

**ШИФР «ІМПУЛЬС»**

**Напря́м: «МАТЕ́РІАЛОЗНАВСТВО»**

**ТЕМА:**

**«УТВОРЕННЯ ОБ'ЄМНИХ НАНОСТРУКТУРНИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ  
ІМПУЛЬСНОМУ НАВАНТАЖЕННІ»**

2020

## ЗМІСТ

Вступ	
Дослідження утворення наноструктур при ударно-хвильовому навантаженні	5
2. Дослідження мікроструктури металу, підданого хвильовій або пластичній деформації і фізичних явищ, що відбуваються при цьому	15
3. Механізми утворення нано- і пікокристалічних, аморфних і субкристалічних компонентів при ущільненні порошкових матеріалів	22
Висновок	30
Література	31

## ВСТУП

Минуле століття характеризується появою комплексу прогресивних високоенергетичних процесів високошвидкісного деформування - штампування імпульсною дією, створення нових синтетичних і композиційних матеріалів, зварювання вибухом металів і сплавів, техніка вибухового дроблення, використання аномального зміцнення конструкційних сталей на фронтах сильних ударних хвиль, отримання нових станів речовин, речовин з допомогою фазових переходів, ущільнення вибухом порошкових матеріалів, рідкофазне спікання вибухом, актування спікання і реакційної здатності порошків при ударно-хвильовому навантаженні і т.д. теперішній час характеризується зростаючим інтересом до виробництва нано- і пікокристалічних, аморфних і субкристалічних компонентів; отриманню щільних композитів з однорідною структурою.

При розробці методів отримання нанопорошків тривають пошуки заходів для виключення або зменшення ступеня утворення об'єднань наночастинок. Так, в методах отримання нанопорошків шляхом конденсації з парової фази виявилось доцільним точне регулювання температури утворення наночасток. У хімічних методах виявляється ефективним виключення води з деяких стадій синтезу для зменшення ступеня агломерування. Використовуються також методи зменшення контакту між частинками шляхом їх покриття (капсулювання) [2], яке потім, перед компактування, видаляється.

Проте, агрегування і агломерація наночастинок ускладнює отримання компактних матеріалів. Потрібні великі механічні зусилля або підвищення температури (при спіканні), щоб подолати сили агломерування.

В даний час існують три напрямки отримання об'ємних наноструктурних матеріалів: контрольована кристалізація аморфних матеріалів, компактування ультрадисперсних порошків і інтенсивна пластична деформація матеріалів зі звичайним розміром зерна [2].

Великий інтерес викликає отримання наноструктурних матеріалів методами інтенсивної пластичної деформації (ІПД) [1, 2], тобто великими

деформаціями в умовах високих прикладених тисків. В основі методів ВПС лежить сильне подрібнення мікроструктури в металах і сплавах до нанорозмірів за рахунок великих деформацій. При розробці цих методів існує кілька вимог для отримання об'ємних наноматеріалів [2]. По-перше, важливість формування ультрадрібнозернистих (УМЗ) структур, що мають великі кутові границі зерен, оскільки саме в цьому випадку якісно змінюються властивості матеріалів. По-друге, формування наноструктур, однорідних по всьому об'єму зразка, що необхідно для забезпечення стабільності властивостей отриманих матеріалів. По-третє, зразки не повинні мати механічних пошкоджень або руйнувань, незважаючи на їх інтенсивне деформування.

# 1. ДОСЛІДЖЕННЯ УТВОРЕННЯ НАНОСТРУКТУР ПРИ УДАРНО-ХВИЛЬОВОМУ НАВАНТАЖЕННІ

Найбільш повно досліджено ударне навантаження металів з максимальним тиском порядку 100 ГПа. У ряді досліджень установлені значні структурні зміни в крупнокристалічній міді при навантаженні тиском до 70 ГПа при різних швидкостях деформації [3, 4]. При ударному тиску вище певної граничної величини (30 ГПа) відбувається як гомогенне, так і гетерогенне деформування. Це виражається в утворенні в зернах паралельних шарів шириною  $\approx 1 \div 2$  мкм із переходом  $1 \div 10$  мкм [5]. Для алюмінію аналогічні результати отримані при навантаженні  $\approx 10$  ГПа [5].

При ударно-хвильовому навантаженні відбувається інтенсивна пластична деформація, що досягає десятків відсотків за дуже короткий час ( $10^6 - 10^7$  s) год. Утворення наноструктур у таких умовах підтверджене дослідженнями часток розміром у кілька мікрометрів при їх зіткненні з мішенню у технологічних процесах «холодного» газодинамічного, детонаційного й кавітаційного напилювання.

Пластичну деформацію частки при високошвидкісному зіткненні з недеформованою мішенню слід розглядати на основі закону збереження енергії або зміцнення руху як це передбачається в роботах [4, 5]. Однак запропоновані рівняння не враховують дію зовнішніх масових сил, зовнішніх поверхневих сил, напруг при деформації частки. Рівняння збереження механічної енергії переважніше використовувати у вигляді

$$\iiint_W \rho \vec{F} v dW - \iint_{\Sigma} \vec{\sigma}_n v d\Sigma = \iiint_W \sigma_{ik} e_{ik} dW + \frac{d}{dt} \iiint_W 0,5 \rho v^2 dW, \quad (1.1)$$

де  $W$  - матеріальний обсяг;  $\Sigma$  - поверхня, що обмежує матеріальні обсяг;  $\rho \vec{F} dW$  - зовнішні масові сили;  $\vec{\sigma}^n d\Sigma$  - зовнішні поверхневі сили;  $v$  - переміщення точки додатку поверхневих сил;  $\sigma_{ik}$  - напруги.

Процес фрагментації зерен при інтенсивній пластичній деформації (ІПД) можна розрахувати за допомогою рівняння (1.1) при знанні енергії, необхідної для дроблення зерен [6].

У рамках досліджень по інтенсивній пластичній деформації ДонФТІ показано, що збільшення тиску в осередку інтенсивної пластичної деформації приводить не тільки до припинення процесу руйнування матеріалу, але й підвищенню процесу фрагментації при вибухотермічній обробці, при цьому розміри зерен зменшуються приблизно в 10 разів й більше. Ударні хвилі в металах сприяють разорієнтації внутрішньозеренної структури вихідної пластичної матриці інтенсифікує бейнітні перетворення й підвищує температуру початку мартенситного перетворення, помітно змінює положення точки  $A_{C_1}$ .

Процес фрагментації зерен при ІПД можна розрахувати за допомогою рівняння (1.1), тобто в рамках фізичної механіки тіл, що деформуються. Ряд авторів [5-9] вважають, що для опису процесів інтенсивної пластичної деформації необхідно використовувати методи фізико-хімічної механіки матеріалів з використанням реологічних рівнянь стану й теорії індивідуальних дислокацій.

Згідно з положеннями цієї теорії рух часткових дислокацій приводить до фрагментації кристала. Зі збільшенням ступеня деформації розміри фрагментів зменшуються. Крім того фрагменти витягаються уздовж осі макродеформації й сильніше розвертаються друг щодо друга, тобто виникає турбулентність. При інтенсивній пластичній деформації фрагментація є домінуючою модою еволюції дефектної структури. Границі фрагментів служать місцями локалізації пластичних поворотів ґратів. Перехід до ротаційних мод пластичності й виникнення в кристалі можна розглядати базуючись на загальних видах Пригожина-Гленсдорфа про формування «дисипативних» структур у матеріалах, які випробовують інтенсивні зовнішні впливи [5]. Інтенсивна пластична деформація приводить також до аморфізації структури.

Виходячи з того, що утворення нанооб'ємних матеріалів має стохастичний характер, значний інтерес представляє ентропійний підхід до проблеми фрагментації й аморфізації структури матеріалу.

Внаслідок того, що інтенсивна пластична деформація металу протікає в умовах неоднорідності напруженого стану, температури, хімічного потенціалу й багатофазності деформуємого середовища. У результаті цього виникають необоротні потоки енергії, наявність яких обумовлює локальне виробництво ентропії.

В остаточному підсумку, розвиток процесу пластичної деформації, який обмежений руйнуванням визначається співвідношенням конкуруючих потоків, що прагнуть зруйнувати метал або перешкоджати цьому. Тобто який потік буде переважним або найбільш імовірним у даних умовах, той і визначить поведінку матеріалу.

Процес пластичної деформації необхідно зв'язати зі зміною ентропії тіла, а умова руйнування можна представити у вигляді

$$S(\bar{t}) = S(0) + \Delta \bar{S} = S, \quad (1.2)$$

де  $\bar{t}$  - час руйнування;  $S(0)$  - щільність ентропії в початковий момент часу;  $\Delta \bar{S}$  - критичне значення щільності ентропії при заданому значенні  $(\bar{t})$ .

При цьому

$$s(\bar{t}) = \frac{n(\bar{r}, \bar{t})}{T}; \quad s(0) = \frac{n(\bar{r}, 0)}{T}; \quad \Delta \bar{S} = \frac{\Delta \bar{n}}{T}; \quad \bar{s} = \frac{\bar{n}}{T} \quad (1.3)$$

де  $T$  - абсолютна температура;  $\bar{n}$  - щільність внутрішньої енергії.

Механічні процеси необхідно розглядати у взаємозв'язку з термічними й структурними процесами, що протікають у деформуємому твердому тілі.

Одержання дрібнозернистої структури можливо, як у результаті термічного впливу на деформовані напівфабрикати й деталі при дифузійному відпалі, так і наступної деформації після дифузійного відпалу. При дифузійному відпалі, який пов'язаний із тривалою витримкою сплавів при високих температурах, у результаті якої зменшується ліквідаційна неоднорідність твердого розчину. Дифузійний відпал пов'язаний із

протіканням дифузійних процесів, які не встигнули завершитися при первинній кристалізації. Інтенсифікувати процес дифузії, якщо не брати до уваги традиційних методів прискорення дифузії, ефективніше всього дією ударних хвиль високого тиску. Свідченням цього є процеси вибухотермічного зміцнення. Однак можливості цього методу зміцнення ще не використані повною мірою. Для подальшого здрібнювання зерна після гомогенізуючого відпалу необхідно проводити деформацію деталей і напівфабрикатів.

Великими можливостями для варіювання параметрами вибухового навантаження мають процеси обробки за схемою характерної для вибухового плакування. Багатошарові заготовки із прошарками з реакційної суміші можуть бути отримані (до 10 шарів і більш) за один вибух. Це дозволяє при доборі акустичної твердості пластин (трубчастих заготовок) і їх кількості збільшувати тривалість дії імпульсу тиску. Крім того, пластини, які розташовані з боку вибухової речовини (ВР) випробовують багаторазовий ударний вплив. Пластина, що метається ВР підпадає під вплив дії ударної хвилі й тепловому впливу ударних хвиль. Падіння плоскої ударної хвилі нормально до поверхні навантаження приводить до виникнення тривісного напруженого стану нерівномірного стиску. Максимальні дотичні напруження близькі за значенням прикладеному тиску  $P$ , особливі в тому випадку якщо швидкість поширення фронту детонації  $D$  близька до швидкості пружних хвиль у матеріалі відносний стиск при вибуховому навантаженні в ряді випадків досягає залежно від прикладеного тиску 14-27%. У такий спосіб пластина, що метається безпосередньо ВР зазнає не менш інтенсивної пластичної деформації, чим при гарячому куванні. Крім того, загальний тиск ударної хвилі на метал складається з холодної й теплової складових. При тисках 30-50 ГПа нагрівання речовини в ударній хвилі значний і впливає на властивості, особливо для метастабільних сплавів.

Для оцінки температури заготовки після зварювання вибухом передбачається, що різниця між кінетичною енергією пластини, що



метається, і кінетичною енергією зварених пластин повністю переходить у тепло й розподіляється по товщині пакета рівномірно. Кількість тепла, що виділилося при метанні пакета із  $n$  пластин при зіткненні із  $n+1$  заготовкою, можна визначити з вираження

$$Q_{n+1} = \sum_{i=1}^n Q_i + v_c^2 \sum_{i=1}^n \rho_i \delta_i \left( \frac{\rho_{n+1} \delta_{n+1}}{\rho_n \delta_n + \rho_{n+1} \delta_{n+1}} \right), \quad (1.4)$$

де  $Q_{n+1}$  - кількість тепла, що виділилася на одиницю площі пакета пластин;  $v_c$  - швидкість співударяння пластин;  $\rho_i, \delta_i$  - щільність й товщина пластин ( $i = 1 \dots n, n + 1$ ).

При цьому енергією, що виділяється у шві, втрачену при польоті пластин можна зневажити. Максимальна температура на будь-якій відстані у від границі з'єднання (зіткнення) складе:

$$T_{\max} = T_o + 0,5 Q_{n+1} C_{cp}^{-1} \rho_{cp}^{-1} (\pi / 2y)^{-0,5} \cdot \exp(-0,5), \quad (1.5)$$

де  $C_{cp}, \rho_{cp}$  - середня швидкість звуку й щільність шарів пакета заготовок.

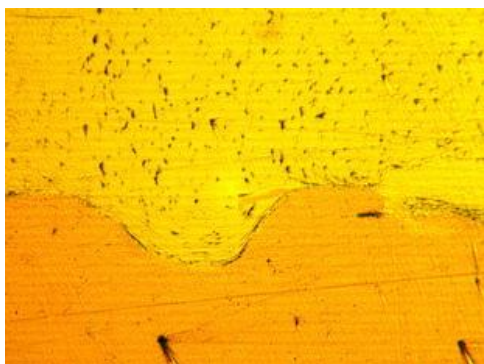
Важливим параметром динамічного синтезу є час існування на границі розділу пластин стискаючих напруг. Поставлене завдання вирішено методом характеристик. Облік в'язкопластичних властивостей матеріалів пакета пластин, що співударяються, дозволив описати явище загасання амплітуди пружного передвісника й релаксацію напруг за його фронтом. Аналіз отриманого розв'язку й експериментальних даних дозволив зробити наступний висновок, що параметри навантаження та тривалість процесу забезпечують синтез алмазоподібних структур.

Під час вибуху метаємого заряду середовище розганяється, дробиться на наночастинки, і при зіткненні з охолоджуваною поверхнею відбуваються процеси, характерні для швидкої кристалізації.

Швидкість падіння температури при зіткненні метаємого тіла з поверхнею іншого матеріалу при швидкостях зіткнення близько  $1000 \text{ мс}^{-1}$  в інтервалі температур  $700-350^\circ$  становить до  $3,5 \cdot 10^6$  град/с. При таких

градієнтах температур відбувається отримання аморфних матеріалів з розплавів.

**Зварений зразок:** мідь марки М2р і латунь Л62 (рис. 1.1-1.3).



а) x100



б) x50

Рисунок 1.1 – Зона з'єднання металів при зварюванні вибухом без травлення

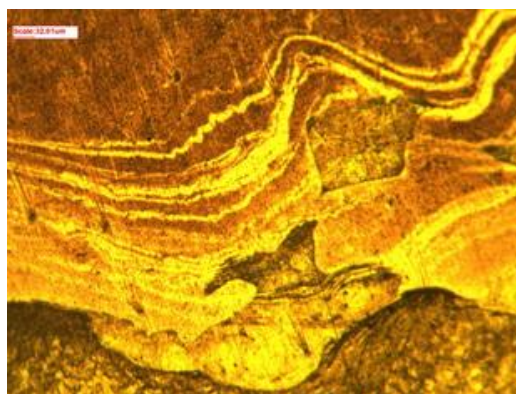
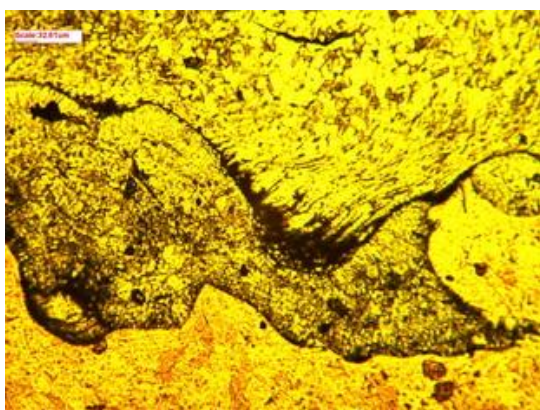


Рисунок 1.5 – Травлення розчином хлорного заліза із соляною кислотою  
(5г.  $\text{FeCl}_3$ + 15мл  $\text{HCl}$ +100мл  $\text{H}_2\text{O}$ ) (x100)



а) x100



б) x100

Рисунок 1.3 – Зона з'єднання металів при зварюванні вибухом з аморфними  
включеннями

Встановлено, що тривалість імпульсу при метанні пакета пластин залежно від відстані між пластинами може бути збільшена в 2-10 раз.

Аналіз експериментальних даних наведених у літературних джерелах [5] і результати розрахунків процесу зіткнення пластин, що метаються накладним зарядом ВР дозволяє зробити припущення про можливість синтезу й алмазоподібних структур при запропонованій схемі навантаження.

Для реалізації процесу динамічного синтезу провели метання пакета із сьома пластинами товщиною 1,5 мм. Матеріали пластин вуглецева сталь (Ст 3)+латунь (Л62)+мідь (ЛЛ2Р)+вуглецева сталь (Ст3)+латунь (Л62)+мідь (М2Р)+сталь (Ст3). Зазор між пластинами склав 1,5 мм. У якості підстави використовувалася сталевая плита з покриттям з карбіду вольфраму. У якості дистанційних елементів застосували циліндричні пластинки з пористого графіту. Поверхні мідних пластин, які співударялися з поверхнею сталевих пластин покривали тонким шаром графіту. Шар графіту наносили м'яким олівцем.

Швидкість детонації вибухової речовини АС-1 (амоніт зварювальний) склала 3900-4200 мс<sup>-1</sup>. Зварений пакет пластин після вибухового навантаження представлений на рис. 1.4. після зварювання вибухом проводили термоциклічну обробку пакета пластин.

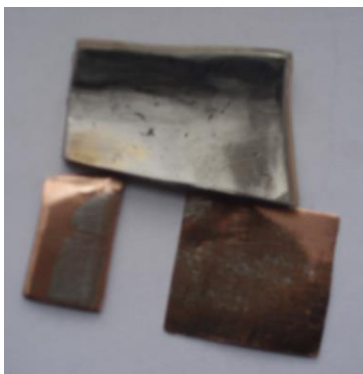


Рисунок 1.4 – Локальне легування сталі та міді наночастками латуні, алюмінію та графіту

Після розпилювання й хімічного очищення були виділені монокристали алмаза різного фарбування. Максимальні розміри монокристалів 0,5-0,8 мм.

Таким чином, отримані позитивні результати, які підтвердили принципову можливість динамічного синтезу монокристалів алмаза в умовах навантаження відповідних до процесу вибухового плакування.

Виготовлені експериментальні зразки з біметалу мідь-латунь-нержавіюча сталь, алюміній-мідь-карбід вольфраму (рис. 1.5,а). Мідь з нанопокриттям з графіту, алюмінію, латуні (рис. 1.5, б).



а)

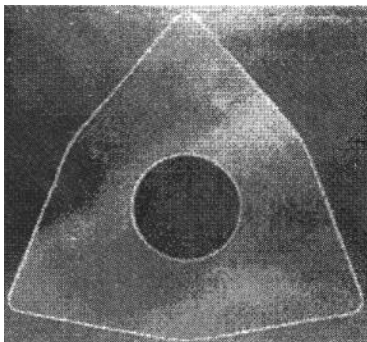


б)

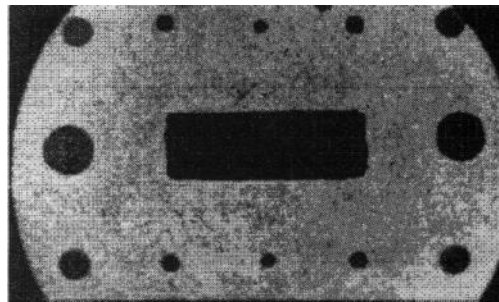
а) латунь-мідь-нержавіюча сталь; б) алюміній-мідь-карбід вольфраму.

Рисунок 1.5 – Нанокристалічні об'ємні композитні матеріали

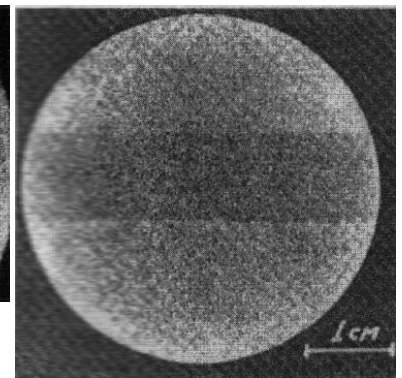
Візуалізація фізико-хімічних процесів при виготовленні нанооб'ємних матеріалів здійснювалося методом хемографії (рис. 1.6)



а)



б)



в)

Рисунок 1.6 – Хемограми деталей, виготовлених з твердого сплаву (а), міді (б) та біметалу латунь-мідь (в)

Типові фотографії мікроструктури міді, що отримані з використанням скануючої електронної мікроскопії, надані на рис. 1.7, а. Вихідний розмір

зерна міді складає 2-43 мкм. Стан поставки вихідного зразку – гарячекатаний пруток.

Мікроструктура міді, що отримана методом вибухової обробки надана на рис. 1.7, б. Мікроструктура мідного зразку є макроскопічні однорідні та складаються з фактичного рівновісних зерен, середній розмір яких складає  $150\pm 50$  нм.

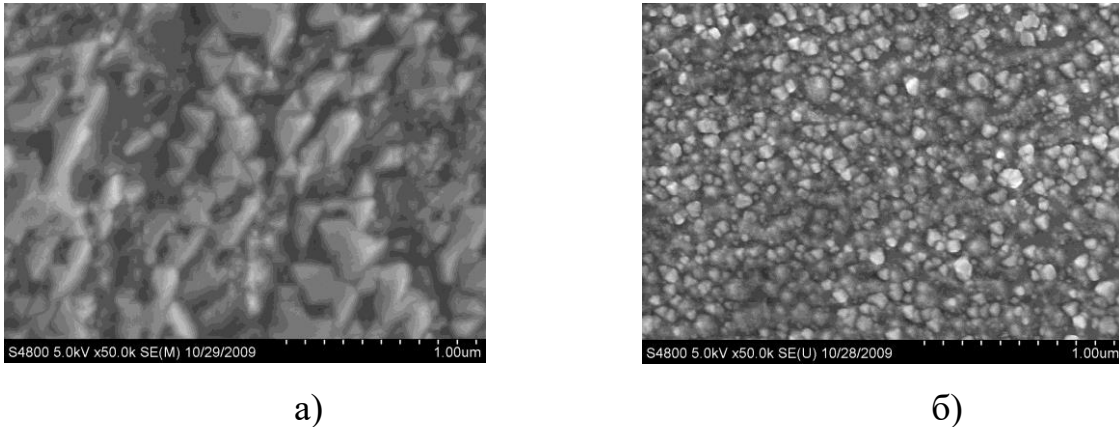


Рисунок 1.7 – Типові фотографії мікроструктури міді до вибухового навантаження (а) та після вибухового навантаження (б)

Таким чином на основі експериментальних досліджень встановлені фізичні явища та особливості формування субмікро- і наноструктур в металах при ударно-хвильовому навантаженні у процесах зміцнення та зварювання вибухом. У рамках теорії фрагментації з використанням ентропійного підходу обґрунтована можливість отримання та синтезу наноматеріалів при вибуховому навантаженні.

Обґрунтовані теоретичні положення процесів отримання об'ємних наноконструкційних матеріалів, вибухового легування матеріалів наночастками отриманих за допомогою зварювання вибухом шаруватих композиційних матеріалів з нанопрошарками. Результати аналітичних досліджень реалізовані у вигляді математичної моделі цих процесів.

Встановлено, що на стику процесів зварювання вибухом і вибухового зміцнення для ряду матеріалів можливий процес швидкої кристалізації. І цей



процес, імовірно, дає можливість одержання монометалів з поверхневою структурою й властивостями, характерними для біметалів.

Ударно-хвильове навантаження є ефективним і унікальним способом створення високого тиску, високої швидкості деформації й охолодження й може використовуватися як метод зміни механічних властивостей зі зміною структури й одержання конструкційних наноструктурних матеріалів.

Нові технології поверхневого зміцнення металевих матеріалів, що використовують концентровані потоки енергії, знаходять все більше застосування в промисловості. Зростаючі і усе більш різноманітніші вимоги до матеріалів, що піддаються руйнуванню за різних умов експлуатації, примушують розробляти нові підходи до обробки поверхні. Найбільш перспективними є імпульсні способи зміцнення. Їх застосування стримується недостатньою вивченістю супутніх фізичних процесів.

Імпульсна дія призводить до істотного подрібнення зерна (у 2... 30 разів), тобто до підвищення ступеню фрагментації структури [10]. Для нових зерен характерна зубчастість границь. Рушійною силою процесів утворення виступів (зубчастості) служить різниця в локальній щільності дефектів по обидві сторони межі зерен. Наявність зубчастості меж є ознакою динамічної рекристалізації.

Таким чином, після імпульсної дії в сталях спостерігаються структурні ознаки двох процесів: високошвидкісної зрушуючої мікропластичної деформації по механізму двійникування і динамічної рекристалізації.

Для інструментальних сталей встановлено: після імпульсної обробки площа, яку займає карбідна фаза, збільшилася в 1,5 рази при одночасному подрібненні карбідних включень в середньому з 1,44 до 1,15 мкм. Встановлено також, що пластична деформація сприяє розпаду цементиту і переходу вуглецю в твердий розчин. Отже, процеси мікропластичної деформації, що протікають при імпульсному зміцненні, сприяють інтенсивнішому розчиненню карбідної фази і перерозподілу вуглецю в

матриці. Зменшення розміру зерен карбідної фази, збільшення її площі і міри дисперсності в матриці сталі приводять до зростання в'язкості [10].

Ефект збільшення пластичності обумовлений також [3-10]:

- більше рівномірним і однорідним протіканням деформації за усім обсягом оброблюваної деталі;

- високошвидкісним розігріванням об'ємів деталі, що деформуються, вихровими струмами до температур порядку 250...350° С, що прискорює деформаційні і дифузійні процеси;

- значним зниженням вірогідності виникнення в металі прихованих дефектів типу внутрішніх порушень суцільності.

Використання енергії конденсованих і газових вибухових речовин для синтезу матеріалу й модифікації матеріалу в ряді випадків набагато ефективніше традиційних технологій високих тисків у статичних умовах.

## **2. ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ МЕТАЛУ, ПІДДАНОГО ХВИЛЬОВІЙ АБО ПЛАСТИЧНІЙ ДЕФОРМАЦІЇ І ФІЗИЧНИХ ЯВИЩ, ЩО ВІДБУВАЮТЬСЯ ПРИ ЦЬОМУ**

Під час вибухової металообробки з використанням накладних зарядів вибухових речовин у матеріалі, підданому інтенсивній пластичній деформації, також відбувається його нагрівання. За таких самих температурних умов під час статичного навантаження унаслідок деформації відбувається подрібнення зерна, а завдяки рекристалізації – його укрупнення.

Під час вибухового навантаження механізм пластичної деформації дещо інший, ніж під час статичного навантаження. За даними деяких досліджень, середня відстань, яку проходять дислокації під час динамічного навантаження, менша за середній розмір зерна; отже взаємодія дислокацій із межами зерен незначна та динамічна пластична течія обумовлена відривом дислокацій від місць закріплення, розмноження і поведінкою їх усередині

зерна. Окрім того, локалізація деформаційних змін усередині зерна впливає і на рекристалізаційні процеси пов'язані зі збільшенням центрів рекристалізації, а внаслідок цього – подрібнення зерна, що підтверджує комплекс експериментальних досліджень, проведених Кочетовим А. П.[11] Установлено, що гаряча динамічна деформація на 2–6 % при штампуванні вибухом призводить до зменшення в 2–3 рази розміру зерна до № 9 для сталі 20кп і № 10 для сталі 20 (рис. 2.1).

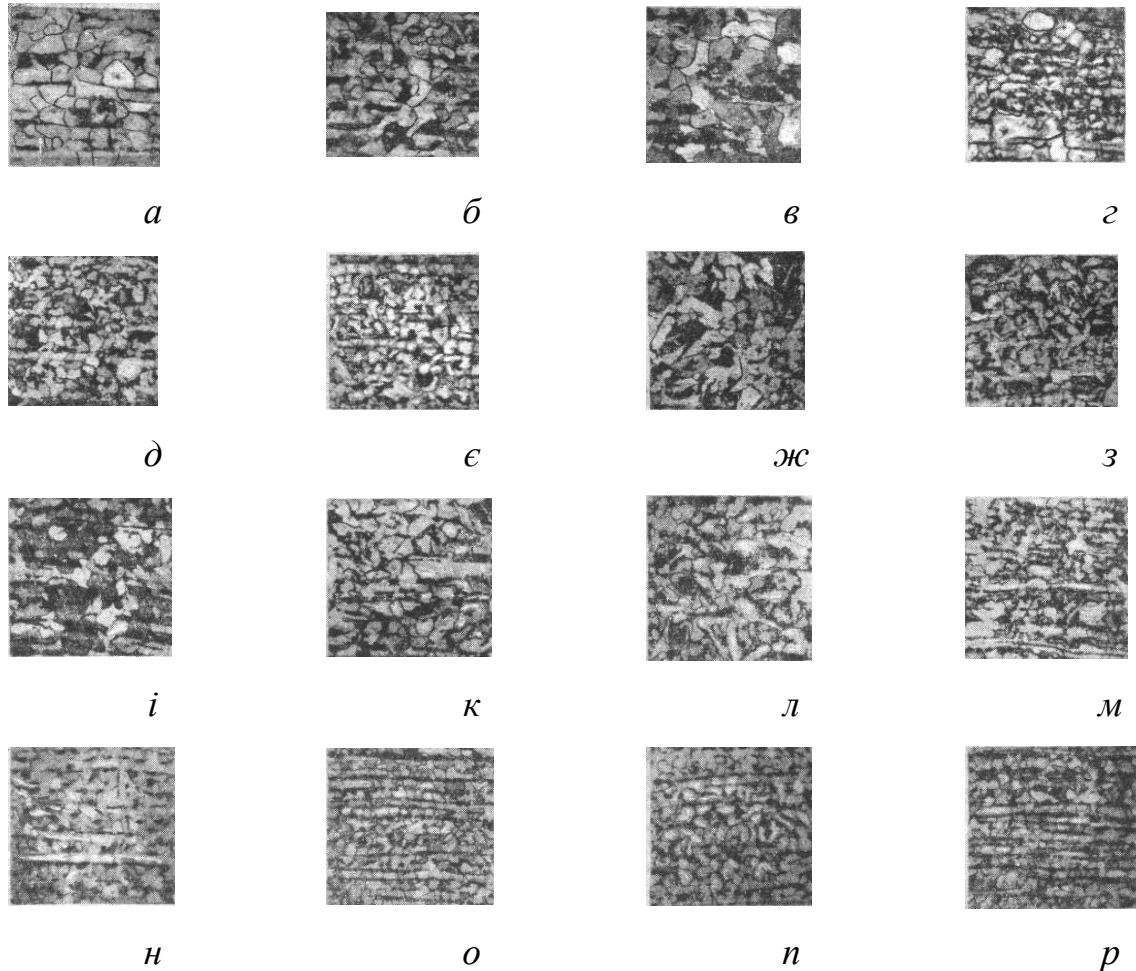


Рисунок 2.1 – Мікроструктура сталі 20кп та сталі 20

*а* – нагрівання до 800°C, *б* – деформація на 5 % при 800°C, *в* – нагрівання на 900°C, *г* – деформація на 6,7 % при 900°C, *д* – нагрівання до 1000°C, *е* – деформація на 5,5 % при 1000°C, *ж* – нагрівання на 1100°C, *з* – деформація на 5,5 % при 1100°C, *і* – нагрівання до 800°C, *к* – деформація на 4,3 % при 800°C, *л* – нагрівання на 900°C, *м* – деформація на 2,4 % при 900°C, *н* – нагрівання до 1000°C, *о* – деформація на 3,5 % при 1000°C, *п* – нагрівання 1100°C, *р* – деформація на 6,8 % при 1100°C



До того ж, під час найменших деформацій – 1,5–2%, зерно подрібнюється.

Виникнення екстремальнодрібнозернистої структури відбувається і в процесі зварювання вибухом під час зіткнення пластин.

Заслуговують на увагу експериментальні дослідження, проведені Беляєвим В. І., Ковалевським В. Н. та іншими вченими [12] щодо оцінювання впливу швидкості деформації на мікроструктуру сталей 40Х і Х18Н9Т і сплаву ОТ4. Установлено, що після статичного розтягування на деяких зернах з'являються смуги ковзання, що не виходять за межі зерна. Пластичній деформації піддані по найсприятливіше орієнтовані зерна. Зі збільшенням швидкості деформації кількість зерен, що втягуються в пластичну деформацію, збільшується. Збільшення швидкості деформації до 100 м/с супроводжується посиленням внутрішньозернистим ковзанням і ковзанням біля стиків зерен. Одночасно з ковзанням виникають двійникові смужки. У разі високошвидкісного розтягування тиск у фронті хвилі призводить до дроблення блоків, суттєво не змінюючи розміри самих зерен.

В умовах, коли з'являються зсувні деформації, як загальне дроблення зерен сплавів по всьому перетину, так і їх місцеве інтенсивне подрібнення в поверхневому шарі, мають явно виражені витягнуті зерна. Середня величина зерна зменшується в 3,5–4,5 разу в поверхневому шарі і 2–2,5 рази на глибині 2 мм. Ступінь витягнутості (за початкової 1,2–1,5) досягає до 3,7.

Вивчення мікроструктури зразків матеріалів, зміцнених вибухом за допомогою світлової мікроскопії, надало можливість спостерігати сильну пластичну течію або інтенсивну пластичну деформацію (ІПС) в поверхневому шарі. Застосування електронної мікроскопії для дослідження деяких металів і сплавів дозволило спостерігати явно виражену комірчасту структуру з розмірами осередку 100 Нм, що переважно орієнтована на детонацію накладного заряду вибухової речовини. Імовірно така структура розвивається у разі поєднання інтенсивної пластичної деформації і тепла, що виділилося під час імпульсного навантаження.

Примітно, що якщо зміцненню піддається система, яка складається з ударного елемента, з дрібнозернистою структурою з деталлю елемента – із крупнозернистою структурою подовжених зерен і монокристалів, то в зоні зіткнення утворюються дрібні рівновісні рекристалізаційні зерна.

За даними Хамершміда [13], у процесі зварювання вибухом під час зіткнення пластин також виникає екстремальнодрібнозерниста структура з аномально великою міцністю (розмір зерна – 100–300 Нм). Також на прикладі зварювання вибухом алюмінієвого сплаву з нержавіючої сталі дифракцією електронів показано, що в центрі зони з'єднання наявна аморфна фаза.

Отже, аналізуючи численні дослідження можна зробити висновок, що в зоні зміцнення наявна структура, характерна для інтенсивної пластичної деформації (сильно витягнуті зерна, комірчаста структура, велика щільність дислокацій). Приблизно така сама структура досягається під час вибухотермічного зміцнення сталі Гадфільда, а саме – під час зміцнення вибухом накладним зарядом вибухової речовини та подальшим гомогенізаційним відпалювання. Виконавши додаткове зміцнення ударом жорсткого тіла ударною хвилею, що біжить, можна уникнути гомогенізаційного (рекристалізаційного) відпалювання.

Визначення деформацій, що відповідають оптимальній структурі матеріалів по експлуатаційним характеристикам і дорівнюють граничним рівномірним можливо з використанням співвідношення для швидкості пластичних деформацій у формі Гилмана-Джонстона

$$\varepsilon_i = \frac{4}{3} b C_o \left( n_o + \frac{3}{4} m \varepsilon_i \right) \exp \left[ -2 \left( D + \frac{3}{4} H \frac{\varepsilon_i}{\sigma_i} \right) \right] \quad (2.1)$$

де  $n_o$  – початкова щільність;  $b$  – вектор Бюргерса;  $m$  – коефіцієнт розмноження дислокацій;  $H$  – постійна зміцнення;  $C_o$  – швидкість звуку в поперечному напрямку;  $D$  – емпірична постійна.

Співвідношення має екстремум (при фіксованих значеннях). При досягненні екстремуму або критичного значення пластичних деформацій,

при зростанні загальної щільності дислокацій «замикаються» рухливі дислокації і досягається гранично можливе зміцнення й впорядкована структура.

Значення критичних деформацій визначається при  $\frac{d\dot{\varepsilon}}{d\varepsilon} = 0$ . Критичне значення деформацій відповідає другій умові локалізації деформацій (втрата стійкості)

$$\varepsilon_i = \frac{4}{3m} \left( \frac{\sigma_i}{H} - n_0 \right) \quad (2.2)$$

Існують чотири види втрати стійкості матеріалу при деформуванні: поява перших ліній ковзання, локальне стоншення матеріалу, поява других ліній ковзання, виникнення витрощання матеріалу. У всіх цих випадках спостерігається зміна розміру зерна матеріалу, що деформується.

Підтвердження цього результату є металографічні дослідження зразків з різних матеріалів в умовах втрати стійкості (рис. 2.1-2.10)

На дослідження представлений зразок з Ст 3, після механічних випробувань.

Дослідження мікроструктури виробляли на поздовжньому мікрошліф.

Мікроструктура недеформованого ділянки: ферит неправильної осколковий форми і пластинчастий перліт (рис.2.1, 2.2).

Величина зерна відповідає 7 номером ГОСТ5639-82.

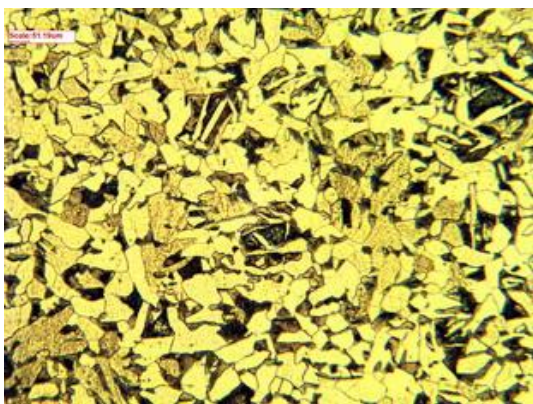


Рисунок 2.1 – x125

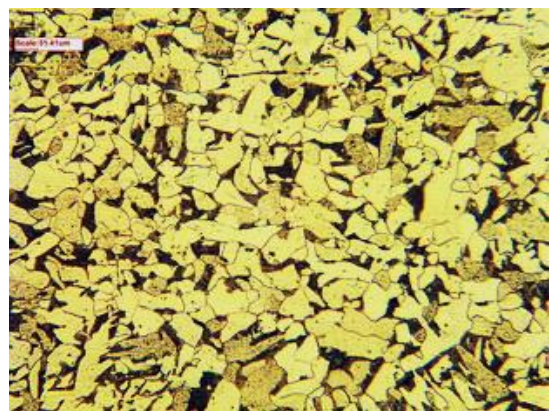


Рисунок 2.2 – x125

**Мікроструктура ділянки руйнування:** спостерігаються значні зміни форми зерен, їх сплющення. Пластична деформація зерен орієнтована в

напрямку прикладання навантаження на ділянці руйнування (рис. 2.3) і в зоні примикає до ділянки руйнування (рис. 2.4).

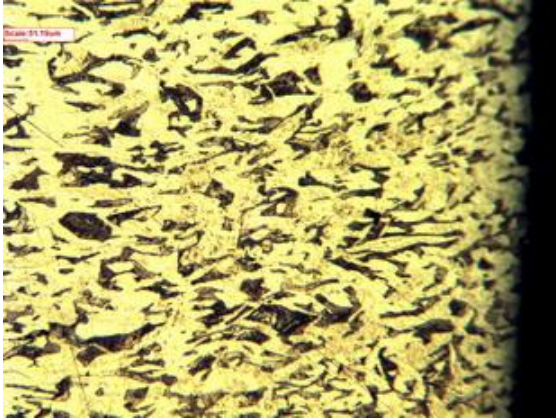


Рисунок 2.3 – x125

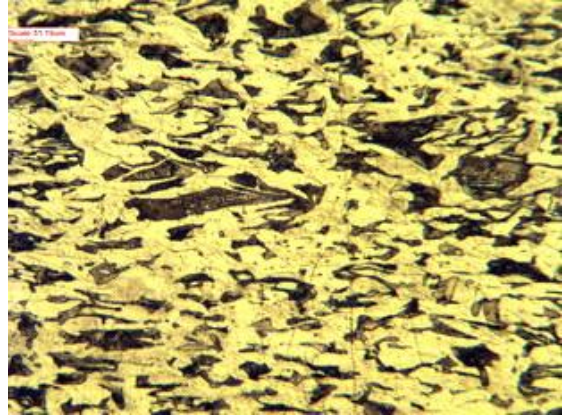


Рисунок 2.4 – x125

На дослідженнях представлений зразок з технічної міді марки М2р, після механічних випробувань.

Дослідження мікроструктури виробляли на поздовжньому мікрошліфі.

Мікроструктура недеформованого ділянки: (рис.2.5, 3.6): чітко видно волокнисту структуру міді після прокатки.

Травлення розчином хлорного заліза з соляною кислотою (5г.  $\text{FeCl}_3$  + 15мл  $\text{HCl}$  + 100мл  $\text{H}_2\text{O}$ )

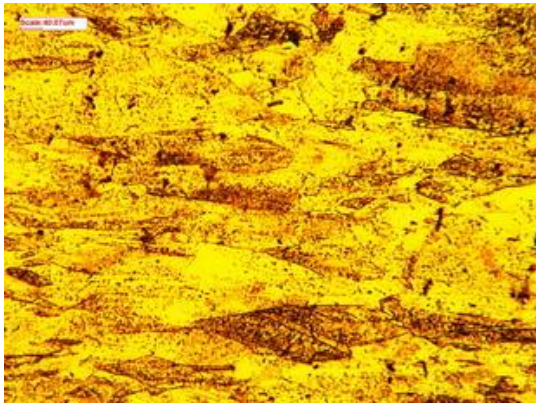


Рисунок 2.5 – x125

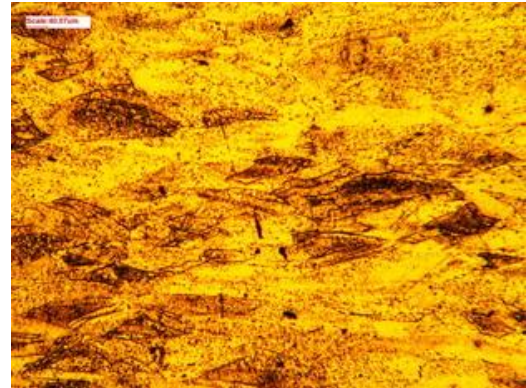
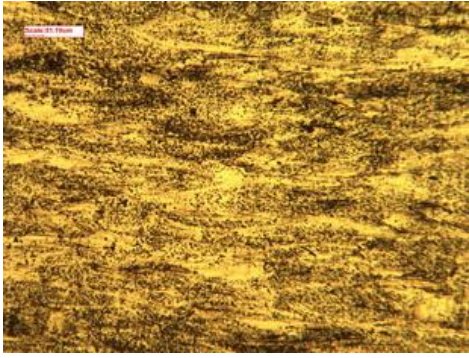


Рисунок 2.6 – x125

**Мікроструктура ділянки руйнування:** сильно деформована волокниста структура міді. Пластична деформація орієнтована в напрямку прикладання навантаження на ділянці руйнування (рис. 2.7) і в зоні примикає до ділянки руйнування (рис. 2.8)





**Мікроструктура латуні марки Л62 (рис.2.9):** полідрічна структура  $\alpha$ -твердого розчину цинку в міді. Величина зерна відповідає 8 номером ГОСТ 21073.1-75

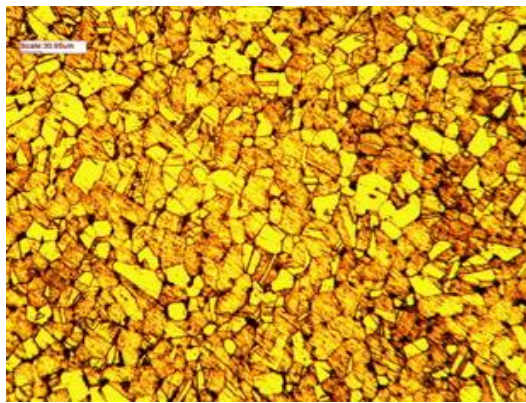


Рисунок 2.9 – x200

**Мікроструктура міді марки М2р (рис. 2.10):** полідрічна структура зерен, з характерною наявністю двійників, що характерно для структури міді після деформації і відпалу. Величина зерна відповідає 5 номеру ГОСТ 21073.1-75

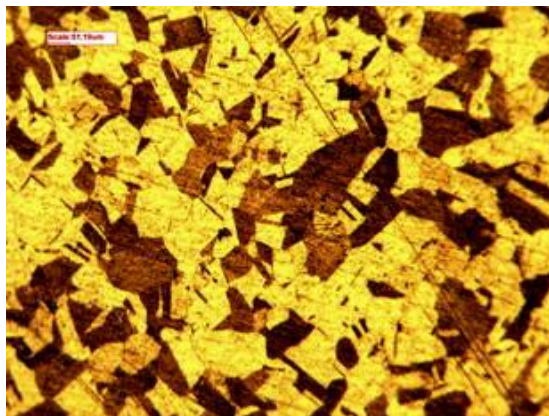


Рисунок 2.10 – x100

Виробничі випробування щодо лінійного зношування показали, що зміцнення за комбінованою технологією з використанням усіх варіантів навантаження дозволили досягти показників зносостійкості, відповідних

вибухотермічному зміцненню. За деяких параметрів навантаження  $V_k$  і  $\alpha$  і швидкостей детонації досягнуто аномально високе підвищення зносостійкості. Зуб'я майже не зношувалися після випробувань на гранітних кар'єрах. Структура сталі Гадфільда після подвійного вибухового навантаження відповідає структурі сталі після рекристалізації (рис. 2.11) [1].

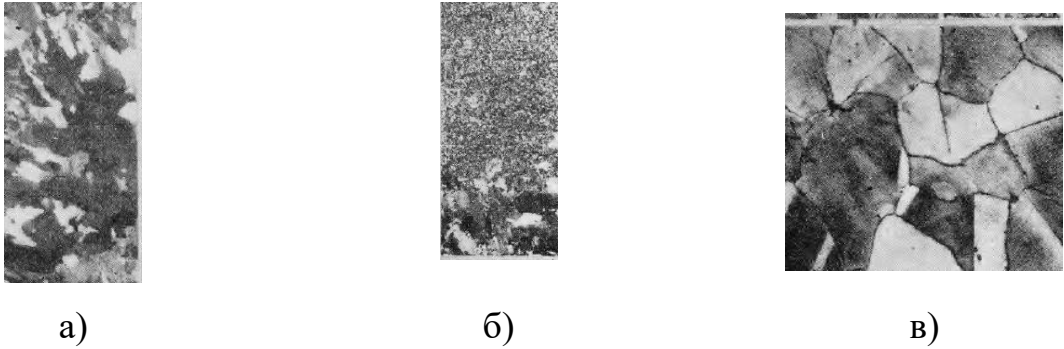


Рисунок 2.11 – Вихідна макроструктура сталі Гадфільда  
а)  $\times 1,5$ , макроструктура б)  $\times 1,5$  та мікроструктура в)  $\times 100$  після  
рекристалізаційної обробки

### **3 МЕХАНІЗМИ УТВОРЕННЯ НАНО- І ПІКОКРИСТАЛІЧНИХ, АМОРФНИХ І СУБКРИСТАЛІЧНИХ КОМПОНЕНТІВ ПРИ УЩІЛЬНЕНІ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ**

В даний час найбільш прогресивною технологією виготовлення заготовок лопаток компресора газотурбінних двигунів є їх отримання шляхом синтезу із суміші порошкових компонентів на основі порошку титану. При цьому найбільш високі показники міцності і пластичності заготовок отримують методом порошкової металургії і інтенсивного ущільнення гвинтовою екструзією [14]. При твердофазному спіканні порошоків титану на кордонах зерен знаходяться тонкі оксидні плівки і домішки, істотно знижують пластичність, що є однією з причин обмеженого застосування спечених титанових сплавів.

Надзвичайно важливим є і застосування ударно-хвильових методів компактування для отримання деталей з порошоків. При цьому ряд матеріалів

спресованих вибухом володіють унікальною структурою принципово не реалізована і досягається іншим способом. Формування такої структури зумовлено фізико-хімічними особливостями ударно-хвильового і детонаційного впливу. Удосконалення технології виготовлення і аналіз механізмів імпульсного впливу при деформації і ущільнення порошкових заготовок.

Ущільнення порошкових заготовок є проблемним питанням, яке досить активно вивчається як вітчизняними, так і зарубіжними дослідниками. У науково-технічній літературі описані результати дослідження ущільнення порошків і алюмінієвої стружки, а також суміші порошкових компонентів для отримання компактних мідних і титанових сплавів. Глибокі і детальні аналітичні дослідження методів деформаційної обробки виконані в роботі [15]. Отримання якісних виробів з порошків формується на основі вибору операцій: підготовки складу, ущільнення порошкових дисперсних матеріалів, попереднє спікання порошкових і їх подальше деформування. Типовими методами підвищення щільності порошкових і спечених заготовок є [1]: подвійне пресування, витримка під тиском, збільшення швидкості навантаження, використання вібрацій, інтенсифікація зсувних деформацій або шляхом зміщення інструменту по поверхні заготовки (управління тертям), або створенням нерівномірності властивостей в обсязі порошку (нерівномірність течії по гідростатичному стисканні). На основі класифікації методів підвищення щільності і пластичності порошкових матеріалів і заготовок [15] за етапами: вибору елементів технології з урахуванням обмеження на технологічний процес і можливої схеми деформування встановлено, що основною метою обробки тиском. За даною технологічною схемою, є отримання заготовок з мінімальною пористістю [15]. В роботі [15] розглянуто один з варіантів вирішення цього завдання - використання з реалізацією схеми простого зсуву. Реалізація інтенсивних зсувних деформацій при обробці порошкових або дисперсних заготовок істотно підвищують щільність [15]. У цьому випадку міцність, яка безпосередньо

пов'язана з щільністю порошкових заготовок, підвищується шляхом усунення пір і дефектів типу флокенів і формування субмікрокристалічної структури в обсязі заготівлі [15]. Крім того для таких видів деформаційної обробки характерно явище гомогенізації, яке призводить до усунення ліквідації легуючих елементів в заготовках з порошкових матеріалів [15].

Проте класифікація можливих технологічних схем не включає процеси імпульсної обробки, хоча і передбачає збільшення швидкості деформування. Якщо існуючий класифікатор будувати на базі морфологічного аналізу, який передбачає розгляд всіх можливих варіантів технічних рішень, то область вибору раціональних методів ущільнення порошкових заготовок і їх деформування може бути розширена (рис. 3.1) з урахуванням наявності технологічного обладнання.

З огляду на те, що на підприємстві в 1984 р введений в експлуатацію і включений в виробничий цикл корпус імпульсного штампування з підвищеною потужністю установок зі штампування вибухом листових деталей бризантними вибуховими речовинами, то цілком виправдано розглянути альтернативного варіанту отримання заготовок на основі порошку титану. Причому аналогічна технологія була вже відпрацьована на підприємстві при виробництві виробів з твердого сплаву ВК-6 шляхом навантаження бризантними вибуховими речовинами, то цілком виправдано розглянути альтернативний варіант отримання заготовок на основі порошку титану. Причому аналогічна технологія була вже відпрацьована на підприємстві при виробництві виробів з твердого сплаву ВК-6. При цьому був отримано ущільнення дисперсної заготовки, що перевершує за своїми показниками кращі світові аналоги, у тому числі і фірми SANDWIK. Розглядалися різні варіанти ущільнення:

- 1) за допомогою зіткнення вольфрамового ударника, що кидається зарядом вибухової речовини на штабик після первинного спікання;

- 2) вибухового компактування в циліндричній [16] (циліндричний штабик) або призматичної оболонці (призматичний штабик);



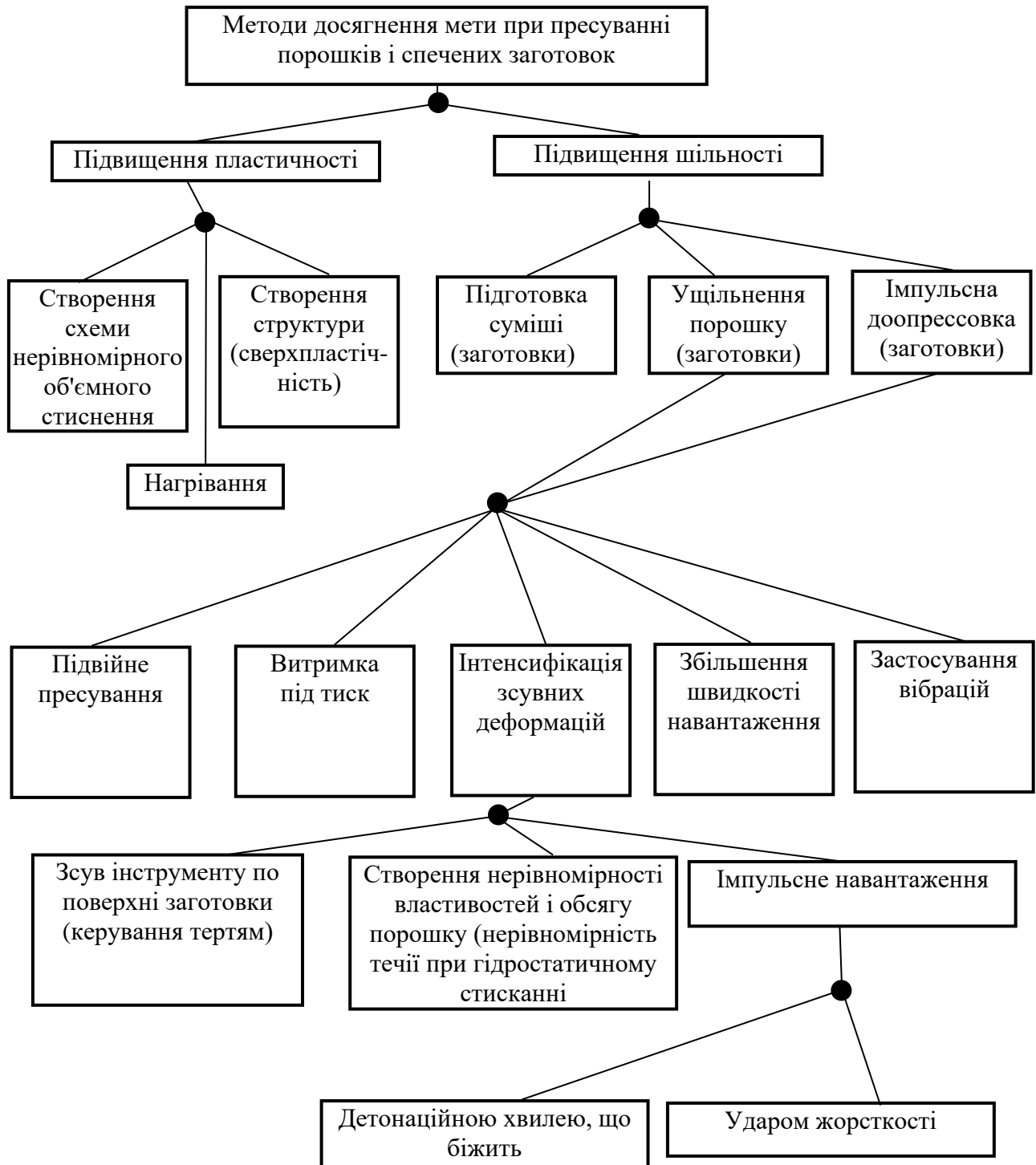


Рисунок 3.1 – Розширена класифікація методів підвищення щільності і пластичності порошкових матеріалів

- 3) вибухового компактування в циліндричній оболонці штабика поміщеного в мідну оболонку;
- 4) призматичного штабіка накладним зарядом вибухової встановленого на один з його торців;
- 5) накладним зарядом вибухової речовини на вольфрамові накладки на штабик;
- 6) ударними хвилями, що збігаються, на штабик в воді;
- 7) циліндровим і сферичним зарядом вибухової речовини в стаціонарному басейні.

Перша схема реалізує умови зміцнення і отримання нанокompозиту. Друга забезпечує умови для зварювання вибухом і отримання нанокompозиту. Решта схеми характерні для процесів вибухового ущільнення і зміцнення.

В експериментах використовувалися штабіки попередньо ущільнювані в контейнері шляхом одновісного пресування до  $\approx 50-56\%$  від теоретичної густини з наступним первинним спіканням. При розміщенні штабіков у мідній оболонці і подальшим навантаженні ударною хвилею, що біжить, відбувалося утворення зварного з'єднання карбиду вольфраму з міддю з утворенням у штабіку дрібнодисперсних включень синтетичного алмазу. Маса вибухової речовини вибиралася такою, щоб не відбувалося руйнування штабіка хвилями навантаження і розвантаження. Штабіки які ущільнювались у воді містилися в герметичну силіконову оболонку. Крім цих експериментів було виконано вибуховий легування готових виробів (твердосплавні ріжучі пластини) карбідом кремнію і бору, а також модифікування вибуховим навантаженням. Після проведених випробувань штабіки піддавалися остаточному спіканню та пресуванню, механічним і металографічним випробувань з використанням електронної мікроскопії. Проведено комплекс експериментальних досліджень пов'язаних з варіюванням різних схем навантаження не дав позитивних результатів. Несподівані результати були отримані коли ізольовані від вологи штабіки були поміщені в замкнутий

об'єм рідини (вода) під тиском 2,0 атм і навантаженням імпульсом невеликої інтенсивності. Механічні характеристики штабіков після остаточного спікання і їх структура представлені в табл. 1 мікроструктура представлена на рис. 3.2-3.6. Пояснення ефекту імпульсного впливу на оброблюваний матеріал може бути отримано з аналізу явищ, що супроводжує процес дії імпульсних навантажень.

Таким чином імпульсні методи металообробки можуть знайти застосування при отриманні сплавів титану з алюмінієм, марганцем ванадієм хромом і ін. Відомі технології здійснюють шляхом перемішування легуючих добавок з титанової губкою. Надалі ця суміш піддається або інтенсивної пластичної деформації для отримання поковок, або суміш надходить на виготовлення електрода для першої плавки в вакуумнодугової печі.

Таблиця 3.1 - Механічні випробування

№ зразка	Межа міцності при вигинанні ( $\sigma_{uzg}$ ), МПа	Твердість, HRA	Пористість %	Примітка
1	2.202	90	0.02	Зразки № 1; 2; 3 – серійна технологія
2	1.568	90	0.02	
3	1.691	90.5	0.02	
4	2.484	89.5	0.002	Зразки № 4; 5 – обробка імпульсом
5	2.43	89.5	0.002	



Рисунок 3.2 – Циліндричні штабіки в оболонках після ущільнення вибухом

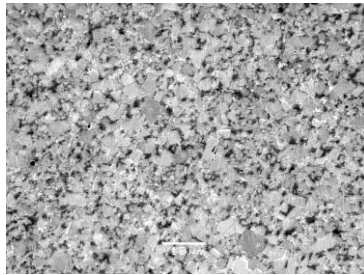


Рисунок 3.3 – Мікроструктура зразка,  
виготовленого за серійною  
технологією

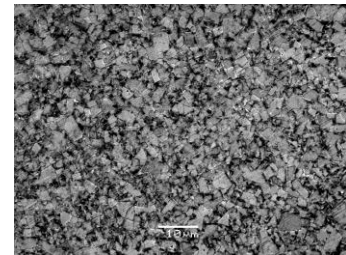


Рисунок 3.4 – Мікроструктура  
зразка після імпульсного  
навантаження малої інтенсивності

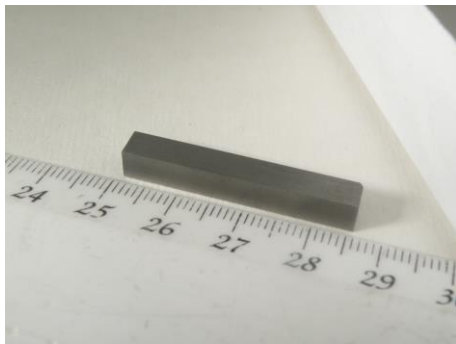


Рисунок 3.5 – Зразок з порошку після  
попереднього спікання (штабик)

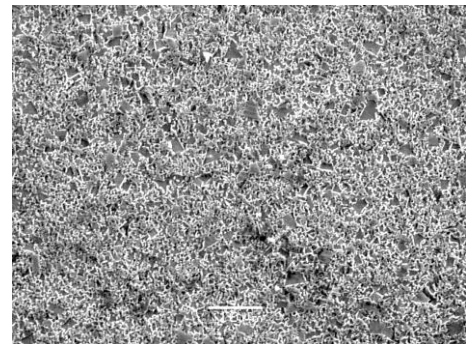


Рисунок 3.6 – Мікроструктура зразка  
після спікання

Істотне підвищення якості перемішування суміші титанової губки з легуючими добавками досягається при використанні методів вибуховий металообробки під час використання енергії, яка виділяється при детонації заряду вибухової речовини або електрогідравлічний розряді вдалося досягти найвищих щільності прес-заготовок і прес-деталей [16-23] і найбільш рівномірної і дрібнокристалічної структури при отриманні литих виробів. В

останньому випадку при обробці розплавів енергією ударної хвилі в розплаві виключаються макро- і мікроліквіації, пористість і виходить більш щільна структура. Ударна хвиля, проходячи через розплав, викликає зародження додаткових центрів кристалізації, виникнення яких пов'язане з механізмом кавітаційного збудження і додаткової флуктуацією енергії в розплаві. Якщо вибух відбувається коли метал знаходиться в двофазному стані, то відбувається інтенсивне дроблення кристалів. При цьому осколки цих кристалів стають додатковими центрами кристалізації. Кристалізується метал, що під дією вибуху ущільнюється.

Дія ударної хвилі і продуктів детонації на порошкову суміш супроводжується пластичною деформацією частинок з низькою межею плинності і їх дробленням. Це супроводжується втратою енергії і загасанням ударної хвилі. Крім цього відбувається сходження хвиль, заломлених від вільної поверхні або відбитих від стінок контейнера, що призводить до збільшення тиску. При цьому найбільш високі тиску, які виникають в осьовій області, попередньо спресованої дисперсної заготовки, призводять до інтенсивного перемішування сумішей порошків, в даному випадку титану і легуючих добавок. При вибуховому пресуванні суміші титано-алюмінієвих і інших сумішей порошку, реалізується комплекс механізмів, які можуть приводити або до утворення зв'язку між частинками порошку, або до дроблення останніх. Зв'язок між частинками відбувається в результаті протікання процесів зварювання вибухом, зварювання тертям і рідкофазного спікання детально висвітлено в монографії Р. Прюммера.

При проходженні фронту ударної хвилі через частку відбувається її прискорення до певної швидкості. При її зіткненні з іншою часткою, може утворюватися з'єднання. Високий тиск, що реалізується у разі вибуховому навантаженні, приводить до того, що тертя між частинками викликає локальний розігрів їх поверхонь. В результаті створюються умови для утворення зварного з'єднання тертям або адіабатичних зсувних деформацій. При ударно-хвильовому навантаженні відбувається і процес

квазіадіабатичного нагрівання поверхні частинок порошку. Високий тиск і нагрівання призводять до плавлення поверхонь частинок з подальшим швидким охолодженням і реалізації механізму рідкофазного спікання. При певних умовах більш легкі частинки, наприклад, алюмінію, переміщуються в матриці з порошку титану, збуджують перед собою ударно-пластичні хвилі. На шляху руху частинок утворюються зони роззміцнювального стану з сильним зміщенням атомів з вузлів кристалічної ґратки. Це забезпечує високу рухливість атомів і швидкість переміщення частинок, закриття каналів, які виникають на шляху руху легких частинок. Більш важкі частки позаду легких обтікають їх і заповнюють канали, пори, порожнечі. На додаток до цього слід зазначити, що при значних деформаціях заготовок із суміші порошків можливе накопичення вільної енергії всередині окремих частинок. В цьому випадку дифузійні процеси атомів відбуваються зсередини частинок на поверхню активовану в результаті імпульсного навантаження дифузія атомів сприяє ущільненню окремих конгломератів частинок. Крім того в результаті дифузії вздовж контактних поверхонь зменшуються розміри міжконтактних пор.

Для створення щільних структур необхідно максимально активізувати процеси дроблення частинок порошкової суміші, схлопування пор і видалення окисних плівок.

Для вирішення такого роду завдань необхідно максимально активувати процеси струмоутворення і відколу, що виникають при зіткненні частинок, а також процесів пов'язаних з виникненням адіабатичних зсувних деформацій, плавлення поверхонь частинок з подальшим швидким охолодженням. Параметри процесу імпульсного навантаження при обробці порошкових сумішей в великій мірі залежать від швидкості деформування заготовки, співвідношення мас компонентів їх теплофізичних і механічних властивостей і товщини окисних плівок.

В цілому технології імпульсного деформування можуть бути використані в наступних аспектах:

- додаткова технологічна операція доопресування заготовок з порошків на основі титану після первинного спікання для підвищення щільності заготовки і якості одержуваних деталей;

- імпульсний вплив в умовах забезпечення додаткової інтенсивної пластичної деформації порошкового заготовки після гвинтової екструзії;

- як самостійна технологія, що включає імпульсне доопресування з подальшою інтенсивною пластичною деформацією.

Додаткове навантаження після попереднього доопресування збільшило на 24 - 27% міцність на вигин готових виробів з порошкових композиційних матеріалів. Отже, імпульсна навантаження малої інтенсивності при частотних характеристиках, відповідних звукових частот, призводить до отримання безпориста структура і придбання у заготовок з порошку пластичних властивостей.

## **ВИСНОВОК**

1. Вплив потужних ударних хвиль спричиняє збільшення показників міцності та зменшує пластичність та ударну в'язкість, що пов'язано з насиченням об'єму оброблюваного металу дефектами кристалічної структури. Цей чинник обмежував доцільність зміцнення вибухом більшості металів і сплавів, що не мають унікальної здатності до зміцнення як сталь Гадфільда. Вибухотермічна обробка останньої, що містить ударно-хвильову обробку та рекристалізаційний відпал при 1045 °С, зумовлює збільшення пластичності на 18÷20 %, триразове підвищення ударної в'язкості, розміри зерен зменшуються приблизно в 10 разів, а термін експлуатації зубів ковшів екскаваторів збільшується в 1,3–3,2 рази залежно від породи, що добувається.

2. В результаті проведених досліджень встановлено додаткові механізми імпульсного деформування, пов'язані із взаємодією кумулятивних струменів при косому зіткненні частинок, явищем відколу та проникання легших частинок в структуру заготовки.

## Література

1. Дегтярев М.В. Рост зерна при отжиге армко-железа с ультрадисперсной структурой различного типа, созданной деформацией сдвигом под давлением / М.В. Дегтярев, Л.М. Воронова, Т.И. Чащухина // ФММ. – 2005. – Т.99, №3. – С. 58 – 68.
2. Драгобецкий В.В., Шаповал А.А., Мосьпан Д.В. Использование эвристических методов при разработке технологий изготовления лент из тугоплавких металлов. Механическое оборудование металлургических заводов. – 2015. – № 1. – С. 29 – 34.
3. Евдокимов В. Д. Технология упрочнения машиностроительных материалов: Учебное пособие-справочник / В.Д. Евдокимов, Л.П. Клименко, А.Н. Евдокимова. - Под редакцией д.т.н., проф. В.Д.Евдокимова. – 2-е изд-е – К.: ИД «Профессионал», 2006. – 352.
4. Багаутдинов А. Я. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я.Багаутдинов, Е.А.Будовских, Ю.Ф.Иванов, В.Е.Громов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. 301 с.
5. Соболев В. В. Сверхглубокое проникновение микрочастиц в металлы / В. В.Соболев, С. М.Ушеренко, Н. В.Билан, Л. Ю. Чебенко // Журнал «Сучасні ресурсоенергозберігаючі технології гірничого виробництва». – Науково-виробничий журнал: Кременчуцький національний університет імені Михайла Остроградського. – Кременчук: КрНУ, 2012. – Випуск 2 (10). – С. 96-105.
6. Тарасов А. Ф. Совершенствование технологических процесса и оснастки для деформирования порошковых заготовок с применением интенсивной пластической деформации / А. Ф. Тарасов, Я. Е. Бейгельзимер, Д. В. Павленко, М. Б. Штерн // Обработка металлов давлением: сборник научных трудов. – Краматорск : ДГМА, 2015. – № 2 (41). – с. 336-344.
7. Соболев В. В. Закономерности изменения энергии химической связи в поле точечного заряда / В. В. Соболев // Доклады НАН Украины. – 2010. - №4. – С. 88-95.



8. Борисевич В. К. Исследование возможности получения новых материалов при помощи импульсных сверхвысоких давлений / В.К.Борисевич, А.И.Долматов, И.В.Скорченко, А.И.Сабакаръ, В.В.Третьяк // Научно-технический журнал «Авиационно-космическая техника и технология». – Х. «ХАИ», 2012. – С. 7-10.

9. Sobolev V.V. Shock-wave initiation of nuclear transmutation of chemical elements / V. V. Sobolev, S. M. Usherenko // Journal de Physique. IV France. – 2006. – 134. – PP. 977–982.

10. Лотоус В. В. Новый метод взрывного упрочнения элементов горного оборудования / В.В.Лотоус, В.Н.Чебенко, В.В.Драгобецкий // Журнал «Сучасні ресурсоенергозберігаючі технології гірничого виробництва». – Науково-виробничий журнал: Кременчуцький національний університет імені Михайла Остроградського. – Кременчук: КрНУ, 2012. – Випуск 2 (10). – С. 68-73.

11. Драгобецький В. В., Шаповал О. О., Щепетов В. В., Загірняк М. В., Лотоус В. В., Леготкін, Л. І. Слепинін, Чигиринський В. В., Кресанов Ю. С. Керовані ефекти пластичного деформування заготовок виробів для металургії та транспорту : монографія. Харків : «Друкарня Мадрид», 2017. 244 с.

12.Высокоскоростная деформация металлов/ В.И.Беляев, В.Н.Ковалевский, Г.В.Смирнов, В.А.Чекан.- Минск: Наука и техника, 1976. – 224 с.

13.Захаренко И.Д. Сварка металлов взрывом. – Минск. : Наука і техніка, 1990. – 205 с.

14.Валиев Р.З. Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: Логос, 2000. – 272 с.

15. Смирнова Н.А. Особенности низкотемпературной рекристаллизации никеля и меди / Н.А. Смирнова, В.И. Левит, В.П. Пилюгин и др. // ФММ. – 1986. – Т. 62, Вып. 3. – С. 566-570.

16. Дегтярев М.В. О термической стабильности микрокристаллической структуры в однофазных металлических материалах / М.В. Дегтярев, Л.М. Воронова, В.В. Губернаторов, Т.И. Чащухина // ДАН. – 2002. – Т.386, №2. – С. 180-183.

17. Грабовецкая Г.П. Сравнительные исследования зернограничной диффузии меди в субмикро- и крупнокристаллическом никеле / Г.П. Грабовецкая, И.В. Раточка, Ю.Р. Колобов, Л.Н. Пучкарева // ФММ. – 1997. – Т. 83, Вып. 3. – С. 112-116.

18. Перевезенцев В.Н. Теория аномального роста зерна в субмикрокристаллических материалах, полученных методом интенсивной пластической деформации / В.Н. Перевезенцев, А.С. Пупышин // ФММ. – 2006. – Т.120, №1. – С. 33-37.

19. Чувильдеев В.Н. Рекристаллизация в микрокристаллических меди и никеле, полученных методами РКУ-прессования. III. Аномальный рост зерна. Модель / В.Н. Чувильдеев, В.И. Копылов, А.В. Нохрин и др. // ФММ. – 2004. – Т.97, №1. – С. 3-8.

20. Назарова С.З. Особенности физических свойств наноструктурного титана при отжиге / С.З. Назарова, В.П. Дякина, В.В. Столяров // Перспективные материалы. – 2008. – №5. – С. 14-20.

21. Салищев Г.А. Формирование субмикрокристаллической структуры в титане и титановых сплавах и их механические свойства / Г.А. Салищев // МиТО. – 2006. – №2. – С. 19-26.

22. Фарбер В.М. Исследования процессов возврата и рекристаллизации меди после интенсивной пластической деформации кручением и прокаткой / В.М. Фарбер, О.В. Селеванова // Металлы. – 2003. – №3. – С. 45-52.

23. Чащухина Т.И. Динамическая рекристаллизация в меди, деформированной сдвигом под давлением / Т.И. Чащухина, М.В. Дегтярев // ФММ. – 2004. – Т.98, №2 – С. 98-107.