідів зразки було виготовлено у вигляді олівців, на робочій поверхні яких методом гальваностегії закріплено по п'ять кристалів з однієї партії синтетичних алмазів AC160T 630/500 загальною масою 2,7 мг. Зразки зарощували нікелем в однакових умовах і за однакових режимів попарно; досліджували три групи зразків: без покриття, з іонно-плазмовим покриттям TiC/Co і TiN/Co товщиною 10 ± 1 мкм кожне. Випробування виконали методом правки абразивного круга до повного зносу алмазів масою 2,7 мг. Установ-

лено, що нанесення багатошарового покриття з TiC з компенсувальними прошарками з пластичного металу (Co) підвищує зносостійкість одношарового правильного інструменту в 2,3 раза, а у випадку застосування покриттів з нітриду титану — у 1,8 раза.

Досліджено також покриття на алмазно-абразивний шліфувальний інструмент для обробки різних матеріалів. На різальну поверхню кругів було нанесено комбіноване іонно-плазмове покриття у вигляді сполучення шарів карбиду титану (товщиною до 2 мкм) і кобальту (до 0,5 мкм), а сумарна товщина покриття склала 15 мкм.

Експериментально досліджено три варіанти кругів форми 12A2-45° 150×10×3×32 з такими видами робочого шару: алмазний AC6 100/80—M1-10—100; кубонітовий KP 100/80C—MO20—100; подрібнений нітрид кремнію (силініт) Si₃N₄ 125/100—MO20-2—100. У разі нанесення іонно-плазмового покриття на зв'язку MO20-2 її твердість з 93 од. HRB зростає до 97. За наявності склопокриття на зернах кубоніту такого зростання ми не спостерігаємо: твердість із вихідних 99 од. HRB на крузі із зв'язкою MO20 спадає до 92 з іонно-плазмовим покриттям. Аналогічне зниження твердості зафіксовано на зв'язці M1-10.

Шліфування алмазним кругом твердого сплаву. Режимми шліфування без охолодження: швидкість обертання круга — 15 м/с, повздовжня подача — 0,3 м/хв., поперечна подача — 0,05 мм/пдх. Продуктивність обробки складала 90 мм³/хв. На графіку показано зміни відносних витрат алмазів у крузі залежно від маси знятого твердого сплаву і є перегин в районі 15 г знятого матеріалу. Після цього знос круга зростає. Тобто позитивний вплив покриття за невеликої продуктивності шліфування твердого сплаву складає близько 18 хвилин.



Зміна відносних витрат алмазів (круг із покриттям) залежно від маси зішліфованого твердого сплаву ВК6 за продуктивності шліфування $90 \text{ мм}^3/\text{хв}$

Шліфування кругом з кубоніту швидкорізальної сталі. Режими шліфування без охолодження: швидкість обертання круга — 15 м/с , поздовжня подача — $0,3 \text{ м/хв}$, поперечна подача — $0,05 \text{ мм/пдх}$. Продуктивність обробки склала $120 \text{ мм}^3/\text{хв}$. Тут графік зміни витрат від маси знятого матеріалу має перегин в районі 16 г і далі знос круга зростає. Тобто позитивний вплив покриття триває близько 17 хв. і це за невеликої продуктивності шліфування. А якщо її збільшити? Такий експеримент був нами поставлений: ми збільшили продуктивність обробки швидкорізальної сталі утричі — зі 120 до $360 \text{ мм}^3/\text{хв}$. (підвищена повздовжня подача з $0,3$ до $0,9 \text{ м/хв}$). Позитивний вплив покриття зменшився і вже через 4 хвилини щез.

Шліфування сірого чавуну кругом з подрібненого силініту. Режими шліфування без охолодження: швид-



Сліди виплавлень зі зв'язки М1-10 після нанесення покриття

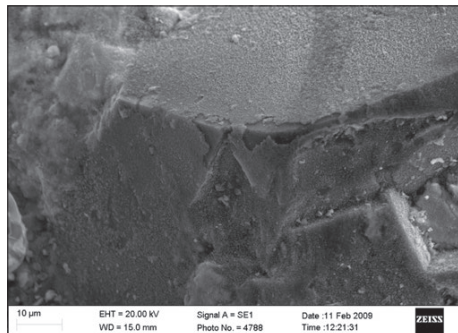
кість обертання круга — 15 м/с, повздовжня — 0,2 м/хв та поперечна подачі — 0,05 мм/пдх. Продуктивність обробки складала 100 мм³/хв. На початковому етапі шліфування, коли ще діяло іонно-плазмове покриття (знято ~1 г матеріалу) відносні витрати силініту склали 3,2 мг/г. Знос такого ж круга без покриття під час обробки чавуну — майже 10 мг/г. Тобто і в цьому випадку спостерігається позитивний вплив покриттів. Але у разі нанесення таких покриттів температура в камері може сягати 500 °С, що для зв'язок з основою Cu—Al—Zn може призвести до змін у робочому шарі за наявності в них легкоплавких складових і винесенні їх на робочу поверхню як утворень плавлення.

Особливості роботи іонно-плазмових покриттів визначені їхньою морфологією. Фактично покриття розділено на дві частини: верхню (шорстку) і нижню (основу). Спочатку знос круга підвищений, це «прихований» знос, оскільки фактично він спричинений зносом не різальної поверхні, а шорсткої частини покриття. Далі йде зниження зносу, але після зняття певної кількості зішліфованого матеріалу покриття стирається і знос круга починає зростати.

Важливо, що в усіх трьох розглянутих варіантах відносні витрати абразиву за ефективною дією покриття після його зникнення зростають утричі: для алмазного круга — 2,7 рази, для кубонітового — 2,8—2,9, для силінітового — 3,1. Як бачимо, результати подібні, що свідчить на однаковий механізм дії покриття. Ефективність її тут, як і на різальному інструменті, має певну тривалість (17—18 хв), тобто меншу, ніж на різальному, тож треба його поновлювати.

Розглянемо плазмовий термічний вплив [6], за якого можна отримати покриття на зернах НТМ і на зв'язці, що може змінити контактні процеси в зоні обробки під час шліфування. Аналіз елементного складу плівок, що виникають на абразивних зернах і зв'язці у зоні плазмового впливу, засвідчив, що у них досить багато кисню. У зернах його більше (26,7—33,6 % за масою), а у зв'язці менше (16,9—25,0). Дещо інший і розподіл елементів зв'язки у плівках. Якщо для вихідної суміші зв'язки MO20-2 співвідношення між основними складовими зв'язки Cu : Sn : Sb складає 8,75 : 2 : 1, то на абразивних зернах це співвідношення 5 : 2 : 1, тобто тут менше міді. На поверхні зв'язки це співвідношення 8,95 : 3,78 : 1, отже кількість олова в плівці майже вдвічі вища, ніж у суміші.

Формування плівок на зерні кубоніту після плазмового впливу



Плазмовий вплив різної інтенсивності може призводити не тільки до зменшення твердості робочої поверхні круга, а й до її підвищення, коли відбувається лише частковий перерозподіл легкоплавкої складової зв'язки унаслідок теплового впливу плазмового струменя. На ефективність такого часткового перерозподілу для зміцнення металевої зв'язки системи Cu — Sn — Sb вказано в роботі [6], де засвідчено, що твердість може зрости від 92—93 *HRB* до 102—114 *HRB*.

Викладене вище дає підстави припустити, що плазмовий вплив на різальну поверхню круга внаслідок описаних ефектів (створення плівок зі зміненим елементним складом поверхні зв'язки та зерен) може призвести до підвищення зносостійкості шліфувальних кругів.

Дослідження процесу шліфування за продуктивності обробки в 100 мм³/хв. алмазним кругом 12A2-45° 125 × 5 × 3 × 32-AC6 125/100-M2-01-100 твердого сплаву ВК6 після різного впливу на різальну поверхню круга виконано на дослідницькому стенді, створеному на базі модернізованого універсально-заточувального верстату моделі 3В642. Після попереднього механічного впливу на різальну поверхню круга вільним абразивом відносні витрати алмазів склали 1,2 мг/г. Після електроерозійного впливу ($U = 30$ В, $I = 2$ А) відносні витрати алмазів склали 1,97 мг/г, а після плазмового впливу, тобто попередньої правки різальної поверхні круга плазмовим струменем ($I = 150$ А, $v_{\text{пер}} = 25$ см/хв), відносні витрати алмазів склали 0,87 мг/г. Отже, попередній плазмовий вплив невеликої потужності дає змогу підвищити зносостійкість круга в 1,4 раза. Водночас після плазмового впливу відбувається «м'якше» різання кругом, що на наш погляд, пов'язано з утворенням плівок на поверхні зв'язки і зерен круга.

Металеве покриття
алмазного зерна



Для перевірки цього припущення ми вирізали невеликі сегменти круга, який проходив випробування після плазмового впливу. Так, поверхня алмазних зерен після нього містить 2,0—5,3 % кисню та 0,5—1,2 % міді за масою. Імовірно, внаслідок невеликого окиснення алмазного зерна й утворення оксидної плівки міді на ньому. На зв'язці кисню значно більше — від 9,1 до 20,9 % за масою. Можливо, на поверхні зв'язки сформувався Cu_2O , який характеризується малим коефіцієнтом тертя ($f = 0,12$), і сприяє «м'якому» різанню кругом [6].

Таким чином, створення на контактних поверхнях шліфувального круга та оброблюваного виробу структурнозміненого поверхневого шару у вигляді плівкових утворень є важливим чинником впливу на їхні експлуатаційні характеристики. Це важливо, але дослідники практично не приділяють цьому уваги. Виявлено, що плівки на різальній поверхні круга катодні, квазікатодні, плазмові — позитивні, оскільки підвищують зносостійкість круга, а ось плівок на оброблюваній поверхні, насамперед анодних, слід уникати, бо вони можуть спричинити підвищення коефіцієнту тертя та, як наслідок, виникнення тріщин і виколок. Тобто навіть у разі

формування плівок відбуваються процеси зміни елементного складу поверхневого шару, тому на це треба звертати увагу, оскільки така зміна елементного складу може бути чинником підвищення зносостійкості контактних поверхонь — круга й оброблюваного виробу.

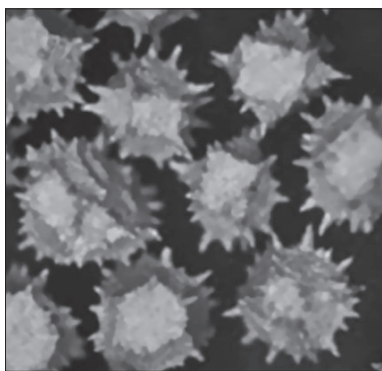
Покриття на зернах надтвердих матеріалів

На абразивні надтверді матеріали (шліфпорошки) також можна наносити покриття, роль яких полягає у покращенні утримання абразивних зерен у зв'язці. Щоб шліфувальний круг мав гарну різальну здатність потрібно, аби зерна НТМ виступали з нього. Це є необхідною умовою, але недостатньою. Важливо, щоби зерна НТМ ще й утримувались у зв'язці. І чим вони міцніші, тим гладшу поверхню вони мають, отже їх утриманню слід приділяти більше уваги. Міцніші зерна потребують і міцнішої зв'язки, наприклад, не полімерної, а металевої. А якщо ми не можемо замінити полімерну зв'язку? Тоді застосовуємо покриття зерен НТМ. Його переважно здійснюють у вигляді металевого або скляного покриття зерен шліфпорошків для покращення їх утримання в зв'язці і можливої зміни контактних процесів у зоні обробки, коли матеріал покриття природно попадає безпосередньо в зону різання [83]. Металізація зерен НТМ переважно здійснюється хімічним або електrolітичним способами. Метали, що застосовують для цього, мають слабку або відсутню (мідь) хімічну спорідненість до вуглецю, тому щільного хімічного адгезійного зв'язку між покриттям і зерном не виникає — відбувається чисто механічне зарощування зерен металом. Для уникнення цього провадять агрегацію зерен і вводять домішки, що поліпшують їх змочування [83].

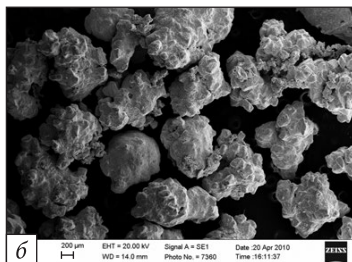
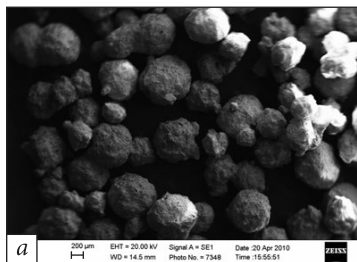
Важливою є хімічна інертність металів щодо алмазу і кубічного нітриду бору. Хімічно інертні до вуглецю, бору і азоту Cu, Ag, Au, Ga, Ge, In, Sn, Pb, Sb, Bi (кут змочування 120—140°, адгезія ≈ 100 ерг/см²) [84]. Хімічно взаємодіють із вуглецем, бором і азотом [84]: Ti, Cr, V, Nb, Ta, Mo, W, Fe, Co, Ni, Pd, Pt, Al, Si, B (кут змочування 0—50°, адгезія ≈ 2500 ерг/см²). З викладеного видно, що найбільше технологічно вигідним покриттям зерен є покриття нікелем з деякими домішками. Його наносять електролітичним шляхом на зерна і, фактично, він найширше застосований для покриття зерен НТМ. Зерна НТМ у кругах закордонних фірм здебільшого мають металізоване покриття нікелем. Для кругів на полімерних зв'язках закордонні фірми застосовують покриття НТМ із системою нікель — фосфор.

Порівняння властивостей покриттів НТМ [6]

Властивість	Ні-покриття хімічним осадженням із застосуванням гіпофосфату	Гальванічне нікелеве покриття
Вміст, % за масою	Ni (90—92) + P (8—10)	Ni понад 99,5
Температура плавлення, °C	890	1450
Коефіцієнт відбиття, %	40—50	—
Питомий електроопір, мкОм·м	0,60	0,85
Теплопровідність, Вт/(м·К)	4,40—5,65	—
КЛТР, 10 ⁻⁶ град ⁻¹	13	—
Густина, ×10 ³ кг/м ³	7,9	7,7
Твердість за Вікерсом, МПа	500 ± 50 (HRC 49)	150—250
Адгезія на алмазі, Н/мм ²	345—450	345—415
Відносне подовження, %	3—6	10—30
Напруження	Стиск	Розтяг
Показник магнетизму, %	4	37,5



Спеціальне нікелеве покриття алмазних зерен



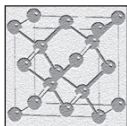
Загальний вигляд склаагрегатів кубоніту (а) і склаагрегатів, додатково вкритих електрохімічною міддю (б)

Закордонні дослідники розробили спеціальне нікелеве покриття зерен зі своєрідними ріжками. Завдяки цим «їжачкам» поліпшується «розгалуженість» поверхні й утримання таких зерен у зв'язці.

Для склопокриття зерен кубічного нітриду бору переважно застосовують свинцевоборосилікатне скло системи $PbO - ZnO - B_2O_3 - SiO_2$. Порошки КНБ і склопокриттям здебільшого представлені агрегатами, які складаються з декількох зерен, зв'язаних адгезійно-активним склом.

Для нанесення склопокриття алмазних зерен застосовують скло іншої системи: $\text{Na}_2\text{O}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{TiO}_2-\text{SiO}_2$, розплав якого має високу змочувальну здатність та адгезію до алмазних порошоків. Як показано у [85], на міжфазній межі «алмазсклоагрегат — металева зв'язка» відбувається дифузійна взаємодія, яка призводить до утворення нової кристалічної фази і підвищення адгезії на межі розділу фаз, що може забезпечити щільніше утримання склоагрегатів у зв'язці.

Для отримання склометалевого (СМ) покриття склоагрегати додатково металізують титаном (~9 % за масою, як дифузійне технологічне покриття), титаном і нікелем (~20 %), титаном і міддю (~20 %) [86].



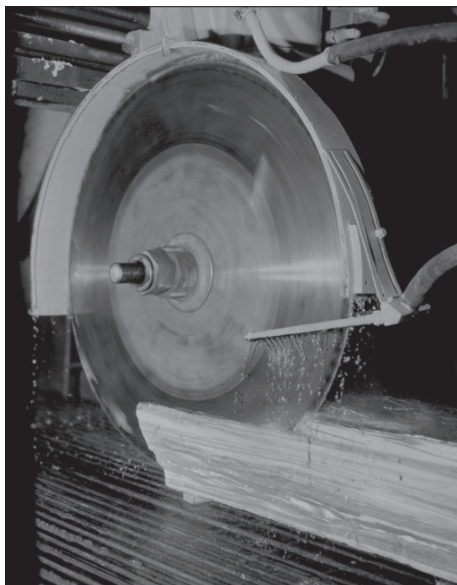
АЛМАЗНО-АБРАЗИВНА ОБРОБКА ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ

Читаючи цю книгу про інструментальні матеріали, ми здолали шлях від природного каменю, з якого почало людство, до найвищого нині досягнення, тобто створення штучних найтвердіших матеріалів — алмазу і кубічного нітриду бору. Сьогодні людство використовує цікаве поєднання першого і останнього інструментальних матеріалів: алмазними кругами провадяться різання і подальша обробка природного каменю. І вже тривалий час важливою проблемою є абразивна обробка різальних інструментів. Оскільки інструментальні матеріали постійно поліпшуються, оброблювати їх ефективно можна лише алмазом і кубічним нітридом бору. Так, застосування алмазних інструментів у машинобудуванні, каменеобробці, будівництві та інших галузях обумовлено низкою його переваг. Наприклад, після алмазного заточування стійкість інструменту збільшується в 1,2—2,5 рази, продуктивність обробки підвищується на 50 %, витрати знижуються в 1,5—2,0 рази, поліпшуються умови праці і культури ви-

робництва. Робота з алмазним інструментом у будівництві, на відміну від перфораторної і відбійної техніки, відбувається без особливого шуму та вібрації, дає змогу зберігати цілісність конструкцій. Поверхня вирізаних за допомогою алмазного інструменту отворів гладка і не потребує чищення та шліфування.

Що відрізняє алмази від кубічного нітриду бору?

Існує дві основні групи надтвердих матеріалів — алмази і кубічний нітрид бору — абразивні матеріали для алмазно-абразивної обробки сучасних інструментальних матеріалів. Кубічний нітрид бору (КНБ) — винятково штучний матеріал для обробки інструментальних, і, насамперед, швидкорізальних сталей, оскільки не реагує з залізовуглецевими матеріалами.



Різка каменю алмазним кругом

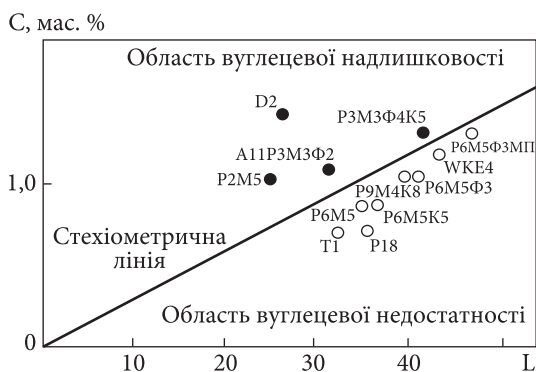
Однак твердість таких сталей повинна бути не меншою за 55 *HRC*, інакше ми не отримаємо ефективного застосування високовартісного КНБ. Алмази, які є як штучними, так і природними, призначені для обробки істотно більшої групи інших твердих матеріалів — твердих сплавів, кераміки, каменю, полімерних матеріалів, абразивів, гірських порід. Звернімо увагу, що змінюючи міцність зерен шліфпорошків кубічного нітриду бора, ми не змінюємо групу оброблюваних матеріалів — КНБ призначено для загартованих залізовуглецевих сплавів.

З алмазами ситуація істотно інша: все залежить від міцності зерен алмазних шліфпорошків. Застосування для абразивних операцій у машинобудуванні характеризується широким діапазоном показників їхньої міцності, причому менш міцні зерна (АС6—АС20) застосовують у алмазних кругах для процесів шліфування виробів машинобудування, міцніші зерна (АС32—АС80) — для відрізних кругів, інструментів на гальванічних зв'язках, а також кругів для обробки каменю чи бетону. Зерна чергового діапазону міцностей (АС100—АС160) є характерними для породоруйнівного (геологорозвідувального) інструменту, а найміцніші зерна АС200—АС400 використовують у прецизійному алмазному правильному інструменті.

Повернемося до кубічного нітриду бору. Нагадаємо, що швидкорізальні сталі є загартованими і мають високу твердість — 60—68 *HRC*. Тому якісна та продуктивна обробка таких сталей повинна орієнтуватись на застосування абразивів високої твердості ($HV \approx 100$ ГПа) — алмазів і кубічного нітриду бору. Спочатку алмази і застосовували для обробки сталей, щоб досягти вищої продуктивності та якості обробки порівняно із обробкою кругами з електрокорунду, про-

те витрати алмазів у кругах були дуже значними. Пізніше було встановлено, що залізо взаємодіє з алмазом і відбувається графітизація поверхневих шарів алмазу та дифузія вуглецю з графіту в залізо. До того ж реальні карбіди у структурі швидкорізальної сталі мають дефіцит $\approx 15\%$, що призводить до інтенсивного карбідоутворення у структурі поверхневого шару сталей під час алмазного шліфування, тобто до інтенсивного зносу алмазних кругів.

Отже, ключем до вибору інструменту для обробки швидкорізальних сталей є функція карбідоутворення. Тому була висунута гіпотеза про вуглецеву недостатність карбідів швидкорізальних сталей як показник їх оброблюваності [87]. Розглянемо таку гіпотезу на прикладі сталей, які застосовують в Україні. Якщо порівняти карбіди VC і V_4C_3 , то у першому випадку один атом ванадію поєднаний із одним атомом вуглецю. Оскільки їхні атомні маси складають 50,95 та 12,011, то одна масова одиниця ванадію потребує для утворення карбіду $12,011/50,95$ або 0,235 масової одиниці вуглецю. У випадку утворення карбіду V_4C_3 маса вуглецю, необхідна на одиницю маси ванадію, складає 0,176 од. за масою ($0,7 \times 0,235$): середня маса вуглецю, необхідна на одиницю маси ванадію для утворення такого карбіду, складає $(0,176 + 0,235) / 2 = 0,205$ од. за масою. Для всіх типів карбідів загальна маса вуглецю, необхідна для їх утворення, визначається так: $C = 0,0327W + 0,0602Cr + 0,0622Mo + 0,205V$. Якщо коефіцієнти у наведеному виразі розділити на 0,0327, то виглядатиме так: $L = W + 1,84Cr + 1,9Mo + 6,3V$, де L — стехіометрична функція, пропорційна масі вуглецю, який є необхідним для утворення карбідів у сталі. Залізо також утворює карбіди, але слабше за легувальні елементи, тому воно відсутнє у наведеній



Залежність стехіометричної функції L від вмісту вуглецю C у вітчизняних і закордонних швидкорізальних сталях

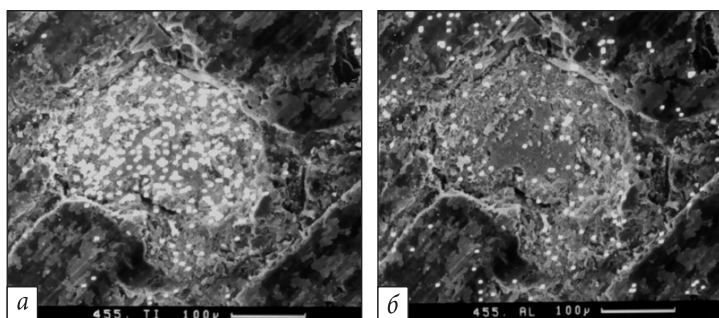
залежності. Кількість вуглецю, на який його стехіометричний вміст перевищує дійсну, є показником спорідненості сталі до додаткового вуглецю. Чим більшою є ця різниця, тим більшим є «вуглецеве голодування» сталі. У процесі алмазного шліфування сталей зерна алмазів зношуються через механічне стирання і хімічну взаємодію, але вона за відносно високого вмісту вуглецю в сталі є невеликою. На наведеному тут рисунку всі сталі, точки яких розташовано вище стехіометричної лінії, багатші на вуглець і знаходяться в області вуглецевої надлишковості, їх можна обробляти алмазними кругами. Інші, що знаходяться в області вуглецевої недостатності, такими кругами обробляти не можна, для них потрібні круги з КНБ. Вада цього підходу полягає в тому, що тут не враховано можливість утворення карбідів заліза і вплив температури у зоні шліфування на ступінь дифузії. Застосування кругів з КНБ дає змогу значно підвищити якість оброблюваного інструменту зі швидко-

різальних сталей, а також досягти малого зносу шліфувальних кругів.

А чи може алмаз під час обробки взаємодіяти з твердими сплавами, керамікою, каменем тощо? Це можливо у разі обробки безвольфрамових твердих сплавів (БВТС), зокрема шаруватих композитів кераміка — БВТС. Однак необхідно враховувати, що шліфування граней пластин традиційним методом — уздовж шару кераміки і твердого сплаву, потребує обов'язкової осциляції пластини, оскільки величина зносу алмазного круга у разі обробки кераміки і БВТС є різною. Під час шліфування кераміки потужність обробки є проміжною, а знос круга порівняно з БВТС навіть знижується. Значною мірою це пов'язано з особливостями стану і зносу різальної поверхні круга. Так, спектральний аналіз різальної поверхні круга у разі роздільної обробки кераміки і БВТС допоміг виявити, що нікель і оксид алюмінію менше затримуються на поверхні зерна, карбід титану — більше. Методом рентгенівського мікроаналізу на алмазних зернах виявлено 14 % (за масою) алюмінію, 16 % — нікелю і від 26 до 40 % титану. Загалом 60—86 % титану, нікелю й алюмінію від загального вмісту елементів на різальній поверхні круга у разі роздільного шліфування утримується на поверхні зв'язки.

**Результати шліфування пластин
кругом АС6 100/80-В1-13-100 (продуктивність 400 мм³/хв;
охолодження — содовий розчин)**

Параметр	Матеріал пластини		
	ВОК60	ТН20	Шарувата пластини
$N_{эф}$, кВт	0,55	0,85	0,68
q_p , мг/г	0,81	0,66	0,62



Стан різальної поверхні круга біля алмазного зерна після шліфування багат шарової кераміки і розподіл елементів на ній: *а* — титану, *б* — алюмінію

Шліфування тришарового композиту перпендикулярно до перехідних зон, коли алмазні зерна проходять під час різання послідовно кераміки — твердого сплаву — кераміки, відрізняється тим, що практично весь титан (50—70 % його на різальній поверхні круга) знаходиться на алмазних зернах, а алюміній розподіляється рівномірніше. Однак слідів нікелю у спектрі алмазу не виявлено.

Це і є своєрідне «хімічне стирання» алмазу: його різальні кромки не поновлюються, зростає ефективна потужність шліфування, зменшується складова сили різання P_z , яка відповідає за зняття обробного матеріалу, суттєво збільшується складова P_y , яка спричиняє відтиснення оброблюваного зразка від різальної поверхні круга. Тому важливо звернути більшу увагу на коефіцієнт абразивного різання — відношення складових зусилля різання під час шліфування ($f_a = P_z/P_y$). Цей коефіцієнт характеризує процес алмазно-абразивного оброблення і свідчить про особливості різання абразивним зерном.

Класифікація інструментальних матеріалів за коефіцієнтом абразивного різання

Для усіх матеріалів визначено, що чим більшим є кут загострення алмазного зерна, тим коефіцієнт Pz/Py стає меншим і меншою — різниця між м'якими і твердими матеріалами [88]. Під час абразивної обробки крихких неметалевих матеріалів (ситалів) за відношення $Pz/Py = 0,167$ на руйнування обробного матеріалу витрачається менше 15 % підведеної енергії, а за $Pz/Py = 0,286$ — 25 %. Це свідчить, що з точки зору ефективного використання енергії краще, щоб складова Py була мінімальною [89]. У разі шліфування абразивними кругами коефіцієнт абразивного різання складає 0,26—0,32 для загартованої та 0,50—0,67 для незагартованої сталі [90]. Отже, зі збільшенням твердості оброблюваного матеріалу складову Py треба зменшувати.

Тепер звернімо увагу на висновки робіт [91—93]. Логічно припустити, що коли формування нової поверхні під час шліфування відбувається у напрямі вектора тангенціальної складової зусилля шліфування Pz , то саме її величина визначає початок стружкоутворення. Нормальна складова Py , забезпечуючи необхідну для мікрорізання глибину входження абразивного зерна в оброблюваний матеріал, деформує та зміцнює його до ступенів деформації, що є нижчими за початок руйнування. Сенс відношення Pz/Py полягає у тому, що воно оцінює корисну роботу різання — диспергування відносно роботи входження зерен у оброблюваний матеріал і взаємного тертя. Чим більше Pz/Py , тим оптимальнішими є умови шліфування з точки зору роботи різання та тертя; остання звичайно переважає в енергетичному балансі шліфування [91].

У процесі шліфування коефіцієнт абразивного різання може змінюватись у межах від значення коефіцієнта під час різання і коефіцієнта під час тертя, або залишатися незмінним [92]. Чим більше значення Pz/Ru відрізняється від величини коефіцієнта тертя, тим ефективніше ріже круг [93]. Основний висновок — що більшою є величина коефіцієнта абразивного різання, тим ліпші умови шліфування з точки зору роботи різання і менше зношення круга.

Тому коефіцієнт абразивного різання краще збільшувати, бо він визначає особливості алмазно-абразивної обробки з точки зору фрикційної взаємодії інструментального і абразивного матеріалу.

Процес абразивної обробки з точки зору фрикційної взаємодії

Процес абразивної обробки є процесом формотворення деталей за допомоги значної кількості абразивних часток (зерен) [2]. У роботі [94] це визначено так: «у процесі шліфування зерна круга виконують масове мікрорізання, тобто дряпання поверхневого шару матеріалу, тому вивчення роботи окремого зерна зводиться насамперед до вивчення механізму процесу дряпання матеріалу». Це визначення є справедливим, але стосується ідеальних умов, коли абразивні зерна гарно виступають зі зв'язки і контактний процес (зокрема тертя) переважно визначений мікрорізанням, тобто контактом зерна й оброблюваного матеріалу. Тому шляхи зміни контактних процесів слід шукати саме у зоні різання. Однак переважно процеси алмазно-абразивної обробки кругами з НТМ, особливо за умов продуктивного шліфування, співіснують з іншими: контактом зв'язки круга зі шламом, шламу з оброблюваним ма-

теріалом, зв'язки круга з оброблюваним матеріалом за швидкого зносу абразивних зерен.

У конкретний момент обробки знімання матеріалу здійснює лише невелика частина абразивних зерен робочої поверхні, яка має певне формоутворення, і, за невеликого виступання зерен, стає можливим безпосередній контакт шлему зі зв'язкою круга і оброблюваною поверхнею [6]. Тому значно збільшуються процеси тертя. Наприклад, у роботі [95] це визначено так: «у ході абразивного шліфування основна частина витраченої енергії (80—98 %) припадає на роботу тертя». Саме тому процес абразивної обробки треба розглядати як процес фрикційної взаємодії двох різнорідних матеріалів, і пошук шляхів зменшення процесів тертя, тобто підвищення ефективності процесу обробки, слід ске-рувати не тільки у зону контакту зерна з оброблюваним матеріалом, а й у зону контакту шлему зі зв'язкою і з цим матеріалом.

Існує думка, що на подолання тертя витрачається значна частина енергії в процесі обробки (80—98 %) [95, 96]. На наш погляд, ці оцінки є завищеними. Як же реально оцінити цю частину енергії? Спробуємо оцінити її з позицій різних підходів: енергії у абразивному процесі, роботи під час шліфування, теплових і силових процесів, коефіцієнта абразивного різання.

Енергія у абразивному процесі — енергія, що витрачається у ході шліфування, яка складається з енергій [97]: на утворення стружки; на пластичне деформування матеріалу без відділення стружки; на тертя між площадками зносу на абразивних зернах та обробній поверхні. У разі шліфування чорних металів мінімальна питома енергія складає 12,4—15,2 МДж/м³ незалежно від виду сталі. А енергія, необхідна для розплавлення одиниці об'єму сталі з твердого стану за

25 °С складає 10,4 МДж/м³ — лише 75 % від мінімальної вимірної питомої енергії шліфування. Зроблено припущення [97], що енергія різання матеріалу під час стружкоутворення наближається до енергії, необхідної для плавлення металу, а надлишкова (25 %) витрачається на тертя між стружкою і шліфувальним кругом. Тобто перша оцінка — 25 %.

Робота у ході шліфування — енергія витрачається як на видалення припуску, так і на тертя в зоні різання. Робота, що витрачається на пластичну деформацію шару, що зрізається, тобто тертя, складає 18—25 % від сумарної роботи шліфування [91]. Друга оцінка — 18—25 %.

Розподіл тепла у процесі шліфування — визначений тепловідведенням у чотирьох напрямках — круг, обробний виріб, стружка та охолоджувальна рідина. Частка тепла у виробі залежить від режимів обробки та характеристики круга і коливається у межах 10—34 % від загальної кількості тепла. Менші значення стосуються металевих зв'язок та обробки з охолодженням, більші — «сухого» шліфування кругами з НТМ на полімерних зв'язках [98]. Тобто третя оцінка — 10—34 %.

Групи інструментальних матеріалів за часткою тертя

Група інструментальних матеріалів	Діапазон значень коефіцієнта абразивного різання	Діапазон значень коефіцієнта тертя	Частка тертя у процесі шліфування, %
Оксидна кераміка	0,06—0,08	0,031—0,078	52—98
Безвольфрамовий твердий сплав	0,17—0,26	0,049—0,108	29—42
Оксидно-карбідна кераміка	0,23—0,32	0,047—0,092	20—29
Твердий сплав	0,30—0,37	0,051—0,167	17—45

Оцінімо силові показники процесу шліфування за коефіцієнтом абразивного різання. Чим більша його величина, тим оптимальнішими є умови шліфування з точки зору роботи різання і роботи тертя [91]. У процесі шліфування коефіцієнт абразивного різання може змінюватись у межах від коефіцієнта різання та коефіцієнта тертя, або залишатись незмінним [92]. Тому доцільно визначити, яку частку складає коефіцієнт тертя (оброблюваного матеріалу по зв'язці) у коефіцієнті абразивного різання за аналогічних умов. Наведеним вище оцінкам (18—25, 25, 10—34 %) практично відповідають відомості стосовно твердих сплавів і оксидно-карбідної кераміки, наведені у таблиці. Але щодо оксидних керамік бачимо суттєве зростання частки тертя, тобто іноді значення коефіцієнта абразивного різання буде майже дорівнювати коефіцієнту тертя. Опосередкованим підтвердженням цього є те, що у разі пружної обробки оксидної кераміки продуктивність шліфування різко падає від 2600—3200 мм³/хв до 380 мм³/хв [99], а це означає підвищену складову P_u і низьке значення коефіцієнту тертя.

Очевидно, що варто знижувати тертя у зоні оброблення і, насамперед, у зоні взаємодії зв'язки зі шламом та/або оброблюваним матеріалом, щоб досягти зниження енергетичних витрат у процесі алмазно-абразивної обробки.

Оцінка енергетичних витрат алмазно-абразивної обробки

Питанням енергоефективності процесів механічної обробки у науковій літературі приділяють увагу протягом останніх 50 років [3, 97, 100—107]. Пов'язано це з тим, що порівняно з іншими галузями промисловос-

ті металургія і машинобудування вирізняються високим рівнем енергоємності продукції. Питома частка енергетичної складової у собівартості машинобудівних виробів раніше не перевищувала 5—7 % [100], а за останні десятиріччя збільшилась до 18—25 % [100, 101] і має тенденцію до подальшого зростання через необхідність досягнення високої точності обробки.

Наприклад, у 10 мкм, для чого треба витратити 10^2 Дж/м³, або 1 нм — тут вже необхідна питома енергія 10^4 Дж/м³ [102]. Тобто енергоємність є важливою складовою оцінки ефективності процесу обробки. Однак у літературі є певні неузгодженості у термінах (енергоємність [103, 104], питома енергоємність [100—102, 106], питома робота [102, 105, 106], питома енергія [3, 97, 102]), у розмірностях (Дж/см² [3], Дж/см³, Дж/кг) і у величинах (2×10^{-3} Дж/см³ і (1—10) кДж/см³ для точіння). Тому важливим є аналізування показників енергетичних витрат процесів обробки, зокрема алмазно-абразивної обробки кругами з НТМ, і визначення узгоджених показників.

Спочатку зробимо хронологічний аналіз опублікованих відомостей.

Почнемо з роботи 1975 р. [97] про енергію у абразивному процесі, у якій викладено припущення, що енергія різання матеріалу під час стружкоутворення наближається до енергії, необхідної для плавлення металу, а надлишкова (25 %) величина енергії шліфування витрачається на тертя між стружкою і шліфувальним кругом. Така велика енергія зрушення для утворення стружки спричинена значними від'ємними передніми кутами на абразивних зернах. Головна думка тут — про зв'язок між енергією шліфування і енергією, необхідною для плавлення обробного матеріалу. У роботі [87] вказано, що для широкого діапазону

металів мінімальна питома енергія подрібнення може навіть перевищувати енергію, необхідну для плавлення одиниці об'єму матеріалу.

Тепер звернімо увагу на роботу [105] 1987 р., де розглянуто енергетичні витрати на руйнування матеріалу в абразивній обробці. Енергоємність процесів руйнування і деформації визначено питомою роботою, що витрачається на них, тобто відношенням роботи руйнування до об'єму зруйнованого матеріалу. Також наведено значення питомої роботи руйнування для деяких матеріалів, що нас цікавлять. Для твердого сплаву ця величина склала ($HV \sim 2000$) 72 Дж/мм^3 , для загартованої сталі 45 ($HV 580$) — $53,6 \text{ Дж/мм}^3$. Для твердих і крихких матеріалів питома робота ще менша, наприклад у корунду ($HV 2300$) — 22 Дж/мм^3 .

Інші дослідники визначають енергоємність як роботу різання (A), що витрачається на знімання об'єму оброблюваного матеріалу (V), тобто: $E = A/V$. Тут $A = N \cdot \tau$, а $V = Q \cdot \tau$ (де N — потужність обробки, τ — час, Q — продуктивність). Тоді $\Delta E = N/Q$ (розмірність Дж/м^3) [103]. Вони звертають увагу на енергію, необхідну для плавлення обробного матеріалу, доходять іншого висновку, ніж викладений у роботі [97]: під час механічної обробки руйнування відбувається частинами (стружкою), а у разі розплавлення всього матеріалу потрібні більші витрати енергії. У роботі [103] є дані щодо енергоємності різних видів обробки, які можуть бути нам корисними далі, Дж/см^3 : точіння — 2×10^3 , фрезерування — 9×10^3 , шліфування — 60×10^3 , електроіскрова обробка — 3×10^6 .

Щоби порівняти дані стосовно шліфування з робіт [97, 103, 105], приведемо їх до однієї розмірності — кДж/см^3 : 124—155 [97], 60 [103], 53,6 [105]. Дані [103] і [105] майже співпадають, а дані [97] у 2—3 рази вищі.

У роботі 2007 року є дані щодо витрат енергії у різних методах формоутворення поверхні деталей [3], визначені у Дж/см²: точіння — $(1,7—2,5) \times 10^3$, шліфування — $(55—70) \times 10^3$, електроерозійна обробка — $(0,35—0,71) \times 10^6$. Цифри у роботах [103] і [3] майже співпадають, різною є розмірність. Можливо, в роботі [3] помилка?

У роботі [101] 2012 року критерієм оцінювання енергоефективності процесу обробки лезовим інструментом названо питому енергоємність процесу, визначену як відношення потужності обробки до знятого об'єму матеріалу в одиницю часу, тобто до продуктивності обробки оцінено у $(1,86—2,22) \times 10^{-3}$ Дж/см³. Тут також, вірогідно, помилка, бо якби було вказано 10³, то значення співпало б із даними роботи [103].

У статті [100] 2013 року зроблено певні уточнення термінів, що буде цікавим для нашого дослідження. У ній питома енергоємність процесу різання (синоніми: питома робота різання, питомі енерговитрати різання, густина роботи різання) характеризує кількість енергії, що витрачається різальним інструментом на відділення у вигляді стружки одиниці об'єму шару, що зрізається, (чорнові стадії обробки), або на утворення одиниці площі нової поверхні деталі (чистові стадії обробки). У такому формулюванні стає зрозумілою розмірність Дж/см² роботи [3], хоча залишається питання до співпадіння цифрових даних, — чи може бути однаковою кількість енергії на утворення площі і на зрізання об'єму? Крім того, чим меншою є величина питомої енергоємності для забезпечення необхідних результатів обробки (продуктивність, стійкість інструменту, якість обробки), тим процес різання ефективніший [100]. У зв'язку з цим звернімо увагу, що в жодній формулі питомої енергоємності немає величини стійкості

інструменту. У роботі [100] є намагання вирішити це протиріччя через уведення «енергетичного ККД процесу різання», який є відношенням корисної енергетичної складової до питомої роботи різання. Для нас важливіше, що корисна енергетична складова для кінцевої обробки (а це саме шліфування) у роботі [100] трактована як питома теплота плавлення.

Тепер звернемо увагу на роботу 2014 року [104], де енергоємність обробки визначена як відношення роботи різання до об'єму знятого матеріалу і, як наслідок, як відношення потужності обробки до її продуктивності. Формулу цього відношення ми бачили у роботі [103]. Далі у [104] енергоємність обробки прирівняно до величини умовного напруження різання, але вказано, що у зв'язку із інтенсивним тертям зв'язки круга з оброблюваним матеріалом під час шліфування значення величини умовного напруження різання можуть розрізнятися у 10—100 разів.

На відміну від більш теоретичних робіт [103, 104], у книзі 2019 року [102] наведено конкретні значення питомої теплоємності видів обробки і питомої роботи різання для різних способів обробки, кДж/см³: точення — 0,5—0,7, фрезерування — 5,0—7,5, шліфування — 55—70. Цікаво, що процес абразивної обробки (шліфування) у [102] трактований як фізичний процес плавлення. Тобто і тут ми бачимо певну аналогію питомої енергоємності обробки і питомої теплоємності плавлення.

Вище ми вже звертали увагу на різні трактування поняття енергоємності. У роботі [106] детально розібрано обидва поняття — питома енергоємність (E) — визначена роботою, що витрачається на знімання маси матеріалу, і питома робота шліфування ($A_{\text{шліф}}$) — роботою, яка витрачається на знімання об'єму матеріалу.

Для одного матеріалу обидва критерії будуть однаково характеризувати енергетичні витрати. Проте у разі визначення оброблюваності різних матеріалів застосування критерію $A_{пит}$ може спотворити результат. Так, безвольфрамкові тверді сплави гірше піддаються обробці, аніж вольфрамкові: продуктивність тут менша, отже питома енергоємність буде вищою. Однак через те, що густина безвольфрамового сплаву майже удвічі менша за густину вольфрамового, питома робота під час шліфування першого може виявитись меншою. Висновок: для порівняння енергетичних характеристик процесу шліфування доцільніше застосовувати показник питомої енергоємності із розмірністю Дж/кг [106]. Наприклад, питома енергоємність алмазного шліфування зі швидкістю обертання круга 25 м/с складає, Дж/кг: твердого сплаву Т15К6 — 12, безвольфрамових твердих сплавів ТН20 — 126,2 і КНТ16 — 200,7.

Для визначення питомої енергоємності обробки у роботі [107] питому роботу шліфування розраховано як відношення потужності до продуктивності шліфування, що дорівнює умовному напруженню різання. Значення питомої енергоємності у [107] немає, але є

Питома теплоємність видів обробки [102]

Вид обробки	Фізичний процес	Питома енергоємність, кДж/см ³
Точіння	Пластична де-	1—10
Фрезерування	формація	1—10
Абразивна різка	Плавлення	10—30
Чорнове шліфування	»	20—60
Чистове шліфування	»	60—200
Електроерозійна	Випаровування	100—1000
Електрохімічна	Іонізація	500—2000

значення умовного напруження, через які ми й оцінюємо енергоємність, кДж/см³: лезової обробки — 1—7, мікрорізання — 2—10, шліфування — >10. Однак поруч зазначено, що «...продуктивність обробки можна збільшувати лише в межах збільшення температури різання до температури плавлення оброблюваного матеріалу» [107].

Отже, з літературних джерел маємо низку різних даних щодо питомої енергоємності. Наприклад, деякі дослідники вказують, що питома енергоємність процесу абразивної обробки повинна бути нижчою за теплоту плавлення [103, 107], інші — вищою [97], або відповідати їй [100, 102].

Тепер зведемо усі наявні вище дані до однієї розмірності — кДж/см³: питома енергоємність шліфування — 124—155 [97] і 60 [103]; питома робота руйнування сталі — 56,4, твердого сплаву — 72, корунду — 22 [105]; питома теплоємність шліфування 20—200, питома робота шліфування — 55—70 [102]. Як бачимо, в усіх випадках дані майже співпадають, а діапазон 20—200 кДж/см³ з роботи [102] для оцінки питомої енергоємності шліфування вміщує усі наявні дані.

Варто порівняти з літературними власні дані, наприклад щодо шліфування сталі Р6М5 із роботи [13]. Як вказано вище, питома енергоємність шліфування — це відношення потужності (N) до продуктивності (Q) $\Delta E = N/Q$. У разі шліфування сталі Р6М5 з продуктивністю (Q) 400 мм³/хв показник потужності (N) склав 0,4 кВт, тоді $\Delta E = 60$ кДж/см³. За $Q = 1000$ мм³/хв та $N = 1,4$ кВт, $\Delta E = 84$ кДж/см³, а за $Q = 2000$ мм³/хв та $N = 2,0$ кВт, $\Delta E = 60$ кДж/см³. Як бачимо, наші дані фактично збігаються із результатами інших дослідників. Здавалося б, питання з'ясоване і може бути закритим. Однак ні, бо є ж питома теплота плавлення.

Розглянемо її вплив на прикладі більш-менш однорідного матеріалу, — сталі. Питома теплота плавлення сталі складає ~ 84 кДж/кг, а для керамік чи твердих сплавів вона є ще більшою. Тому відомості щодо енергоємності твердих сплавів із роботи [106] викликають сумнів. Якщо перерахувати наведені вище питомі дані в об'ємні одиниці, то для сталі під час плавлення отримуємо $0,64$ кДж/см³.

Що ж ми маємо? Питома енергоємність шліфування сталі — 60 кДж/см³, а питома теплота плавлення сталі — $0,64$ кДж/см³. Тобто у процесі шліфування сталь отримує в 100 разів більше тепла, аніж це треба для її розплавлення. У роботі [97] визнано можливість такого перевищення, але лише на 25% , не в 100 разів. А джерела [100, 102, 103, 107] вказують, що питома теплоємність шліфування не повинна перевищувати теплоту плавлення, або навіть бути нижчою. Тобто наявне протиріччя.

Для пошуку шляхів його вирішення звернімося до одного з висновків роботи [100]: треба досягати мінімальної величини питомої енергоємності обробки для забезпеченні необхідних її результатів (продуктивність, стійкість інструменту, якість обробки). Якість обробки залишимо для подальших досліджень, а ось стійкість інструменту розглянемо. На наш погляд, під час шліфування кругами з НТМ це має принципове значення, адже дуже швидке зношення круга означає, що питома енергоємність шліфування є підвищеною. На це було звернуто увагу у роботі [108], коли до складу коефіцієнту працездатності алмазних і кубонітових кругів нарівні із іншими вводили і показник відносних витрат зерен НТМ.

Оскільки потужність, спожита під час шліфування, є енергетичною характеристикою процесу, то

можна визначити продуктивність шліфування (Q), віднесenu до кіловата ефективної потужності ($N_{\text{еф}}$): $Q_N = Q/N_{\text{еф}}$ [109]. Для виявлення зв'язку продуктивності і зносу круга визначимо продуктивність шліфування на кіловат ефективної потужності, віднесenu до об'єму витраченого абразивного шару круга (V_A): $Q_{NV} = Q_N/V_A = Q/(N_{\text{еф}} \cdot V_A) = 1/(N_{\text{еф}} \cdot V_A/Q)$. Знаменник цього рівняння цікавитиме нас більше, адже саме він характеризує енергію, витрачену кругом, з урахуванням його зношеної частини, за певної продуктивності алмазно-абразивної обробки:

$$E = N_{\text{еф}} \cdot V_A/Q.$$

Для кругів із НТМ об'єм витраченого робочого шару круга можна визначити через показник відносних витрат зерен НТМ (q_p): $V_A = 400 \cdot q_p \cdot m/(K \cdot \gamma_{\text{нтм}})$, де m — маса зішліфованого матеріалу, кг; K — відносна концентрація зерен НТМ у робочому шарі круга, $\gamma_{\text{нтм}}$ — густина зерен НТМ, г/см³. Тоді енергія, витрачена кругом із НТМ для зішліфовування m маси оброблюваного матеріалу, може бути визначена так, кДж:

$$E = 240 \cdot 10^5 \cdot N_{\text{еф}} \cdot q_p \cdot m/(Q \cdot K \cdot \gamma_{\text{нтм}}).$$

Тепер визначимо питому енергоємність шліфування, кДж/кг:

$$E_{\text{пит}} = E/m = 240 \cdot 10^5 \cdot N_{\text{еф}} \cdot q_p/(Q \cdot K \cdot \gamma_{\text{нтм}}),$$

де $N_{\text{еф}}$ — ефективна потужність шліфування, кВт; q_p — відносні витрати НТМ в крузі, мг/г; Q — продуктивність шліфування, мм³/хв; K — відносна концентрація зерен НТМ в крузі, %; $\gamma_{\text{нтм}}$ — густина зерен НТМ, г/см³.

Далі оцінимо питому енергоємність і візьмемо для цього наші дані щодо шліфування сталі Р6М5 із [13, формула (14.1)]. Питомо теплота плавлення сталі

складає, як вказано вище, 84 кДж/кг. Як бачимо, продуктивність включно до 1200 мм³/хв майже відповідає цьому значенню: для 400 мм³/хв це 93 % від питомої теплоти плавлення, 800 — 102, 1200 — 99, 1600 — 118, а для 2000 мм³/хв це вже 124 % від питомої теплоти плавлення.

Як бачимо, припущення роботи [97] про те, що питома енергоємність шліфування може на 25 % перевищувати питому теплоту плавлення оброблюваного матеріалу підтвердилось. Саме на 25 %, але не в 100 разів. Тепер звернімо увагу на те, коли саме починається перевищення. А починається воно, коли круг перевищує критичну продуктивність шліфування, положення про яку викладено в роботі [110], тобто продуктивність, за перевищення якої формозміна різальної поверхні у радіальному напрямі вже не відбувається, можливість введення в роботу нових площ робочої поверхні зникає і починають зростати навантаження на зерна НТМ і, як наслідок, зростає зношення круга. Тобто круг через підвищене зношення витрачає більше енергії на знімання матеріалу. Наведене свідчить, що врахування об'ємного зносу робочого шару круга дає для кругів із НТМ змогу розраховувати питому енергоємність шліфування, яка відповідає припущенням про зв'язок між показниками питомої енергоємності і питомої теплоти плавлення оброблюваного матеріалу. Як приклад розглянемо застосування різних зерен КНБ у кругах під час шліфування сталі Р6М5 (із залученням даних [13]).

З цієї таблиці видно, що застосування маломіцних зерен марки КО і подробленого Гексаніту марки ГА призводить до значного зростання як потужності шліфування, так і зносу круга. Отже, питома енергоємність шліфування суттєво (в 3—4 рази) зростає відносно зерен КР чи КВ. Майже удвічі зростає і питома

енергоємність шліфування у разі застосування кубоніту підвищеної міцності КТ. Він, враховуючи більшу досконалість його кристалів, не достатньо щільно утримується у зв'язці, тому зростає знос круга і потужність шліфування, призводячи до зростання енергоємності обробки. Викладене підкреслює важливість урахуван-

Розрахунок питомої енергоємності процесу шліфування сталі Р6М5 кругом з кубоніту
 ($\gamma_{\text{куб}} = 3,46 \text{ г/см}^3$) КРС 100/80 М2-12Е 100,
 за даними роботи [13, формула (14.1)]

Продуктивність шліфування, мм ³ /хв	Ефективна потужність шліфування, кВт	Відносні витрати кубоніту в крузі під час шліфування, мг/г	Питома енергоємність шліфування, кДж/кг
400	0,5	0,9	78,0
800	1,1	0,9	85,8
1200	1,6	0,9	83,2
1600	1,9	1,2	98,8
2000	2,0	1,5	104,0

Розрахунок питомої енергоємності процесу шліфування сталі Р6М5 кругами 100/80 М2-12Е 100 із КНБ різних марок з продуктивністю $Q = 1200 \text{ мм}^3/\text{хв}$ [13, формула (14.1)]

Марка зерен КНБ	Ефективна потужність шліфування, кВт	Відносні витрати КНБ в крузі під час шліфування, мг/г	Питома енергоємність шліфування, кДж/кг
КО	2,0	2,61	301,7
КР	1,6	1,02	94,3
КВ	1,3	1,09	81,9
ГА	2,2	3,70	470,5
КТ	1,8	1,77	184,2

ня зносу круга для оцінювання питомої енергоемності алмазно-абразивної обробки. Звернімо увагу і на перевищення у 2—4 рази питомої енергоемності шліфування сталі проти теплоти плавлення. Чому ж сталь не плавиться? Очевидно, всю надлишкову енергію забирає саме робочий шар круга і зерна КНБ, через що зростає його зношення.

Тепер спробуємо розглянути інші інструментальні матеріали, щодо питомої енергії плавлення яких немає даних. Можемо розглянути інструментальну кераміку, бо відомі дані щодо її складових: для оксидно-карбідної кераміки (марки ВОК60, ВОК71), що складається зі сполучення оксиду алюмінію (Al_2O_3) та карбіду титану (TiC), можна оцінити питому енергію плавлення. Для Al_2O_3 вона складає 1108 кДж/кг [111], а для TiC — 1094 кДж/кг [112], тобто для кераміки вона становитиме приблизно 1100 кДж/кг. А що відбувається у разі шліфування оксидно-карбідної кераміки? Результати порівняння процесів шліфування й електрошліфування кераміки ВОК60 свідчать, що обробка кераміки є менш енергоемною за обробку інших матеріалів, охарактеризованих вище. Також питома енергія алмазного шліфування кераміки майже на порядок менша за

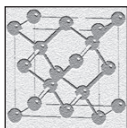
Розрахунок питомої енергоемності процесу шліфування й електрошліфування кераміки ВОК60 алмазними кругами [13, формула (14.1)]

Характеристика круга	Напруга, В	Q, мм ³ /хв.	$N_{\text{еф}}$, кВт	q_p , мг/г	$E_{\text{пит}}$, кДж/кг
АС6 100/80	0	800	0,66	0,53	30,0
МО20-2 100	8	800	0,62	0,32	17,0
АС4 100/80МА	0	1050	0,65	1,30	55,2
В1-13 100	7	1050	0,62	0,60	24,3

питому енергію її плавлення, на відміну від шліфування сталі кругами з КНБ. До того ж, уведення додаткової електричної енергії в процес обробки фактично вдвічі знижує питому енергоємність шліфування.

До речі, розрахунок питомої енергоємності шліфування за показником $\Delta E = N/Q$ і даними останньої таблиці для металевої зв'язки склав 46,5—49,5 кДж/см³, а для металополімерної — 35,4—37,1 кДж/см³. Тобто є подібним до показників шліфування швидкорізальних сталей [102, 105]. Цікаво, що реальна питома теплоємність плавлення сталі є фактично на два порядки меншою за питому енергоємність шліфування, розраховану за показником ΔE , і для оксидно-карбідної кераміки цей показник також істотно перевищує питому теплоту плавлення — на порядок.

Традиційний розрахунок питомої енергоємності шліфування за відношенням ефективної потужності шліфування до продуктивності обробки не відповідає реальній енергоємності процесу алмазно-абразивної обробки і перевищує теплоємність плавлення оброблюваного матеріалу у 10—100 разів. Щоб уникнути цієї похибки, варто оцінювати питому енергоємність алмазно-абразивної обробки кругами з НТМ за запропонованою нами формулою, яка враховує не тільки продуктивність і потужність обробки, а і зношуваність робочого шару круга. Тобто врахування стійкості алмазно-абразивного інструменту підвищує точність розрахунку питомої енергоємності обробки, тому подальше врахування якості обробленої поверхні допоможе наблизитись до реальної оцінки енергоємності алмазно-абразивної обробки інструментальних матеріалів.



ПІСЛЯМОВА

Це третя, завершальна книга автора у науково-популярній загальноакадемічній серії «Наука для всіх».

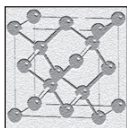
Спочатку світ побачила книга «Надтверді матеріали: посібник для допитливих» (2017). У ній викладено відомості про історію пошуку, знахідок і отримання найтвердіших натепер у природі матеріалів (алмазів і кубічного нітриду бору). Стисло викладено основні відомості про властивості, склад і області застосування надтвердих матеріалів (НТМ). Описано сучасні уявлення про процеси обробки абразивними інструментами з НТМ, систематизовано довідкові дані про властивості абразивних НТМ, абразивних композитів, що їх містять, показники різального шару шліфувальних кругів. Увагу приділено особливостям застосування додаткового впливу (електричного, плазмового, лазерного, ультразвукового) на зону обробки інструментом із надтвердих матеріалів. Наведені відомості про якість поверхонь, які можна оброблювати інструментами з НТМ.

Друга книга — «Алмазно-абразивна обробка: як подолати усталені міфи» вийшла

2021 р. Вона містить відомості про низку усталених міфів і хибних припущень, що склались за останні 50 років у наукових і практичних дослідженнях процесів алмазно-абразивної обробки з застосуванням найтвердіших матеріалів (алмазів і кубічного нітриду бору). Показані шляхи подолання таких міфів, шляхи підвищення ефективності процесів обробки та реального створення теоретичних засад подальшої розробки нових процесів із застосуванням інструментів із НТМ.

Третя книга — «Інструментальні матеріали: від природного каменю до штучних алмазів», завершує комплексний розгляд напряду й уміщує відомості про еволюцію інструментальних матеріалів від природного каменю до сталевих виробів, твердих сплавів, керамік, надтвердих полікристалічних і кристалічних матеріалів, що склались за тисячоліття розвитку людського суспільства. Показаний розвиток і шляхи удосконалення кожного з типів інструментальних матеріалів, необхідність переходу до їх нового типу у зв'язку із розвитком військової та суспільної промисловості. Розкрито актуальні уявлення про процеси обробки інструментальних матеріалів сучасними абразивними інструментами з НТМ, особливості їх ефективного застосування на прикладі розробок установ Національної академії наук України.

Завдання трилогії саме і полягало в тому, щоби надати відносно прості відповіді на складні питання, які виникають у разі застосування інструментальних матеріалів у реальному житті, та показати, якими саме є сучасні інструментальні матеріали і для чого вони створені.



ДОДАТКИ

ДОДАТОК 1

Властивості деяких інструментальних сталей [6]

У8 — вуглецева інструментальна сталь. Властивості: границя міцності під час розтягування, МПа — 960; істинний опір розриву, МПа — 1030; під час розірвання відносні (%), видовження — 15 та звуження — 44; теплопровідність, Вт/(м·К) — 32; питома теплоємність, Дж/(м³·К) — 5×10^6 ; температуропровідність, м²/с — $6,35 \times 10^{-6}$. Маркування закордонних аналогів: Італія — UC85; Японія — SK5; США — W1[C 0,85]; Чехія — 19152; Польща — N8.

У10 — вуглецева інструментальна сталь. Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 7,81; твердість, HRC — 62—63; модуль пружності, ГПа — 220; границя міцності (ГПа) під час: згинання — 2,0—2,1 та стиску — 4,0; теплостійкість, °С — 200—250. Маркування закордонних аналогів: Японія — SK4; США — W1[C 1,0]; Чехія — 19192; Польща — N10.

Х12М — хромиста інструментальна сталь. Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 7,7; електрохімічні еквіваленти: масовий, $\times 10^{-6}$ кг/(А·с) — 0,179 та об'ємний, $\times 10^{-10}$ м³/(А·с) — 0,232. Маркування закордонних аналогів: Німеччина — X165CrMoV12; Франція — 2235 (Z160CDV12); Швеція — 2310; США — D2; Чехія — 19572; Польща — NC11LV.

9ХС — інструментальна сталь. Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 7,83; твердість, HRC — 62—64; модуль пружності, ГПа — 220; границі міцності (ГПа) під час: згинання 2,0—2,1 та стиску — 4,0; теплостійкість, °С — 250—300.

9ХФ — інструментальна сталь (в США позначка — L2). Хімічний склад, % за масою: вуглець — 0,8—0,9; хром — 0,4—0,7; силіцій — 0,15—0,35; манган — 0,3—0,6; ванадій — 0,15—0,30. Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 7,8; електрохімічні еквіваленти, масовий, $\times 10^{-6}$ кг/(А·с) — 0,188 та об'ємний, $\times 10^{-10}$ м³/(А·с) — 0,241.

ДОДАТОК 2

Склад і властивості швидкорізальних сталей [6]

A11P3M3Ф2 — розроблена в Україні швидкорізальна сталь, що призначена переважно для машинних та ножовочних полотен. У сталь додатково введений азот, позитивний вплив якого — зменшення схильності сталі до росту зерен під час нагрівання, через що збільшується червоністькість. *Термообробка* — загартування: 1180—1220 °С, відпуск: 540—560 °С. *Хімічний склад*, % за масою: вуглець — 1,02—1,12; хром — 3,8—4,4; вольфрам — 2,5—3,3; молібден — 2,5—3,0; ванадій — 2,2—2,7; ніобій — 0,05—0,20, азот — 0,02—0,05, залізо — інше. Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 7,9; твердість, HRC — 63—65; границя міцності під час згинання, ГПа — 2,75—3,73; червоністькість (не менше 58 HRC), °С — 620; теплопровідність, Вт/(м·К) — 23—30; електрохімічний еквівалент: масовий, $\times 10^{-6}$ кг/(А·с) — 0,190 та об'ємний, $\times 10^{-10}$ м³/(А·с) — 0,241.

P2M5 — швидкорізальна сталь. *Хімічний склад*, % за масою: вуглець — 0,95—1,05; хром — 3,8—4,3; вольфрам — 1,7—2,3; молібден — 4,8—5,3; ванадій — 0,9—1,3, залізо — інше.

P3M3Ф4К5 — легована швидкорізальна сталь. *Хімічний склад*, % за масою: вуглець — 1,30—1,40; хром — 3,8—4,4; вольфрам — 3,0—3,5; молібден — 3,0—3,5; ванадій — 3,4—4,1; кобальт — 5,0—6,0, залізо — інше.

Р6М5 — найбільш розповсюджена в Україні швидкорізальна сталь. *Хімічний склад*, % за масою: вуглець — 0,80—0,88; хром — 3,8—4,3; вольфрам — 5,5—6,5; молібден — 5,0—5,5; ванадій — 1,7—2,1, залізо — інше. *Термообробка* — загартування: 1200—1240 °С, відпуск: 530—550 °С. *Властивості*: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 8,1; твердість, *HRC* — 63—65; границя міцності під час згинання, ГПа — 2,6—3,6; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 16,3; теплопровідність, Вт/(м·К) — 33,0—35,5; коерцитивна сила, А/м — 32; магнітне насичення, Т — 1,67; питомий електроопір, мкОм·м — 0,50; червоностійкість (не менше 58 *HRC*), °С — 620; електрохімічні еквіваленти: масовий, $\times 10^{-6}$ кг/(А·с) — 0,195 та об'ємний, $\times 10^{-10}$ м³/(А·с) — 0,241. *Маркування закордонних аналогів*: ФРН — S 6-5-2; Франція — 4301 (Z85WDCV 06-05-04-02); Італія — X82WМо0605KU; Швеція — 2722; Японія — SKH9; США — M2; Чехія — 19830; Польща — SW7M.

Р6М5К5 — швидкорізальна універсальна сталь. *Хімічний склад*, % за масою: вуглець — 0,80—0,88; хром — 3,8—4,3; вольфрам — 6,0—7,0; молібден — 4,8—5,3; ванадій — 1,7—2,1; кобальт — 4,8—5,3, залізо — інше. *Термообробка* — загартування: 1200—1240 °С, відпуск: 540—560 °С. *Властивості*: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 8,2; твердість, *HRC* — 63—66; гаряча твердість (за 550 °С), *HRC* — 56,5; границя міцності під час згинання, ГПа — 2,7—3,5; ударна в'язкість, МДж/м² — 0,20—0,37; електрохімічні еквіваленти: масовий, $\times 10^{-6}$ кг/(А·с) — 0,203 та об'ємний, $\times 10^{-10}$ м³/(А·с) — 0,247; червоностійкість (не менше 58 *HRC*), °С — 625; шліфованість (для Р18 — 1,0) — 0,90...1,05. *Маркування закордонних аналогів*: ФРН — S 6-5-2-5; Франція — 4371 (Z85WDKCV 06-05-05-04-02); Швеція — 2723; Японія — SKH55; США — M35; Чехія — 19852.

Р6М5Ф3 — швидкорізальна сталь підвищеної продуктивності для чистової та напівчистової обробки легованих конструкційних сталей. *Хімічний склад*, % за масою: вуглець — 0,96—1,05; хром — 3,8—4,3; вольфрам — 5,7—6,7; молібден — 5,5—6,0; ванадій — 2,2—2,6, залізо — інше. *Термообробка* — загартування: 1200—1240 °С, відпуск: 530—550 °С. *Властивості*: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 8,1; твердість, *HRC* —

64—66; границя міцності під час згинання, ГПа — 2,2—3,4; електрохімічні еквіваленти: масовий, $\times 10^{-6}$ кг/(А·с) — 0,194 та об'ємний, $\times 10^{-10}$ м³/(А·с) — 0,239; червоностійкість (не менше 58 HRC), °С — 630.

Р9К5 — швидкорізальна сталь. *Властивості*: твердість, HRC — 63—66; гаряча твердість (за 550 °С), HRC — 56,0; границя міцності під час згинання, ГПа — 2,25—2,70; ударна в'язкість, МДж/м² — 0,20—0,26; червоностійкість (не менше 58 HRC), °С — 630; шліфованість (для Р18 — 1,0) — 0,45—0,50.

Р9М4К8 — швидкорізальна сталь підвищеної продуктивності для обробки важкооброблюваних матеріалів. *Хімічний склад*, % за масою: вуглець — 1,0—1,1; хром — 3,0—3,6; вольфрам — 8,5—9,5; молібден — 3,8—4,3; ванадій — 2,1—2,5; кобальт — 7,5—8,5; залізо — інше. *Термообробка* — загартування: 1200—1240 °С, відпуск: 550—570 °С. *Властивості*: твердість, HRC — 64—68; гаряча твердість (за 550 °С), HRC — 58; границя міцності під час згинання, ГПа — 2,25—2,75; ударна в'язкість, МДж/м² — 0,19—0,28; червоностійкість (не менше 58 HRC), °С — 635; шліфуємість (для Р18 — 1,0) — 0,50—0,55.

Р12Ф3 — швидкорізальна сталь підвищеної продуктивності для обробки в'язких аустенітних нержавіючих сталей. *Хімічний склад*, % за масою: вуглець — 0,94—1,04; хром — 3,5—4,0; вольфрам — 12,0—13,0; молібден — 0,5—1,0; ванадій — 2,5—3,0; залізо — інше. *Термообробка* — загартування: 1230—1270 °С, відпуск: 550—570 °С.

Р12Ф4К5 — швидкорізальна сталь підвищеної продуктивності. *Хімічний склад*, % за масою: вуглець — 1,25—1,40; хром — 3,7—4,2; вольфрам — 12,5—14,0; молібден — 0,5—1,0; ванадій — 3,2—3,8; кобальт — 5,0—6,0; залізо — інше. *Термообробка* — загартування: 1220—1260 °С, відпуск: 550—570 °С. *Властивості*: твердість, HRC — 64—67; гаряча твердість (за 550 °С), HRC — 57; границя міцності під час згинання, ГПа — 2,1—2,6; червоностійкість (не менше 58 HRC), °С — 635; шліфованість (для Р18 — 1,0) — 0,15—0,30.

Р12Ф2М3К8 — швидкорізальна сталь підвищеної продуктивності для обробки важкооброблюваних матеріалів та звичайних конструкційних сталей на високих швидкостях різання.

Хімічний склад, % за масою: вуглець — 0,95—1,05; хром — 3,8—4,4; вольфрам — 11,0—13,0; молібден — 2,8—3,4; ванадій — 1,8—2,4; кобальт — 7,5—8,5, залізо — інше. *Термообробка* — загартування: 1210—1250 °С, відпуск: 550—570 °С. *Властивості*: твердість, *HRC* — 64—68; гаряча твердість (550 °С), *HRC* — 58,5; границя міцності під час згинання, ГПа — 2,35—2,75; ударна в'язкість, МДж/м² — 0,18—0,27; червоностійкість (не менше 58 *HRC*), °С — 635; шліфованість (для P18 — 1,0) — 0,45—0,70.

P18 — вольфрамова швидкорізальна сталь. *Хімічний склад*, % за масою: вуглець — 0,7—0,8, вольфрам — 17,5—19,0, хром — 3,8—4,5, ванадій — 1,0—1,1, залізо — інше. *Властивості*: густина, × 10³ кг/м³ — 8,6—8,7; твердість, *HRC* — 62—64; модуль пружності, ГПа — 215—220; границі міцності (ГПа) під час: згинання — 3,0—3,7, стиску — 3,5—4,0, розтягування — 1,9—2,37, кручення — 1,7; в'язкість руйнування, МДж/м² — 40; теплопровідність, Вт/(м·К) — 19,3—24,3; питома теплоємність, Дж/(кг·К) — 367—460; коерцитивна сила, А/м — 49; максимальна магнітна проникливість, Г/м × 10⁻⁵ — 13; остатня індукція, Т — 8,6; магнітне насичення, Т — 1,6; питомий електроопір, мкОм·м — 0,57; КЛТР, 10⁻⁶ град⁻¹ — 11; теплостійкість, °С — 620; електрохімічні еквіваленти: масовий, × 10⁻⁶ кг/(А·с) — 0,212 та об'ємний, × 10⁻¹⁰ м³/(А·с) — 0,247; температура плавлення, К — 1780. *Маркування закордонних аналогів*: Франція — 4201 (Z80WCV 18-04-01); Швеція — 2750; Японія — SKH2; США — T1; Польща — SW18.

ДОДАТОК 3

Склад і властивості твердих сплавів

ВК3 — твердий сплав вольфрамової групи, фазовий склад, за масою %: фаза WC — 97, фаза Co — 3.

Властивості: густина, × 10³ кг/м³ — 14,7—15,3; діаметр частинок WC, мкм — 1—2; твердість за Кнупом, ГПа — 15,9; твердість, *HRA* — 89—90; модуль пружності, ГПа — 565—666; коефіцієнт Пуассона — 0,19; границі міцності під час згинання, ГПа — 0,980—1,176 та стиску, ГПа — 5,27; теплопровідність,

ВТ/(м·К) — 66,6; теплоємність, Дж/(кг·К) — 184,2; питомий електроопір, мкОм·м — 0,198; КЛТР, $10^{-6} \times \text{град}^{-1}$ — 5; коерци- тивна сила, кА/м — 12,0—15,9.

Технологічні особливості — температура спікання, °С — 1490 ± 20 (у середовищі водню), 1420 ± 20 (у вакуумі); термін витримки, хв. — 40—60 (як у середовищі водню, так і вакуумі).

Підгрупа застосування за ISO — K01—K05. Маркування ВНИИТС (Росія) — ВТ301. Аналоги фірм: МКТС-Хертель — МС301, Sandvik — H0S.

Застосування — чистове точіння з малими товщинами зрізу, нарізання різьби, розгорткування отворів та інших аналогічних видів обробки сірого чавуна, кольорових металів і їх сплавів, пластмас і інших неметалевих матеріалів (гуми, фібри, склопластиків та ін.). Різка листового скла. Сухе волочіння дроту зі сталі, кольорових металів та сплавів. Деталі машин, що швидко зношуються, вимірювальний інструмент без ударних навантажень.

ВК6 — твердий сплав вольфрамової групи, фазовий склад, за масою %: фаза WC — 94, фаза Co — 6. Згідно з ТУ 48-19-165-84 повинно бути: ступінь пористості, %, не більше 0,2; вміст вільного вуглецю, %, не більше 0,2; вміст графіту, %, не більше 0,5; фаза WC: величина зерна, мкм 1...2, кількість зерен, %, не менше 50; наявність фази типу η (подвійного карбиду вольфраму та кобальту мереживної та озеркової форм) не є припустимою; шпарини більше 50 мкм припускаються сумарною протяжністю до 200 мкм.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 14,5—15,6; усереднений розмір частинок WC, мкм — 1—2,5; усереднений розмір прошарку кобальту, мкм — 0,42; твердість, HRA — 88,5—89; твердість, HV, ГПа — 12,5—13,6; модуль пружності, ГПа — 625—640; коефіцієнт Пуассона — 0,174—0,31; границі міцності під час: згинання, ГПа — 1,37—1,80, стиску, ГПа — 4,9—5,4, розтягування, ГПа — 0,588 та кручення, ГПа — 0,882; границя плинності, ГПа — 4,4 та під час непропорційного видовження, ГПа — 0,686; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 10—14; робота деформації сплаву, МДж/м³ — 69—78; коефіцієнт енергопоглинання, що є відношенням роботи пластичної складової до пружної за деформації сплаву — 1,0—1,3; теплопровідність,

Вт/(м·К) — 55—61; температуропровідність, $\times 10^5$ м²/с — 1,97—2,53; теплоємність, Дж/(кг·К) — 176—216; питомий електроопір, мкОм·м — 0,206; КЛТР, $10^{-6} \times$ град⁻¹ — 5—7,2; коерцитивна сила, кА/м — 10,0—14,2; електрохімічний еквівалент, масовий $\times 10^{-6}$ кг/(А·с) — 0,292 та об'ємний, $\times 10^{-10}$ м³/(А·с) — 0,198.

Технологічні особливості — температура спікання, °С — 1420 ± 40 (у середовищі водню), 1400 ± 20 (у вакуумі); термін витримки, хв. — 40—60 (як у середовищі водню, так і у вакуумі).

Аналоги: МС321, МК2 (МКТС), К20 (*Hertel*), Н20 (*Sandvik*).

Підгрупа застосування за ISO — К15–К25. Застосування — напівчистове та чорнове точіння і розточування за безперервного різання, чистова обробка за переривчастого різання, розсвердлювання та свердління отворів, зенкерування і попереднє розгорткування сірих чавунів твердістю ≤ 250 НВ, кольорових металів і їх сплавів, пластмас і інших неметалевих матеріалів зі середніми швидкостями різання і перерізами зрізу.

Для порівняння звернімо увагу на дрібнозернистий сплав ВК6.

ВК6М — твердий сплав вольфрамової групи з дрібнозернистою структурою, фазовий склад, за масою %: фаза WC — 94, фаза Со — 6.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 14,8—15,0; пористість, % — до 0,2; діаметр частинок WC, мкм — 1—1,8; твердість, HRA — 89,5—90; твердість HV, ГПа — 16,5; модуль пружності, ГПа — 632—640; модуль зрушення, ГПа — 262; коефіцієнт Пуассона — 0,22; границі міцності під час: згинання, ГПа — 1,27—1,45 та стиску, ГПа — 4,9—5,9; теплопровідність, Вт/(м·К) — 50; КЛТР, $10^{-6} \times$ град⁻¹ — 5; коерцитивна сила, кА/м — 15,0—19,9.

Технологічні особливості — температура спікання, °С — 1370 ± 20 (у середовищі водню), 1380 ± 20 (у вакуумі); термін витримки, хв. — 30—40 (як у середовищі водню, так і у вакуумі); термін розмелу, год, — 96.

Аналоги — фірми МКТС-Хертель — МС313, фірми *Sandvik* — Н13.

Застосування — напівчистове точіння жароміцних сталей і сплавів неіржавіючих аустенітного класу, спеціальних твердих чавунів, твердої бронзи, сплавів легких металів, абразивних не-

металевих матеріалів, пластмас, паперу, скла. Обробка загартованих сталей, а також сирих вуглецевих і легованих сталей із тонкими перерізами зрізу за досить малих швидкостей різання. Сухе волочіння дроту зі сталі, кольорових металів та їх сплавів. Деталі машин і приладів, що швидко зношуються, вимірвальний інструмент, що працює без ударних навантажень.

ВК8 — твердий сплав вольфрамової групи, фазовий склад, за масою %: фаза WC — 92, фаза Co — 8.

Властивості: густина, $\times 10^3 \text{ кг/м}^3$ — 14,1—14,8; усереднений розмір частинок WC, мкм — 1—2,5; ступінь пористості, %, не більше 0,2; вміст графіту, %, не більше 0,2; твердість, HRA — 87,5—89,0; твердість, HV, ГПа — 12,8—16,6; модуль пружності, ГПа — 530—625; модуль зрушення, ГПа — 244; коефіцієнт Пуассона — 0,22; границя міцності під час згинання, ГПа — 1,37—2,0 та стиску, ГПа — 4,4—4,9; в'язкість руйнування, МПа $\cdot \text{м}^{0,5}$ — 11,4—16,9; ударна в'язкість, кДж/м^2 — 58,8; робота деформації сплаву, МДж/м^3 — 75; коефіцієнт енергопоглинання, що є відношенням роботи пластичної складової до пружної за деформації сплаву — 1,4; теплопровідність, Вт/(м \cdot К) — 50,2—59,0; температуропровідність, $\times 10^5 \text{ м}^2/\text{с}$ — 2,05—2,4; питома теплоємність, $\text{кДж}/(\text{кг} \cdot \text{К})$ — 0,167; питомий електроопір, $\text{мкОм} \cdot \text{м}$ — 0,207; КЛТР, 10^{-6} -град $^{-1}$ — 3,5—5,5; коерцитивна сила, кА/м — 8,0—14,4; електрохімічний еквівалент, масовий, $\times 10^{-6} \text{ кг}/(\text{А} \cdot \text{с})$ — 0,298 та об'ємний, $\times 10^{-10} \text{ м}^3/(\text{А} \cdot \text{с})$ — 0,204; температура плавлення, К — 1100; термостійкість на повітрі, $^{\circ}\text{C}$ — 700—850.

Технологічні особливості — температура спікання, $^{\circ}\text{C}$ — 1400 ± 50 (у середовищі водню), 1400 ± 20 (у вакуумі); термін витримки, хв. — 40—60 (як у середовищі водню, так і у вакуумі).

Аналог — фірми МКТС-Хертель — **МС347**. Маркування ВНИИТС (Росія) — ВТ332. Підгрупа застосування за ISO — М30—М40 (К25—К35). Застосування — обдирне і чорнове точіння відливок і поковок із раковинами та включеннями, чорнове стругання високолегованих сталей і сталевих литва, неіржавіючих і жароміцних сталей і сплавів з низькими швидкостями різання та великими перерізами зрізу. Чорнове фрезу-

рування переривчастих поверхонь сталей, чавунів, кольорових металів і сплавів, неметалевих матеріалів.

ВК15 — твердий сплав вольфрамової групи, фазовий склад, за масою %: фаза WC — 85, фаза Co — 15.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 13,87—14,4; усереднений розмір частинок WC, мкм — 1—2,5; усереднений розмір прошарок кобальту, мкм — 0,55; вміст вольфраму у кобальті, % — 8,5; твердість, HRA — 86—87,5; твердість HV, ГПа — 10,3—12,4; модулі пружності, ГПа — 400—560 та зрушення, ГПа — 180; коефіцієнт Пуассона — 0,18—0,21; границі міцності під час: згинання, ГПа — 1,62—2,51 та стиску, ГПа — 3,58—4,04; границя плинності, ГПа — 3,2 та під час непропорційного видовження, $R_{p0,1}$, ГПа — 2,2; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 15,2—19,8; ударна в'язкість, кДж/м² — 34—38; робота деформації сплаву, МДж/м³ — 118; гранична пластична деформація, % — 2,6; теплопровідність, Вт/(м·К) — 65,3—70,3; коерцитивна сила, кА/м — 5,6—8,0.

Технологічні особливості — температура спікання, °С — 1390 ± 50 (у середовищі водню), 1390 ± 30 (у вакуумі); термін витримки, хв. — 30—45 (у середовищі водню), 40—60 (у вакуумі).

Згідно з ТУ 48-19-165-84 повинно бути: ступінь пористості, %, не більше 0,2; вміст вільного вуглецю, %, не більше 0,2; вміст графіту, %, не більше 0,5; фаза WC: величина зерна, мкм — 1—2, кількість зерен, %, не менше 50; наявність фази типу η (подвійного карбіду вольфраму та кобальту мереживної та озеркової форм) не є припустимою; шпарини більше 50 мкм припустимі сумарною протяжністю до 200 мкм.

Застосування — обробка різанням, волочіння, армування деталей, штамповий інструмент, буріння гірських порід. Ударно-поворотне, ударно-обертове буріння шпурів і свердловин у найміцніших гірських породах з коефіцієнтом міцності до 20 за шкалою Протод'яконова, штамповка, висадка, витяжки вуглецевих та якісних сталей за ударних навантажень малої інтенсивності, волочіння та пресування прутків і труб зі сталі за підвищеного ступеня обтиснення.

Тверді сплави систем WC—TiC—Co (група ТК) та WC—TiC—(Ta, Nb)C—Co (група ТТК). Вперше їх промисловий ви-

пуск організувала фірма *Krupp* у 1935–1938 рр. У період 1937–1940 рр. в СРСР також були створені тверді сплави цих груп: Т5К10, Т14К8, Т15К6.

Т5К10 — твердий сплав титановольфрамової групи, фазовий склад, за масою %: фаза WC — 85, фаза Co — 10, фаза TiC — 5.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 12,2—13,2; твердість, *HRA* — 87,5—88,5; твердість, *HV*, ГПа — 15; модулі пружності, ГПа — 600 і модуль зрушення, ГПа — 245; коефіцієнт Пуассона — 0,22; границі міцності під час: згинання, МПа — 1274—1421 та стиску, ГПа — 4,5; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 11,2; КЛТР, 10⁻⁶ град⁻¹ — 5,5; електрохімічний еквівалент, масовий $\times 10^{-6}$ кг/(А·с) — 0,292 та об'ємний $\times 10^{-10}$ м³/(А·с) — 0,228.

Аналоги: МС131, МР3 (МКТС), P25 (*Hertel*), S30T (*Sandvik*), XL4 (*India Hard Metals*), YТ5 (*China*).

Підгрупа застосування за ISO — P25—P35. Маркування ВНИИТС (Росія) — ВТ130. Застосування — обдирочне та чорнове точіння і розточування під час переривчастого різання; чорнове точіння за копірної обробки; відрізка, напівчистове стругання та інші види обробки вуглецевих і легованих сталей у вигляді поковок, штамповок і відливок по кірці та окаліні. Чорнове фрезерування конструкційних сталей, що визначається високим опором ударам. Робота у важких умовах на нежорсткому зношеному обладнанні.

Т14К8 — твердий сплав титановольфрамової групи, фазовий склад, за масою %: фаза WC — 78, фаза Co — 8, фаза TiC — 14.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 11,2—12,0; твердість, *HRA* — 89,5; твердість, *HV*, ГПа — 14—15; модулі пружності, ГПа — 550 та зрушення, ГПа — 225; коефіцієнт Пуассона — 0,21; границі міцності під час: згинання, МПа — 1127—1390 та стиску, ГПа — 4,0; ударна в'язкість, кДж/м² — 20,2; тріщиноостійкість, МПа·м^{0,5} — 8,7; КЛТР, 10⁻⁶ град⁻¹ — 6,0.

Аналоги: МС121, МР2 (МКТС), P20 (*Hertel*), S2 (*Sandvik*), YТ14 (*China*).

Підгрупа застосування за ISO — P15—P25. Маркування ВНИИТС (Росія) — ВТ120. Застосування — напівчистове та

чорнове точіння за рівномірного перерізу зрізу і безперервного різання; напівчистове і чистове точіння у несприятливих умовах, напівчистова обточка та розточування під час копірної обробки; чорнове зенкерування та розгорткування. Напівчистове фрезерування сталевих деталей.

T15K6 — твердий сплав титановольфрамкової групи, фазовий склад, за масою %: фаза WC — 79, фаза TiC — 15, фаза Co — 6.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 11,0—11,7; усереднений розмір частинок карбідної фази, мкм — 2—5; розмір зерен карбідної фази, мкм: WC — 2,33, TiC — 3,6; твердість, HRA — 89—91; твердість, HV, ГПа — 15—16; модулі пружності, ГПа — 410—550 та зрушення, ГПа — 227; коефіцієнт Пуассона — 0,21; границі міцності під час: згинання, МПа — 1078—1290, стиску, ГПа — 3,7—4,5, розтягування, ГПа — 49 та кручення, ГПа — 73,5; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 7,2; ударна в'язкість, кДж/м² — 19,8; тріщиностійкість, МПа·м^{0,5} — 8,5—10,8; теплопровідність, Вт/(м·К) — 27—27,2; температуропровідність, $\times 10^5$ м²/с — 1,1; питома теплоємність, кДж/(кг·К) — 0,209—0,226; питомий електроопір, мкОм·м — 0,399; КЛТР, 10⁻⁶×град⁻¹ — 5,5—6,0; коерцитивна сила, кА/м — 10—15,8; електрохімічні еквіваленти, масовий $\times 10^{-6}$ кг/(А·с) — 0,277 та об'ємний, $\times 10^{-10}$ м³/(А·с) — 0,243; теплостійкість, °С — 850—900; термостійкість на повітрі, °С — 600.

Підгрупа застосування за ISO — P10—P20. Маркування ВНИИТС (Росія) — BT110, а у випадку покриття TiC — BT112. Застосування — напівчистове точіння вуглецевих, конструкційних і легованих сталей, сталевого лиття за безперервного різання; чистове розточування та точіння за копірної обробки; чистова обробка під час переривчастого різання; зенкерування та розгорткування з високими швидкостями різання та середніми перерізами зрізу.

Аналоги: MC111, MP1 (МКТС), P10 (*Hertel*), S1P (*Sandvik*), XL1 (*India Hard Metals*), YT15 (*China*).

TT10K8B — твердий сплав титанотанталовольфрамкової групи, фазовий склад, за масою %: фаза WC — 82, фаза Co — 8, фаза TiC — 3, фаза TaC — 7.

Згідно з ТУ 48-19-160-75 повинно бути: ступінь пористості, %, не більше 0,2; вміст графіту, %, не більше 0,5; фаза WC: величина зерна, мкм 1...2, кількість зерен, %, не менше 50; наявність фази типу η (подвійного карбіду вольфраму та кобальту мереживної та озеркової форм) не є припустимою; шпарини, більш як 50 мкм не припускаються.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 13,5—13,8; твердість, HRA — 89; границя міцності під час згинання, МПа — 1617; коерцитивна сила, кА/м — 7,95—11,1; в'язкість руйнування, МПа \cdot м^{0,5} — 8,6.

Аналоги фірм: *МКТС-Хертель* — MC221, *Sandvik* — SH, *Adams Inc., USA* — 548, *Paul Kemmer GmbH, Germany* — M20, *Sumimoto Electric Industries Ltd, Japan* — U2.

Підгрупа застосування за ISO — M20—M30. Маркування ВНИИТС (Росія) — BT220. Застосування — напівчистове та чорнове точіння, розточування, стругання та свердління ковкого чавуну, сірого чавуну з кулеподібним графітом, високолегованої в'язкої сталі та сталевого литва, автоматної сталі, неіржавіючих, марганцевих сталей та жароміцних сплавів, зокрема під час копірної обробки із середніми перерізами зрізу. Напівчистове фрезерування ковкого чавуну, сірого чавуну з кулеподібним графітом, високолегованих неіржавіючих і жароміцних сталей.

На великих машинобудівних заводах важливою проблемою є обробка сталевого і чавунного литва із раковинами і включеннями. Саме для їх обробки передові фірми світу пропонують сплави групи ТТК. В Україні ці сплави, на жаль, не виробляють.

Нині переважну частину твердосплавних багатогранних пластин випускають із нанесенням на їхній поверхні зміцнювальних і зносостійких покриттів. Наприклад, фірма *TaeguTec* (Республіка Корея) застосовує нанесення комплексного CVD-покриття (TiCN—Al₂O₃—TiN). Шар TiCN підвищує твердість, шар Al₂O₃ підвищує стійкість різальної кромки до пластичної деформації, а шар TiN підвищує стійкість.

Повніша інформація про властивості всіх марок твердих сплавів наведена в енциклопедичному довіднику [6].

ДОДАТКИ

Узагальнення груп застосування твердих сплавів за ISO наведено в таблиці.

Відповідність твердих сплавів класифікації ISO [3]

Марка	Група застосування за ISO		Оброблюваний матеріал
	Основна	Підгрупа	
T30K4	P	P01	Сталь, сталеве литво, ковкий чавун зі зливальною стружкою
		P02	
		P05	
T15K6		P10	
		P15	
T14K8		P20	
TT20K9		P25	
T5K10		P30	
TT10K8-Б		—	
T5K12		P40	
BK6-OM	M	M03	Сталь, сталеве литво, марганцевисті сталі, легговані чавуни, аустенітні сталі, ковкий чавун, автоматні сталі
BK6-M		M05	
TT8K6		M10	
TT10K8-Б		M20	
BK10-OM		M30	
BK110-M		—	
BK8		—	
TT7K12	M40		
BK3, BK3-M	K	K01	Чавун, кокільне литво, ковкий чавун, загартована сталь, кольорові метали, пластмаса, дерево
		K02	
		K03	
		K05	
BK6-OM		K10	
BK6-M		—	
TT8K6		—	
BK6, BK4		K20	
BK8, BK4		K30	
BK8, BK15		K40	

Склад і властивості безвольфрамових твердих сплавів

КНТ16 — безвольфрамовий твердий сплав, масовий склад, за масою %: фаза Ti(CN) — 74, фаза Ni — 19,5, фаза Mo — 6,5.

Властивості: густина, $\times 10^3 \text{ кг/м}^3$ — 5,82—5,84; розмір зерен карбідної фази, мкм — 1,42—1,52; твердість, *HRA* — 89—90; модуль пружності, ГПа — 42; границі міцності під час: згинання, ГПа — 1,1—1,2 та стиску, ГПа — 3,9; КЛТР, $\times 10^{-6}$, град⁻¹ — 8,5—8,87; електрохімічний еквівалент, масовий, $\times 10^{-6} \text{ кг/(A}\cdot\text{c)}$ — 0,216 та об'ємний, $\times 10^{-10} \text{ м}^3/(\text{A}\cdot\text{c})$ — 0,372; термостійкість на повітрі, °C — 1100.

КТС — безвольфрамовий твердий сплав на основі карбиду титану із різними металевими зв'язками (карбід титану — зв'язка). Виготовляють із сумішів порошків, отриманих після інтенсифікованого мокрого розмелу вихідних компонентів шляхом пресування з подальшим спіканням у вакуумі за температури 1350—1500 °C. За окалинотійкістю суттєво переважають стандартні сплави марки ВК.

Властивості: густина, $\times 10^3 \text{ кг/м}^3$ — 5,74—5,78; пористість, % — 0,2; розмір карбідних зерен, мкм — 1—2; твердість, *HRA* — 90—92; твердість, *HV*, ГПа — 15,5—19,5; модуль пружності, ГПа — 425—430; границі міцності під час: згинання, МПа — 1000—1400 та стиску, ГПа — 3,5—3,8; в'язкість руйнування, МПа $\cdot\text{м}^{0,5}$ — 15.

Області застосування — чистове на напівчистове точіння легованих і конструкційних сталей, нікелевих й алюмінієвих сплавів, їх торцеве фрезерування. Прес-форми для пресування сипких абразивних матеріалів, калібри та вимірювальний інструмент, фільтри, сопла для піскоструйних апаратів.

ЛЦК20 — безвольфрамовий твердий сплав, розроблений Інститутом хімії Уральського наукового центру АН СРСР та Кіровоградським заводом твердих сплавів.

Властивості: пористість, % — не більше 0,4; розмір карбідних зерен, мкм — 1—2; кількість зерен окискарбідної фази, % — 70; густина, $\times 10^3 \text{ кг/м}^3$ — 4,1; твердість, *HRA* — 89; стійкість проти окиснення, °C — 1000.

ТН20 — безвольфрамовий твердий сплав, масовий склад, за масою %: фаза TiC — 79, фаза Ni — 15, фаза Mo — 6.

Властивості: густина, $\times 10^3 \text{ кг/м}^3$ — 5,4—5,8; усереднений розмір частинок карбідної фази, мкм — 1,71—1,81; твердість, *HRA* — 89,5—91,0; твердість, *HV*, ГПа — 13,4—15,2; модуль пружності, ГПа — 400—413; границі міцності під час: згинання, МПа — 900—1120 та стиску, ГПа — 3,5—5,5; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 7,1—7,9; тріщиностійкість, K_{IC} , МПа·м^{0,5} — 6,3—10,3; теплопровідність, Вт/(м·К) — 12,56; КЛТР, $10^{-6} \times \text{град}^{-1}$ — 7,0—9,0; коерцитивна сила, кА/м — 2,2—6,5; електрохімічний еквівалент, масовий, $\times 10^{-6} \text{ кг/(A} \cdot \text{c)}$ — 0,213 та об'ємний, $\times 10^{-10} \text{ м}^3/\text{(A} \cdot \text{c)}$ — 0,380; термостійкість на повітрі, °С — 1100.

ТН30 — безвольфрамовий твердий сплав, масовий склад, за масою %: фаза TiC — 69, фаза Ni — 23, фаза Mo — 8.

Властивості: густина, $\times 10^3 \text{ кг/м}^3$ — 5,9; твердість, *HRA* — 89; модуль пружності, ГПа — 400; границі міцності під час: згинання, МПа — 1300 та стиску, ГПа — 3,4; КЛТР, $\times 10^{-6} \times \text{град}^{-1}$ — 8,2.

ТН40 — безвольфрамовий твердий сплав, масовий склад, за масою %: фаза TiC — 61, фаза Ni — 29, фаза Mo — 10.

Властивості: густина, $\times 10^3 \text{ кг/м}^3$ — 5,7—6,2; твердість, *HRA* — 87; границя міцності під час згинання, МПа — 1050.

ТН50 — безвольфрамовий твердий сплав.

Властивості: густина, $\times 10^3 \text{ кг/м}^3$ — 6,2; електрохімічний еквівалент, масовий, $\times 10^{-6} \text{ кг/(A} \cdot \text{c)}$ — 0,232 та об'ємний, $\times 10^{-10} \text{ м}^3/\text{(A} \cdot \text{c)}$ — 0,375.

Існує ще один клас безвольфрамових твердих сплавів: карбідхромові тверді сплави, основна фаза — карбід хрому, зв'язка — нікель. Марки: КХН10, КХН15 до КХН40.

ДОДАТОК 5

Склад і властивості інструментальної кераміки

Біхроміт-Р — інструментальна кераміка на основі Cr_2O_3 з утворенням твердого розчину (Al, Cr)₂O₃.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 4,75—5,6; усереднений розмір зерен, мкм — 1—3; твердість, *HRA* — 92—94, твердість, *HV*, ГПа — 20—22; границі міцності під час: згинання, МПа — 600—900 та стиску, ГПа — 2,6—2,8; модуль пружності, ГПа — 350; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 6,0—10; теплопровідність, Вт/(м·К) — 27—40.

Застосування — чистова та напівчистова обробка загартованих і легованих сталей, чавунів, обробка міді та латуні, фрезерна обробка загартованих і сірих сталей, чавунів.

ВГК — високоміцна градієнтна кераміка, що має керамічний шар (38,3 % Si₃N₄ + 25 % TiC + 12,5 % Y₂O₃ + 4,2 % Al₂O₃), субстрат (WC — Co), та багатофункціональне покриття (Ti, Al)N, (Ti, Cr, Al)N.

Технологічні особливості — температура гарячого пресування, °С — 1650—1700; тиск, МПа — 30; термін нагріву, хв. — 40—50; термічна витримка і охолодження протягом 2-х годин під тиском.

Властивості: границя міцності під час згинання, МПа — 1230.

ВО13 — холоднопресована інструментальна оксидна кераміка на основі оксиду алюмінію з середнім розміром зерна, мкм — 4.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,92—3,95; під час нагрівання до температури в 1673 К не піддається окисненню; твердість, *HV*, ГПа — 19,07—23,2; модулі пружності, ГПа — 399 ± 6 та зрушення, G, ГПа — 144 ± 3 ; коефіцієнт Пуассона — $0,39 \pm 0,02$; границя міцності під час згинання, МПа — 391 ± 50 ; енергія руйнування, Дж/м² — 12,8; критичний коефіцієнт інтенсивності напружень, K_{IC}, МПа·м^{3/2} — $4,07 \pm 0,17$; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 3,2—4,1; КЛТР, 10⁻⁶ град⁻¹ — 9,69; теплопровідність, Вт/(м·К) — 14,4; температура плавлення, К — 2320.

Застосування — чистове та напівчистове точіння конструкційних сталей і сірих чавунів із високими швидкостями різання (800—1000 м/хв).

ВО13Г — гарячепресована інструментальна кераміка на основі оксиду алюмінію. Окисненню не піддається до температури 1673 К.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,92; границя міцності під час згинання, МПа — 462 ± 158 ; модуль пружності, ГПа — 384 ± 9 ; модуль зрушення, G, ГПа — 137 ± 4 ; коефіцієнт Пуассона, ν — $0,40 \pm 0,01$; КЛТР, 10^{-6} град⁻¹ — 12,5; температура плавлення, K — 2320; теплопровідність, Вт/(м·K) — 11,6.

ВО16 — холоднопресована інструментальна кераміка на основі оксиду алюмінію. Під час нагрівання до температури 1673 K не піддається окисненню.

ВО20 — інструментальна кераміка на основі оксиду алюмінію.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,93; твердість *HV*, ГПа — 20,15; критичний коефіцієнт інтенсивності напружень, K_{IC} , МПа·м^{3/2} — $3,21 \pm 0,13$.

ВО21 — інструментальна кераміка на основі оксиду алюмінію.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,93; твердість *HV*, ГПа — 19,78; критичний коефіцієнт інтенсивності напружень, K_{IC} , МПа·м^{3/2} — $3,93 \pm 0,17$.

ВОК60 — гарячепресована інструментальна оксидно-карбідна кераміка на основі оксиду алюмінію та карбіду титану.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 4,2—4,28; початок окиснення 970—990 K; твердість, *HRA* — 93,5—94; твердість *HV*, ГПа — 21,95—27,5; модулі пружності, ГПа — 394 ± 4 та зрушення, G, ГПа — 140 ± 6 ; коефіцієнт Пуассона — $0,40 \pm 0,03$; границя міцності під час згинання, МПа — 382 ± 90 ; енергія руйнування, Дж/м² — 13; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 3,62; електропровідність, Ом⁻¹·м⁻¹ — 15—30; питомий електроопір, мкОм·м — 18 ± 6 ; критичний коефіцієнт інтенсивності напружень, K_{IC} , МПа·м^{3/2} — $4,04 \pm 0,24$; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 3,3; КЛТР, 10^{-6} град⁻¹ — 9,26; теплопровідність, Вт/(м·K) — 7,4.

Застосування — чистове на напівчистове точіння, також і переривчасте, загартованих сталей і чавунів, чистове торцюве фрезерування чавунів.

ВОК63 — гарячепресована інструментальна оксидно-карбідна кераміка на основі оксиду алюмінію та карбіду титану.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 4,3; твердість, *HRA* — 94; границя міцності під час згинання, МПа — 680; твердість *HV*, ГПа — 22,86; критичний коефіцієнт інтенсивності напружень, K_{IC} , МПа·м^{1,5} — $4,07 \pm 0,26$.

ВОК71 — гарячепресована інструментальна оксидно-карбідна кераміка на основі оксиду алюмінію та карбіду титану.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 4,3—4,52; усереднений розмір зерен, мкм — 4; початок окиснення 1070—1140 К; твердість, *HRA* — 92—93; твердість *HV*, ГПа — 22,32; модуль пружності, ГПа — 394 ± 4 ; границя міцності під час згинання, МПа — 600—650; електрохімічний еквівалент, масовий, $\times 10^{-6}$ кг/(А·с) — 0,096 та об'ємний, $\times 10^{-10}$ м³/(А·с) — 0,228; критичний коефіцієнт інтенсивності напружень, K_{IC} , МПа·м^{1,5} — $4,19 \pm 0,31$; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 5,6—6,0; КЛТР, 10^{-6} град⁻¹ — 8,87.

Застосування — чистове та напівчистове точіння, також і переривчасте, загартованих сталей і чавунів, чистове торцеве фрезерування чавунів.

ВОК200 — гарячепресована інструментальна оксидно-карбідна кераміка на основі оксиду алюмінію та карбіду титану (Al_2O_3 —TiC—ZrO₂).

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 4,25; твердість, ГПа — 24,5, *HRA* — 93; границя міцності під час згинання, МПа — 700. Аналогічні властивості має композит СС650: Al_2O_3 —MgO—ZrO₂—TiC—TiN (фірма *Sandvik Coromant* (Швеція)).

Кортиніт (**ОНТ-20**) — оксидно-нітридна різальна кераміка, містить оксид алюмінію, легований ультрадисперсним карбідом титану, що дає змогу досягти дрібнодисперсної структури.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 4,2—4,39; твердість, *HRA* — 91—94; модуль пружності, ГПа — 385—395; границі міцності під час: згинання, МПа — 640—750 та стиску, ГПа — 2,0—2,5; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 4,8—5,6; питома теплопровідність, Вт/(м·К) — 30; КЛТР, 10^{-6} град⁻¹ — 7,83—7,85.

Застосування — чистове та напівчистове точіння, також і переривчасте, загартованих сталей і чавунів, чистове торцеве фрезерування чавунів.

ЦМ332 — оксидна інструментальна кераміка. Масовий склад, % за масою: фаза α - Al_2O_3 — 99,0—99,4, фаза MgO — 0,6—1,0, розмір зерна, мкм — 4, пористість, % — 0,5.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,75—3,98; твердість, *HRA* — 90,5—93; твердість, *HV*, ГПа — 17,9—21,6; модуль

пружності, ГПа — 351,5—400; границі міцності під час: згинання, МПа — 250—797 та стиску, ГПа — 1,22—5,29; енергія руйнування, Дж/м² — 20; тріщиностійкість, МПа·м^{0,5} — 4,0; теплопровідність, Вт/(м·К) — 2,31—4,61; КЛТР, 10⁻⁶ град⁻¹ — 8,5. Застосування — торцеве фрезерування чавунів.

Силиніт-Р — інструментальна кераміка на основі Si₃N₄. Розробка Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України.

Властивості: густина, × 10³ кг/м³ — 3,2—3,4; усереднений розмір зерен, мкм — 2—3; твердість, HRA — 92—94; твердість, HV, ГПа — 20,6; модуль пружності, ГПа — 240; границі міцності під час: згинання, МПа — 500—600 та стиску, ГПа — 2,5; енергія руйнування, Дж/м² — 40; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 4,4—4,55; початок активного окиснення 1430 К.

ДОДАТОК 6

Склад і властивості полікристалічної надтвердої кераміки на основі КНБ

Композит 01 (ельбор-Р) — полікристали з кубічного нітриду бору з мінімальною кількістю домішок. Складається з безладно орієнтованих кристалів КНБ, отриманих шляхом «каталітичного синтезу». Унаслідок високотемпературного пресування під дією високого тиску кристали BN подрібнюються до 5—20 мкм. Приблизний масовий вміст — 90—92 % BN_v, 2—3 % BN_г, інше — домішки каталізаторів. Це дрібнокристалічний, безладно орієнтований агрегат із напруженою структурою. Полікристалічна структура матеріалу є однорідною і складається зі щільно зрослих кристалів КНБ розміром не більше 5 мкм. Злам з характером руйнування транскристалічним і інтеркристалічним і структурою з неоднородними крупними зернами розміром 3—8 мкм та дрібними зернами. Містить сполуки B₄C, B₂O₃ та елементи Fe, Si, Mg.

Властивості: густина, × 10³ кг/м³ — 3,31—3,42; розмір зерна, мкм — 5,2; твердість HV, ГПа — 60—80; твердість за Кнупом, ГПа — 32—38; модулі пружності, ГПа — 660—840 та зсуву,

ГПа — 36 ± 40 ; коефіцієнт Пуассона — 0,16; границі міцності під час: згинання, ГПа — 0,39—0,98, стиску, ГПа — 1,47—2,7 та розтягування, ГПа — 0,43—0,53; загальне зниження міцності в інтервалі температур 300—1400 К — біля 40 %; коефіцієнт тріщиностійкості K_{Ic} , МПа·м^{0,5} — 3,7—4,2; питома теплопровідність, Вт/(м·К) — 30—80; термостійкість на повітрі, °С — 1070—1500.

Застосування — для тонкого і чистового точіння переважно без удару і торцевого фрезерування деталей із загартованих сталей і чавунів будь-якої твердості, з твердих сплавів із вмістом кобальту не менше 15 % [6].

Композит 02 (белбор) — одношаровий композит, або з підкладкою з WC-Co сплаву і проміжним шаром у 30—50 мкм на основі Co, Al, W, на основі КНБ для різального лезового інструменту, складається зі 100 % cBN. Розробка виконана в Білорусі. Отримують шляхом фазового перетворення графітоподібного нітриду бору в кубічний із мінімальною кількістю домішок, оскільки синтез відбувається без каталізаторів, тобто прямим переходом з BN в апаратах високого тиску за статичного стиснення (тиск до 9 ГПа, температура до 3200 К).

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,31—3,50; розмір зерна, мкм — 0,2—5,0; твердість HV, ГПа — 54—80; твердість за Кнупом, ГПа — 38—39; модуль пружності, ГПа — 720; границі міцності під час: згинання, ГПа — 0,68—0,70 і стиску, ГПа — 4,0—6,5; коефіцієнт тріщиностійкості K_{Ic} , МПа·м^{0,5} — 10,8; питома теплопровідність, Вт/(м·К) — 40—85; термостійкість на повітрі, °С — 1000—1300.

Застосування — для тонкого та чистового точіння, переважно без удару і торцевого фрезерування загартованих сталей і чавунів будь-якої твердості, твердих сплавів (з вмістом кобальту за 15 %).

Киборит — полікристалічний інструментальний матеріал на основі кубічного нітриду бору. Міцність кибориту у інтервалі температур 300—1400 К не залежить від температури.

Властивості: кількість КНБ, % — 96—97; розмір зерна, мкм — 3—14; густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,20—3,45; твердість за Кнупом, ГПа — 28—42, модулі пружності, ГПа — 680—910 та зсуву, ГПа — 360; коефіцієнт Пуассона — 0,16—0,18; грани-

ці міцності під час: стиску, ГПа — 2,6—3,2, згинання, ГПа — 0,55—0,65 і кругового згинання, ГПа — 0,60, розтягування, ГПа — 0,32—0,39 та розірвання, ГПа — 0,37; коефіцієнт тріщиностійкості K_{Ic} , МПа·м^{0,5} — 8,16—13,5; теплопровідність, Вт/(м·К) — 90—110; стійкість до окиснення в повітрі, К — 1200; термостійкість на повітрі, °С — 1200—1400; теплоємність, Дж/(моль·К) — 30—50; КЛТР, 10⁻⁶ град⁻¹ — 2,558 [6].

Застосування — безперервне та переривчасте різання важкооброблюваних термооброблених сталей і сплавів, чавунів будь-якої твердості, високотвердих наплавлених матеріалів мартенситного класу, напилених матеріалів на основі Ni, Co, Fe, композицій із включеннями твердих сплавів.

Киборит-2 — полікристалічний інструментальний матеріал на основі кубічного нітриду бору розробки Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України.

Властивості: кількість КНБ, % — 80—84; густина, × 10³ кг/м³ — 3,35—3,38; твердість за Кнупом за навантаження 10Н, ГПа — 20—36; границя міцності під час стиску, ГПа — 2,9; тріщиностійкість, МПа·м^{0,5} — 10—13,5; термостійкість на повітрі, К — 1400; теплопровідність, Вт/(м·К) — 70—80 [6].

Застосування — для обробки різанням загартованих, вуглецевих, конструкційних і легованих сталей, різних марок чавунів і спецсплавів.

Киборит-3 — полікристалічний інструментальний матеріал на основі КНБ складу (% (за масою)): cBN — 66, Al — 8, TiC — 26 (пуансон кубічного апарата високого тиску) розробки Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України.

Властивості: кількість КНБ, % — 70—75; густина, × 10³ кг/м³ — 3,64—3,67; твердість, HV, ГПа — 26,6 ± 0,7; твердість за Кнупом за навантаження у 10 Н, ГПа — 27—29; границя міцності під час стиску, ГПа — 2,7—2,9; тріщиностійкість, МПа·м^{0,5} — 8—12; термостійкість на повітрі, К — 1400; теплопровідність, Вт/(м·К) — 70; стійкість до окиснення в повітрі, К — 1200; питомий електроопір, мОм·см — 8,7 ± 0,4 [6].

Застосування — лезова обробка чавунів і загартованих сталей, елементи конструкції апаратів високого тиску.

Композит 10 (Гексаніт-Р) — полікристали на основі вюртцитоподібного нітриду бору. Одношаровий композит, або з підкладкою з твердого сплаву, містить проміжний шар до 1 мм, у якому є Ni, Cu, Ti, Fe, на основі КНБ для різального лезового інструменту із загальним вмістом BN 98, що складається з 50 % cBN та 50 % wBN. Отримують шляхом спікання порошку тільки вюртцитного нітриду бору із частковим перетворенням його на кубічний. Злам з характером руйнування інтеркристалічним і структурою з однорідними зернами cBN розміром 0,1—0,2 мкм і зернами wBN розміром 0,1—0,6 мкм. Містить сполуки B_4C , B_2O_3 . Головна його перевага — висока ударна стійкість.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,28—3,44; розмір зерна, мкм — 0,1—0,3; твердість HV, ГПа — 35—80; твердість за Кнупом, ГПа — 30—38; модулі пружності, ГПа — 650—880 та зсуву, ГПа — 330 ± 40 ; коефіцієнт Пуассона — 0,15—0,16; границі міцності під час: згинання, ГПа — 0,68—1,20, стиску, ГПа — 2,0—4,0 та розтягування, ГПа — 0,26—0,39; міцність у інтервалі температур 300—1150 К не залежить від температури, а з підвищенням температури до 1400 К знижується на 20 %; коефіцієнт тріщиностійкості K_{Ic} , МПа·м^{0,5} — 3,8—7,1; в'язкість руйнування, МПа·м^{0,5} — 5,89; питома теплопровідність, Вт/(м·К) — 25—60; термостійкість на повітрі, °С — 1000—1500.

Застосування — безперервне та переривчасте різання термооброблених сталей, чавунів, твердих сплавів із вмістом Со не більш як 15 %, наплавлених і напилених покриттів, обробка сталей із аустенітною структурою. Обробка загартованих сталей і чавунів з твердістю 40—60 HRC як за безперервного так і переривчастого різання. Застосовуються для попереднього та кінцевого точіння з ударом і без удару деталей, для торцевого фрезерування деталей зі сталей і чавунів будь-якої твердості, а також твердих сплавів.

Амборит (*Amborite*) — одношаровий композит виробництва *De Beers* (ПАР) на основі КНБ для різального лезового інструменту із загальним вмістом BN 80 % що складається з 100 % cBN, та зв'язкою AlN та AlB₁₂.

Властивості: густина, $\times 10^3$ кг/м³ — 3,37—3,42; твердість за Кнупом, ГПа — 25,3—40,5; границі міцності під час: стиску,

ГПа — 2,73, розтягування, ГПа — 0,45—0,57 та згинання, ГПа — 0,57; модуль пружності, ГПа — 680—720; коефіцієнт Пуассона — 0,22; коефіцієнт тріщиностійкості, K_{Ic} , МПа·м^{0,5} — 6,3—13,1; теплопровідність, Вт/(м·К) — 100—135; термостійкість на повітрі, К — 1273—1473. Злам з характером руйнування транс-кристалічним та структурою з однорідним зерном cBN розміром близько 0,12 мкм.

Застосування — безперервне та переривчасте різання загартованих легированих сталей, чавунів високої твердості, відливок (HRC 60).

ДОДАТОК 7

Деякі властивості найпоширеніших марок алмазних шліфпорошків

АС6 — марка синтетичних алмазів, яка має міцність (руйнівне навантаження) зерен шліфпорошку середньої зернистості в межах 6 Н, зерна представлені кристалами, а також агрегатами і зростками. Порошки зерен АС6 100/80 мають: міцність зерен за одновісного стиснення, Н — 6,17; питому поверхню порошку, см²/ст — 95; кількість зерен у караті, шт. — 90×10^3 .

АС15 — марка синтетичних алмазів, яка має міцність (руйнівне навантаження) зерен шліфпорошку середньої зернистості в межах 15 Н, зерна представлені кристалами видовженої форми (не менше 40 %), а також агрегатами і зростками з уламками кристалів.

АС80 — марка синтетичних алмазів, яка має міцність (руйнівне навантаження) зерен шліфпорошку середньої зернистості в межах 80 Н, зерна переважно представлені ізометричними кристалами, причому не менше 45 % із них — довершені кристали, наявність агрегатів неприпустима, а вміст уламків і зростків — не більше 10 %.

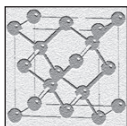
АС100 — марка синтетичних алмазів, яка має міцність (руйнівне навантаження) зерен шліфпорошку середньої зернистості в межах 100 Н, зерна переважно представлені довершеними кристалами — не менш 55 %, а решта кристалів мають незначні дефекти, припустимий вміст зростків — не більше 6 %.

АС200—АС400 — високоміцні шліфпорошки. Розвиток технології синтезу і одночасне вдосконалення процесів сортування зробили можливим отримання особливо міцних алмазів у вигляді порошоків, які не ввійшли до переліку марок стандарту ДСТУ 3292-95 і відповідають ТУ 88.090.029—98 «Шліфпорошки з синтетичних алмазів марок АС200, АС250, АС300, АС400». Їх застосовують в алмазно-абразивному інструменті на металевих зв'язках для правки, обробки каменя, будматеріалів, гірських порід.

КВ — кубічний нітрид бора торгової марки кубоніт високої міцності, відповідає марці кубоніта К4 згідно ТУУ 26.8-05417377-170-2007.

**Середнє руйнівне навантаження
(Н) зерен шліфпорошків**

Зернистість	Марка шліфпорошку				
	АС6	АС15	АС80	АС100	КВ
50/40	3,8	6,0			3,6
63/50	4,1	7,0			4,1
80/63	4,4	8,0			4,6
100/80	4,9	9,0	46	58	5,3
125/100	5,8	11,0	55	69	6,2
160/125	6,8	13,0	67	83	7,3
200/160	8,0	15,0	79	99	8,7
250/200	9,2	17,0	90	113	10,5
315/250		20,0	102	129	
400/315		25,0	125	156	
500/400		29,0	146	188	
630/500		32,0	180	225	



СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Кривуц Ю.Н. Промышленная революция в Англии — сигнал и стимул к изменению идеологии внешней торговли. *Вісник ХНУ ім. В.Н. Каразіна*. 2013. № 1086. С. 21—27.
2. Мазур М.П., Внуков Ю.М., Доброскок В.Л. та ін. Основи теорії різання матеріалів: підручн. для вищ. навч. закл. За ред. М.П. Мазура. Львів: Новий світ-2000, 2010. 422 с.
3. Харламов Ю.О., Клименко С.А., Бадаг'янци М.А., Полонський Л.Г. Обработка деталей при відновленні і зміцненні: навч. посіб. Луганськ, 2007. 500 с.
4. Hall Richard. Shaping the Future: Developments in Abrasives and Processes. *Gohram conferences: Precision Grinding & Finishing in the Global Economy, Chicago, October, 1—3, 2001*.
5. Ляшенко Б.А., Новиков Н.В., Клименко С.А. Дискретное модифицирование поверхностного слоя деталей машин и инструментов. Киев, 2017. 264 с.
6. Лавріненко В.І., Новіков М.В. Надтверді абразивні матеріали в механообробці: енциклопедичний довідник. За ред. М.В. Новікова. Київ, 2013. 456 с.
7. Гутник М.В. Роберт Форестер Мюшет — людина, яка надала форму сучасному світу. *Актуальні питання історії науки і техніки: матеріали 11-ї Всеукраїн. наук. конф., 4—6 жовтня 2012 р.* Київ, 2012. С. 253—255.

8. Посвятенко Е.К., Посвятенко Н.І. Фредерік Уінслоу Тейлор. *Качество, стандартизация, контроль: теория и практика: материалы 16-й междунар. науч.-практ. конф. 20—23 вересня 2016 р., м. Одеса*. Київ, 2016. С. 126—135.
9. Терновой Ю.Ф., Зубкова В.Т., Панченко А.И. и др. Актуальность производства в Украине перспективных порошковых быстрорежущих сталей для обработки высокопрочных, жаропрочных и титановых сплавов. *Машиностроение и техносфера XXI века: Сб. тр. XVII междунар. науч.-техн. конф. в г. Севастополе, 13—18 сентября 2010 г. В 4-х т.* Донецк, 2010. Т. 3. С. 145—149.
10. Современные твердые сплавы: Сб. науч. трудов. Под ред. Н.В. Новикова. Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2008. 344 с.
11. Лобода П.І., Мотиль Р.Я. Кераміка. *Енциклопедія Сучасної України: електронна версія*. Голов. редкол.: І.М. Дзюба, А.І. Жуковський, М.Г. Железняк та ін.; НАН України, НТШ. Київ: Інститут енциклопедичних досліджень НАН України, 2006. URL: https://esu.com.ua/search_articles.php?id=11770.
12. Агте К., Колерман Р., Хеймел Э. Минералокерамические режущие инструменты. Москва: Машгиз, 1962. 191 с.
13. Лавриненко В.И. Электрошлифование инструментальных материалов. Киев: Наук. думка, 1993. 152 с.
14. Новиков Ф.В., Жовтобрюх В.А., Новиков Г.В. Современные экологически безопасные технологии производства. Днепр: ЛИРА, 2017. 372 с.
15. Клименко С.А., Копейкина М.Ю., Лавриненко В.И. и др. Финишная обработка поверхностей при производстве деталей. Под ред. С.А. Чижика и М.Л. Хейфеца. Минск: Белорусская наука, 2017. 376 с.
16. Бочечка О.О. Фізико-хімічні основи спікання алмазних порошків під дією високого тиску та високої температури. Київ: Наук. думка, 2019. 239 с.
17. Клименко С.А., Копейкина М.Ю., Рошупкин В.В. и др. Создание и применение сверхтвердых инструментальных композитов на основе cBN. *Современные проблемы произ-*

- водства и ремонта в промышленности и на транспорте: *Материалы 14-го Международ. науч.-техн. семинара, 24—28 февраля 2014 г., г. Свалява*. Киев, 2014. С. 85—89.
18. Ашкинази Е.Е., Шульженко А.А., Гаргин В.Г. и др. Алмазный поликристаллический композиционный материал с дисперсно-упрочненной добавкой на основе никеля. *Сверхтвердые материалы*. 2013. № 5. С. 95—98.
 19. Шульженко А.А., Ашкинази Е.Е., Соколов А.Н. и др. Новый гибридный ультратвердый материал. *Сверхтвердые материалы*. 2010. № 5. С. 3—13.
 20. Эсмантович С.Н. Выбор характеристик шлифовальных кругов. Взаимосвязь марок абразивных материалов и свойств обрабатываемых материалов. *Оборудование и инструмент для профессионалов*. 2017. № 5. С. 52—55.
 21. Рич В.И., Черненко М.Б. Неоконченная история искусственных алмазов. Москва: Наука, 1976. 137 с.
 22. Бакуль В.М. Працюючі алмази. Київ: Знання, 1965. 48 с.
 23. Долматов В.Ю. Детонационные наноалмазы. Получение, свойства, применение. Санкт-Петербург: Профессионал, 2011. 536 с.
 24. Селиванова А.Г. XXI век — эра алмаза. *Инструментальный світ*. 2005. № 3. С. 18.
 25. Ray Spits Review of recent large single crystal HPHT & CVD diamond synthesis developments. *International Industrial Diamond Conference: 19—20 April, 2007, Rome, Italy*.
 26. Квасниця В.М., Квасниця І.В. Циклічні двійники кристалів CVD алмазу. *Надтверді матеріали*. 2019. № 6. С. 3—12.
 27. Vins V.G., Yelisseyev A.P., Smovzh D.V., Novopashin S.A. Optical properties of CVD single crystal diamonds before and after different post-growth treatments. *Diamond and Related Materials*. 2018. **86**, P. 79—86.
 28. Zaitsev A.M., Kazuchits N.M., Kazuchits V.N. et al. Nitrogen-doped CVD diamond: Nitrogen concentration, color and internal stress. *Diamond and Related Materials*. 2020. **105**. 107794.
 29. Naamoun M., Tallaire A., Doppelt P. et al. Reduction of dislocation densities in single crystal CVD diamond by using self-assembled metallic masks. *Diamond and Related Materials*. 2015. **58**. P. 62—68.

30. Remes Z., Nesladek M., Tranchant N., Bogdan G. Optical and electronic properties of freestanding single crystal CVD diamond. *2nd International Industrial Diamond Conference: 19—20 April, 2007, Rome, Italy.*
31. Morse J., Salomé M., Berdermann E. et al. Single crystal CVD diamond for synchrotron X-ray beam monitoring. *2nd International Industrial Diamond Conference: 19—20 April, 2007, Rome, Italy.*
32. Liang Q., Meng Y.F., Yan C.-S. et al. Development in synthesis, characterization, and application of large, high-quality CVD single crystal diamond. *Сверхтвердые материалы.* 2013. № 4. С. 3—25.
33. Hirmke J., Schwarz S., Hempel F. et al. Diamond volume crystal growth in HF-CVD and monitoring gas phase with laser absorption spectroscopy. *Сверхтвердые материалы.* 2007. № 3. С. 10—14.
34. Tao Zhang, Feng Qin, Lijun Zhangm et al. HFCVD synthesis of boron-doped microcrystalline diamonds. *Надтверді матеріали.* 2019. № 3. С. 3—10.
35. Шульженко А.А., Ашкинази Е.Е., Ральченко В.Г. и др. Твердость монокристаллического CVD-алмаза и фазовые превращения в нем при индентировании. *Сверхтвердые материалы.* 2014. № 5. С. 3—10.
36. Meijun Yang, Sunan Bai, Qingfang Xu et al. Mechanical properties of high-crystalline diamond films grown via laser MPCVD. *Diamond and Related Materials.* 2020. **109.** 108094.
37. Бяо Денг, Цюпин Вей, Мингкун Йи и др. Влияние взаимодействия соотношений газов $\text{CH}_4/\text{H}_2/\text{Ar}$ и расстояния горячая нить накала — подложка на рост нанокристаллического алмаза. *Надтверді матеріали.* 2020. № 3. С. 39—50.
38. Fuming Deng, Cen Hao, Zhenhai Guo et al. Вплив карбонізації філаментів на CVD-алмазні товсті плівки, виготовлені методом HFCVD. *Надтверді матеріали.* 2020. № 5. С. 69—78.
39. Din S.H., Shah M.A., Sheikh N.A. Tribological performance of titanium alloy Ti-6Al-4V via CVD-diamond coatings. *Сверхтвердые материалы.* 2018. № 1. С. 37—52.
40. Kong Dejun, Zhao Wen, Zhang Ling. Friction-wear behaviors of chemical vapor deposited diamond films at high temperatures. *Надтверді матеріали.* 2019. № 2. С. 39—48.

41. Ralchenko V., Nistor L., Pleuler E. et al. Structure and properties of high-temperature annealed CVD diamond. *Diamond and Related Materials*. 2003. **12**, No. 10—11. P. 1964—1970.
42. Ральченко В.Г., Ашкинази Е.Е. Условия синтеза, абразивная и лазерная обработка поликристаллического CVD-алмаза. *Інструментальний світ*. 2005. № 3. С. 14—18.
43. Meng D., Yue W., Lin F. et al. Thermal stability of ultrahard polycrystalline diamond composite materials. *Сверхтвердые материалы*. 2015. № 2. С. 3—10.
44. Соколов А.Н., Шульженко А.А., Гаргин В.Г. и др. Структура и физико-механические свойства CVD-алмаза различного кристаллического совершенства в материале гибридайт. *Сверхтвердые материалы*. 2013. № 2. С. 29—40.
45. Пат. 7115241 США МКИ C30B 29/04, C01B 31/06. Ultrahard diamonds and method of making thereof. J.H. Russell, M. Ho-Kwang, Y. Chihshiu. Publ. 03.10.06.
46. Hitoshi S., Irifune T. Formation mechanism and some properties of superhard nanopolycrystalline diamond synthesized by direct conversion sintering. *J. Jap. Soc. Powder and Powder Metallurgy*. 2006. **53**, No. 5. P. 452—458.
47. Pat. Appl. 20030230232 US IPC C 30 B 007/00; C 23 C 016/27; C 30 B 021/02; c 30 B 028/06; C 23 C 016/00. Method of making enhanced CVD diamond. R.H. Frushou, W. Li; Appl. 18.12.03.
48. Lavrinenko V.I. CVD diamonds in diamond tools: features and properties, peculiarities of processing, and application in modern diamond tools (Review). *Journal of Superhard Materials*, 2022, Vol. 44, No. 6, pp. 65–87.
49. Фирстов С.А., Рогуль Т.Г. Теоретическая (предельная) прочность. *Доповіді НАН України*. 2007. № 4. С. 110—114.
50. Шульженко А.А., Соколов А.Н., Александрова Л.И. и др. Гибридная алмазно-твердосплавная пластина. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент — техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр.* Вып. 17. Киев, 2014. С. 232—240.
51. Kee Han Lee, Won Kyung Seong, Rodney S. Ruoff. CVD diamond growth: Replacing the hot metallic Hameut with a hot graphite plate. *Carbon*. 2022. **187**. P. 396—403.

52. Ergs T., Müller U., Vits F., Barth S. Tribological conditions in grinding of polycrystalline diamond. *Diamond and Related Materials*. 2020. **108**, 107930.
53. Ning Yang, Wenjun Zong, Zengqiang Li, Tao Sun. Wear process of single crystal diamond affected by sliding velocity and contact pressure in mechanical polishing. *Diamond and Related Materials*. 2015. **58**. P. 46—53.
54. Wheeler D.W., Wood R.J.K. High velocity erosion of CVD diamond coatings by diamond particles. *Diamond and Related Materials*. 2018. **84**. P. 32—40.
55. Guolong Zhao, Ziyi Li, Maoshun Hu et al. Fabrication and performance of CVD diamond cutting tool in micro milling of oxygen-free copper. *Diamond and Related Materials*. 2019. **100**. 107589.
56. Hisaya Dojo, Takaaki Tabata, Katsuyoshi Endo et al. Planarization and smoothing of CVD grown diamond wafer by atmospheric pressure plasma based process. *The 6th International Conference of Asian Society for Precision Engineering and Nanotechnology (ASPEN2015) 15—20 August, 2015, Harbin, China*.
57. Hanqing Xu, Jianbing Zang, Guoping Yang et al. High-efficiency grinding CVD diamond films by Fe-Ce containing corundum grinding wheels. *Diamond and Related Materials*. 2017. **80**. P. 5—13.
58. Takuya Semba, Yoshifumi Amamoto, Hirokazu Fujiyama. Reactive Ion Etching of Microgrinding Tool Made of Polycrystalline Diamond. *The 6th International Conference of Asian Society for Precision Engineering and Nanotechnology (ASPEN2015) 15—20 August 2015, Harbin, China*.
59. Gäbler J., Pleger S., Schäfer L. CVD diamond layers with a controlled roughness enable high-precision and micro grinding tools. *2nd International Industrial Diamond Conference: 19—20 April, 2007, Rome, Italy*.
60. Ножкина А.В., Костиков В.И., Ральченко В.Г. и др. Механическая обработка алмазных монокристаллов алмазными порошками с покрытием. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент — техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. Вып. 21*. Киев, 2018. С. 315—324.

61. Пыжов И.Н., Федорович В.А., Рязанова-Хитровская Н.В. и др. Некоторые подходы к повышению ресурса работы алмазных карандашей. *Сучасні технології в машинобудуванні*. 2014. Вип. 9. С. 134—141.
62. Uhlmann E., Wörner E., Brücher M. Leistungsfähigere Zerspanprozesse durch die wärmespreizende Wirkung von CVD-Diamant. URL: http://www.idronline.com /german/pages/archive/2002_2/07_art/art07_2_02.htm.
63. Sen P.K. Synthetische Diamant-Abriechtrohlinge für den zukünftigen Industriebedarf. URL: http://www.idronline.com/german/pages/archive/2002_2/16_art/art16_2_02.htm.
64. Клименко С.А., Манохин А.С., Копейкина М.Ю. и др. Высокпроизводительная чистовая лезвийная обработка деталей из сталей высокой твердости. Под ред. С.А. Клименко. Киев, 2018. 304 с.
65. Верещака А.С., Верещака А.А. Тенденции совершенствования и методология создания функциональных покрытий для режущего инструмента. *Современные проблемы в машиностроении: Сб. науч. статей. Под общей ред. А.И. Грабченко*. Харьков, 2007. С. 192—235.
66. Кайдалов А.А. Плазменная обработка режущего и абразивного инструментов для повышения их износостойкости. *Инструментальный світ*. 2001. № 12. С. 31—33.
67. Вершина А.К., Изотова С.Д., Плескачевский И.Ю. Электрохимическое поведение и структурные особенности Ti(N, C) покрытий, формируемых из сепарированных потоков плазмы вакуумной дуги. *Электронная обработка материалов*. 1994. № 6. С. 21—23.
68. Богуслаев А.В. Характеристика и применение напыления газотермических покрытий на деталях авиадвигателей и технологического оснащения. *Сучасне машинобудування*. 2000. № 3—4. С. 28—33.
69. Розенберг О.А., Царенко И.В., Цеханов Ю.А. О работоспособности деформирующих протяжек с детонационными твердосплавными покрытиями. *Повышение эффективности протягивания (качество обработки): Сб. науч. тр.* Рига, 1990. С. 92—102.

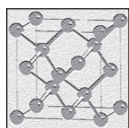
70. Гаранин В.М., Иваненко А.А., Клименко С.А. Детонационное нанесение покрытий — новые возможности в восстановлении деталей. *Сучасне машинобудування*. 1999. № 2. С. 96—99.
71. Табаков В.П. Механизмы упрочнения материала износостойкого покрытия и технологии их реализации. *Современные проблемы в машиностроении: Сб. науч. статей*. Под общей ред. А.И. Грабченко. Том 2. Харьков, 2007. С. 233—247.
72. Шматов А.А., Ворошинин Л.Г. Низкотемпературная поверхностная обработка режущего инструмента. *Мир инструмента* (Беларусь). 1995. № 2. С. 12—13.
73. Костюк Г.И., Куринный А.Н. Сравнение эффективности применения покрытия 0,8ZRN + 0,2HFN на режущих пластинах из твердых сплавов производства Сандвик Коромант, СССР и России. *Современные проблемы в машиностроении: Сб. науч. статей*. Под ред. А.И. Грабченко. Харьков, 2007. Том 2. С. 304—316.
74. Костюк Г.И. Методика выбора покрытий и режущих пластин с покрытиями на основе опыта Украины и международных фирм. *Современные проблемы в машиностроении: Сб. науч. статей*. Под ред. А.И. Грабченко. Харьков, 2007. Том 1. С. 371—401.
75. Романов А.А. Опыт внедрения технологий КИБ и КИНТ и установок типа «Булат». *Оборудование и инструмент для профессионалов*. 2005. № 12. С. 17—19.
76. Белоус В.А. Ионно-плазменная обработка поверхности конструкционных материалов. *Оборудование и инструмент для профессионалов*. 2005. № 12. С. 12—16.
77. Табаков В.П., Рандин А.В. Совершенствование быстрорежущего инструмента с ионно-плазменными покрытиями путем нанесения переходных адгезионных слоев. *Физические и компьютерные технологии в народном хозяйстве: Тр. 7-й Межд. науч.-техн. конф., 27—28 мая 2003 г.* Харьков, 2003. С. 66—68.
78. Акифьев В.А., Полунина О.В., Солопов А.В. и др. Опыт ОАО «АВТОВАЗ» в применении наноструктурированных покрытий для увеличения стойкости режущего инструмента. *Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях. Мате-*

- риалы VII промышл. конф. с междунар. участием. п. Славское, Карпаты, 12—16 февраля 2007 г. Киев, 2007. С. 253—254.
79. Акифьев В.А., Полунина О.В., Солопов А.В. Наноструктурированные безкапельные покрытия для увеличения стойкости режущего и штампового инструмента. *Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях. Материалы VII промышл. конф. с междунар. участием. п. Славское, Карпаты, 12—16 февраля 2007 г.* Киев, 2007. С. 349—351.
80. Верещака А.С., Карпушевики Б., Дюбнер Л.Г. Анализ основных аспектов проблемы применения многослойно-композиционных наноструктурных функциональных покрытий для режущего инструмента. *Сучасні технології в машинобудуванні: Зб. наук. праць*. Вип. 2. Харків, 2008. С. 134—141.
81. Жовтобрюх В.А. Новый износостойкий сплав компании *Taegutec* для высокоскоростного фрезерования чугунов. *Материалы XXIII Міжнар. наук.-практ. конф. «Фізичні і комп'ютерні технології» 21—22.12.2017.* Харків-Одеса, 2018. С. 19—22.
82. Клименко С.А., Мельничук Ю.А., Манохин А.С. и др. Точение закаленных сталей инструментом с поликристаллическим кубическим нитридом бора с защитным покрытием. *Оборудование и инструмент для профессионалов.* 2018. № 2. С. 22—24.
83. Синтетические сверхтвердые материалы. В 3-х т. Т. 1. Синтез сверхтвердых материалов. Редкол.: Н.В. Новиков (отв. ред.) и др. Киев: Наук. думка, 1986. 280 с.
84. Найдич Ю.В., Колесниченко Г.А., Перевертайло В.М. Смачиваемость и контактное взаимодействие металлических расплавов с алмазом и кубическим нитридом бора. *Синтетические алмазы в промышленности.* Киев: Наук. думка, 1974. С. 32—36.
85. Кухаренко С.А., Шило А.Е., Бондарев Е.К. Структурные превращения в смеси натрийборосиликатной и свинцовоцинкборосиликатной систем при нагреве. *Сверхтвердые материалы.* 2005. № 4. С. 47—55.
86. Сверхтвердые материалы. Получение и применение: в 6 т. Т. 3. Композиционные инструментальные материалы. Киев, 2005. 280 с.

87. Graham W., Nee A. The grinding of tool steels with a diamond abrasive wheel. *Int. J. Mash. Tool Des. and Res.* 1974. **14**, No. 2. P. 175—185.
88. Сагарда А.А. Закономерности микрорезания единичным алмазным зерном. *Синтетические алмазы*. 1969. Вып. 2. С. 9—14.
89. Калафатова Л.П., Поезд С.А. Исследование разрушения хрупких неметаллических материалов при резании. *Наукові праці Донецького національного технічного університету. Серія: Машинобудування і машинознавство*. Вип. 92. Донецьк, 2005. 294 с.
90. Мишнаевский Л.Л. Износ шлифовальных кругов. Киев: Наук. думка, 1982. 192 с.
91. Старков В.К. Физический механизм съема материала при шлифовании. *Современные технологии в машиностроении: К юбилею Ф.Я.Якубова: Сб. науч. статей*. Под ред. А.И. Грабченко. Харьков, 2007. С. 156—171.
92. Сухобрус А.А. Исследование силовых и энергетических характеристик процесса шлифования хрупких материалов. *Сверхтвердые материалы*. 1993. № 1. С. 64—69.
93. Семко М.Ф. Особенности процесса резания алмазным и минералокерамическим инструментом и обработки пластмасс: автореф. ... д-ра техн. наук. Киев, 1968. 76 с.
94. Маслов Е.Н. Теория шлифования материалов. Москва: Машиностроение, 1974. 320 с.
95. Захаренко И.П. Основы алмазной обработки твердосплавного инструмента. Киев: Наук. думка, 1981. 300 с.
96. Ящерицын П.И., Бранович Э.С. Роль связки шлифовального круга в работе сил трения и в теплообразовании. *Респуб. науч.-техн. совещ. «Магнитноабразивное полирование деталей»*, 12—13.10.1976. Тез. докл. Минск, 1976. С. 3—9.
97. Malkin S., Joseph N. Minimum energy in abrasive processes. *Wear*. 1975. No. 32. P. 15—23.
98. Шеин А.В. Исследование процесса плоского торцового шлифования инструментальных материалов алмазными кругами: автореф. ... канд. техн. наук. Куйбышев, 1971. 31 с.
99. Шепелев А.А., Лавриненко В.И., Боднарук Н.И. и др. Алмазное шлифование керамики на основе нитрида кремния и карбида бора. *Сверхтвердые материалы*. 1994. № 3. С. 43—50.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

100. Карпов А.В. К вопросу снижения энергоемкости технологических процессов обработки резанием. *Современные проблемы науки и образования*. 2013. № 2. С. 2—10.
101. Адаменко В.М., Мрочек Ж.А. Энергоэффективность процесса резания поверхностей заготовок деталей на основе анализа энергопотребляющих показателей технологического оборудования. *Наука и техника*. 2012. № 4. С. 3—6.
102. Кузнецов А.П. Тепловые процессы в металлорежущих станках. Москва: Техносфера, 2019. 488 с.
103. Физико-математическая теория процессов обработки материалов и технологии машиностроения: в 10 т. Под ред. Ф.В. Новикова и А.В. Якимова. Т. 3. Резание материалов лезвийными инструментами. Одесса, 2003. 546 с.
104. Рябенков И.А., Новиков Ф.В. Теоретические исследования энергоемкости механической обработки и определение условий ее уменьшения. *Вісник НТУ «ХП»*. 2014. № 44. С. 145—150.
105. Сагарда А.А. К анализу износа и энергетических затрат при абразивной обработке металлов. *Сверхтвердые материалы*. 1987. № 1. С. 51—54.
106. Узунян М.Д. Алмазно-искровое шлифование твердых сплавов. Харків, 2003. 359 с.
107. Полянський В.І. Основи забезпечення якості та зниження трудомісткості механічної обробки складнопрофільної формуючої оснастки для харчової промисловості: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Харків, 2021. 40 с.
108. Кацнельсон М.Д., Лурье А.И. Коэффициент работоспособности алмазных и кубонитовых кругов. *Сб. науч. трудов ППИ «Алмазно-абразивная обработка»*. 1974. № 149. С. 90—93.
109. Попов С.А., Малевский Н.П., Терещенко Л.М. Алмазно-абразивная обработка металлов и твердых сплавов. Москва: Машиностроение, 1977. 263 с.
110. Лавріненко В.І. Надтверді матеріали: посібник для допитливих. Київ: Академперіодика, 2018. 336 с.
111. Физико-химические свойства окислов: Справочник. Под ред. Г.В. Самсонова. Москва: Металлургия, 1978. 472 с.
112. Самсонов Г.В., Виницкий И.М. Тугоплавкие соединения. Москва: Металлургия, 1985. 560 с.



ЗМІСТ

ПЕРЕДМОВА	3
Розділ 1	
ПЕРЕДІСТОРІЯ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ	7
Природний камінь	7
Свердління із застосуванням абразивних порошоків	13
Неоліт. Час знайомства з самородними металами	16
Залізна доба. Розквіт інструментів із заліза, винайдення і втрата булату	21
Розділ 2	
ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ СТАЛІ	29
Промислова революція в Англії	29
Від мануфактури до машинного виробництва	32
Історія розвитку глибокого свердління	33
Розділ 3	
ОСНОВНІ ПРИНЦИПИ ВИБОРУ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ОБРОБКИ	39
Основні вимоги до інструментальних матеріалів	39
Розділення мінералів за твердістю	45
Що ж таке твердість?	48
Класифікація інструментальних матеріалів	55

Розділ 4

**ІСТОРІЯ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ
СТАЛЕЙ ХІХ СТОРІЧЧЯ** 57

Початок дослідів з легування сталі 57

Сталь Мюшета — прообраз швидкорізальної сталі 60

Таємниці легування сталей 63

Перші чутки про швидкорізальну сталь 67

Розділ 5

**СУЧАСНІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ
І ШВИДКОРІЗАЛЬНІ СТАЛІ** 63

Кінець ХІХ і початок ХХ століть 69

Фредерік Вінслоу Тейлор 70

Сучасні інструментальні і швидкорізальні сталі 75

Склад і властивості швидкорізальних сталей 76

Порошкові швидкорізальні сталі 82

Розділ 6

ТВЕРДІ СПЛАВИ 87

Від швидкорізальних сталей до твердих сплавів 87

Структура і зв'язок між властивостями твердих сплавів 90

Від твердих до безвольфрамкових твердих сплавів 95

Вольфрам чи титан? 96

Розділ 7

ВІД ПРИРОДНОГО ДО ШТУЧНОГО КАМЕНЮ 101

Від метало- до мінералокераміки 101

Інструментальна мінералокераміка 103

Електроопір кераміки 105

Тепловий вплив на кераміки 109

Шарувата кераміка 114

Нові розробки керамічних інструментальних матеріалів 116

Розділ 8

КАМІНЬ ПРИРОДНИЙ І ШТУЧНИЙ	119
Від інструментальної до надтвердої кераміки	119
Полікристалічна надтверда кераміка на основі алмазів	121
Полікристалічна надтверда кераміка на основі кубічного нітриду бору	127
Сучасна класифікація полікристалічних надтвердих матеріалів на основі кубічного нітриду бору	130
Надтверді структуровані композити на основі кубічного нітриду бору	132
Гібридний алмазний композиційний матеріал — гібридайд	137

Розділ 9

АБРАЗИВНІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ	139
Абразивний інструмент як спосіб застосування абразивних матеріалів	139
Абразивні матеріали. Загальні відомості	141
Природні абразиви	143
Штучні абразиви	145
Абразивні матеріали — шліфпорошки	155
Основні експлуатаційні властивості абразивних матеріалів	161

Розділ 10

ПРИРОДНІ АЛМАЗНІ АБРАЗИВНІ МАТЕРІАЛИ	164
Що ж таке алмаз?	164
Де шукати алмаз на земній поверхні?	168
Звідки взяли алмази?	171
Чи існують позаземні алмази?	173
Алмаз — надтвердий матеріал?	175

Розділ 11

ШТУЧНІ АЛМАЗНІ АБРАЗИВНІ МАТЕРІАЛИ 179

Історія штучних алмазів	179
Вугілля й алмаз — який зв'язок?	181
Яка фаза карбону найстабільніша в земних умовах?	186
Штучні алмази створено!	191
Ера штучних алмазів як інструментального матеріалу ...	192
Якими бувають штучні алмази?	197
Штучні алмази — шліфпорошки	200

Розділ 12

CVD-АЛМАЗНІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ 207

Лабораторно вирощені алмази. Загальні відомості	207
Монокристалічні CVD-алмази	210
CVD-алмазні плівки	215
Полікристалічні CVD-алмази	218
Особливості абразивної обробки PCD- та CVD-алмазів ...	226

Розділ 13

ПОКРИТТЯ НА ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ МАТЕРІАЛАХ 242

Необхідність захисту та зміцнення поверхонь інструменту	242
Особливості методів нанесення покриттів	244
Властивості захисних покриттів	253
Захисні покриття на інструментах із полікристалічних надтвердих матеріалів на основі кубічного нітриду бору ...	256
Захисні плівки на різальній поверхні кругів з надтвердих матеріалів	258
Покриття на зернах надтвердих матеріалів	266

Розділ 14

АЛМАЗНО-АБРАЗИВНА ОБРОБКА ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ	270
Що відрізняє алмази від кубічного нітриду бору?	271
Класифікація інструментальних матеріалів за коефіцієнтом абразивного різання	277
Процес абразивної обробки з точки зору фрикційної взаємодії	278
Оцінка енергетичних витрат алмазно-абразивної обробки	281
ПІСЛЯМОВА	294
ДОДАТКИ	296
Додаток 1. Властивості деяких інструментальних сталей [6]	296
Додаток 2. Склад і властивості швидкорізальних сталей [6]	297
Додаток 3. Склад і властивості твердих сплавів	300
Додаток 4. Склад і властивості безвольфрамових твердих сплавів	309
Додаток 5. Склад і властивості інструментальної кераміки	310
Додаток 6. Склад і властивості полікристалічної надтвердої кераміки на основі КНБ	314
Додаток 7. Деякі властивості найпоширеніших марок алмазних шліфпорошків	318
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	320

Науково-популярне видання

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ НАДТВЕРДИХ МАТЕРІАЛІВ
ім. В.М. БАКУЛЯ НАН УКРАЇНИ

ЛАВРІНЕНКО Валерій Іванович

ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ
МАТЕРІАЛИ
ВІД ПРИРОДНОГО
КАМЕНЮ
ДО ШТУЧНИХ АЛМАЗІВ

Редактор *А.І. Радченко*

Редактор *А.О. Мережко*

Художнє оформлення
та технічне редагування *О.А. Бурдік*

Комп'ютерна верстка *Н.О. Кучеренко*

Підписано до друку 23.05.2023. Формат 84 × 108/32.
Гарн. Minion Pro. Ум. друк. арк. 17,64.
Обл.-вид. арк. 15,29. Тираж 200 прим. Зам. № 6937.

Видавець і виготовлювач
Видавничий дім «Академперіодика» НАН України
01024, Київ, вул. Терещенківська, 4

Свідоцтво про внесення до Державного реєстру суб'єктів
видавничої справи серії ДК № 544 від 27.07.2001

ЛАВРІНЕНКО Валерій Іванович

Народився 2 серпня 1952 р. у м. Олександрія, Кіровоградської обл., Україна.

Громадянин України. Доктор технічних наук, професор, завідувач науковим відділом № 3 «Алмазно-абразивної і фізико-технічної обробки» Інституту надтвердих матеріалів імені В.М. Бакуля НАН України.

1974 р. закінчив із відзнакою Кіровоградський інститут сільськогосподарського машинобудування (нині м. Кропивницький). З 1974 р. працює в Інституті надтвердих матеріалів НАН України: конструктор 3 кат. (1974), конструктор 2 кат. (1975), старший інженер (1977), молодший науковий співробітник (1980), науковий співробітник (1984), старший науковий співробітник (1986), провідний науковий співробітник (2000), завідувач лабораторії (2005), завідувач відділу (з 2006 р.). Учений секретар спеціалізованої вченої ради Д 26.230.01 при Інституті надтвердих матеріалів. Голова профкому Інституту, член ЦК профспілки працівників НАН України.

Основна наукова діяльність спрямована на розробку ефективних технологій високопродуктивного і якісного шліфування твердих сплавів, інструментальних сталей, різальної кераміки, обробку монокристалів. Основні напрями наукових досліджень: пошук шляхів застосування внутрішніх резервів інструментальних композитів для спрямованої зміни їхніх експлуатаційних властивостей, пошук позитивних ефектів, що є характерними для умов уведення додаткової енергії в зону обробки, й отримання їх вже без уведення такої енергії. Цим шляхом здійснюється пошук енергоощадних методів обробки.

Автор 720 друкованих праць, 87 винаходів. Є автором і співавтором 17 монографій.

Нагороджений відзнаками Інституту: Почесною Бакулівською грамотою (2008, 2012), Почесним дипломом ім. Е.В. Рижова (2008), Почесною Бакулівською медаллю (2013). Відмічений подякою Прем'єр-міністра України (2011) за суттєвий особистий внесок в забезпечення розвитку науково-технічної сфери, багаторічну самовіддану працю і високий професіоналізм. Є Лауреатом Премії НАН України ім. Г.В. Карпенка (2017), того ж року здобув звання «Винахідник року Національної академії наук України». Нагороджений відзнакою НАН України «За підготовку наукової зміни» (2018). Лауреат премії академії наук України, Білорусі та Молдови (2021).