

Національний університет «Запорізька політехніка»
Міністерство освіти і науки України
Донбаська державна машинобудівна академія
Міністерство освіти і науки України

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

Павленко Дмитро Вікторович

УДК 621.77:621.762:621.452.3

ДИСЕРТАЦІЯ

**«РОЗВИТОК НАУКОВИХ ОСНОВ І УДОСКОНАЛЕННЯ
ПРОЦЕСІВ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБІННИХ
ДВИГУНІВ З ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ
ІНТЕНСИВНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ»**

**Спеціальність 05.03.05 – «Процеси та машини обробки тиском»
(Технічні науки)**

Подається на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук

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



Д.В. Павленко

(ініціали та прізвище здобувача)

Науковий консультант Овчинников Олександр Володимирович, доктор
технічних наук, професор

Запоріжжя – 2021

АНОТАЦІЯ

Павленко Д.В. Розвиток наукових основ і удосконалення процесів виготовлення деталей газотурбінних двигунів з порошкових матеріалів із застосуванням інтенсивної пластичної деформації – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.03.05 – «Процеси та машини обробки тиском». – Національний університет «Запорізька політехніка» Міністерства освіти і науки України, Запоріжжя, 2021.

Зміст дисертації. Дисертація спрямована на розв'язання важливої науково-прикладної проблеми підвищення якості заготовок з порошкових матеріалів обробкою тиском. У науковій праці розглядається теорія та технологія інтенсивної пластичної деформації титанових заготовок з порошкових матеріалів гвинтовою екструзією.

Дисертація складається з 5 розділів, які умовно можна поділити на три великі взаємопов'язані між собою блоки, а саме – дослідження вихідних заготовок, розвиток наукових основ обробки їх тиском та удосконалення технологічного обладнання і процесу інтенсивної пластичної деформації заготовок з порошкових матеріалів гвинтовою екструзією (ГЕ).

У першому розділі «Аналіз сучасного стану досліджень технологій та процесів виробництва деталей з порошкових матеріалів для газотурбінних двигунів» виконано аналіз сучасного стану технологій, обладнання та процесів виробництва деталей з порошкових матеріалів для газотурбінних двигунів (ГТД). На основі аналізу досліджень провідних вітчизняних і закордонних учених в області металургії титану, порошкової металургії, процесів та обладнання для інтенсивної пластичної деформації (ПД), а також технологій виробництва деталей ГТД сформульовано наявну науково-прикладну проблему.

Встановлено значний дисбаланс між об'ємом виробництва титанової губки і деформованих напівфабрикатів складнолегованих титанових сплавів та їх споживанням в Україні, що забезпечує матеріальну основу для розвитку і використання методів порошкової металургії титану у промисловому виробництві.

Показано, що процеси порошкової металургії, будучи найбільш енергоефективними для отримання титанових заготовок деталей ГТД, не забезпечують високий рівень їх міцнісних характеристик. Висунуто наукову гіпотезу про ефективність застосування процесів обробки тиском спечених заготовок методом інтенсивної пластичної деформації для розв'язання сформульованої науково-прикладної проблеми.

Обґрунтовано, що перевагами технології виготовлення заготовок деталей ГТД із застосуванням порошкових матеріалів і ПД є можливість швидкої зміни марки титанового сплаву при значному зниженні собівартості їх отримання, скорочення виділення забруднюючих речовин і реалізація на підприємствах виробників газотурбінних двигунів. Вона дозволяє знизити ресурсовитратність виробництва титанових напівфабрикатів в 1,7 раза у порівнянні із технологією, основою на металургійному переділі титану. Встановлені основні завдання обробки тиском титанових порошкових заготовок та шляхи їх вирішення.

Другій розділ «Методологічне забезпечення досліджень» присвячено опису використаних стандартних і оригінальних методик дослідження та моделювання.

Описано методики дослідження структури, хімічного складу, пористості, міцності, твердості та текстури зразків після деформації, а також розроблені оригінальні методики випробувань на багатоциклову втому, визначення теплофізичних характеристик титанових сплавів у різних станах. Наведені методики виготовлення зразків з порошкових матеріалів, термічної обробки, а також обробки тиском: гаряче ізостатичне пресування, гідроекструзія, гвинтова екструзія і кручення під високим тиском.

Описано методики моделювання та застосовані програмні продукти для статистичної обробки результатів експериментів, їх планування, розв'язання диференціальних рівнянь, обробки зображень і кількісного аналізу мікрофотографій, газодинамічного та міцнісного аналізів.

Сформульовано основні принципи організації досліджень з розвитку наукових основ та удосконалення процесів виготовлення деталей з порошкових матеріалів для газотурбінних двигунів із застосуванням ПД. Зроблено висновок про те, що використаний стандартний комплекс матеріального та методологічного забезпечення, у комбінації з розробленим технологічним оснащенням і оригінальними методиками дослідження є необхідним і достатнім для підтвердження висунутої наукової гіпотези та вирішення зазначеної науково-прикладної проблеми.

Третій розділ «Розвиток наукових основ виробництва титанових сплавів з порошкових матеріалів» присвячено дослідженню якості спечених порошкових заготовок з однофазних, псевдодвофазних і двофазних титанових сплавів, які використовуються для подальшої обробки тиском з метою отримання заготовок деталей ГТД.

Досліджено параметри різних партій порошків титану марки ПТ5, отримуваних з відсіву титанової губки, як основи порошкових сумішей складнолегованих сплавів. Встановлено основні закономірності пороутворення залежно від режимних параметрів операцій однобічного холодного пресування та вакуумного спікання: розподіл пор у спеченій заготовці, зміни пористості та розмірів пресовок після спікання. Обґрунтовано раціональні режими пресування та спікання.

Досліджено вплив фракційного складу частинок основи порошкової суміші на пористість, міцність, пластичність, структуру та хімічний і фазовий склад синтезованих сплавів. Встановлено, що заготовки з порошкових матеріалів незалежно від фракційного складу, в дослідженому діапазоні, відповідають вимогам до сплаву ВТ8 за хімічним та фазовим складом, але не відповідають вимогам нормативних документів до заготовок деталей ГТД за

структурою, характеристиками міцності та пластичності.

Удосконалено модель газонасичення, на підставі якої виконано аналіз концентрації газових домішок в титанових напівфабрикатах, отриманих за технологією ПД заготовок з порошкових матеріалів. Встановлено, що застосування порошків титану з малим вмістом домішок забезпечує вміст кисню та азоту в синтезованих напівфабрикатах на рівні, що задовольняє вимоги до титану марки ВТ1-0 і складнолегованих сплавів.

Встановлено закономірності впливу параметрів порового простору на границю витривалості та запас міцності лопаток компресора. Оцінювання границі витривалості лопаток запропоновано виконувати з урахуванням особливостей морфології порового простору, використовуючи удосконалену модель, яка враховує розмір пор і фрактальну розмірність їх границь, що відображає особливості їх будови.

Визначено гранично допустимі значення розміру пор і загальної пористості заготовок лопаток, що забезпечують запас міцності та імовірність неруйнування лопаток, які задовольняють вимоги нормативної документації. Зроблено висновок про можливість їх застосування для виробництва деталей ГТД, але після додаткової обробки тиском, спрямованої на усунення пористості, гомогенізацію легувальних елементів та зміцнення.

У четвертому розділі «Розвиток наукових основ обробки заготовок з порошкових матеріалів тиском» досліджено основні ефекти, що відбуваються при ПД спечених заготовок: ущільнення, гомогенізацію, фрагментацію структурних складових, зміцнення та процеси структуро- та текстуроутворення, зміну теплофізичних і механічних властивостей, технологічну пластичність і здатність до зміцнення, на підставі чого визначено раціональні режими обробки.

На підставі експериментальних досліджень встановлено, що гідроекструзія та гаряче ізостатичне пресування не дозволяють обробляти заготовки з порошкових матеріалів. Найбільш раціональними способами ПД є кручення під високим тиском та для обробки об'ємних заготовок гвинтова

екструзія. Вони забезпечують усунення пористості, гомогенізацію та зміцнення за рахунок формування субмікрокристалічної структури.

Особливість ГЕ, пов'язана з деформацією простим зсувом без формозміни заготовки при високому рівні гідростатичного тиску в осередку деформації, визначає можливість реалізації послідовного ряду циклів обробки без руйнування. Ущільнення спечених заготовок ГЕ можливе при величині протитиску не меншій за третину від тиску пресування.

Обробка ГЕ сприяє суттєвому підвищенню їх границі міцності, умовної границі плинності, відносного видовження та звуження, твердості та удаваної щільності за рахунок усунення пористості та формування субмікрокристалічної структури. Після 5-ти циклів деформації ГЕ в зразках формувалась структура з розміром зерен близько 200...250 нм і субзерен близько 30...40 нм. Удавана пористість становила менш ніж 2%.

Рівень властивостей заготовок з порошкових матеріалів наближався до рівня сплаву в вихідному деформованому стані, що формувався за технологією металургійного та деформаційного переділу. Рациональною схемою технології виробництва деталей з порошкових матеріалів є схема з однократною операцією ПД з оптимальними режимами.

Теоретично обґрунтовано та експериментально підтверджено гомогенізацію спечених титанових сплавів під час ГЕ, яка відбувається за рахунок виникнення латентної деформації у вигляді самоподібних вихорів на різних масштабних рівнях. Встановлено, що на відміну від ГЕ компактних матеріалів, для заготовок з порошкових матеріалів характерна наявність додаткової стадії ущільнення.

Експериментально доведено, що в заготовках з титану після обробки ГЕ формується кристалографічна текстура. Визначено значення механічних характеристик заготовок в різних напрямках після ГЕ, їх теплофізичні властивості, технологічну пластичність та здатність до подальшої обробки тиском.

Доведено, що комбінація методів порошкової металургії та ПД

дозволяє отримувати високоміцні компактні напівфабрикати складнолегованих титанових сплавів, виключаючи енерговитратні операції металургійного переділу титану та гарячої деформаційної обробки. На підставі чисельного моделювання доведено, що вони можуть бути використані для робочих лопаток та лопаток статора компресорів малорозмірних ГТД. Достовірність отриманих результатів міцнісного аналізу та можливість застосування титанових сплавів зі встановленим рівнем властивостей підтверджено актом серійного виробника ГТД – АТ «Мотор Січ».

П'ятий розділ «Удосконалення технологічного оснащення, обладнання та технології гвинтової екструзії» присвячено розробці рекомендацій щодо удосконалення процесу гвинтової екструзії, технологічного обладнання та оснащення, а також оцінюванню економічного та екологічного ефектів.

З урахуванням особливостей процесу ГЕ титанових заготовок сформульовані вимоги до технологічного оснащення та обладнання для його реалізації і шляхи їх удосконалення. Розроблено штамп для пресування заготовок з протитиском та спосіб багатоетапного пресування пластичним середовищем (фальш-заготовкою).

Розробки базуються на положеннях про необхідність підвищення технологічності конструкції та експлуатаційної технологічності, зменшення сил тертя та забезпечення високої якості заготовок за рахунок багатоциклової обробки, автоматизації роботи штампа та реалізації режиму обробки «заготовка за заготовкою». Сформульовані вимоги до пресового обладнання для реалізації ГЕ та наведені конкретні приклади прийнятих рішень.

Розроблена технологія і креслення технологічного обладнання впроваджені на АТ «Мотор Січ» і ДП «Івченко-Прогрес». Їх реалізація дозволяє забезпечити значний екологічний ефект та очікуваний економічний ефект у розмірі 4918 тис. грн на 1 т заготовок. Реальний економічний ефект становив 750 тис. грн, що підтверджено актом впровадження на АТ «Мотор

Січ».

Ключові слова: наукові основи, пластична деформація, гвинтова екструзія, порошкові матеріали, режим, залежність, заготовка, напівфабрикат, структура, властивості, лопатка.

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Публікації у виданнях, що входять до міжнародної наукометричної бази SCOPUS:

1. Karpinos B. S., Pavlenko D. V., Kachan O. Ya. Deformation of a submicrocrys-talline VT1-0 titanium alloy under static loading. *Strength of Materials*. 2012. Vol. 44 (1). P. 100–107.
2. Olshanetskii V. E., Stepanova L. P., Tkach D. V., Pavlenko D. V. About for-mation of crystallographic texture in VT1-0 titanium under helical extrusion. *Metal Science and Heat Treatment*. 2012. № 53 (11-12). P. 618–622.
3. Olshanetskii V. E., Stepanova L. P., Greshta V. L., Pavlenko D. V., Tkach D. V. Deformation behavior of titanium VT1-0 with submicrocrystalline structure formed by the method of helical extrusion. *Metal Science and Heat Treatment*. 2014. Vol. 55. Issue 11–12. P. 603–607.
4. Pavlenko D. V., Ovchinnikov A. V. Effect of Deformation by the Method of Screw Extrusion on the Structure and Properties of VT1-0 Alloy in Different States. *Materials Science*. 2015. Vol. 51. Issue 1. P. 52–60.
5. Vasylyev M.O., Mordyuk B.M., Pavlenko D. V., Yatsenko L.F. Ultrasonic impact processing of surface layer of the BT1-0 titanium in a submicrocrystalline state. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2015. Vol. 37. P. 121–134.
6. Kuzmov A. V., Shtern M. B., Kirkova E. G., Beygel'zimer Ya. E., Pavlenko D. V. Analysing the twist extrusion of porous blanks using modified theories of plasticity for porous bodies. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2016. Vol. 54. № 11–12. P. 631–640.

7. Pavlenko D. V., Beygel'zimer Ya. E. Vortices in noncompact blanks during twist extrusion. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2016. Vol. 54. № 9–10. P. 517–524.
8. Pavlenko D. V., Tkach D. V., Danilova-Tret'yak S. M., Evseeva L. E. Thermo-physical properties and temperature of the start of titanium recrystallization in different structural states. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. 2017. Vol. 90. № 3. P. 685–696.
9. Pavlenko D. V. Assessment of Gas Saturation of Titanium Alloys Synthesized From Powders Using Twist Extrusion. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2017. Vol. 56. Issue 5–6. P. 46–59.
10. Beygelzimer Ya. E., Pavlenko D. V., Synkov O. S., Davydenko O. O. The Efficiency of Twist Extrusion for Compaction of Powder Materials. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2019. Vol. 58. № 1–2. P. 7–12.
11. Pavlenko D. V. Effect of porosity parameters on the strength of gas turbine compressor blades made of titanium alloys. *Strength of Materials*. 2019. Vol. 51. № 6. P. 887–899.
12. Bykov I. O., Ovchinnikov A. V., Pavlenko D. V., Lechovitzer Z. V. Composition, Structure, and Properties of Sintered Silicon-Containing Titanium Alloys. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2020. Vol. 58 (9). P. 613–621.
13. Pavlenko D., Dvirnyk Ya., Przysowa R. Advanced materials and technologies for compressor blades of small turbofan engines. *Aerospace*. 2021. Vol. 8. Issue 1. P. 1–16.

Публікації у міжнародних наукових журналах:

14. Павленко Д. В., Овчинников А. В., Качан А. Я., Шевченко В. Г., Бейгельзімер Я. Е., Решетов А. В., Кулагин Р. Ю. Формирование субкристаллической структуры в сложнолегированных титановых сплавах. *Перспективные материалы*. 2009. № 7. С. 240–244.

Публікації у фахових виданнях України:

15. Овчинников А. В., Павленко Д. В., Качан А. Я., Шевченко В. Г. Оценка эффективности применения интенсивной пластической деформации для получения нанокристаллической структуры в титановом сплаве ВТЗ-1. *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. 2007. № 1. С. 27–31.
16. Павленко Д. В., Ткач Д. В., Грешта В. Л. Деформационное поведение и выносливость сплава ВТ1-0 с субмикроструктурной структурой. *Вестник двигателестроения*. 2011. № 1. С. 125–131.
17. Павленко Д. В. Упрочняемость сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии при сжатии. *Вестник двигателестроения*. 2012. № 1. С. 161–168.
18. Павленко Д. В. Закономерности диссипации энергии в образцах из сплава ВТ1-0 с субмикроструктурной структурой в интервале рабочих температур. *Вестник двигателестроения*. 2013. № 1. С. 65–71.
19. Павленко Д. В. Материаловедческие аспекты ресурсосберегающей технологии получения титановых полуфабрикатов. *Технологические системы*. 2013. № 4 (65). С. 21–29.
20. Павленко Д. В., Овчинников А. В. Техничко-экономические аспекты технологических схем получения заготовок из титановых сплавов для лопаток ГТД. *Вестник двигателестроения*. 2014. № 1. С. 98–103.
21. Павленко Д. В. Альтернативные схемы технологического процесса получения полуфабрикатов для лопаток ГТД методами порошковой металлургии. *Технологические системы*. 2014. № 4. С. 51–57.
22. Павленко Д. В. Влияние параметров порошков титана на прочность спеченных полуфабрикатов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2014. № 2. С. 87–92.
23. Павленко Д. В. Технологические методы уплотнения спеченных титановых заготовок. *Вестник двигателестроения*. 2015. № 1. С. 87–93.
24. Павленко Д. В. Повышение технологической пластичности

спеченных титановых сплавов. *Процеси механічної обробки в машинобудуванні*. 2015. Вип. 15. С. 1–14.

25. Тарасов А. Ф., Бейгельзимер Я. Ю., Павленко Д. В., Штерн М. Б. Совершенствование технологических процессов и оснастки для деформирования порошковых заготовок с применением интенсивной пластической деформации. *Обработка материалов давлением*. 2015. № 2 (41). С. 336–344.

26. Павленко Д. В. Методика оптимизации канала матриц для винтовой экструзии. *Журнал инженерных наук*. 2015. Т. 2. № 1. С. 8–15.

27. Павленко Д. В., Овчинников А. В. Уплотнение спеченных титановых заготовок гидроэкструзией. *Вестник двигателестроения*. 2016. № 1. С. 58–61.

28. Павленко Д. В., Коваленко Т. А., Овчинников А. В. Влияние термического воздействия на структуру и свойства титанового сплава ВТ8М в субмикроструктурном состоянии. *Технологические системы*. 2016. № 1. С. 60–67.

29. Павленко Д. В. Особенности уплотнения спеченных титановых сплавов методами обработки давлением. *Обработка материалов давлением*. 2017. № 1 (44). С. 174–180.

30. Павленко Д. В. Методология обработки давлением спеченных сплавов при изготовлении деталей газотурбинных двигателей. *Вестник двигателестроения*. 2017. № 1. С. 83–92.

31. Богуслаев В. А., Коцюба В. Ю., Павленко Д. В. Модернизация прессового оборудования для реализации технологий интенсивной пластической деформации сплавов для авиационной техники. *Технологические системы*. 2017. № 4 (81). С. 7–14.

32. Павленко Д. В., Тарасов А. Ф., Бейгельзимер Я. Е., Коцюба В. Ю. Конструктивные аспекты оснастки для винтовой экструзии. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2018. Вып. 8/152. С. 42–53.

33. Павленко Д. В. Закономерности уплотнения титановых

прессовок. *Вестник двигателестроения*. 2018. № 1. С. 106–115.

34. Павленко Д. В. Моделирование теплового состояния зоны резания сплава ВТ8 в различных структурных состояниях. *Вестник двигателестроения*. 2019. № 1. С. 75–88.

35. Павленко Д. В. Структурні та хімічні неоднорідності у спечених титанових сплавах після інтенсивної пластичної деформації. *Матеріалознавство та обробка металів*. 2020. № 3. С. 43–52.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

36. Павленко Д. В. Экспериментально-статистическая методика определения пределов выносливости материалов. Титан-2008: производство и применение: материалы I науч.-техн. конф. молод. ученых и специалистов. (Запорожье, 1-2 октября 2008 г.). Запорожье: ЗНТУ, 2008. С. 80–82.

37. Варюхин В. Н., Бейгельзимер Я. Е., Кулагин Р. Ю., Овчинников А. В., Павленко Д. В. Перспективы применения винтовой экструзии в авиадвигателестроении. *Титан-2010: производство и применение*: материалы II науч.-техн. конф. молод. ученых и специалистов. (Запорожье, 1-2 декабря 2010 г.). Запорожье: ЗНТУ, 2010. С. 11.

38. Павленко Д. В. Конструктивно-технологические аспекты применения нано и субмикрористаллических сплавов в авиадвигателестроении. *Прогрессивные технологии жизненного цикла авиационных двигателей и энергетических установок*: материалы IX Междунар. науч.-техн. конф. (Запорожье, 24-29 сентября 2012 г.). Запорожье: АО «Мотор Сич», 2012. С. 86–93.

39. Васильев М. О., Павленко Д. В., Яценко Л. Ф. Зміна фізико-хімічного стану поверхні титанових сплавів після ультразвукової ударної обробки. *Титан-2012: виробництво і застосування*: матеріали III наук.-техн. конф. молод. вчених і спеціалістів. (Запоріжжя, 4-5 жовтня 2012 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2012. С. 14–15.

40. Павленко Д. В. Аспекты механической и отделочно-

упрочняющей обработки титановых сплавов в субмикроструктурном состоянии. *Прогрессивные технологии жизненного цикла авиационных двигателей и энергетических установок*: материалы IX Междунар. науч.-техн. конф. (Запорожье, 24-29 сентября 2012 г.). Запорожье: АО «Мотор Сич», 2012. С. 133–136.

41. Павленко Д. В. Ресурсосберегающая технология получения компактных заготовок сложнолегированных титановых сплавов. *Прогрессивные технологии жизненного цикла авиационных двигателей и энергетических установок*: материалы X Междунар. науч.-техн. конф. (Запорожье, 23-28 сентября 2013 г.). Запорожье: АО «Мотор Сич», 2013. С. 14–17.

42. Павленко Д. В., Овчинников А. В., Капустян А. Е., Скребцов А. А. Получение деформированных заготовок из титановых сплавов на основе методов порошковой металлургии. *Ti-2013 в СНГ*: сборник трудов международной конференции. (Донецк, 26-29 мая, 2013 г.). Киев: ИМФ, 2013. С. 307–312.

43. Павленко Д. В. Структура и свойства титановых сплавов, полученных по технологии интенсивного уплотнения спеченных полуфабрикатов. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів*: матеріали XIII Міжнар. наук.-техн. конф. (Запоріжжя, 7-9 жовтня 2014 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2014. С. 22–24.

44. Павленко Д. В. Ресурсосберегающая технология изготовления нагруженных титановых деталей авиационных двигателей. *Теоретические и прикладные проблемы создания авиационных двигателей и энергетических установок*: материалы Междунар. науч.-техн. конф. (Запорожье, 16-17 октября 2014 г.). Запорожье: АО «Мотор Сич», 2014. С. 76–78.

45. Павленко Д. В., Овчинников О. В. Ресурсосберегающая технология получения деформированных полуфабрикатов для авиационной техники на основе метода интенсивной пластической деформации. *New*

technologies and achievement in metallurgy, material engineering and production engineering: materials of XVI International scientific conference. Czestochowa, 2015. P. 205–208.

46. Павленко Д. В., Гавриленко А. А. Формирование субмикроструктурной структуры в заготовках из спеченных титановых сплавов. *Людина і Космос: матеріали XVII Міжнар. молод. наук.-практ. конф. (Дніпропетровськ, 8-10 квітня 2015 р.). Дніпропетровськ: НЦАОМ ім. О.М. Макарова, 2015. С. 356.*

47. Панин В. В., Павленко Д. В. Закономерности порообразования при получении полуфабрикатов спеченных титановых сплавов. *Людина і Космос: матеріали XVII Міжнар. молод. наук.-практ. конф. (Дніпропетровськ, 8-10 квітня 2015 р.). Дніпропетровськ: НЦАОМ ім. О.М. Макарова, 2015. С. 383.*

48. Павленко Д. В., Бейгельзимер Я. Е., Кулагин Р. Ю., Давиденко А. А., Распорня Д. В. Массоперенос при винтовой экструзии как важный фактор обеспечения качества порошковых полуфабрикатов для ответственных деталей ГТД. *Титан-2016: производство и применение в авиационной промышленности: материалы IV науч.-техн. конф. молод. ученых и специалистов. (Запорожье, 3-4 ноября 2016 г.). Запорожье: АО «Мотор Сич», 2016. С. 119–123.*

49. Павленко Д. В., Прибора Т. И., Коцюба В. Ю., Пахолка С. Н. Перспективные материалы и технологии для деталей ротора компрессора ГТД. *XXI міжнародний конгрес двигунобудівників. Харків: Нац. аерокосмічний ун-т «ХАІ», 2016. С. 71.*

50. Павленко Д. В. Ресурсосберегающая технология получения сложнолегированных сплавов. *Приборостроение-2016: материалы XIX Междунар. науч.-техн. конф. (Минск, 23-25 ноября 2016 г.). Минск: БНТУ, 2016. С. 121–122.*

51. Павленко Д. В. Ресурсосберегающая, импортозамещающая технология производства полуфабрикатов сложнолегированных титановых сплавов. *Титан-2016: производство и применение в авиационной промышленности:*

матеріали IV науч.-техн. конф. молод. учених и спеціалістів. (Запоріжжє, 3-4 листопада 2016 г.). Запоріжжє: АО «Мотор Сич», 2016. С. 60–64.

52. Бейгельзімер Я. Е., Павленко Д. В., Тарасов А. Ф., Коцюба В. Ю., Кулагин Р. Ю., Давиденко А. А. Простий сдвиг в обробці матеріалів тиском і якості фахової освіти: матеріали IX Міжнар. наук.-техн. конф. (Київ-Херсон, 28 травня – 1 червня 2018 р.). Київ: НТУУ «КПІ», 2018. С.28–30.

53. Павленко Д. В., Щетініна М. О. Закономірності пороутворення в титанових сплавах, синтезованих з порошків. *XI Міжнарод. молод. науч.-техн. читання ім. А.Ф. Можайського*. (Запоріжжє-Приморск, 14-17 травня 2018 г.). Запоріжжє: АО «Мотор Сич», 2018. С. 203–204.

54. Павленко Д. В., Тарасов О. Ф., Лоскутов С. В., Щетініна М. О. Прогресивна технологія виготовлення лопаток компресору ГТД з використанням інтенсивної пластичної деформації та устаткування для її реалізації. *Прогресивна техніка, технологія та інженерна освіта*: матеріали XIX міжнар. наук.-техн. конф. (Київ, 19-22 червня 2018 р.). Київ: НТУУ «КПІ», 2018. С. 22–24.

55. Kulagin R., Estrin Y., Beygelzimer Y., Mazilkin A., Pavlenko D., Hahn H. Features of nanostructured materials for micromanufacturing. *Materials Science and Engineering-2018 (MSE)*: European congress and exhibition on advanced materials and processes. (Darmstadt, September 26-28, 2018). Darmstadt, 2018.

56. Павленко Д. В. Ресурсосберегающие технологии получения титановых сплавов для авиационно-космической техники. *China-Jiaxing Aerospace and Hundreds People's Association-2019 and 1-thYangtze River Delta Global Science and Technology Innovation Project Roadshow*. (Jiaxing, April 27-29, 2019). Jiaxing, 2019.

57. Щетініна М. О., Павленко Д. В. Гомогенізація спечених титанових сплавів інтенсивною пластичною деформацією. *XII Міжнарод.*

молод. науч.-техн. чтения им. А.Ф. Можайского. (Запорожье-Приморск, 20-23 мая 2019 г.). Запорожье: АО «Мотор Сич», 2019. С. 125–127.

58. Павленко Д. В. Перспективы и пути применения интенсивной пластической деформации в аэрокосмической отрасли. *Нові сталі та сплави і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів: матеріали XIV міжнар. наук.-техн. конф. (Запоріжжя, 8-10 жовтня 2019 р.)*. Запоріжжя: ЗНТУ, 2019. С. 26–28.

59. Pavlenko D., Dvirnyk Y., Przysowa R. Advanced Materials and Technologies for Compressor Blades of Small Turbofan Engines. *10th EASN Virtual International Conference on Innovation in Aviation & Space to the Satisfaction of the European Citizens*. (September 2-4, 2020). P. 135.

Додатково наукові результати дисертації відображені в роботах:

60. Спосіб виготовлення заготовки з титанових сплавів для лопаток газотурбінних двигунів: пат. 81692 Україна, МПК С22F-1/18 (2006.01). № u201300173; заявл. 03.01.2013; опубл. 10.07.2013, Бюл. 13.

61. Спосіб виготовлення напівфабрикатів з суміші порошків на основі титану методом інтенсивної пластичної деформації: пат. 107549 Україна, МПК С22С 1/04 (2006.01), В22F 3/00, С22F 1/16. № u201512866; заявл. 25.12.2015; опубл. 10.06.2016, Бюл. 11.

62. Штамп для пресування заготовок з протитиском: пат. 104922 Україна, МПК В21D 22/02 (2006.01). № u201508328; заявл. 25.08.2015; опубл. 25.02.2016, Бюл. 4.

63. Спосіб багатоетапного пресування заготовок пластичним середовищем (фальш-заготовкою): пат. 110125 Україна, МПК В21D 22/02 (2006.01), В21С 23/32 (2016.01) В21J 5/00. № u201603315; заявл. 30.03.2016; опубл. 26.09.2016, Бюл. 18.

SUMMARY

Pavlenko D.V. Development of scientific bases and improvement of processes of manufacturing parts from powder materials for gas turbine engines with the use of severe plastic deformation. – Scientific qualification work with manuscript copyright.

The thesis for the Doctoral degree of Technical Science in specialty 05.03.05 Processes and Machines of Plastic Working. – Zaporizhzhya Polytechnic National University, Ministry of Education and Science of Ukraine, Zaporizhia, 2021.

Content of the thesis. The thesis aims at solving an important applied and scientific problem of improving the quality of workpieces manufactured from powder materials by pressure treatment. In this scientific work, the theory and technology of intensive plastic deformation of titanium billets from powder materials by twist extrusion are considered.

The thesis consists of 5 chapters which can be divided into three large interconnected blocks, namely – research of resulting blanks, development of scientific bases of their pressure treatment and improvement of technological equipment and the process of severe plastic deformation of billets from powder materials by twist extrusion.

In the first chapter "Analysis of the current state of researches of technologies and processes for production of powder materials for gas turbine engines" an analysis of the current state of technologies, equipment and processes for production of parts from powder materials for gas turbine engines (GTE) has been performed. The existing scientific and applied problem is formulated based on the analysis of research of leading domestic and foreign scientists in the field of titanium metallurgy, powder metallurgy, processes and equipment for severe plastic deformation (SPD), as well as technologies for the production of gas turbine parts.

A significant imbalance between the production volume of titanium sponge

and deformed semi-finished products of complex titanium alloys and their consumption in Ukraine are identified. That provides the material basis for the development and use of powder metallurgy of titanium in industrial production.

It is shown that powder metallurgy processes, being the most energy efficient for the production of titanium blanks for GTE, do not provide a high level of their strength characteristics. The scientific hypothesis about efficiency of application of processes of pressure treatment of sintered billets by a method of severe plastic deformation for the solving of the formulated scientific and applied problem is put forward.

It is substantiated that the advantages of the technology of manufacturing blanks for gas turbine parts using powder materials and SPD are the ability to quickly change the brand of titanium alloy with a significant reduction in the cost price, pollutants and implementation at gas turbine engine plants. It allows to reduce resource consumption of production of titanium semi-finished products by 1.7 times in comparison with the technology based on metallurgical redistribution of titanium. The main tasks of pressure treatment of titanium powder blanks and ways to solve them are established.

The second chapter "Methodological support of research" is devoted to the description of the used standard and original methods of research and modeling.

The methods of studying the structure, chemical composition, porosity, strength, hardness and texture of samples after deformation are described, as well as original tests methods for high cycle fatigue, determination of thermophysical characteristics of titanium alloys in different states are developed. The methods of manufacturing samples from powder materials, thermal processing, as well as pressure treatment: hot isostatic pressing, hydroelectric pressing, twist extrusion and torsion under high pressure are described.

The methods of modeling are described and software products are utilized for statistical processing of experiments, their planning, solving differential equations, image processing and quantitative analysis of microphotography, gas-dynamic and strength analyzes.

The basic principles of organization of research on the development of scientific basis and improvement of processes of manufacturing parts from powder materials for gas turbine engines with SPD are formulated. It is concluded that the standard set of material and methodological support used, in combination with the developed technological equipment and original methods of research, are necessary and sufficient to confirm the advanced scientific hypothesis and the solution of specified scientific and applied problem.

The third chapter "Development of scientific bases for the production of titanium alloys from powder materials" is devoted to the study of the quality of sintered powder billets from single-phase, pseudo-two-phase and two-phase titanium alloys used for further processing to obtain blanks of gas turbine parts.

The parameters of different batches of titanium powders of ПТ5 brand, obtained from the titanium sponge, as the bases of powder mixtures of complex alloys are investigated. The basic laws of the pore formation depending on the regime parameters of one-sided cold pressing and vacuum sintering: the division of pores in the sintered workpiece, changes in porosity and the sizes of presses after sintering are estimated. Optimal pressing and sintering modes are substantiated.

The influence of the fractional composition of the particles of the powder mixture on porosity, strength, plasticity, structure and chemical and phase composition of synthesized alloys are investigated. It has been established that the billets of powder materials irrespective of the fractional composition, in the investigated range, corresponds to the requirements for a BT8 alloy according to a chemical and phase composition, but do not meet the requirements of normative documents to billets of GTE parts according to the structure, strength and plasticity characteristics.

The model of gas saturation is improved, on the basis of which the analysis of the concentration of gas impurities in titanium semi-finished products obtained by the technology of SPD of billets from powder materials was performed. It has been established that the use of titanium powders with a small content of impurities provides oxygen content and nitrogen in synthesized semi-finished

products at a level that satisfies the requirements for titanium of BT1-0 brand and complex alloys.

Patterns of influence of the pore space parameters on the fatigue limit and margin of safety of the compressor blades are established. The estimation of the fatigue limit of the blades is proposed to perform considering the features of the pore space morphology, using an improved model that takes into account the pore size and the fractal dimension of its boundaries that reflects the features of their structure.

The maximum permissible values of the pore size and the total porous of the blades billets that provide margin of safety and the probability of non-destruction of blades that meet the requirements of normative documentation are determined. The conclusion on the possibility of their application for the production of parts of the GTE is made, but only after additional pressure treatment, aimed at eliminating porosity, homogenization of alloying elements and strengthening.

In the fourth chapter "Development of scientific bases of pressure treatment of powder materials billets" the basic effects occurring during the SPD of sintered billets as: sealing, homogenization, fragmentation of structural components, strengthening and processes of structure and texture formation, change of thermophysical and mechanical properties, technological plasticity and strengthening ability are investigated. The optimal modes of above treatment are estimated.

Based on experimental studies it has been found that hydroextrusion and hot isostatic pressing do not allow billets processing from powder material. The most optimal methods of SPD are high pressure torsion and twist extrusion for the large billets. They ensure porosity elimination, homogenization and strengthening by formation of submicrocrystalline structure.

The peculiarity of twist extrusion, associated with the deformation with a simple shear without changing the shape of the billet at a high level of hydrostatic pressure in the deformation zone, determines the possibility of implementing a sequential series of processing cycles without destruction. Sealing of sintered

blanks when twist extrusion is possible with a backpressure no less than a third of the main pressing pressure.

The treatment by twist extrusion contributes to a significant increase of the strength limit, conditional yield stress, relative elongation and narrowing, hardness and specific density due to elimination of porosity and forming submicrocrystalline structure. After 5 cycles of twist extrusion deformation the structural with a grains size about 200 ... 250 nm and a subgrains about 30 ... 40 nm was formed in the samples. Specific porosity was less than 2%.

The properties level of billets from powder materials approached the level of alloy in the initial deformed state, formed by the technology of metallurgical and deformation redistribution. An optimal scheme of production technologies of parts from powder materials is the scheme with single operation by SPD with optimal modes.

The homogenization of sintered titanium alloys during TE is theoretically substantiated and experimentally confirmed that occurs due to latent deformation in the form of self-similar vortices on various large-scale levels. It is established that in contrast to TE of compact materials, for the billets from powder materials the presence of an additional seal stage is typical.

It has been experimentally proved that in titanium billets after treatment, the crystallographic texture is formed. The value of the mechanical characteristics of the billets in different directions after twist extrusion as their thermophysical properties, technological plasticity and the ability to further pressure treatment are determined.

It is proved that the combination of methods of powder metallurgy and SPD allows for high-strength compact semi-finished products of complex titanium alloys, excluding energy-cost operations of metallurgical redistribution of titanium and hot deformation processing. Based on numerical simulations, it is proved that they can be used for rotor blades and blades of stator of compressors of small-scale GTEs. The reliability of the results of the strength analysis and the possibility of using titanium alloys with the established level of properties is confirmed by the

act of the serial manufacturer of GTE –Motor Sich JSC.

The fifth chapter "Improvement of technological equipment, snap and twist extrusion technology" is devoted to the development of recommendations for improving the process of twist extrusion, technological equipment and snap, as well as assessment of economic and ecological effects.

Taking into account the peculiarities of the twist extrusion process of titanium blanks, the requirements for technological equipment and snap for its implementation and ways to improve them are formulated. A mechanism for pressing blanks with backpressure and a method of multi-stage pressing with a plastic medium (false blank) has been developed.

Developments are based on the provisions on the need to increase technological design and operational adaptability, reduce friction forces and ensure high quality workpieces through multi-cycle processing, automation of the mechanism for pressing and the implementation of the processing mode "workpiece by workpiece". The requirements to the press equipment for realization of twist extrusion process are formulated. The specific examples of the accepted decisions are given.

The developed technology and drawings of technological equipment are implemented at JSC "Motor Sich" and SE "Ivchenko-Progress". Their implementation allows to provide a significant ecological effect and the expected economic effect in the amount of 4918 thousand UAH per 1 ton of billets. The real economic effect reaches UAH 750,000, which was confirmed by the act of implementation at Motor Sich JSC.

Key words: scientific basis, plastic deformation, twist extrusion, powder materials, mode, relation, billet, semi-finished, structure, properties, blade.

PUBLICATIONS BY THE SUBJECT OF THE THESIS

Publications in the publishers included in the international scientometric database SCOPUS:

1. Karpinos B. S., Pavlenko D. V., Kachan O. Ya. Deformation of a submicrocrystalline VT1-0 titanium alloy under static loading. *Strength of Materials*. 2012. Vol. 44 (1). P. 100-107.

2. Olshanetskii V. E., Stepanova L. P., Tkach D. V., Pavlenko D. V. About formation of crystallographic texture in VT1-0 titanium under helical extrusion. *Metal Science and Heat Treatment*. 2012. № 53 (11-12). P. 618-622.

3. Olshanetskii V. E., Stepanova L. P., Greshta V. L., Pavlenko D. V., Tkach D. V. Deformation behavior of titanium VT1-0 with submicrocrystalline structure formed by the method of helical extrusion. *Metal Science and Heat Treatment*. 2014. Vol. 55, Issue 11-12. P. 603-607.

4. Pavlenko D. V., Ovchinnikov A. V. Effect of Deformation by the Method of Screw Extrusion on the Structure and Properties of VT1-0 Alloy in Different States. *Materials Science*. 2015. Vol. 51, Issue 1. P. 52-60.

5. Vasylyev M.O., Mordyuk B.M., Pavlenko D. V., Yatsenko L.F. Ultrasonic impact processing of surface layer of the BT1-0 titanium in a submicrocrystalline state. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2015. Vol. 37. P. 121-134.

6. Kuzmov A. V., Shtern M. B., Kirkova E. G., Beygel'zimer Ya. E., Pavlenko D. V. Analysing the twist extrusion of porous blanks using modified theories of plasticity for porous bodies. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2016. Vol. 54, № 11-12. P. 631-640.

7. Pavlenko D. V., Beygel'zimer Ya. E. Vortices in noncompact blanks during twist extrusion. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2016. Vol. 54, № 9-10. P. 517-524.

8. Pavlenko D. V., Tkach D. V., Danilova-Tret'yak S. M., Evseeva L. E. Thermo-physical properties and temperature of the start of titanium

recrystallization in different structural states. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. 2017. Vol. 90, № 3. P. 685-696.

9. Pavlenko D. V. Assessment of Gas Saturation of Titanium Alloys Synthesized From Powders Using Twist Extrusion. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2017. Vol. 56, Issue 5-6. P. 46-59.

10. Beygelzimer Ya. E., Pavlenko D. V., Synkov O. S., Davydenko O. O. The Efficiency of Twist Extrusion for Compaction of Powder Materials. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2019. Vol. 58, № 1-2. P. 7-12.

11. Pavlenko D. V. Effect of porosity parameters on the strength of gas turbine compressor blades made of titanium alloys. *Strength of Materials*. 2019. Vol. 51, № 6. P. 887-899.

12. Bykov I. O., Ovchinnikov A. V., Pavlenko D. V., Lechovitzer Z. V. Composition, Structure, and Properties of Sintered Silicon-Containing Titanium Alloys. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2020. Vol. 58 (9). P. 613-621.

13. Pavlenko D., Dvirnyk Ya., Przysowa R. Advanced materials and technologies for compressor blades of small turbofan engines. *Aerospace*. 2021. Vol. 8, Issue 1. P. 1-16.

Publications in international scientific journals:

14. Pavlenko D.V., Ovchinnikov A.V., Kachan A.Ya., Shevchenko V.G., Beygelzimer Ya. E., Reshetov A.V., Kulagin R. Yu. Formation of a submicrocrystalline structure in complex alloyed titanium alloys. *Advanced materials*. 2009. № 7. P. 240-244.

Publications in professional publishers of Ukraine:

15. Ovchinnikov A.V., Pavlenko D.V., Kachan A. Ya., Shevchenko V.G. Efficiency evaluation of application of intense plastic deformation to obtain a nanocrystalline structure in a titanium alloy VT3-1. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2007. № 1. P. 27–31.

16. Pavlenko D.V., Tkach D.V., Greshta V.L. Deformation behavior and endurance of VT1-0 alloy with submicrocrystalline structure. *Journal of Engine Engineering*. 2011. № 1. P. 125–121.
17. Pavlenko D.V. Hardenability of VT1-0 alloy in the submicrocrystalline state under compression. *Journal of Engine Engineering*. 2012. № 1. P. 161–168.
18. Pavlenko D.V. Energy dissipation patterns in VT1-0 alloy samples with submicrocrystalline structure in the operating temperature range. *Journal of Engine Engineering*. 2013. No. 1. P. 65-71.
19. Pavlenko D.V. Materials science aspects of resource-saving technology for obtaining titanium semi-finished products. *Technological systems*. 2013. No. 4 (65). P. 21-29.
20. Pavlenko D.V., Ovchinnikov A.V. Technical and economic aspects of technological schemes for obtaining blanks from titanium alloys for GTE blades. *Journal of Engine Engineering*. 2014. No. 1. P. 98-103.
21. Pavlenko D.V. Alternative schemes of the technological process of obtaining semi-finished products for GTE blades by powder metallurgy methods. *Technological systems*. 2014. No. 4. P. 51-57.
22. Pavlenko D.V. Influence of titanium powders parameters on the strength of sintered semifinished products. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2014. No. 2. P. 87-92.
23. Pavlenko D.V. Technological methods of sintered titanium blanks compacting. *Journal of Engine Engineering*. 2015. No. 1. P. 87-93.
24. Pavlenko D.V. Increasing of technological plasticity of sintered titanium alloys. *Processes of mechanical processing in mechanical engineering*. 2015. Issue 15 P. 1-14.
25. Tarasov A.F., Beygelzimer Ya. Yu., Pavlenko D.V., Shtern M.B. Improvement of technological processes and equipment for deformation of powder blanks applying intensive plastic deformation. *Material processing by pressure*. 2015. No. 2 (41). P. 336-344.

26. Pavlenko D.V. Methods of channel of dies optimization for twist extrusion. *Journal of Engineering Sciences*. 2015. T. 2, No. 1. P. 8-15.
27. Pavlenko D.V., Ovchinnikov A.V. Consolidation of sintered titanium blanks by hydroextrusion. *Journal of Engine Engineering*. 2016. No. 1. P. 58-61.
28. Pavlenko D.V., Kovalenko T.A., Ovchinnikov A.V. Influence of thermal impact on the structure and properties of titanium alloy VT8M in a submicrocrystalline state. *Technological systems*. 2016. No. 1. P. 60-67.
29. Pavlenko D.V. Features of sintered titanium alloys compaction by pressure treatment methods. *Material processing by pressure*. 2017. No. 1 (44). P. 174-180.
30. Pavlenko D.V. Methodology of pressure treatment of sintered alloys in the manufacture of parts for gas turbine engines. *Journal of Engine Engineering*. 2017. No. 1. P. 83-92.
31. Boguslaev V.A., Kotsyuba V. Yu., Pavlenko D.V. Modernization of pressing equipment for the implementation of intense plastic deformation technologies of alloys for aviation technology. *Technological systems*. 2017. No. 4 (81). P. 7-14.
32. Pavlenko D.V., Tarasov A.F., Beygelzimer Ya.E., Kotsyuba V.Yu. Constructive aspects of equipment for twist extrusion. *Aerospace engineering and technology*. 2018. Issue. 8/152. P. 42-53.
33. Pavlenko D.V. Consolidation patterns of titanium compacts. *Journal of Engine Engineering*. 2018. No. 1. P. 106-115.
34. Pavlenko D.V. Modeling of the cutting zone thermal state of VT8 alloy in various structural states. *Journal of Engine Engineering*. 2019. No. 1. P. 75-88.
35. Pavlenko D.V. Structural and chemical heterogeneity in sintered titanium alloys after intense plastic deformation. *Materials science and metal processing*. 2020. No. 3. P. 43-52.

Scientific works that certify the approbation of the dissertation materials:

36. Pavlenko D.V. Experimental-statistical method for determining the limits of materials endurance. *Titanium-2008: production and application: materials of I scientific and technical. conf. of young. scientists and specialists.* (Zaporizhia, October 1-2, 2008). Zaporizhia: ZNTU, 2008. P. 80-82.

37. Varyukhin V.N., Beygelzimer Ya.E., Kulagin R.Yu., Ovchinnikov A.V., Pavlenko D.V. Perspectives of using of twist extrusion in aircraft engine manufacturing. *Titan-2010: production and application: materials of II scientific and technical. conf. of young. scientists and specialists.* (Zaporizhia, December 1-2, 2010). Zaporizhia: ZNTU, 2010. P. 11.

38. Pavlenko D.V. Constructive and technological aspects of the application of nano- and submicrocrystalline alloys in aircraft engine manufacturing. *Progressive Life Cycle Technologies of Aircraft Engines and Power Plants: Proceedings of the IX Intern. scientific and technical conf.* (Zaporizhia, September 24-29, 2012). Zaporizhia: Motor Sich JSC, 2012. P. 86-93.

39. Vasil'ev M.O., Pavlenko D.V., Yatsenko L.F. Change of the physical and chemical state of the titanium alloys surface after ultrasonic impact machining. *Titan-2012: production and application: materials of the third science and technology. conf. of young. honored and specialties.* (Zaporizhzhya, 4-5 October 2012). Zaporizhzhya: ZNTU, 2012. P. 14-15.

40. Pavlenko D.V. Aspects of mechanical and finishing-hardening treatment of titanium alloys in a submicrocrystalline state. *Progressive Life Cycle Technologies of Aircraft Engines and Power Plants: Proceedings of the IX Intern. scientific and technical conf.* (Zaporizhia, September 24-29, 2012). Zaporizhia: Motor Sich JSC, 2012. P. 133-136.

41. Pavlenko D.V. Resource-saving technology production of compact blanks of complex doped titanium alloys. *Progressive Life Cycle Technologies of Aircraft Engines and Power Plants: materials of X International. scientific and technical conf.* (Zaporizhia, September 23-28, 2013). Zaporizhia: Motor Sich JSC,

2013. P. 14-17.

42. Pavlenko D.V., Ovchinnikov A.V., Kapustyan A.E., Skrebtsov A.A. Obtaining deformed billets from titanium alloys on the basis of powder metallurgy methods. *Ti-2013 in the CIS: collection of proceedings of the international conference*. (Donetsk, May 26-29, 2013). Kiev: IMF, 2013. P. 307-312.

43. Pavlenko D.V. Structure and properties of titanium alloys obtained by the technology of intensive compaction of sintered semi-finished products. *New structural steels, alloys and methods of their processing to increase the reliability and durability of products: materials of XIII International. scientific and technical conf.* (Zaporizhia, October 7-9, 2014). Zaporizhia: ZNTU, 2014. P. 22-24.

44. Pavlenko D.V. Resource-saving technology for the manufacture of loaded titanium parts for aircraft engines. *Theoretical and applied problems of aircraft engines and power plants: materials of International. scientific and technical conf.* (Zaporizhia, October 16-17, 2014). Zaporizhia: Motor Sich JSC, 2014. P. 76-78.

45. Pavlenko D.V., Ovchinnikov O.V. Resource-saving technology for obtaining deformed semi-finished products for aviation equipment based on the method of intense plastic deformation. *New technologies and achievement in metallurgy, material engineering and production engineering: materials of XVI International scientific conference*. Czestochowa, 2015. P. 205-208.

46. Pavlenko D.V., Gavrilenko A.A. Formation of submicrocrystalline structure in sintered titanium alloys blanks. *Human and Space: Materials of XVII International. young. scientific-practical conf.* (Dnipropetrovsk, April 8-10, 2015). Dnepropetrovsk: NCAOM O.M. Makarova, 2015. P. 356.

47. Panin V.V., Pavlenko D.V. Regularities of pore formation in the production of semi-finished sintered titanium alloys. *Human and Space: materials of XVII International. young. scientific-practical conf.* (Dnipropetrovsk, April 8-10, 2015). Dnepropetrovsk: NCAOM O.M. Makarova, 2015. P. 383.

48. Pavlenko D.V., Beygelzimer Ya. E., Kulagin R. Yu., Davidenko A.A.,

Raspornya D.V. Mass transfer during twist extrusion as an important factor of ensuring the quality of powder semi-finished products for critical parts of gas turbine engines. *Titan-2016: production and application in aircraft construction: materials of the IV scientific and technical. conf. young. scientists and specialists.* (Zaporizhia, November 3-4, 2016). Zaporizhia: Motor Sich JSC, 2016. P. 119-123.

49. Pavlenko D.V., Pribora T.I., Kotsyuba V. Yu., Paholka S.N. Perspective materials and technologies for rotor parts of the compressor of the gas turbine engine. *XXI International Congress of Engine Builders.* Kharkiv: Nat. Aerospace University "HAI", 2016. P. 71.

50. Pavlenko D.V. Resource-saving technology for complex alloys. *Instrumentation-2016: materials of the XIX International. scientific and technical conf.* (Minsk, November 23-25, 2016). Minsk: BNTU, 2016. P. 121-122.

51. Pavlenko D.V. Resource-saving, import-substituting technology for the production of semi-finished complexly alloyed titanium alloys. *Titan-2016: production and application in aircraft construction: materials of IV scientific-technical. conf. of young. scientists and specialists.* (Zaporizhia, November 3-4, 2016). Zaporizhia: Motor Sich JSC, 2016. P. 60-64.

52. Beygelzimer Ya. E., Pavlenko D.V., Tarasov A.F., Kotsyuba V. Yu., Kulagin R. Yu., Davidenko A.A. A simple shift in the processing of materials by pressure. *Theoretical and practical problems in the materials processing by pressure and the quality of professional education: materials of IX International. scientific and technical conf.* (Kyiv-Kherson, May 28 - June 1, 2018). Kyiv: NTUU "KPI", 2018. P. 28-30.

53. Pavlenko D.V., Shchetinina M.O. Regularities of pore formation in titanium alloys synthesized from powders. *XI International. young. scientific and technical readings. A.F. Mozhaisskoho.* (Zaporizhia-Primorsk, May 14-17, 2018). Zaporizhia: Motor Sich JSC, 2018. P. 203-204.

54. Pavlenko D.V., Tarasov O.F., Loskutov S.V., Shchetinina M.O. Progressive manufacturing technology of gas turbine compressor blades using

intensive plastic deformation and equipment for its implementation. *Progressive engineering, technology and engineering education: materials of the XIX International. scientific and technical conf.* (Kyiv, June 19-22, 2018). Kyiv: NTUU "KPI", 2018. P. 22-24.

55. Kulagin R., Estrin Y., Beygelzimer Y., Mazilkin A., Pavlenko D., Hahn H. Features of nanostructured materials for micromanufacturing. *Materials Science and Engineering-2018 (MSE): European congress and exhibition on advanced materials and processes.* (Darmstadt, September 26-28, 2018). Darmstadt, 2018.

56. Pavlenko D.V. Resource-saving technologies for the production of titanium alloys for aerospace technology. *China Jiaxing Aero-space and Hundreds People's Association-2019 and 1-th Yangtze River Delta Global Science and Technology Innovation Project Roadshow.* (Jiaxing, April 27-29, 2019). Jiaxing, 2019.

57. Shchetinina M.O., Pavlenko D.V. Homogenization of sintered titanium alloys by intense plastic deformation. *XII International. young. scientific and technical readings. A.F. Mozhaisskoho.* (Zaporizhia-Primorsk, May 20-23, 2019). Zaporizhia: JSC "Motor Sich", 2019. P. 125-127.

58. Pavlenko D.V. Perspectives and ways of intense plastic deformation application in the aerospace industry. *New steels and alloys and methods of their processing to increase the reliability and durability of products: materials of the XIV International. scientific and technical conf.* (Zaporizhia, October 8-10, 2019). Zaporizhia: ZNTU, 2019. P. 26-28.

59. Pavlenko D., Dvirnyk Y., Przysowa R. Advanced Materials and Technologies for Compressor Blades of Small Turbofan Engines. *10th EASN Virtual International Conference on Innovation in Aviation & Space to the Satisfaction of the European Citizens.* (September 2-4, 2020). P. 135.

Additional scientific results of the thesis are reflected in the works:

60. A manufacturing method of titanium alloys blank for the blades of gas

turbine engines: Pat. 81692 Ukraine, IPC C22F-1/18 (2006.01). № u201300173; declared 03.01.2013; publ. 10.07.2013, Bull. 13.

61. A manufacturing method of semi-finished products from a mixture of powders based on titanium by intense plastic deformation: Pat. 107549 Ukraine, IPC C22C 1/04 (2006.01), B22F 3/00, C22F 1/16. № u201512866; declared 12/25/2015; publ. 10.06.2016, Bull. 11.

62. Stamp for pressing blanks with back pressure: Pat. 104922 Ukraine, IPC B21D 22/02 (2006.01). № u201508328; declared 25.08.2015; publ. 25.02.2016, Bull. 4.

63. A method of multi-stage pressing of workpieces with a plastic medium (false workpiece): Pat. 110125 Ukraine, IPC B21D 22/02 (2006.01), B21C 23/32 (2016.01) B21J 5/00. № u201603315; declared 30.03.2016; publ. 26.09.2016, Bull. 18.

ЗМІСТ

Вступ.....	36
Розділ 1. Аналіз сучасного стану досліджень технологій та процесів виробництва деталей з порошкових матеріалів для газотурбінних двигунів	45
1.1 Аналіз виробництва та споживання титанових сплавів	45
1.2 Технології виробництва спечених титанових напівфабрикатів і забезпечення їх якості.....	50
1.3 Обробка заготовок з порошкових матеріалів тиском.....	58
1.3.1 Деформаційні методи ущільнення та зміцнення	58
1.3.2 Особливості текстуроутворення в процесі ПД.....	68
1.3.3 Фізичні властивості сплавів у СМК стані	70
1.3.4 Вплив ПД на технологічну пластичність	72
1.3.5 Особливості технологічного оснащення та обладнання для гвинтової екструзії порошкових матеріалів	74
1.4 Технологічні аспекти застосування процесів інтенсивної пластичної деформації виробництва деталей з порошкових матеріалів.....	77
1.5 Висновки до розділу 1	81
Розділ 2. Методологічне забезпечення досліджень.....	84
2.1 Методики отримання та оцінки якості спечених заготовок	84
2.1.1 Отримання спечених титанових сплавів	84
2.1.2 Дослідження пористості і густини	86
2.1.3 Дослідження хімічного складу зразків	87
2.1.4 Дослідження теплофізичних властивостей і термічного впливу	88
2.2 Методики деформації спечених заготовок.....	91
2.2.1 Інтенсивна пластична деформація гвинтовою екструзією	91
2.2.2 Кручення під високим тиском	93
2.2.3 Гаряче ізостатичне пресування.....	95

	33
2.2.4 Гідроекструзія	96
2.3 Методики дослідження якості заготовок після ПД ГЕ	97
2.3.1 Дослідження структури і розподілу легувальних елементів.....	97
2.3.2 Дослідження міцності та ударної в'язкості	97
2.3.3 Випробування на втому.....	98
2.3.4 Оцінювання здатності до зміцнення	100
2.3.5 Дослідження текстури напівфабрикатів після ПД	100
2.3.6 Рентгенодифрактометричний аналіз.....	101
2.4 Методики чисельного моделювання.....	101
2.5 Методологія проектування технології отримання заготовок деталей з порошкових матеріалів для ГТД.....	105
2.5.1 Альтернативні технології отримання заготовок деталей ГТД.....	105
2.5.2 Альтернативні схеми отримання деформованих напівфабрикатів.	112
2.6 Висновки до розділу 2	121
Розділ 3. Розвиток наукових основ виробництва титанових сплавів з порошкових матеріалів.....	124
3.1 Вплив порошків титану на якість спечених заготовок	124
3.2 Закономірності ущільнення заготовок під час спікання.....	132
3.3 Оцінювання газонасичення титанових напівфабрикатів, отриманих за технологією твердофазної ПД-металургії.....	139
3.4 Виробництво складнолегованих титанових сплавів з порошкових матеріалів	149
3.5 Оцінювання впливу пористості на міцність лопаток ГТД.....	160
3.6 Висновки до розділу 3	174
Розділ 4. Розвиток наукових основ обробки заготовок з порошкових матеріалів тиском	176
4.1 Особливості обробки тиском порошкових заготовок	176
4.2 Оцінювання ефективності методів обробки тиском заготовок з порошкових матеріалів.....	184

	34
4.2.1 Обробка гідроекструзією.....	189
4.2.2 Обробка гарячим ізостатичним пресуванням	193
4.2.3 Обробка крученням під високим тиском.....	198
4.2.4 Обробка гвинтовою екструзією.....	208
4.3 Основні ефекти деформації титанових заготовок гвинтовою екструзією та їх наслідки	218
4.3.1 Вплив вихідного стану заготовки на структуру й властивості	218
4.3.2 Латентна деформація заготовок	227
4.3.3 Формування кристалографічної текстури	238
4.3.4 Теплофізичні властивості й температура початку рекристалізації титану в різних структурних станах	252
4.3.5 Технологічна пластичність титану в СМК стані	262
4.3.6 Здатність титану в СМК стані до деформаційного зміцнення.....	269
4.4 Оцінювання міцнісної надійності лопаток малорозмірних ГТД зі сплаву VT8 після ІПД.....	275
4.5 Висновки до розділу 4	283
Розділ 5. Удосконалення технологічного оснащення, обладнання та технології гвинтової екструзії.....	287
5.1 Конструктивні аспекти проектування та експлуатації оснащення для гвинтової екструзії	287
5.2 Удосконалення дослідно-промислової установки для гвинтової екструзії та процесу деформації заготовок з порошкових матеріалів.....	297
5.2.1 Аналіз вимог до конструкції штампа і установки для деформування заготовок гвинтовою екструзією	297
5.2.2. Напрями удосконалення та особливості конструкції дослідно- промислової установки для гвинтової екструзії	299
5.3 Модернізація пресового обладнання для реалізації процесу гвинтової екструзії.....	309
5.4 Основні ефекти від впровадження удосконаленого процесу ІПД.....	315

	35
5.5 Висновки до розділу 5	322
Висновки	324
Список використаних джерел	328
Додаток А. Документи здобувача щодо промислової апробації результатів роботи.....	360
Додаток Б. Перелік опублікованих праць за темою дисертації	365

ВСТУП

Актуальність теми. Технології заготівельного виробництва визначають вартість і якість заготовок, а, отже, і конкурентоспроможність кінцевої продукції. У зв'язку з тим розвиток процесів обробки металів тиском (ОМТ) для заготовок з порошкових матеріалів є одним з перспективних напрямів підвищення ефективності виробництва деталей газотурбінних двигунів (ГТД).

Особливо відчутна проблема зниження вартості і підвищення якості спостерігається для деталей з титанових сплавів, частка яких у сучасних ГТД може досягати 40...50%. Значна частка їх вартості пов'язана з існуючою технологією виробництва, в структурі витрат якої близько шістдесяти відсотків займають операції металургійного та деформаційного переділу. Будучи вкрай енерговитратними, ці процеси не тільки суттєво підвищують вартість деталей з титану, а й обмежують можливість отримання невеликих партій напівфабрикатів різних марок.

Відомою альтернативою металургійному переділу є технології порошкової металургії. Використання порошкових заготовок дозволяє знизити собівартість виробництва напівфабрикатів, однак не забезпечує рівня міцності, достатнього для виготовлення з них навантажених деталей ГТД. Це обмежує використання спечених заготовок. Застосування до них методів ОМТ, що широко використовуються для компактних сплавів, є проблемним завданням, яке потребує удосконалення процесів обробки тиском. Це пов'язано з головними недоліками заготовок з порошкових матеріалів – залишковою пористістю та лікваціями як легувальних елементів, так і газових домішок. Розв'язання важливої науково-прикладної проблеми підвищення якості заготовок з порошкових матеріалів обробкою тиском, дозволить усунути ці основні недоліки та розширити номенклатуру деталей ГТД з порошків.

Шляхи підвищення якості заготовок з порошкових матеріалів досліджувались провідними вітчизняними та закордонними вченими (Івасішин О.М., Скороход В.В., Баглюк Г.А., Валієв Р.З., Кіпарісов С.С., Terence G Langdon та іншими), але для складнолегованих титанових сплавів на сьогодні ця проблема в повній мірі не вирішена. Основними напрямками досліджень є удосконалення процесів порошкової металургії та застосування методів інтенсивної пластичної деформації. Реалізуючи процеси усунення залишкової пористості, гомогенізації хімічного складу та формування субмікроструктурної структури, що призводить до зміцнення, методи ПД є перспективними для створення нових енергоефективних та екологічно дружніх технологій виробництва якісних заготовок з порошкових матеріалів.

Вирішення проблемних питань обробки тиском порошкових заготовок потребує проведення комплексу теоретичних і експериментальних досліджень, удосконалення математичних моделей процесів обробки заготовок з порошкових матеріалів тиском та створення спеціального технологічного обладнання.

Зважаючи на викладене, можна стверджувати, що науково-технічна проблема підвищення якості заготовок з порошкових матеріалів методами ОМТ є актуальною.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Робота відповідає основним напрямкам Стратегії відродження вітчизняного авіабудування на період до 2030 року, затвердженій розпорядженням Кабінету Міністрів України № 851-р від 08.07.2020, та стратегічним пріоритетним напрямкам на 2011-2021 роки (визначені статтею 4 Закону України № 3715-VI від 08.09.2011 «Про пріоритетні напрями інноваційної діяльності в Україні»), одним з яких є освоєння нових технологій виробництва матеріалів, їх оброблення і з'єднання, створення індустрії наноматеріалів та нанотехнологій.

Основні результати роботи отримані в рамках виконання проєкту, фінансованого Міністерством освіти і науки України відповідно до рішення

Ради національної безпеки та оборони України (лист від 30 січня 2015 р. №252/6-6-6-3), а також виконання держбюджетних тем, фінансованих МОН України: ДБ 03318 «Розробка та дослідження титанових сплавів у наноструктурованому стані для авіаційної техніки» (№ д/р 0108U000277, 2008-2009 рр.); ДБ 03310 «Розробка та дослідження технології виготовлення і ремонту деталей авіаційної техніки із наноструктурованих титанових сплавів» (№ д/р 0110U001144, 2010-2011 рр.); ДБ 01112 «Розробка та дослідження технології отримання і обробки титанових сплавів у наноструктурованому стані для авіаційної промисловості» (№ д/р 0112U002024, 2012-2013 рр.); ДБ 01115 «Розробка та дослідження ресурсозберігаючих технологій виготовлення відповідальних деталей авіаційних двигунів із титанових сплавів» (№ д/р 0115U002239, 2015-2016 рр.). Низка результатів отримана при виконанні господарських договорів між НУ «Запорізька політехніка», АТ «Мотор Січ» і ДП «Івченко-Прогрес» та фінансованого академією наук України «Створення дослідної технології отримання багатофункціональних наноструктурних титанових сплавів» (№ д/р 0115U004261, 2017-2019 рр.).

Мета та завдання дослідження. Мета роботи – підвищення ефективності процесів виробництва та якості заготовок деталей газотурбінних двигунів з порошкових матеріалів шляхом розвитку наукових основ і удосконалення процесів отримання деформованих титанових напівфабрикатів із застосуванням інтенсивної пластичної деформації, а також удосконалення технологічного обладнання.

Для досягнення зазначеної мети в роботі були поставлені та вирішені такі актуальні задачі:

- аналіз проблем, суперечностей і тенденцій в області розвитку процесів порошкової металургії титану, способів ПД та технологічного обладнання для їх реалізації і визначення напрямів їх удосконалення;
- дослідження якості заготовок з порошкових матеріалів;
- оцінювання гранично допустимого рівня залишкової пористості

заготовок лопаток компресору ГТД та розміру пор, обґрунтування найбільш раціональної схеми технологічного процесу виробництва напівфабрикатів;

- визначення раціонального способу деформаційної обробки об'ємних спечених заготовок з титанових сплавів, дослідження якості титанових напівфабрикатів після ПД;

- дослідження латентної деформації заготовок під час гвинтової екструзії (ГЕ);

- встановлення закономірностей текстуро- та структуроутворення в напівфабрикатах після ГЕ;

- оцінювання технологічної пластичності титанових сплавів з урахуванням особливостей їх структурного стану при різних видах обробки та здатності до деформаційного зміцнення;

- оцінювання міцнісної надійності лопаток компресора газотурбінного двигуна, виготовлених з порошкових матеріалів із застосуванням ПД;

- удосконалення процесів і технологічного оснащення для інтенсивної пластичної деформації спечених заготовок;

- визначення основних ефектів від впровадження процесу виготовлення напівфабрикатів з порошкових матеріалів для деталей ГТД із застосуванням ПД.

Об'єкт дослідження. Процеси інтенсивної пластичної деформації титанових заготовок з порошкових матеріалів.

Предмет дослідження. Закономірності ущільнення, гомогенізації та структуроутворення під час інтенсивної пластичної деформації порошкових матеріалів та її вплив на властивості напівфабрикатів.

Методи дослідження. Вивчення хімічного складу спектральним аналізом; оптична та електронна мікроскопія з якісним і кількісним мікроаналізом фаз; рентгеноструктурний аналіз; експериментальні дослідження процесів ПД; вивчення мікротвердості, пористості, механічних і фізичних властивостей; фізичне моделювання; метод скінченних елементів та математичної статистики, регресійний та кореляційний аналізи, метод

експертних оцінок.

Наукова новизна отриманих результатів. Наукову новизну дисертаційної роботи складають наступні її основні положення:

1. Вперше запропоновано та науково обґрунтовано новий підхід до виготовлення титанових заготовок з порошкових матеріалів, основою якого є інтенсивна пластична деформація гвинтовою екструзією, який не містить металургійного переділу титану, що дозволило підвищити енергоефективність виробництва та отримувати заготовки високої якості. Новий підхід базується на ефектах інтенсивної пластичної деформації: ущільненні порошкових матеріалів, гомогенізації хімічного складу та подрібненні структурних складових.

2. Вперше встановлено закономірності формування структури, механічних та фізичних властивостей спечених титанових сплавів при деформації гвинтовою екструзією, які враховують еволюцію порового простору заготовок, що дозволило обґрунтувати мінімальну кількість циклів деформації для формування субмікрокристалічної структури заготовок, що забезпечує рівень їх властивостей, достатній для виготовлення деталей ГТД.

3. Вперше для спечених титанових сплавів теоретично обґрунтовано, що під час гвинтової екструзії в них виникає латентна деформація у вигляді мультимасштабних вихрових рухів; суть новизни полягає в тому, що утворення вихорів на різних масштабних рівнях заготовки додатково пов'язується з наявністю пор, що, на відміну від відомих теорій, дозволило пояснити ефекти деформації центральної зони спечених заготовок та гомогенізацію хімічного складу.

4. Отримали подальший розвиток уявлення про вплив режимів пресування гвинтовою екструзією та параметрів інструменту на якість заготовок з порошкових матеріалів, які, на відміну від відомих, полягають у тому, що деформування виконують з рівнем протитиску не менш ніж однієї третини від тиску пресування із забезпеченням пластичного відновлення первинного перерізу заготовки за рахунок збільшення довжини

калібрувального паска матриці, що дозволило виключити руйнування виробу та забезпечило можливість багатоциклової обробки.

5. Отримала подальший розвиток модель газонасичення напівфабрикатів титанових сплавів з порошкових матеріалів при деформуванні, яка, на відміну від відомих, враховує їх насичення киснем та азотом з порового простору на етапі інтенсивної пластичної деформації, що дозволило встановити граничний рівень газових домішок в напівфабрикатах після деформації гвинтовою екструзією.

Практична цінність отриманих результатів. Практичну цінність результатів дослідження становлять наступні розробки:

– новий спосіб виготовлення напівфабрикатів титанових сплавів для деталей газотурбінних двигунів з порошкових матеріалів із застосуванням ПД, що дозволяє знизити витрати на виробництво і сприяє розширенню номенклатури виробів. Новизна способу пресування підтверджена патентом України;

– новий спосіб багатоетапного пресування спечених заготовок пластичним середовищем (фальш-заготовкою), що дозволяє отримувати безпористі напівфабрикати і формувати в них СМК структуру. Новизна способу пресування підтверджена патентом України;

– залежності запасу міцності та імовірності руйнування лопаток ГТД від будови порового простору, що дозволяють регламентувати рівень залишкової пористості заготовок;

– механічні та фізичні характеристики титанових сплавів з порошкових матеріалів після гвинтової екструзії, що дозволяють визначати запас міцності лопаток;

– конструкція штампа для пресування спечених заготовок з протитиском та технологічного оснащення для реалізації гвинтової екструзії, що дозволяють обробляти високоміцні титанові сплави в напівавтоматичному циклі;

– рекомендації щодо застосування технологій виготовлення

напівфабрикатів титанових сплавів з порошкових матеріалів для лопаток ротора та статора компресорів малорозмірних ГТД на основі міцнісного аналізу, що дозволять знизити витрати на їх виробництво.

Результати досліджень впроваджені та використовуються при проектуванні технологічних процесів виготовлення лопаток малорозмірних ГТД на АТ «Мотор Січ» (м. Запоріжжя) та ДП «Івченко-Прогрес» (м. Запоріжжя). Очікуваний економічний ефект від впровадження, підтверджений актом впровадження на АТ «Мотор Січ» і отриманий за рахунок зниження собівартості виробництва титанових напівфабрикатів, із розрахунку споживання на 1 т склав 4,918 млн. грн.

Окремі положення дисертації використовуються на кафедрі авіаційних двигунів НУ «Запорізька політехніка» в рамках викладання ряду спеціальних дисциплін, а також при виконанні науково-дослідних робіт, курсових та дипломних проєктів студентами спеціальності 134 «Авіаційна та ракетно-космічна техніка».

Особистий внесок здобувача. Всі основні наукові результати автором отримані самостійно. При проведенні досліджень, результати яких опубліковані в співавторстві, автору належить розробка ідеології досліджень; постановка наукових задач; розробка основних теоретичних положень; проведення теоретичних та експериментальних досліджень спечених сплавів та сплавів, підданих інтенсивній пластичній деформації різними способами; обґрунтування основних ефектів від деформації гвинтовою екструзією; визначення запасу міцності лопаток двигунів та основних ефектів від впровадження результатів роботи у виробництво; формулювання висновків роботи. Автор брав участь у плануванні та проведенні експериментальних досліджень, обробці та аналізі отриманих результатів, а також у впровадженні результатів роботи у виробництво. У роботах, опублікованих у співавторстві, особистий внесок автора описаний додатково у коментарях до списку робіт.

Апробація результатів дисертації. Основні положення роботи, наукові та практичні результати доповідалися на міжнародних науково-технічних конференціях (МНТК), всеукраїнських і регіональних науково-

технічних (НТК) і науково-практичних конференціях (НПК), у тому числі: НТК молодих вчених і спеціалістів «Титан: виробництво і застосування» (м. Запоріжжя, 2008, 2010, 2012 рр.); МНТК «Інноваційні ресурсозберезні матеріали та зміцнювальні технології» (м. Маріуполь, 2012 р.); МНТК «Ті-2013 в СНГ» (м. Донецьк, 2013 р.); 10-а МНТК «Прогресивні технології життєвого циклу авіаційних двигунів і енергетичних установок» (м. Запоріжжя, 2013 р.); МНТК «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів» (м. Запоріжжя, 2014, 2019 рр.); МНТК «Теоретичні та прикладні проблеми створення авіаційних двигунів і енергетичних установок» (м. Запоріжжя, 2014 р.); 16-а МНТК «New technologies and achievement in metallurgy, material engineering and production engineering» (Польща, м. Ченстохова, 2015 р.); 27-а НПК «Людина і Космос» (м. Дніпро, 2015, 2020 рр.); 21-й Міжнародний конгрес двигунобудівників (м. Харків, 2016 р.); 4-а НПК «Титан-2016: виробництво і застосування в авіабудуванні» (м. Запоріжжя, 2016 р.); 9-а МНПК «Приборостроение–2016» (Білорусь, м. Мінськ, 2016); 9-а МНПК «Теоретичні та практичні проблеми в обробці матеріалів тиском і якості фахової освіти» (м. Київ, 2018 р.); 11-і Міжнародні молодіжні науково-технічні читання ім. О.Ф. Можайського (м. Запоріжжя, 2018, 2019 рр.); 19-а МНТК «Прогресивна техніка, технологія та інженерна освіта» (м. Київ, 2018 р.); European congress and exhibition on advanced materials and processes (Німеччина, м. Дармштадт, 2018 р.); 9-th і 10-th EASN International Conference (Греція, м. Афіни, 2019 р.; Італія, м. Рим, 2020 р.), а також на розширеному засіданні кафедри ТАД НУ «Запорізька політехніка (м. Запоріжжя, 2020 р) та кафедри ОМТ ДДМА (м. Краматорськ, 2020 р.)

Публікації. Основні результати дисертаційної роботи опубліковані в 63 роботах, в тому числі: 21 стаття – у фахових виданнях України, 13 статей – у міжнародних наукових журналах, 13 статей – у наукових журналах, внесених до міжнародної наукометричної бази даних Scopus, 15 статей опубліковано без співавторів, 24 роботи – в матеріалах конференцій. На нові

технічні рішення отримано 4 патенти України на корисну модель.

Структура та об'єм роботи. Дисертаційна робота складається зі вступу, п'яти розділів, висновків, списку використаних джерел та додатків. Загальний об'єм роботи 373 сторінки, в тому числі 290 сторінок основного тексту, 110 рисунків та 40 таблиць, список використаних джерел з 294 найменувань та 2 додатка.

РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ СУЧАСНОГО СТАНУ ДОСЛІДЖЕНЬ ТЕХНОЛОГІЙ ТА ПРОЦЕСІВ ВИРОБНИЦТВА ДЕТАЛЕЙ З ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

1.1 Аналіз виробництва та споживання титанових сплавів

У сучасних умовах для провідних вітчизняних і закордонних виробників авіаційної техніки є актуальною проблема пошуку шляхів зниження собівартості газотурбінних двигунів (ГТД). Це обумовлює необхідність розробки і застосування нових матеріалів, технологій і конструкторських рішень.

Титан і його сплави, завдяки комбінації фізичних, механічних і спеціальних властивостей, знаходять широке застосування як для деталей ГТД різного призначення, так і для елементів літальних апаратів.

Аналіз динаміки споживання титанових сплавів показує, що в авіаційному двигунобудуванні споживання титану за останні кілька десятиліть зросло з 20% до 40% і така тенденція зберігається [1]. Тому рівень їх властивостей і вартість багато в чому є визначальними у підвищенні техніко-економічних і екологічних показників двигунів. Однак застосовувані на цей час сплави практично вичерпали можливість подальшого збільшення своїх експлуатаційних характеристик шляхом легування.

У той же час отримання напівфабрикатів і виготовлення деталей з титанових сплавів пов'язані з рядом труднощів як з технічної, так і з економічної точок зору. Особливо відчутним недолік титанових сплавів, пов'язаний з високою собівартістю їх отримання, стає при одиничному та дрібносерійному типах виробництва, характерних для авіаційно-космічної галузі. У цьому випадку технологія має забезпечувати виробництво малих обсягів компактних напівфабрикатів спеціального хімічного складу згідно з конкретними потребами замовника.

Використовуються титанові сплави переважно у вигляді деформованих

напівфабрикатів. Аналіз балансу їх виробництва та споживання показує, що в Україні титанової губки виробляється у 7 разів менше ніж сплавів (табл. 1.1), що пов'язано з нерозвиненістю металургійного переділу титану в промисловому масштабі, в результаті чого основна маса сировини експортується. Для потреб вітчизняної промисловості напівфабрикати титанових сплавів у вигляді прутків і слябів переважно імпортуються.

Таблиця 1.1 – Структура виробництва титану за країнами

Країна	Титанова губка, частка %	Титановий прокат, частка %
США	6,1	31
Росія	23,8	28,3
Японія	19,5	21,3
Китай	15,3	11,9
ЄС	19,5	5,3
Україна	15,8	2,2

Існуюча на цей час технологія виробництва напівфабрикатів деформованих жароміцних титанових сплавів містить велику кількість таких ресурсовитратних операцій, як багатостадійний вакуумний переплав титанової губки, гаряча деформаційна обробка, механічна та термічна обробка сляба, що значно підвищує вартість кінцевого продукту – заготовок для деталей ГТД [1]. Сформована схема виробництва та споживання в Україні відрізняється тим, що сировинна база, первинний переділ, а також кінцевий споживач – авіаційна промисловість, перебувають в Україні, а серійне виготовлення напівфабрикатів реалізується за її межами.

У той же час аналіз показує, що технологія отримання напівфабрикатів складнолегованих титанових сплавів, основана на металургійному переділі, займає 62% у структурі витрат (табл. 1.2).

Таким чином, порівняльний аналіз балансу виробництва і споживання титанових сплавів в Україні на 2020 р. вказує на значну частку виробництва

титанової губки, в той же час основні витрати припадають на її металургійний і деформаційний переділ. Розвиток в Україні технологій традиційного металургійного переділу титану пов'язаний як з витратами на його організацію, так і з малою енергоефективністю існуючого технологічного циклу виробництва напівфабрикатів.

Таблиця 1.2 – Структура витрат на основні етапи виробництва деформованих напівфабрикатів за технологією металургійного переділу

Етап технологічного циклу	Частка, %
Отримання титанової губки в цілому	38
Первинна плавка	12
Кінцева плавка	2
Виробництво прокату	48
Усього на виробництво деформованого напівфабрикату	$\Sigma 62\%$
Усього на отримання титанової губки	$\Sigma 38\%$

Відсутність розвиненої виробничої бази (серійного обладнання для металургійного переділу та деформаційної обробки), а також великі витрати енергетичних ресурсів на металургійний і деформаційний переділ роблять актуальним і перспективним розвиток енергоефективних технологій і вдосконалення процесів виготовлення деталей з порошкових матеріалів для ГТД із застосуванням методів інтенсивної пластичної деформації (ІПД).

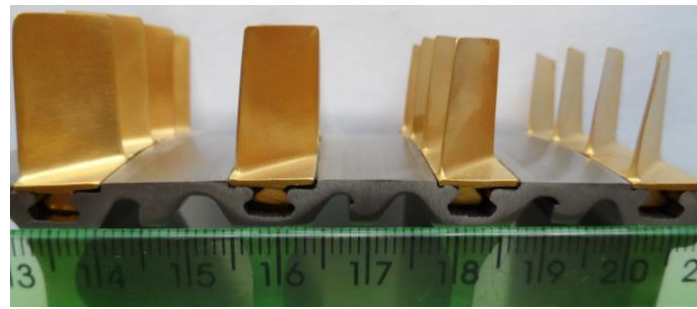
Аналізуючи споживання титанових сплавів для виготовлення заготовок деталей, важливо відзначити, що вони в цей час є затребуваними для виробництва малорозмірних ГТД безпілотних літальних апаратів різних типів [3]. Малорозмірні ГТД установлюються як маршові двигуни на безпілотні літальні апарати, що здійснюють повітряну розвідку або високоточне ураження цілей. Основними особливостями їх тактико-технічних характеристик є короткий життєвий цикл (у випадку застосування

як засобів ураження), невеликий розмір, вага та, як наслідок, високі питомі характеристики. Також експлуатація на військових літальних апаратах без пілота сприяє тому, що на них не поширюється дія вимог авіаційних правил. Це накладає ряд особливих вимог на конструкцію та матеріал основних деталей. У першу чергу вони повинні мати високу питому міцність при статичних навантаженнях і відносно низьку собівартість виготовлення. У той же час такі характеристики, як витривалість і живучість, з огляду на короткий життєвий цикл та відсутність пілота, є для них другорядними.

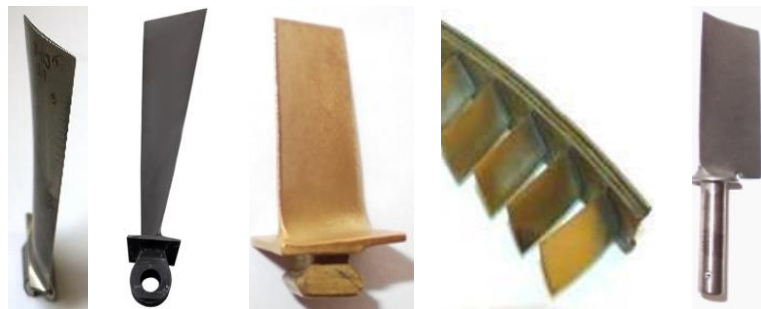
Однією з найбільш навантажених деталей двигунів з титанових сплавів є лопатки компресора. У цей час для їх виготовлення застосовують різні марки титанових сплавів. Найпоширенішими сплавами є складнолеговані ВТ3-1, ВТ6 і ВТ8. Для ступенів компресора зі збільшеною температурою повітря по проточному тракту застосовують жароміцні титанові сплави типу ВТ25 [4, 5].

Відомо, що застосування порошкових матеріалів є ефективним заходом, який дозволяє знизити собівартість виготовлення деталей [6]. Особливу актуальність застосування порошкових матеріалів здобуває для лопаток як ротора компресора ГТД (рис. 1.1, а, б), так і статора (рис. 1.1, в) тому, що це може знизити їх вартість.

Однак, залишкова пористість і низька пластичність спечених сплавів, виготовлених з порошкових матеріалів, є причинами того, що до цього часу вони застосовуються в авіадвигунобудуванні для виготовлення вузького кола малонавантажених, неосновних деталей. У той же час низка досліджень показує [7], що характеристики спечених титанових сплавів, підданих додатковій деформаційній обробці тиском (ОМТ), наближаються, а за деякими показниками й перевищують аналогічні значення для сплавів у литому та деформованому станах.



а



б

в

Рисунок 1.1 – Фрагмент ротора компресора малорозмірного ГТД (а), робочі (б) і напрямні (в) лопатки компресора різної конструкції

У ряді робіт, на основі аналізу напружено-деформованого стану (НДС) пера робочих лопаток компресора, було показано, що запас міцності лопаток, виготовлених зі спеченого титанового сплаву з наступним ПД, задовольняє умови експлуатації. Однак, немаловажним фактором, який обмежує застосування сплавів у конструкції ГТД, є робоча температура, що виникає внаслідок стискування повітря в проточній частині компресора. Інформація про температуру лопаток компресора малорозмірних ГТД практично відсутня, що ускладнює розв'язання проблеми застосування деталей з титану в конструкції ступенів компресора.

На актуальність підвищення якості деталей машин відповідального призначення для поліпшення їх експлуатаційних характеристик і зниження витрат на їх виробництво вказують також автори роботи [8].

Таким чином, аналіз світового ринку титану, галузей виробництва та споживання титанових сплавів показав, що проблема зниження вартості заготовок деталей ГТД з титану та підвищення їх якості є актуальною.

1.2 Технології виробництва спечених титанових напівфабрикатів і забезпечення їх якості

Враховуючи світову тенденцію збільшення вартості енергоресурсів, останнім часом спостерігається підвищений інтерес промисловості до технологій твердофазного синтезу з порошкових матеріалів. Технології отримання заготовок деталей машин з металевих порошоків вже достатньо довгий час знаходять широке застосування в техніці. Переваги та недоліки порошкової металургії (ПМ), у порівнянні із традиційними способами виробництва заготовок деталей машин, добре відомі та описані в літературі [9, 10, 11].

Методи ПМ знаходять все більш широке застосування при виробництві ГТД [12, 13]. Їх використання є одним з ефективних шляхів зниження вартості деталей машин [14]. Привабливість ПМ полягає у відсутності необхідності включення в технологічний процес ресурсовитратного етапу металургійного переділу, а також у скороченні механічних операцій обробки заготовки. Особливу роль ПМ відіграє при виготовленні деталей з титану і його сплавів. Це пов'язано з досить енерговитратним процесом отримання з титанової губки злитків титану і їх наступної термомеханічної обробки [15]. Так, наприклад, технологічний процес виробництва поковок лопаток ГТД із титанових сплавів містить операції трикратного вакуумного переплаву пресованого електрода та більше п'ятдесяти операцій обробки тиском. Зокрема, методи ПМ можуть використовуватися в технології отримання компактних (безпористих) напівфабрикатів із складнолегованих сплавів при відносно низькій собівартості [16, 17, 18, 19]. Розвиваються також напрями виробництва компактних напівфабрикатів шляхом переробки титанової стружки [20].

Відомо, що традиційні методи отримання та зміцнення титанових сплавів не дають можливості істотного подальшого підвищення їх міцнісних

характеристик. Високий рівень і стабільність механічних властивостей забезпечують шляхом складного металургійного переділу, що містить десятки операцій, та складного легування [21]. У зв'язку із цим, необхідний пошук технологічних рішень, які зможуть одночасно задовольнити декілька умов: спрощення технології та зниження вартості виготовлення напівфабрикатів при одночасному підвищенні рівня та стабільності механічних властивостей.

Основною перевагою технологій ПМ є високий коефіцієнт використання матеріалу. У деяких випадках спечені заготовки не потребують механічної обробки або обробки зазнає незначна кількість поверхонь. Однак, притаманна спеченим заготовкам залишкова пористість, що знижує весь комплекс характеристик міцності та пластичності, є основною перешкодою їх широкого використання для навантажених елементів конструкцій, у тому числі деталей ГТД.

Таким чином, для успішного застосування виробів, отриманих на основі методів порошкової металургії, для виготовлення відповідальних деталей ГТД необхідна розробка технології, що забезпечує усунення таких дефектів порошкових заготовок, як залишкова пористість та ліквідації легувальних елементів.

Другим варіантом використання методів порошкової металургії, враховуючи низький рівень енергетичних витрат при твердофазному синтезі заготовок з порошків, є отримання спечених заготовок складнолегованих сплавів для наступної обробки тиском і виготовлення з них, шляхом механічної обробки, деталей машин. Застосування методів обробки металів тиском (ОМТ) до спечених титанових сплавів дозволяє підвищити їх якість – усунути пористість і забезпечити рівень властивостей, порівняний зі сплавами в деформованому стані, отриманих за технологією металургійного переділу.

Удосконаленню методів і технологій ПМ присвячені дослідження вітчизняних і закордонних учених. Зокрема, такі відомі вітчизняні вчені, як

О.М. Івасішин, В.В. Скороход, М.Б. Штерн, Г.А. Баглюк та інші, у своїх роботах розглядають можливість виробництва напівфабрикатів титанових сплавів методом порошкової металургії із забезпеченням необхідної концентрації легувальних елементів за технологією спікання порошкових сумішей [22, 23]. На переваги технології отримання заготовок деталей машин з металевих порошоків у своїх роботах вказує і Д.Г. Саввакін зі співавторами [24], відзначаючи, що застосування методів ПМ дозволяє значно знизити їх собівартість. Однак основним недоліком спечених заготовок, незалежно від застосовуваних додаткових технологій їх обробки, є залишкова пористість [25, 26, 27]. Наявність пор знижує характеристики міцності та пластичності, призводить до зміни фізичних характеристик [28]. Незважаючи на це, деталі, виготовлені із заготовок з порошоків, успішно застосовуються в конструкціях, що працюють при статичних і квазістатичних навантаженнях. Пори, які є значними концентраторами напружень, суттєво знижують міцність при циклічних навантаженнях [29, 30, 31]. У зв'язку із цим, у цей час технології адитивного спікання та ПМ знаходять застосування при виробництві деталей за умови, що вони не піддаються у процесі експлуатації циклічним навантаженням. Очевидно, що їх здатність чинити опір циклічним навантаженням визначається властивостями твердої фази та параметрами порового простору. Таким чином, для оцінювання запасів міцності деталей, виготовлених зі спечених сплавів, необхідно мати надійні моделі, які поєднують умови навантаження, параметри твердої фази та порового простору. Зворотним завданням, яке може бути вирішено при наявності таких моделей, є оцінювання розміру пор, їх морфології та величини пористості, при яких може бути забезпечений запас міцності та імовірність неруйнування деталі на заданому рівні.

Одним з характерних прикладів деталей, для яких застосування технологій ПМ обмежується умовами роботи, є робочі лопатки компресора. Важкі умови роботи, пов'язані з одночасною дією статичних навантажень від відцентрових сил і циклічних навантажень, викликаних вібраціями та

пульсаціями повітряного потоку, обмежують застосування спечених сплавів для деталей такого класу [32].

Аналіз робіт [25, 33, 34] показує, що синтез двофазних титанових сплавів із суміші порошкових компонентів пов'язаний з рядом труднощів. При введенні до порошкової суміші α - і β -стабілізаторів у вигляді двох окремих порошків, алюміній блокує перерозподіл β -стабілізаторів, у зв'язку із чим повної хімічної гомогенізації матеріалу можливо досягти тільки шляхом підвищення температури понад 1100°C при досить тривалих витримках [33]. До того ж, роздільне введення легувальних елементів є складним з технологічної точки зору. Значний вміст легувальних елементів призводить до ускладнення гомогенізаційних процесів у порошковій системі, що потребує досить тривалого часу для отримання мікроструктурно однорідного сплаву, а також до підвищеного рівня залишкової пористості, зокрема, пористості, обумовленої ефектом Френкеля. У роботі [21] встановлено, що хімічна гомогенізація гетерогенної порошкової суміші та заліковування пористості залежать не тільки від сумарної кількості легувальних елементів, але й від їхнього типу. При одночасній наявності в порошковій суміші елементів, що стабілізують α і β фази титану, вони здатні гальмувати дифузійний перерозподіл один одного, що може значно затримувати отримання хімічно однорідного сплаву. Проблемою є також і можливе утворення рідких фаз при синтезі сплавів [33, 35].

Результати аналізу наукової літератури дозволили встановити, що легувальні елементи різних типів бажано вводити не окремо, а у вигляді комплексної лігатури [36]. При цьому необхідно усунути проблему утворення рідких фаз при спіканні, що є однією з основних вимог до характеристик комплексних лігатур. Це можливо при використанні порошків лігатур з температурами плавлення вище за 1300°C .

Особливу роль при синтезі титанових сплавів відіграє якість використовуваних порошків. Альтернативні методи отримання порошків титану, що активно розвиваються у цей час, наприклад, такі, як процеси

електрохімічного відновлення FFC, OS, EMR і PRP [37, 38], є запорукою зниження вартості отримання деталей з порошкових матеріалів. Основними факторами, що визначають властивості порошків, є метод та спосіб отримання. Порошки, виготовлені в однакових умовах, можуть різнитися за рядом критеріїв, що відбивається на якості виробів, які з них виготовляються. Так, частинки порошків можуть різнитися за розміром, формою, особливостями морфології поверхні, наявністю окисних плівок, твердістю, пікнометричною та насипною щільністю та низкою інших параметрів.

Для отримання спечених заготовок, що є вихідним для виготовлення деформованих напівфабрикатів методом ПД, параметри якості порошків мають бути стабільними та не змінюватися протягом часу зберігання. Відомо [39], що в процесі тривалого зберігання поверхня частинок може окислюватися. Окиснений шар перешкоджає утворенню міцних металевих зв'язків між частинками в процесі консолідації і є одним із джерел газових домішок.

Таким чином, оцінювання стабільності параметрів порошків титану, а також вивчення їх впливу на міцність та рівень газових домішок, є одними з важливих завдань удосконалення процесів ПМ, так як якість спечених заготовок визначає і якість отримуваних з них шляхом застосування методів ОМТ напівфабрикатів.

Процеси обробки тиском заготовок з порошкових матеріалів досліджуються та успішно застосовуються в різних галузях промисловості вже достатньо давно [40, 41]. Але частка деталей з порошків у газотурбінних двигунах залишається дуже незначною, особливо для деталей, які працюють при змінних навантаженнях [43]. Незважаючи на це, застосування технологій ПМ у газотурбобудуванні є досить перспективним [44]. Запорукою цього є удосконалення методів усунення пористості та гомогенізації.

Встановлення та вивчення закономірностей ущільнення порошкових заготовок є актуальним завданням у зв'язку з розробкою технологій їх подальшого зміцнення шляхом обробки тиском [45]. Особливості

ущільнення при різних умовах пресування вивчалися як вітчизняними, так і закордонними дослідниками. Відомо [46], що при однобічному пресуванні у жорстких прес-формах спостерігається лінійний закон зміни пористості від верхнього торця пресовки, взаємодіючої з пуансоном, до нижнього, а також нерівномірність пористості в радіальному напрямку.

На залежність щільності пресовок від тиску пресування, а також на її зміну при спіканні вказують автори роботи [47]. У цій і низці інших робіт показано, що вивчення закономірностей ущільнення є важливим аспектом для забезпечення точності деталей, які виготовляються методом ПМ. Зміна лінійних розмірів заготовок при спіканні може значно впливати на їх точність. Необхідно відзначити, що залежно від параметрів застосовуваних порошків, режимів пресування та спікання можливо як зменшення, так і збільшення їх розмірів. При цьому, незважаючи на досить велику кількість досліджень, присвячених моделюванню процесу компактування порошків, наприклад [48, 49], дослідження порошків титану, отриманих методом механічного розмелювання титанової губки, які застосовуються для виготовлення спечених заготовок деталей ГТД, досить обмежені.

Одну з важливих ролей у якості титанових напівфабрикатів відіграють домішки. У зв'язку із цим технологія їх виробництва потребує обмеження за вмістом в них газових (насамперед кисню, азоту та водню), металевих і неметалевих домішок. Наприклад, для технічного титану, застосовуваного у зварених конструкціях, допустимі верхні границі вмісту газів становлять: водню до 0,01%, азоту до 0,04%, кисню до 0,12%. Азот і кисень впливають на підвищення міцнісних характеристик і зниження пластичності титану. При вмісті 0,5% азоту титан стає крихким, оскільки утворюється крихка α -фаза мартенситного типу. Управляючи його вмістом, можна, деякою мірою, управляти міцністю та пластичністю титанових сплавів. Однак, граничний вміст кисню в економно легованих сплавах не має перевищувати 0,5%. При такій концентрації відносне видовження не перевищує 15% [50].

Одним з важливих завдань, яке також необхідно розв'язати при

виробництві напівфабрикатів титанових сплавів, є забезпечення гомогенності розподілу легувальних елементів і домішок. Ліквідації легувальних елементів збільшують розкид величин показників міцності та пластичності та можуть бути причиною руйнування деталей у процесі експлуатації [51]. Шляхом генерації в заготовці множинних вихорів під час ПД, наприклад гвинтовою екструзією (ГЕ) [52], можлива гомогенізація хімічного складу й, як наслідок, усереднення концентрації за всім об'ємом заготовки як легувальних елементів, так і домішок.

Вочевидь повністю усунути або знизити рівень забруднення сплавів, синтезованих із суміші порошкових компонентів, методами ПД неможливо. Основними шляхами зниження концентрації газових домішок у кінцевому продукті є застосування високочистих порошоків електролітичного способу виробництва [53, 54] і часткова нейтралізація у процесі консолідації вакуумним спіканням за рахунок взаємодії, наприклад, з атомарним воднем, що виділяється із частинок порошку гідрованого титану [55].

На відміну від металургійного переділу титану, при синтезі сплавів за технологією твердофазної ПД-металургії консолідація частинок порошоків і гомогенізація здійснюються у твердій фазі. При спіканні у твердій фазі більша частина домішок залишається в заготовці. У процесі закриття пор під час ПД спечених заготовок сплав може також забруднюватися газами, що заповнюють пори. Таким чином, для отримання якісних напівфабрикатів, які задовольняють вимоги, що висуваються, наприклад до лопаток компресора, необхідно враховувати як концентрацію домішок у вихідній сировині, так і газонасичення на всіх етапах технологічного процесу отримання напівфабрикатів.

Таким чином, завдання кількісного оцінювання шляхів забруднення спечених титанових заготовок газовими домішками при застосуванні технології твердофазної ПД-металургії є актуальним та на цей час остаточно не вирішеним.

Наявність залишкової пористості робить також актуальним завдання

дослідження впливу особливостей будови порового простору на міцність деталей, особливо при змінних навантаженнях. У роботі [43] для оцінки границі витривалості гладких спечених зразків, синтезованих із суміші елементарних порошків, за хімічним складом відповідних до титанового сплаву ВТ6, використовували підходи, основані на теорії механіки руйнування. Границя витривалості оцінювалася відношенням граничного значення коефіцієнта інтенсивності напружень для компактного сплаву (твердої фази) до аналогічної величини, що ініціюється порою. При цьому зроблено припущення, що всі пори мають сферичну форму та розташовані в поверхневому шарі зразка, поблизу конструктивного концентратора напружень. Правомірність такого підходу до оцінки границі витривалості підтверджується також у ряді інших робіт [56, 57, 58]. Головним недоліком такого підходу, який потребує усунення для підвищення точності прогнозування запасу міцності деталей ГТД зі спечених сплавів, є припущення, що пори є сферичними. Використання для виготовлення спечених заготовок порошків титану, отриманих шляхом розмелювання титанової губки, значно викривляє форму пор. Це потребує уточнення моделі з оцінювання границі витривалості.

Розв'язок завдання деформування та руйнування структурно-неоднорідних матеріалів при циклічному навантаженні наведений також в роботі [59]. Однак, запропонована авторами модель оцінювання мікродеформованого стану неоднорідних зразків пов'язана з визначенням амплітудних значень тензорів деформацій при циклічному вигині, що не дозволяє оцінити запас міцності у зв'язку з розміром і формою пор, а також величиною пористості сплаву.

Таким чином, аналіз публікацій показує, що на цей час існують окремі дослідження витривалості деталей зі спечених титанових сплавів. Однак, відсутні моделі, що дозволяють оцінити границі витривалості з урахуванням особливостей геометрії пор і їх кількості.

1.3 Обробка заготовок з порошкових матеріалів тиском

1.3.1 Деформаційні методи ущільнення та зміцнення

На сьогодні проблема застосування різних методів деформаційної обробки для ущільнення порошкових заготовок досить активно вивчається. У літературі наведено результати дослідження ущільнення алюмінієвої стружки [60] і порошків [61], а також суміші порошкових компонентів для отримання компактних титанових [19] і мідних сплавів. Є відомості про застосування для ущільнення таких технологічних методів, як гаряче ізостатичне пресування [62] і методів, основаних на інтенсифікації деформацій зсуву [63].

Досить багато робіт вказують на ефективність застосування різних методів ПД для підвищення властивостей компактних матеріалів у литому та деформованому станах [64, 65, 66, 67]. У той же час, проблема отримання деформованих напівфабрикатів складнолегованих титанових сплавів із суміші порошкових компонентів із застосуванням методів ПД вивчена недостатньо повно.

Спроби застосування ПД для заготовок, отриманих шляхом пресування металевих порошків, робилися широким колом дослідників. Так, у роботі [68] показана можливість отримання неспечених гетерогенних композиційних матеріалів методом ГЕ. Авторами показано, що тепла ПД порошкових заготовок ГЕ без оболонки є ефективним процесом виготовлення заготовок із щільністю 94...99 %. На можливість отримання деформованих сплавів з металевих порошків вказують також автори робіт [69, 70, 71], у яких відзначається необхідність оптимізації режимних параметрів процесу ПД і вихідної структури з метою збереження цілісності заготовки. Однак більшість із них присвячені дослідженню ущільнення порошкових заготовок, отриманих шляхом пресування порошків чорних і кольорових металів, у той час як досліджень щодо деформації порошкових

титанових сплавів для їх практичної реалізації недостатньо.

З погляду застосування методів ОМТ основною особливістю спечених титанових сплавів є низька пластичність і велика питома площа поверхні пор, що призводить до руйнування при деформації, активного газонасичення та окиснення при нагріванні. У зв'язку із цим підвищення їх технологічної пластичності шляхом обробки в гарячому стані без захисного середовища, наприклад вільним куванням, може призводити до появи альфованого шару. Деформація куванням, при відносно низьких температурах, призводить до появи кувальних тріщин. Підвищення температури деформації призводить також до процесів рекристалізації та росту зерна, що супроводжується зниженням рівня механічних властивостей напівфабрикатів.

Враховуючи низьку пластичність, особливістю обробки тиском заготовок з порошкових матеріалів є необхідність забезпечення високого рівня гідростатичного тиску в осередку деформації, що дозволяє виключити їх руйнування. У зв'язку із цим для ущільнення застосовують методи ОМТ, що забезпечують пластичну деформацію в умовах, близьких до гідростатичного стискування. Найпоширенішими з них є гаряче ізостатичне пресування (ГІП), інтенсивна пластична деформація (ІПД), гідроекструзія, динамічне пресування, ізотермічне штампування в замкненому об'ємі та інші [72].

Одним з ефективних методів ущільнення є гідроекструзія [73], при застосуванні якої до достатньо пластичних матеріалів має місце заліковування наявних у металі мікротріщин, пор і т. п. [74]. Головна її особливість полягає в тому, що вона характеризується особливими умовами деформування – а саме, до початку деформування заготовка зазнає всебічного стискування. Рівень гідростатичного тиску, що досягається до початку процесу опресовування заготовки, однозначно визначається границею текучості матеріалу. Поки він не буде досягнутий у зоні контакту з матрицею, заготовка продавлюватися через матрицю не почне [74]. Зазначена особливість визначає ефективність застосування гідроекструзії для

деформації некомпактних заготовок, для збереження цілісності яких важливим фактором є високий рівень гідростатичного тиску в осередку деформації. Аналогічні умови реалізуються й у процесах ПД заготовок, наприклад, гвинтовою екструзією, рівноканальним кутовим пресуванням та подібними до них. Таким чином, зазначені методи є альтернативними. У той же час у літературі відсутні дослідження, спрямовані на оцінювання ефективності їх застосування для усунення пористості в некомпактних, спечених заготовках титанових сплавів. Завдання з їх дослідження є важливим елементом удосконалення процесів ПД заготовок з порошкових матеріалів для деталей ГТД.

Ще одним широко розповсюдженим методом зниження залишкової пористості є також ущільнення порошкових заготовок під високим тиском. Для усунення пор використовується гаряче штампування, а також ГП [75,76]. Відомо, що технологію ГП ефективно застосовують для заготовок і деталей із широкого кола сплавів: алюмінієвих [77, 78], нікелевих [79, 80] і титанових [81], а також алюмінідів титану [82], а також покриттів [62]. Основними перевагами ГП є високий рівень гідростатичного тиску, що виключає можливість руйнування в процесі обробки як компактних, так і некомпактних (спечених і порошкових) заготовок. У роботах [83, 84] розглянуті особливості ущільнення ГП зразків з титанового сплаву, аналогічного за хімічним складом до сплаву ВТ6, з порошків, частинки яких мали сферичну форму. Показано, що можливість відносного переміщення сферичних частинок у значній мірі сприяє ранній стадії ущільнення. Проте автори цих та низки інших робіт відзначають те, що існуючі технології ГП не дозволяють знижувати пористість менше 1...2 % у заготовках з порошкових матеріалів. При тому рівень залишкової пористості залежить як від морфології частинок порошку, так і від товщини заготовки. Це ставить під питання ефективність використання технології ГП для об'ємних спечених з порошків типу ПТ5 заготовок.

Як було відмічено раніше, для ущільнення та отримання компактних

напівфабрикатів у цей час широко застосовують такі методи ПД, як рівноканальне кутове пресування та гвинтова екструзія [60, 85, 19]. Їх значною перевагою над іншими методами є дія високого рівня гідростатичного тиску в сукупності з деформацією зсувом, що призводить до інтенсифікації процесу ущільнення [63, 86].

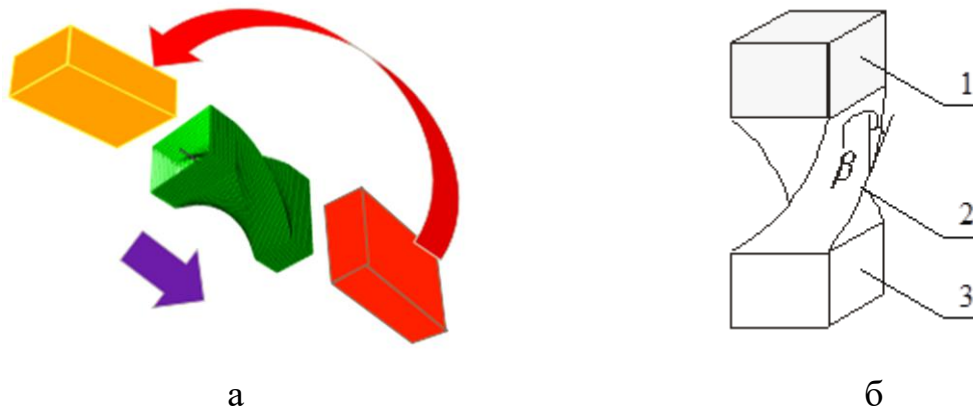
Гвинтова екструзія [87, 88, 89] є одним з п'яти найбільш розвинених процесів ПД, що дозволяють створити об'ємні заготовки з металів і сплавів із субмікроструктурною (СМК) структурою [64, 90]. На тлі великої кількості публікацій і досягнень в області ПД компактних матеріалів [90, 91] поки що досить скромно виглядають роботи з їх застосування для обробки порошкових заготовок. У той час, як у порівняно свіжому огляді щодо ПД компактних матеріалів [90] проаналізовано більше 400 робіт, виконаних з 2000 року, у всій базі даних Web of Sciences на комбінацію «powder consolidation (topic)+severe plastic deformation (topic)» виявлено всього лише 159 публікацій.

Аналіз публікацій, представлений у роботі [92], показує, що інтерес до цієї галузі досліджень бурхливо росте останнім часом, тому що усе більш явними стають привабливі перспективи отримання нових матеріалів, які відкриває обробка порошкових заготовок методами ПД.

Зазначені перспективи обумовлені наступними ефектами: інтенсивним ущільненням, виникненням міцних зв'язків між частинками, індукуванням хімічних реакцій між різними речовинами, інтенсивним масопереносом в об'ємі, що деформується. Завдяки цьому у перших двох-трьох циклах ПД порошкова заготовка перетворюється у компактний зразок, а на наступних циклах деформації в ньому формується необхідний фазовий та структурний склад [92, 93]. Це відкриває широкі можливості з отримання гібридних матеріалів, які представляють собою конструкції, створювані з певними цілями [93, 94], і складнолегованих сплавів типу ВТ8 та аналогічних.

Метод ГЕ полягає в тому, що призматичну заготовку пропускають через гвинтову матрицю (рис. 1.2, а). Канал гвинтової матриці (рис. 1.2, б)

складається із трьох ділянок: вхідної – 1, гвинтової – 2, та калібрувальної – 3. Поперечні перерізи всіх ділянок однакові. Характеристикою гвинтової ділянки 2 є кут β нахилу гвинтової лінії, найбільш віддаленої від осі матриці, до осі екструзії.



а – проходження заготовки через гвинтову матрицю; б – канал гвинтової матриці

Рисунок 1.2 – Схема, що пояснює суть процесу гвинтової екструзії [60]

Відзначені особливості геометрії каналу призводять до того, що при видавлюванні через нього форма заготовки не змінюється, що дозволяє здійснювати її багаторазову екструзію з метою накопичення деформації. При цьому відбувається зміна структури та властивостей заготовки зі збереженням ідентичності початкової та кінцевої форм.

Додаткові та дуже широкі можливості відкриває обробка методами ПД порошкових заготовок. У цьому випадку необхідна структура та заданий хімічний склад можуть бути створені попередньо в частинках порошку, а роль інтенсивних пластичних деформацій зводиться до їх консолідації. Такий підхід дозволяє знизити енергосилові параметри процесу отримання СМК матеріалів, збільшити стійкість деформуючого інструмента, значно розширити спектр матеріалів і структур.

Дослідження з ГЕ порошкових матеріалів описані в роботі [60], де було показано, що ГЕ без протитиску призводить до руйнування попередньо

ущільнених до 85%, але неспечених заготовок зі стружки алюмінієвого сплаву АК7. У той же час ГЕ цих заготовок при протитиску 100 МПа призвела до формування якісних зразків з пористістю, що не перевищує 3%. У роботі [95] гвинтову екструзію з протитиском було застосовано для отримання щільних і міцних заготовок з аморфною структурою шляхом консолідації стрічок аморфного алюмінієвого сплаву.

Теоретичні дослідження ГЕ порошків описані в статтях [96, 85]. Шляхом чисельного моделювання на основі континуальної моделі пористих тіл з поверхнею навантаження у вигляді зміщеного еліпсоїда у цих роботах показано, що при досить високому рівні протитиску (близько границі текучості частинок порошку) ГЕ є ефективним методом ущільнення порошкового матеріалу. Визначено умови досягнення щільності більше 95% при одночасному збереженні наноструктури. Установлено локалізацію зон інтенсивних деформацій зсуву та максимальної швидкості ущільнення, а також розглянуто можливі варіанти накопичення ушкоджень при ГЕ та способи запобігання руйнуванню.

При зазначених вище перевагах ГЕ порошкових заготовок пов'язана із низкою проблем, що ускладнюють її реалізацію. Насамперед, мова йде про можливість ефективного ущільнення порошку. Дослідження показують [60], що при ГЕ матеріали, схильні до локалізації деформації, слабо деформуються в приосьовій зоні. Через це порошкові матеріали, у яких при невеликому рівні тиску відбувається локалізація зсувної течії [97], можуть погано ущільнюватися при ГЕ, якщо рівень протитиску недостатній для виключення локалізації. Крім цього, серйозні проблеми виникають із забезпеченням міцних зв'язків між частинками. Утворенню таких зв'язків сприяють більші пластичні деформації під тиском і високі температури. Однак останні можуть призвести до рекристалізації та повної втрати СМК структури.

Наступна група питань пов'язана з інтенсивною деформацією частинок порошку, у яких при цьому можуть відбуватися фрагментація структури та

утворення пор деформаційного походження. Перший процес бажаний для отримання СМК структур, другий – ні, тому що призводить до руйнування заготовки. Цю проблему частково вирішували спільно у своїх дослідженнях співробітники Донецького фізико-технічного інституту НАН України та Інституту проблем матеріалознавства НАН України [96]. У цілому проблема впливу пористості на процеси деформування з використанням складних траєкторій навантаження далека від остаточного розв'язання і є перешкодою на шляху вдосконалення процесу ГЕ. Слід зазначити, що згадана проблема співзвучна загальній проблемі деформування, пов'язаній із запобіганням руйнування при використанні складних траєкторій навантаження. Однією з найпоширеніших причин руйнування в таких умовах є накопичення різних видів дефектів.

Враховуючи, що гвинтова екструзія – один з найбільш ефективних способів ІПД, призначених для створення СМК структур у металах і сплавах [98], які в цей час достатньо добре вивчені та застосовуються для обробки матеріалів різних класів [93, 98, 100, 101], вона може розглядатися як основа для реалізації технології твердофазної ІПД-металургії титану. Останнім часом область застосування методів ІПД суттєво розширилася завдяки тому, що їх почали використовувати при створенні нових сплавів, композитів і архітектурних матеріалів [92, 93]. Одним з перспективних напрямів застосування цих методів є ресурсозберігаючі технології виробництва жароміцних титанових сплавів на основі методів порошкової металургії [12, 40, 102].

Роботи, виконані вітчизняними та закордонними дослідниками з метою усунення залишкової пористості, досягнення гомогенізації та, як наслідок, підвищення рівня якості порошкових заготовок, показали високу ефективність ГЕ. Було встановлено, що гвинтова екструзія призводить до інтенсивної консолідації титанових сплавів, отриманих шляхом спікання порошків, з одночасним формуванням у них СМК структур. Крім того, була висловлена та обґрунтована гіпотеза про те, що завдяки латентній

деформації, яка виникає в заготовках під час деформування, вона може призводити до гомогенізації хімічного складу сплавів. Остання обставина пов'язана з тим, що ГЕ реалізує деформацію простим зсувом на границях гвинтової ділянки каналу гвинтової матриці [98]. У літературі приділена велика увага причинам утворення вихрових потоків у компактних матеріалах, їх наслідкам при деформації за схемою простого зсуву, наприклад гвинтовою екструзією [52, 103, 104]. Однак у цих та ряді інших робіт розглядається деформація компактних матеріалів у той час, як аналіз подібних явищ для некомпактних матеріалів відсутній. У зв'язку із цим розвиток теорії виникнення та наслідків появи вихорів при ПД методом ГЕ некомпактних матеріалів на цей час є актуальним завданням.

Зазначені ефекти є важливою складовою принципово нових технологічних процесів виробництва деформованих напівфабрикатів титанових сплавів для ГТД. Численні дослідження у цій галузі показали, що з погляду формування якісних заготовок з порошкових матеріалів ефективність процесу ГЕ визначається співвідношенням режимних параметрів з урахуванням особливостей поведінки оброблюваного матеріалу. Визначення ж раціональних значень цих параметрів є запорукою успішної реалізації технологічних процесів, що базуються на використанні методу ГЕ.

Практичний досвід довів переваги комплексного застосування технологій ПМ та ПД до спечених титанових сплавів [105]. Це пов'язано з інтенсивним подрібненням зерен до субмікронних розмірів і утворенням нерівноважних висококутових границь, що в сукупності призводить до підвищення міцності матеріалів без істотного зниження їх пластичності [90, 100]. Крім того, характерний для ПД високий гідростатичний тиск, що поєднується з деформацією простим зсувом, призводить до практично повного усунення пористості оброблюваних матеріалів [106, 107]. Також, аномально швидкий масопереніс, пов'язаний більшою мірою з латентним «турбулентним» рухом матеріалу в площині деформування [52], сприяє його гомогенізації. Однак, незважаючи на описані позитивні ефекти від

застосування ПД для титанових сплавів відомо, що в деяких випадках вони можуть призвести до утворення фаз «високого» тиску або руйнування заготовок [108, 109].

В основному ефект від застосування методів ПД пов'язують із їх здатністю до фрагментації, що супроводжується формуванням СМК структури та підвищенням механічних, фізичних і спеціальних властивостей металів і сплавів [110]. У той же час такі позитивні з погляду підвищення властивостей аспекти, як хімічна гомогенізація складнолегованих сплавів і перемішування порошків легувальних елементів у зразках, отриманих шляхом твердофазного синтезу із суміші порошкових компонентів, а також ущільнення, вивчені недостатньо.

Численні дослідження в області ущільнення заготовок з некомпактних матеріалів, синтезованих з металевих порошків і стружки, вказують на інтенсифікацію процесів ущільнення при одночасній дії гідростатичного стиснення та дотичних напружень [60, 111, 112, 113, 63, 61, 114]. Аналіз явищ, що відбуваються в заготовці в процесі обробки такими методами ПД, як рівноканальне кутове пресування та ГЕ, вказує на перспективність їх застосування для ущільнення порошкових матеріалів.

Запорукою успішності отримання міцних компактних напівфабрикатів з порошкових матеріалів із застосуванням методів ПД є зростання активності процесів дифузії та масопереносу в умовах інтенсивних зсувних деформацій, які забезпечують зчеплення частинок і заварювання пор при відносно низьких температурах і порівняно невеликому тиску [60, 111].

Як показано в роботах [115, 116], формування в титанових сплавах СМК структури в процесі ПД досить актуально, оскільки як вихідну заготовку можливо використовувати не прутки, а злитки, минаючи цілий ряд технологічних операцій виготовлення деформованих пруткових напівфабрикатів. Однак з погляду технологічної та економічної доцільності ці заходи є тільки частковою заміною деформаційного переділу литих заготовок. Зниження вартості деталей з титанових сплавів можливо при

удосконаленні технології отримання як напівфабрикатів з титанових сплавів, так і вихідних заготовок для них. Як відзначалося раніше, для отримання напівфабрикатів титанових сплавів існують економні методи ПМ [33, 34]. Однак структура спечених титанових сплавів відрізняється від литих сплавів наявністю до 5...15% пор. У зв'язку із цим необхідно проведення комплексу досліджень із метою визначення можливості використання методів ПМ у комплексі з технологіями ПД для отримання компактних титанових напівфабрикатів з високим рівнем механічних властивостей.

Використання методів ПД дозволяє значно змінювати фізичні, механічні та інші властивості металів і сплавів без внесення додаткових легувальних елементів. Застосування ПД призводить до подрібнення зерен до нано- або субмікроструктурного рівня та формування особливої структури зерен, у якій при середньому розмірі зерен 150...250 нм у матеріалі можуть бути присутніми бездислокаційні зерна (до 15...20% від загальної кількості), зерна з хаотичною дислокаційною структурою (до 50...60% від загальної кількості), і зерна, що містять дислокаційну субструктуру – гнізда або фрагменти (до 20...30% від загальної кількості) [117, 118]. Це призводить до підвищення границь міцності, плинності та витривалості при незначному зниженні характеристик пластичності [119, 120]. Крім того, у сучасних економічних умовах застосування ПД для сплавів із литою структурою дозволить отримувати заготовки зі сплавів, що деформуються, безпосередньо в умовах виробництва та знизити їх собівартість шляхом скорочення циклу деформаційної обробки, що досягається за рахунок збільшення технологічної пластичності матеріалу [121].

В роботах [99, 122] наведені результати аналізу та систематизації сучасних методів ПД. Аналіз існуючих деформаційних методів подрібнення структури матеріалів наведено також у роботах [118, 123]. Особливістю цих і більшості аналогічних досліджень є те, що основною метою застосування розглянутих методів ПД є формування СМК структури матеріалу і таким

чином підвищення комплексу фізичних, механічних і спеціальних властивостей [64, 124, 125]. Вони розглядаються стосовно до обробки компактних матеріалів. Дослідження, присвячені систематизації методів обробки тиском некомпактних матеріалів, а також удосконаленню процесів та обладнання для ПД порошкових матеріалів, є досить обмеженими. Успішне досягнення цілей обробки тиском титанових сплавів потребує удосконалення як обладнання, так і режимів обробки. Дослідження впливу температурно-деформаційних режимів деформування на зміну величини опору деформації, що характерно для умов гарячого пресування титанових деталей, наведено в роботі [126]. Це дозволяє прогнозувати енергосилові параметри процесу деформації, а також обирати пресове обладнання та підвищити продуктивність його роботи. Встановлені закономірності розвивають наукові основи обробки титанових сплавів тиском, але вони не можуть бути поширені на деформацію заготовок з порошкових матеріалів у зв'язку з особливостями їх будови.

Таким чином, аналіз літературних джерел показав, що на сьогодні відсутні системні дослідження щодо застосування методів обробки тиском до заготовок з порошкових матеріалів. Їх розвиток та удосконалення для реалізації процесів об'ємного ущільнення спечених заготовок з титанових сплавів є одним з актуальних завдань галузі науки та техніки, яка займається розробкою, дослідженням та оптимізацією технологічних процесів обробки тиском.

1.3.2 Особливості текстуроутворення в процесі ПД

Як і більшість металів з ГЦУ-граткою титан у процесі обробки стає сильно анізотропним. Часто ця обставина обмежує його практичне використання. Наприклад, при штампуванні або глибокій витяжці

збільшується витрата металу. Внаслідок фестоноутворення частина металу при цьому йде в брак. Однією з основних причин анізотропії властивостей титану є кристалографічна текстура.

Однак текстура може служити не тільки джерелом браку у виробках. Створення певної текстури в металевому матеріалі дозволяє суттєво підвищити міцність виробів. Наприклад, створення сприятливої текстури в титановому сплаві VT5-1 дозволяє підвищити опір деформації при двоосьовому розтяганні на 45 % у порівнянні з одноосьовим [127]. При цьому розв'язання прикладного завдання проєктування деталей машин, пов'язаного з вибором їх правильної орієнтації, є особливо важливим для титанових сплавів. Враховуючи, що в процесі виготовлення, а також експлуатації матеріал зазнає термічного впливу, який може призводити до структурних змін, оцінювання його впливу на текстуроутворення також має важливе прикладне значення. Таким чином, дослідження та пошук умов формування сприятливої кристалографічної текстури в процесі обробки заготовок з титану і його сплавів є актуальним завданням.

Формування текстури титану в процесі ГЕ досліджували в роботах [128, 129]. У цих та низці інших робіт показано, що формування текстури може бути обумовлено не тільки дією базисного, призматичного, пірамідального ковзання та двійникування, але і подібним до турбулентної течії рідини вихровим рухом фрагментів зерен, що подрібнюються.

Особливість течії металу в процесі ПД визначає ряд особливостей текстуроутворення у порівнянні з добре вивченими методами ОМТ. При цьому наявні на цей час результати досліджень у даній області часто є суперечливими. Це ускладнює конструкторам і технологам вирішення прикладного завдання оцінювання міцнісної надійності деталей з матеріалів у СМК стані та проєктування заготовок для них.

Так, на думку авторів [130], особливості текстуроутворення в процесі ПД у металів із ГЩУ ґраткою вивчені недостатньо. Ними був вивчений вплив швидкості та температури деформації на текстуру технічного титану та

показано, що при обраній схемі деформації базисна площина (0001) утворює кут 45° до осі стискування. В роботі [131] автори показали, що сформована прокаткою текстура титану значно впливає на особливості його пластичного деформування й, відповідно, анізотропію деформації.

Вплив ПД на кристалографічну текстуру було також досліджено в роботі [132]. Установлено, що в процесі інтенсивної деформації та наступної прокатки виникає значна анізотропія механічних властивостей. На думку авторів, крім кристалографічної текстури, сформованої під час деформації, анізотропії властивостей сприяє також орієнтована деформаційна субструктура. Автори роботи [133] дійшли висновку, що механізми пластичної деформації та кристалографічна текстура залежать від величини деформації. Метод обробки також значно впливає на характер текстури, зокрема, текстура титану при рівноканальній кутовій екструзії мала характерні риси для кожного маршруту обробки [134].

Таким чином, в літературі проблему текстуроутворення титану при ОМТ досліджено досить докладно. Однак питання зв'язку параметрів текстури із пружними та механічними характеристиками сплавів титану після ГЕ майже не досліджено. Також наявні публікації щодо текстуроутворення титану методом ГЕ основані на спрощених методиках [129], що не дозволяє отримувати достовірні дані.

1.3.3 Фізичні властивості сплавів у СМК стані

Як було показано раніше, на цей час механічні характеристики та структура металів і сплавів, підданих різним методам ПД, досліджені досить докладно [100, 135, 136]. У свою чергу, зміни фізичних характеристик субмікрокристалічних і спечених сплавів на сьогодні вивчено недостатньо [137, 138, 139, 140, 141]. При цьому результати, представлені різними

авторами, мають суперечливий характер. Імовірно, це є наслідком того, що дослідження фізичних властивостей проводяться різними методами. Також свій внесок при їх визначенні можуть створювати структурні особливості матеріалу, які відрізняються залежно від способу їх отримання.

Інтенсивна пластична деформація металів і сплавів призводить до накопичення в них великих деформацій, що супроводжуються значним викривленням кристалічної ґратки. Відомо, що теплоємність і теплопровідність металів залежать від викривлень кристалічної ґратки [142]. Отже, застосування ІПД має призводити до їх помітної зміни. У свою чергу, теплофізичні властивості металів є важливими вихідними даними на етапі моделювання та оптимізації режимів різання лезовим інструментом тому, що визначають величину теплових потоків і, таким чином, впливають на температури оброблюваної поверхні та інструмента [143, 144, 145, 146]. З цієї причини використання теплофізичних характеристик сплавів у крупнокристалічному стані (литому та деформованому) при оцінюванні раціональних режимів обробки титанових сплавів у СМК стані може вносити значні помилки в оцінювання температури різання [144].

Немаловажну роль теплофізичні характеристики матеріалів виявляють при оцінюванні міцнісних властивостей деталей у процесі їх циклічного навантаження [147], а також, наприклад, при моделюванні деформації виробів із СМК структурою в процесі зварювання тертям і дифузійним способом [148]. Закономірності зміни основних теплофізичних характеристик титану і його сплавів у різних станах дозволять також, на основі застосування теорії подоби та розмірностей, оцінити ряд інших важливих характеристик, експериментальне визначення яких на стадії дослідження нових сплавів і технологій їх обробки здійснювати складно [149]. Їх вивчення є важливим завданням і з погляду оцінювання теплонапруженого та граничного станів деталей, що виготовляються, наприклад, високонавантажених елементів конструкцій ГТД. Таким чином, оцінювання теплофізичних характеристик титану і його сплавів у спеченому

та СМК станах є актуальним завданням для вирішення проблеми підвищення якості деталей.

Беручи до уваги, що метали після ПД характеризуються значним рівнем внутрішніх напружень і, відповідно, значною накопиченою енергією, внаслідок великої кількості дефектів кристалічної ґратки, це може призводити до прискорення розвитку процесів відновлення при подальшій термічній активації, а також до зниження температури початку первинної рекристалізації. У зв'язку із цим певний інтерес викликають дослідження, які дозволяють установити закономірності структурних змін при переході від наклепаного стану, сформованого в процесі ГЕ, до більш рівноважного в процесі нагрівання.

Відзначені особливості впливу ПД на фізичні властивості сплавів, а також недостатня їх вивченість роблять актуальним завдання встановлення основних закономірностей зміни теплофізичних характеристик (коефіцієнта теплопровідності, коефіцієнта температуропровідності, питомої теплоємності, термічного коефіцієнта лінійного розширення), а також вивчення особливостей структури титану в литому, субмікроструктурному та спеченому станах.

1.3.4 Вплив ПД на технологічну пластичність

Головною особливістю виробництва деформованих напівфабрикатів за технологією твердофазної ПД-металургії є зниження їх вартості. Тоді як традиційне призначення методів порошкової металургії – забезпечення високого значення коефіцієнта використання матеріалу, що в деяких випадках повністю виключає необхідність подальшої механічної обробки. Однак така технологія визначає необхідність їх подальшої механічної обробки. У зв'язку із цим для виготовлення з них лопаток компресора ГТД

неминучим є використання методів ОМТ і різання [150, 151]. Таким чином, однією з умов можливості застосування напівфабрикатів з порошкових матеріалів для виготовлення деталей ГТД є можливість їх механічної обробки лезовими та абразивними інструментами, а також методами ОМТ.

Найнебезпечнішими є методи обробки, при яких матеріал зазнає розтягувальних навантажень, а також стискання при перевазі зсувних напружень і низькому рівні гідростатичного тиску. До таких методів обробки можна віднести більшість методів лезової обробки та методи пластичного деформування у відкритих прес-формах. Існуючі технології виготовлення лопаток містять періодичну прокатку, штампування та вальцювання заготовок, а також видавлювання пера лопаток із циліндричної заготовки або формоутворення із прутка методами механічної обробки [150]. Відомі також технології виготовлення лопаток, що містять виготовлення штампуванням заготовки лопатки з поетапним закрученням профілю пера, з наступним видаленням припусків обробкою різанням, електрофізичними та іншими методами [151]. Таким чином, усі існуючі технології виготовлення лопаток ГТД передбачають значну деформацію заготовок.

Напівфабрикати титанових сплавів, застосовувані для виготовлення лопаток компресора ГТД і отримані за технологією металургійного переділу, мають досить гарну оброблюваність різанням [152, 153]. Особливістю заготовок, отримуваних методами порошкової металургії, є спікання частинок порошкової суміші у твердій фазі. Відомо, що при твердофазному спіканні порошоків титану на границях зерен знаходяться тонкі оксидні плівки та домішки. Вони суттєво знижують пластичність, що є однією із причин обмеженого застосування спечених титанових сплавів. Підвищення їх пластичності є актуальною проблемою виробництва ГТД. У зв'язку із цим оцінювання технологічної пластичності напівфабрикатів, отриманих за технологією твердофазної ПД-металургії, є актуальним завданням.

1.3.5 Особливості технологічного оснащення та обладнання для гвинтової екструзії порошкових матеріалів

Незважаючи на очевидні переваги в порівнянні з іншими способами ПД, ГЕ має також ряд недоліків, що обмежують її застосування. Основними з них є неможливість обробки довгомірних заготовок, а також складність і відносно висока вартість технологічного обладнання. При цьому, складність дослідно-промислової установки для деформації ГЕ [154] збільшується рядом специфічних вимог, пропонованих до пресового обладнання, на якому вона монтується. У ряді досліджень було показано, що порушення режимних параметрів процесу ПД заготовок на кожному із циклів деформації, а також нераціональна геометрія каналу гвинтової матриці можуть призводити до руйнування заготовок і елементів технологічного оснащення.

Для реалізації ПД об'ємних заготовок ГЕ застосовують спеціальні установки, що монтуються на гідравлічні преси, а також спеціальне технологічне оснащення. Одним з основних елементів установки для ГЕ є гвинтова матриця. Важкі умови її роботи та особливості конструкції визначають довговічність і надійність установки для ГЕ в цілому. Зношування гвинтового каналу матриці в процесі деформації заготовок значно впливає на собівартість обробки заготовки. У випадку застосування гвинтової матриці нероз'ємного типу руйнування в ній зразка може призводити до її повного виходу з ладу.

Особливостям проектування та експлуатації оснащення для обробки металів тиском присвячений ряд як вітчизняних, так і закордонних досліджень [155]. Так, у роботі [156] показано, що процес проектування пресового оснащення потребує детального аналізу умов деформування та конструкції інструмента. В ряді досліджень вказується, що для ефективної розробки надійного штампового оснащення необхідно використовувати спеціалізовані розрахункові системи, що дозволяють моделювати напружено-

деформований стан (НДС) як елементів штампового оснащення [157], так і оброблюваної заготовки [158]. Вказується також, що для процесів гарячого штампування моделювання необхідно виконувати з урахуванням адекватних моделей залежності властивостей матеріалів, оснащення та напівфабрикату від температури, а також динамічних процесів, що протікають в процесі обробки. Для проєктування основних силових елементів штампового оснащення і їх надійної роботи необхідна розробка математичних моделей силової взаємодії базових деталей і визначення навантажень, що діють на несучі елементи оснащення [159]. В роботі [160] наведено рекомендації з проєктування основних силових елементів універсально-збірного штампового оснащення. Аналіз впливу форми каналу матриць на параметри процесу ПД заготовок круглого поперечного перерізу при обробці методом гвинтового пресування, що розширюється, виконано у роботі [161]. Особливостям проєктування оснащення для ГЕ, а також удосконаленню технології та пристроїв для її реалізації присвячена робота [162].

Методи ПД об'ємних заготовок потребують багатоетапного пресування заготовок для накопичення великих ступенів деформації із застосуванням у ряді випадків різних середовищ, які передають зусилля на заготовку. Загальною істотною ознакою відомих способів багатоетапного пресування заготовок із застосуванням ПД є значне тертя об стінки каналу матриці, що не дозволяє знизити зусилля пресування та забезпечити на високому рівні її довговічність. При гідромеханічному пресуванні як робоче середовище використовується рідина [73,163]. Основними недоліками такого способу є: необхідність спеціальної підготовки торця заготовки, щоб виконати її ущільнення в матриці, і недостатня кількість мастила між заготовкою та матрицею на робочій ділянці каналу, що знижує технологічність процесу, призводить до збільшення тиску пресування та зниження довговічності матриці. Застосовують також квазірідкі середовища, які, потрапляючи в зазор між контейнером і заготовкою, розділяють їх поверхні, що призводить до зменшення тиску пресування. Пресування

заготовок через канал гвинтової матриці за допомогою металевих фальш-заготовок підвищує технологічність процесу. Однак високі контактні напруження, які виникають на поверхнях контакту заготовки та матриці, призводять до налипання матеріалу фальш-заготовок на поверхню контейнера та матриці, що також знижує довговічність гвинтової матриці.

Враховуючи більші навантаження та зусилля, що сприймають елементи штампового оснащення, яке використовується при інтенсивній пластичній деформації металів і їх сплавів, особливу роль при їх проектуванні відіграє призначення зазорів у рухомих з'єднаннях, зокрема між гвинтовою матрицею та пуансоном. При його малій величині, особливо з урахуванням диференційованого нагрівання матриці, пуансона та оброблюваної заготовки, може відбуватися заклинювання і, як наслідок, повне руйнування як гвинтової матриці, пуансона, так і інших елементів установки для ГЕ. Збільшений зазор призводить до проникнення в нього металу фальш-заготовки. Практика експлуатації оснащення для ГЕ показала, що за певних умов можливе заклинювання заготовки або фальш-заготовок у матриці. У роботі [164] також показано, що ІПД заготовки шляхом осадки та кручення під високим тиском може виявитися взагалі неможливим через заклинювання заготовки в порожнині матриці внаслідок радіальної деформації заготовки, при дії осьової стискаючої сили та значного збільшення моменту опору обертанню пуансона.

Актуальність завдання проектування штампового оснащення з урахуванням збереження зазорів між матрицею, заготовкою та пуансоном відзначають також автори роботи [165]. Показано, що зміна зазору викликана зношуванням у зв'язку з високим рівнем навантажень і важкими умовами роботи робочих поверхонь матриці та пуансона. Автори також вказують на необхідність оптимізації конструкції штампового оснащення з погляду вибору як матеріалу, так і геометрії, що впливає на її вартість і довговічність роботи.

Незважаючи на досить велику кількість досліджень, присвячених

проектуванню пресового оснащення для об'ємного штампування, кількість публікацій щодо проектування інструментів для обробки тиском методами інтенсивної пластичної деформації досить обмежена, тому що значна частина робіт виконується як експериментальні дослідження. У зв'язку із цим дослідження, спрямовані на аналіз аспектів проектування та експлуатації матриць для оснащення для реалізації ГЕ, є актуальними.

1.4 Технологічні аспекти застосування процесів інтенсивної пластичної деформації виробництва деталей з порошкових матеріалів

Незважаючи на відзначені вище переваги технології твердофазної ПД-металургії вона дотепер не знайшла широкого застосування при виробництві деталей ГТД. Основна причина цього полягає в суперечливості вимог до титанових сплавів і можливостей методів порошкової металургії. З одного боку, титанові сплави розроблені для виготовлення високонавантажених елементів таких виробів, як авіаційні та ракетні двигуни, а з іншого боку – методи порошкової металургії не дозволяють забезпечити їх високу міцність. Зазначена суперечність ставить під сумнів отримання будь-яких ефектів від застосування методів порошкової металургії при виробництві деталей ГТД. Особливо помітним недолік титанових сплавів, пов'язаний з високою собівартістю їх отримання, стає при дрібносерійному типі виробництва, характерному для ГТД. У цьому випадку технологія має забезпечувати виробництво невеликих за обсягом партій компактних напівфабрикатів спеціального хімічного складу згідно з конкретними потребами замовника.

Незважаючи на те, що технічні аспекти ефективності технології твердофазної ПД-металургії досить повно відображені в роботах Я.Ю. Бейгельзімера, Р.З. Валієва, Г.А. Баглюка, які, досліджуючи технології ПД спечених титанових заготовок, показали, що їх застосування дозволяє

усувати залишкову пористість і значно підвищує їх характеристики міцності та пластичності, проте кількість досліджень з вивчення їх впливу на економіку, екологію та інші сфери суспільства незначна [166, 167].

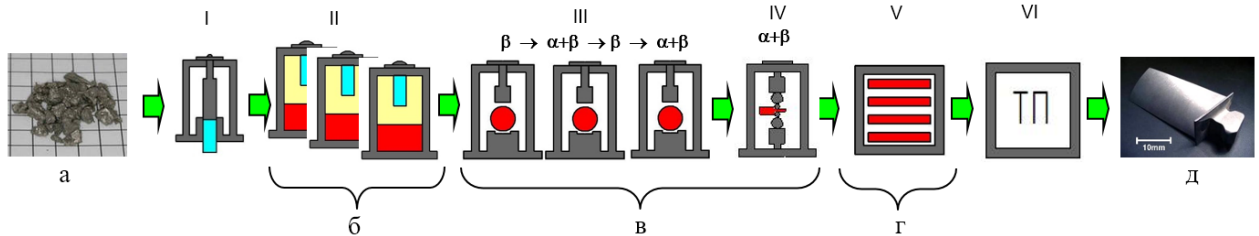
Враховуючи вирішальну роль ППД у технології отримання напівфабрикатів з СМК структурою та ущільненні порошкових матеріалів, питанню її комерціалізації приділяється значна увага [168]. Однак відсутнє комплексне оцінювання основних ефектів її реалізації, а також альтернативні стратегії комерціалізації з урахуванням особливостей застосування титанових напівфабрикатів в авіаційній і ракетно-космічній сферах. Деякі дослідники обґрунтовують ризики, які може нести швидкий розвиток нанотехнологій, у тому числі при отриманні нових матеріалів [169].

Грунтуючись на аналізі літератури, можна стверджувати, що інноваційна технологія виробництва напівфабрикатів титанових сплавів для ГТД на основі синергії методів ПМ і ППД є перспективною для промислової реалізації. Однак питання доцільності її впровадження та можливі ефекти впливу на різних рівнях потребують подальшого дослідження.

Традиційна технологія виготовлення лопаток компресорів з титанових сплавів, основана на металургійному переділі, містить ряд аспектів, що обмежують її застосування при серійному типі виробництва ГТД (рис. 1.3). Також вона значно здорожує вартість виробництва малорозмірних ГТД для безпілотної авіації.

Існуючі обмеження технологічного циклу виготовлення заготовок деталей ГТД із титанових сплавів можуть бути розглянуті на двох основних рівнях: отримання злитка та деформованого напівфабрикату (заготовки деталі після термічної обробки). Так, на етапі отримання злитка основним аспектом є необхідність застосування вартісного багатостадійного, ресурсовитратного вакуумного переплаву. Значні розміри виливка не дозволяють отримувати малі об'єми сплавів різного хімічного складу, що є необхідним в умовах швидкої зміни об'єкта виробництва. У той же час, незважаючи на багатостадійність переплаву, злитки мають дефекти, пов'язані

з наявністю несучільності, а також неоднорідністю розподілу легувальних елементів (ліквації). Необхідність переплаву суттєво підвищує вартість напівфабрикатів.



I – пресування електрода, II – вакуумно-дуговий переплав, III – деформаційна обробка, IV – прокатка, V – термічна обробка, VI – механічна обробка; а – губка титанова, б – литий стан, в – деформований стан, г – заготовка з рівновісною, бімодальною структурою, д – лопатка ГТД

Рисунок 1.3 – Структура технологічного процесу виготовлення лопаток компресорів ГТД, основана на металургійному переділі

На етапі отримання деформованого напівфабрикату основною проблемою є енерговитратна термомеханічна обробка, що містить більше 50-ти операцій. Необхідність багаторазового нагрівання поковки суттєво підвищує вартість напівфабрикатів. При цьому можуть спостерігатися нерівномірність розподілу легувальних елементів і нестабільність механічних властивостей за перерізом напівфабрикату.

Аналіз зазначених суперечностей дозволяє сформулювати комплексну науково-технічну проблему підвищення рівня механічних властивостей заготовок з порошкових матеріалів обробкою тиском з метою їх використання для навантажених деталей газотурбінних двигунів.

Для її розв'язання висунуто наукову гіпотезу, згідно з якою синтез як однофазних, так і двофазних титанових сплавів можливий шляхом енергоефективного методу – твердофазного спікання пресовок із суміші порошкових компонентів на основі порошку титану. Сформований на цьому етапі хімічний і фазовий склад відповідає вимогам сплавів заданих марок.

При цьому отримувані напівфабрикати через особливості процесу твердофазного спікання мають ряд металургійних і структурних дефектів. Основними з них є пори, ліквідації легувальних елементів і газові домішки. Наявність дефектів на цьому етапі технології суттєво знижує їх міцність, а також пластичність. Використання методів ПМ на цьому етапі дозволяє отримувати малі партії титанових сплавів широкого спектра хімічного складу, включаючи складнолеговані, багатофазні сплави, що дозволяє виконувати швидку зміну об'єкта виробництва. Для усунення дефектів спечених заготовок запропоновано застосовувати ГЕ як один із способів ПД об'ємних заготовок. Особливості напружено-деформованого стану матеріалу, підданого ГЕ, пов'язані з деформацією простим зсувом в умовах гідростатичного стиснення та виникненням вихрового масопереносу, дозволяють ефективно ущільнювати заготовку, гомогенізувати її хімічний склад і домішки. Відбувається закриття та заліковування пор, що призводить до отримання компактної заготовки. Сформована при цьому СМК структура сприяє підвищенню всього комплексу рівня механічних характеристик сплаву, які досягають величини, характерної для сплавів, отриманих за технологією переплаву та наступною деформаційною обробкою. Також підвищується рівень технологічної пластичності, що дозволяє виконувати наступну обробку напівфабрикатів різанням. При цьому енергетичні витрати на реалізацію деформаційної обробки ПД у кілька разів нижчі в порівнянні з деформацією куванням. Напівфабрикат після ПД використовується для виготовлення лопаток компресора механічним методом. Застосування термічних операцій дозволяє сформувати структуру лопаткового (бімодального) типу, характерну для лопаток ГТД.

У такий спосіб, висунута наукова гіпотеза передбачає можливість реалізації принципово нової структури технологічного циклу виробництва лопаток компресора, перевагами якої, в порівнянні із традиційним, оснований на переплаві, є можливість швидкої зміни марки титанового сплаву при значному зниженні собівартості їх отримання, скорочення

виділення забруднюючих речовин і можливість реалізації замкненого циклу на підприємствах авіаційно-космічної галузі України. В результаті його реалізації передбачається отримання ефектів у технічній, економічній, екологічній та соціальній сферах.

1.5 Висновки до розділу 1

На підставі системного аналізу сучасної вітчизняної та закордонної науково-технічної літератури в галузі прогресивних технологічних процесів отримання напівфабрикатів складнолегованих титанових сплавів і заготовок деталей ГТД встановлено:

1. Існуюча технологія отримання деформованих напівфабрикатів титанових сплавів для ГТД, основана на металургійному переділі, є ресурсовитратною у зв'язку з необхідністю багаторазового вакуумного переплаву злитка та наступної термомеханічної обробки.

2. Методи порошкової металургії дозволяють отримувати заготовки деталей ГТД із титанових сплавів різних марок при відносно низьких енергетичних витратах, що знижує собівартість їх отримання.

3. Рівень механічних властивостей заготовок, отриманих з порошкових матеріалів, недостатній для виробництва навантажених деталей ГТД і обмежується у зв'язку з наявністю залишкової пористості та ліквацій легувальних елементів.

4. Застосування методів ОМТ до заготовок з порошкових матеріалів суттєво підвищує їх якість. Найбільш ефективними з погляду ущільнення, гомогенізації та формування СМК структури в спечених заготовках є методи інтенсивної пластичної деформації. Високий рівень гідростатичного стиснення дозволяє зберігати цілісність заготовок при обробці в той час, як інтенсифікація зсувних деформацій призводить до ущільнення та зміцнення.

5. Раціональним способом інтенсивної пластичної деформації спечених заготовок з погляду отримання напівфабрикатів складнолегованих сплавів для заготовок деталей ГТД є спосіб гвинтової екструзії. Для досягнення основних цілей обробки необхідна оптимізація режимів і вдосконалення процесу, включаючи технологічне оснащення та спосіб деформації.

6. Вдосконалення процесів отримання порошкової заготовки, ППД гвинтовою екструзією і термічної обробки дозволяє реалізувати технологію отримання якісних заготовок деталей ГТД при низькому рівні енергетичних витрат.

7. Встановлено, що виготовлення заготовок з порошкових матеріалів є у 1,7 раза більш енергоефективною технологією у порівнянні з технологією металургійного переділу титану.

8. Сформульовано мету та завдання дисертаційної роботи.

Мета роботи – підвищення ефективності процесів виробництва та якості заготовок деталей газотурбінних двигунів з порошкових матеріалів шляхом розвитку наукових основ і удосконалення процесів отримання деформованих титанових напівфабрикатів із застосуванням інтенсивної пластичної деформації, а також удосконалення технологічного обладнання.

Для досягнення зазначеної мети в роботі були поставлені та вирішені такі актуальні завдання:

- аналіз проблем, суперечностей і тенденцій в області розвитку процесів порошкової металургії титану, способів ППД та технологічного обладнання для їх реалізації і визначення напрямів їх удосконалення;

- дослідження якості заготовок з порошкових матеріалів;

- оцінювання гранично допустимого рівня залишкової пористості заготовок лопаток компресора ГТД та розміру пор, обґрунтування найбільш раціональної схеми технологічного процесу виробництва напівфабрикатів;

- визначення раціонального способу деформаційної обробки об'ємних спечених заготовок з титанових сплавів, дослідження якості титанових

напівфабрикатів після інтенсивної пластичної деформації;

- дослідження латентної деформації заготовок під час гвинтової екструзії;

- встановлення закономірностей текстуро- та структуроутворення в напівфабрикатах після гвинтової екструзії та термічної обробки;

- оцінювання технологічної пластичності титанових сплавів з урахуванням особливостей їх структурного стану при різних видах обробки та здатності до деформаційного зміцнення;

- оцінювання міцнісної надійності лопаток компресора газотурбінного двигуна, виготовлених з порошкових матеріалів із застосуванням ІПД;

- удосконалення процесів і технологічного оснащення для інтенсивної пластичної деформації спечених заготовок;

- визначення основних ефектів від впровадження процесу виготовлення напівфабрикатів з порошкових матеріалів для деталей ГТД із застосуванням ІПД.

РОЗДІЛ 2. МЕТОДОЛОГІЧНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Методики отримання та оцінки якості спечених заготовок

2.1.1 Отримання спечених титанових сплавів

Пресовки для спечених заготовок зі сплаву ВТ8 виготовлялись з порошкової суміші на основі порошку титану марки ПТ5 у стані поставки відповідно до ТУ У14-10-026-98 (фракційний склад $-0,5/+0,16$ мкм) (табл. 2.1). Хімічний склад титанових порошоків, вибраних для забезпечення відповідності вимогам ОСТ 1 90013 – 81 за домішками, наведений у табл. 2.2.

Таблиця 2.1 – Середній хімічний склад порошку титану ПТ5

Розмір частинок основи порошкової суміші	Вміст елементів не більше %, мас.				
	Ti	Fe	Cl	N	Si
дрібний (40...200 мкм)	основа	0,1	0,05	0,01	0,025
великий (200...400 мкм)	основа	0,12	0,06	0,03	0,027
не розсіяний, у стані поставки (40...400 мкм)	основа	0,1	0,055	0,02	0,029

Таблиця 2.2 – Хімічний склад сплаву ВТ8 (ОСТ 190013–81), % мас.

Основні легуючі елементи, %					Домішки, % не більше					
Ti	Al	Mo	Sn	Si	C	Fe	Zr	O	N	H
осно ва	5,8 – 7,0	2,8 – 3,8	$\geq 0,4$	0,2 – 0,4	0,1	0,3	0,5	0,15	0,05	0,01 5

Гранулометричний аналіз проводився сухим, механізованим способом протягом 10 хв. Похибка зважування становила $1 \cdot 10^{-3}$ г. З метою видалення з частинок порошоків вологи, що потрапляє в результаті транспортування і зберігання порошоків, перед пресуванням проводилась їх сушка при температурі вище 100°C протягом 30...60 хв.

Порошкову суміш отримували шляхом змішування порошку основи (Ti) з порошками легувальних елементів (Al, Mo, Si) у вигляді порошоків чистих металів у барабані-змішувачі, що сприяло забезпеченню необхідного хімічного складу дослідного сплаву після спікання. Компактування відбувалось однобічним пресуванням у твердих прес-формах при кімнатній температурі. Зусилля пресування становило 500...1000 МПа. Додаткові пластифікатори для зниження тертя не використовувалися. Спікання виконувалося у вакуумній печі СНВЭ-1.3.1/16ИЗ при вакуумі 10^{-3} Па в інтервалі температур 1220...1280°C. Тривалість ізотермічної витримки становила 2...4 години, охолодження разом з піччю у вакуумі. При дослідженні впливу режимів спікання на параметри зразків спікання виконували у вакуумній печі в інтервалі 1220...1400°C з дискретністю 60°C.

Сплав типу ВТ6 отримували з використанням порошоків комплексної лігатури. Дослідження проводили для лігатур, що містили алюміній марки АД0, ванадій ВМ-1, молібден МЧ, хром Х-99 (табл. 2.3). Для виготовлення шихти використовували частинки легувальних металів масою до 10...15 г. Із суміші компонентів виготовлювали шихту масою однієї порції до 25...30 г.

Таблиця 2.3 – Хімічна чистота вихідних матеріалів лігатур

Метал	Хімічна чистота	Основні домішки
Алюміній АД0	99,5%	Si-0.45%
Ванадій ВМ-1	99.4%	Al-0.2%, Fe-0.15%, Si-0.2%
Молібден МЧ	99.7%	W-0.1%
Хром Х-99	99%	Al-0.5%, Fe-0.5%

Виплавку злитків лігатур здійснювали електродуговим методом в аргоні з використанням лабораторної печі. При дослідженні процесу виплавки електродуговим методом в аргоні отримували злитки вагою до 25...30 г. Отримання порошку зі злитків лігатур реалізовували шляхом їх розмелювання в кульовому млині. Використовували фракцію порошку

лігатур -63...-100 мкм.

2.1.2 Дослідження пористості і густини

Загальну пористість і відносну густину зразків визначали методом гідростатичного зважування відповідно до ГОСТ 18847-84 і шляхом аналізу мікрофотографій металографічних шліфів відповідно до ГОСТ 9391-80. У процесі гідростатичного зважування зразки занурювали в дистильовану воду, температуру якої контролювали за допомогою ртутного термометра. Для захисту відкритих пор від проникнення води на поверхню зразків перед зважуванням наносили захисну плівку.

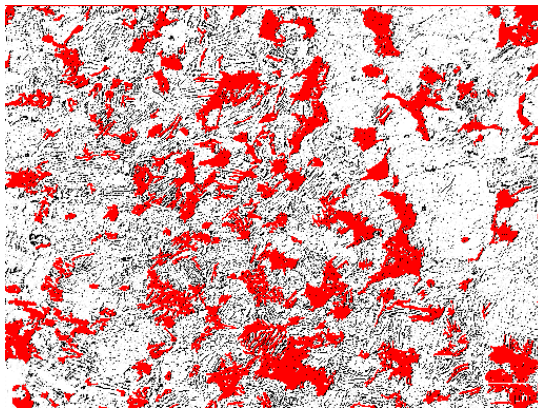
Насипну густину визначали відповідно до вимог ГОСТ 19440-94. Використовували метод волюметра Скотта. Зважування наважок і порошоків у мірній склянці здійснювали на електронних вагах з точністю 0,001 г.

Пікнометричну густину частинок порошоків визначали відповідно до вимог ГОСТ 22662-77. Використовували пікнометр об'ємом 10 мл. Пікнометр заповнювали порошком на $\frac{2}{3}$ об'єму. Як диспергуючу рідину використовували етиловий спирт. Дегазацію заповненого пікнометра здійснювали шляхом вакуумування до тиску 0,06 МПа.

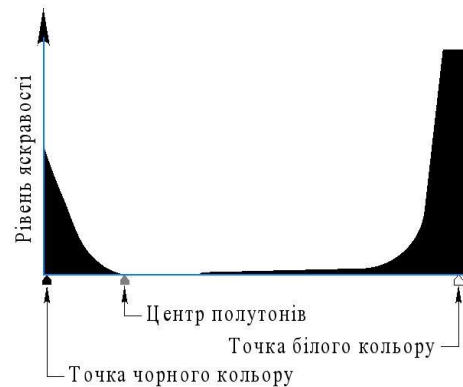
Гранулометричний склад визначали методом сухого просіювання порошоків відповідно до вимог ГОСТ 18218-94 і мікроскопічним методом ГОСТ 23402-78. Морфологію частинок порошоків досліджували на стереографічному мікроскопі Leica PM L82 і растровому електронному мікроскопі PEM-106И у вторинних електронах. Порошки фіксувалися на предметному столику вуглецевою струмопровідною клейкою стрічкою, що дозволило вивчити хімічний склад і провести вимірювання лінійних розмірів окремих частинок у режимі високого вакууму. Кількісну обробку зображень виконували в системі ImagePro Plus. Морфологію частинок оцінювали за

методикою роботи [39].

Фрактальну розмірність порового простору та лінійні розміри пор визначали за результатами обробки мікрофотографій шліфів зразків за допомогою програми Image-Pro Plus (рис. 2.1 а). Для зменшення похибки при визначенні фрактальної розмірності порового простору мікрофотографії шліфів піддавали обробці за методикою, описаною у роботі [170]. Корекцію контрастності зображень, з метою отримання чітких границь пор-тверда фаза, виконували в програмі Adobe Photoshop. Яскравість бінарного зображення підбирали таким чином, щоб усі менші значення відповідали твердій фазі, більші – порам (рис. 2.1, б).



а



б

Рисунок 2.1 – Фрагментовані пори на мікрофотографії мікроструктури сплаву ВТ8 після спікання $\theta=12,1\%$ (а), гістограма яскравості зображення (б)

2.1.3 Дослідження хімічного складу зразків

Хімічний склад дослідних сплавів титану визначали спектральним методом з використанням приладу «SPECTROMAX» фірми SPECTRO за стандартними методиками відповідно до ГОСТ 19863.1-91 ... ГОСТ 1986.12-91. Вміст азоту, кисню і водню визначали відповідно до ОСТ 190013, для

чого застосовували газоаналізатор моделі ON900 фірми «ELTRA».

Вміст хімічних елементів у структурних складових визначали якісним і кількісним методами. Розподіл вмісту елементів визначали на багатоцільовому растровому мікроскопі JSM-6360LA із приставкою для рентгеноспектрального енергодисперсійного аналізу JED 2200. Розподіл елементів за площею обраної ділянки визначали методом картування. Результати представлялися у вигляді кольорових карт, на яких ділянкам з підвищеним вмістом хімічного елемента відповідають області з більш інтенсивним забарвленням.

2.1.4 Дослідження теплофізичних властивостей і термічного впливу

Для титанових сплавів у різних станах визначені коефіцієнти температуропровідності ($\text{мм}^2/\text{с}$) і теплопровідності ($\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$), питома теплоємність ($\text{Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$). Вимірювання проводили на приладі LFA 457 (NETZSCH) методом лазерного спалаху на дископодібних зразках діаметром 12,5 мм і товщиною 2 мм, що мають плоскопаралельні основи. Похибка вимірювань температуропровідності і теплоємності не перевищувала 3%. Вимірювання проводили в діапазоні температур: 20...1000 °C зі змінним кроком. Швидкість нагріву становила від 1 до 15 °C/хв залежно від рівня температури.

Питому теплоємність зразків визначали порівняльним методом за еталонним зразком. Розрахунки коефіцієнта теплопровідності зразків виконували за формулою:

$$\lambda = \alpha \cdot C_p \cdot \rho \quad (2.1)$$

де λ – коефіцієнт теплопровідності,

α – коефіцієнт температуропровідності,

C_p – питома теплоємність,

ρ – густина.

Похибка визначення теплопровідності не перевищувала 8%. Аналіз впливу ПД на зміну лінійних розмірів у процесі нагрівання проводили на диференціальному дилатометрі Шевенара з автоматичною зйомкою. Дилатометричні криві записувалися в умовах рівномірного нагрівання за програмою зі швидкістю 10...15 °С/хв в інтервалі температур 20...600 °С. Як еталон використовували зразок зі сплаву пірос, що характеризується відомими коефіцієнтами лінійного термічного розширення та відсутністю фазових перетворень у всьому діапазоні досліджуваних температур. Похибка вимірювань не перевищувала 5%.

Дійсний температурний коефіцієнт лінійного розширення розраховували за формулою:

$$\alpha_{зразка} = \alpha_{ет} \pm \frac{K_x}{K_y} (\alpha_{ет} - \alpha_{кв}) \frac{dy}{dx} \quad (2.2)$$

де $\alpha_{зразка}$ – коефіцієнт лінійного розширення зразка;

$\alpha_{ет}$ – коефіцієнт лінійного розширення еталона;

$\alpha_{кв}$ – коефіцієнт лінійного розширення кварцу;

K_x, K_y – коефіцієнти оптичного збільшення за осями абсцис і ординат.

Для визначення температури початку рекристалізації використовували рентгеноструктурний метод зворотної зйомки в камері КРОС (фотометод). Ознакою початку процесу рекристалізації була поява точкових рефлексів більшої інтенсивності на тлі суцільних ліній від деформованої структури. Зйомку проводили для зразків після 1-го і 5-го циклів деформації та для відпалених зразків, отриманих ГЕ після 5 циклів. Відпал проводили в печі опору в інтервалі температур 200...650 °С з кроком 50 °С протягом 1 год з

охолодженням на повітрі. В області температур, де були зафіксовані перші рефлексії (350...400 °С), що свідчили про початок рекристалізації, нагрів здійснювався із кроком 15 °С, що дозволило досить точно визначити температуру початку рекристалізації.

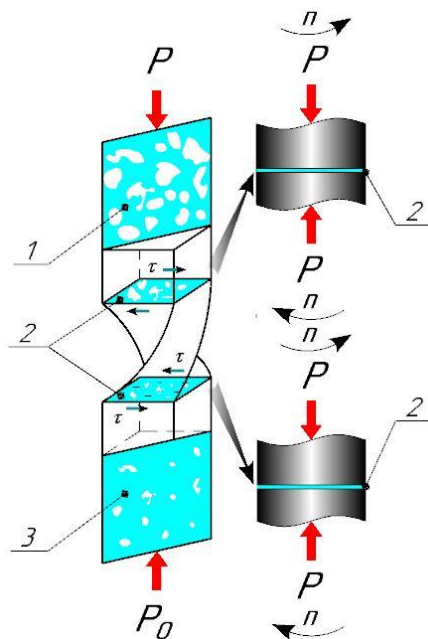
Для визначення температури поліморфного перетворення титанових сплавів використовували метод пробних гартувань. Сутність методу полягала у фіксуванні змін структури матеріалу з підвищенням температури нагрівання під загартування. З підвищенням температури нагрівання під загартування в $\alpha+\beta$ -область, тобто до температури перетворення, у структурі відзначалося зменшення кількості первинної α -фази і поява голчастих виділень усередині первинного β -зерна. При загартуванні з β -області, тобто з температури вище температури перетворення, структура сплаву являла собою поліедричні зерна первинної β -фази з голчастою внутрішньозеренною будовою.

Методика визначення температури початку поліморфного перетворення полягала в наступному: з вихідного прутка і заготовки після ПД вирізали по 8...10 зразків розмірами 10×10×10 мм. У піч, розігріту до температури гартування, поміщали один зразок. Температура нагрівання під гартування наступного зразка була вище на 10°С. Час витримки зразка в печі становив 20 хв після виходу печі на задану температуру. Охолодження зразків проводили у воді. Перед виготовленням мікрошліфів з метою видалення газонасиченого шару з поверхні зразків знімали механічною обробкою (фрезеруванням) шар 1,5 мм. За температуру поліморфного перетворення приймали середню температуру між температурою загартування, після якого ще залишаються ділянки первинної α -фази, і температурою загартування, після якого фіксуються тільки зерна первинної β -фази.

2.2 Методики деформації спечених заготовок

2.2.1 Інтенсивна пластична деформація гвинтвою екструзією

Інтенсивна пластична деформація здійснювалася методом ГЕ, що полягає в тому, що призматичну заготовку пропускають через матрицю із гвинтовим каналом постійного поперечного перерізу (рис. 2.2).



1 – вихідний зразок; 2 – площини деформації простим зсувом;
3 – зразок після деформації; P – тиск пресування; P_0 – протитиск

Рисунок 2.2 – Схема ПД спеченої заготовки методом ГЕ

Кут нахилу гвинтової лінії до напрямку екструзії змінюється за висотою матриці, причому на її початковій і кінцевій ділянках він дорівнює нулю. Зазначені особливості геометрії каналу призводять до того, що при видавлюванні через нього форма заготовки не змінюється, що дозволяє здійснювати її багаторазове пресування з метою накопичування пластичних деформацій. При цьому відбувається зміна структури і властивостей заготовки при збереженні ідентичності її початкової і кінцевої форми.

Аналіз процесу гвинтової екструзії показав, що у першому наближенні,

у процесі ГЕ кожний матеріальний переріз заготовки, ортогональний її осі, деформується за схемою простого зсуву.

Найбільшу частину деформації за прохід заготовка отримує у вузьких зонах входу і виходу із гвинтової ділянки каналу матриці. Мінімальної деформації піддається волокно, розташоване по осі зразка, максимальної - найбільш віддалені від неї волокна. Для заготовок прямокутного поперечного перерізу загальна максимальна деформація за один цикл розраховувалась за формулою [87]:

$$e_{\max} = \frac{2}{\sqrt{3}} \operatorname{tg} \beta_{\max}, \quad (2.3)$$

де β_{\max} – максимальний кут нахилу між лінією скручування і віссю екструзії.

Загальна зсувна деформація за один прохід становила близько 1,15. При п'яти циклах деформації ГЕ загальна відносна зсувна деформація заготовки становила 5,77.

Тиск пресування визначали за формулою [87]:

$$p = \frac{4\sigma_s}{3\sqrt{3}} \operatorname{tg} \beta_{\max} + \frac{2\sigma_s}{\sqrt{3}} \frac{f}{\cos \beta_{\max}} \frac{h}{R}, \quad (2.4)$$

де σ_s – границя текучості матеріалу заготовки, МПа;

f – коефіцієнт тертя;

h – висота гвинтового каналу, м;

R – радіус закручування зразка, м.

Гвинтова екструзія здійснювалася на установці із гвинтовою матрицею прямокутного перерізу (25×40 мм) та (28×18 мм). Довжина зразків становила 70 мм. З метою збільшення технологічної пластичності титанового сплаву до переднього кінця заготовки прикладався протитиск величиною 200 МПа. Тиск пресування складав 1600 МПа. Для змащення використовувалася суміш

на основі легкоплавкого скла. Заготовки попередньо нагрівали в печі опору до температури від 400°C до 620°C в залежності від сплаву, що піддавали деформації. Матрицю нагрівали за допомогою печі опору і у процесі деформації підтримували її температуру на постійному рівні. Контроль температури здійснювали за тарованою термопарою з точністю $\pm 10^\circ\text{C}$.

Кількість проходів при ГЕ змінювалась від 1 до 7 для забезпечення накопичення більших ступенів деформації і отримання однорідної структури всього об'єму матеріалу. Ступінь деформації сплаву після ГЕ становив 7...7,5.

Заготовки з компактних сплавів вирізали із прутків титану діаметром 40 мм, поперечний переріз яких повторював геометрію каналу гвинтової матриці. Для зменшення тертя поверхні заготовки об канал матриці проводили поверхневе обміднення зразків.

Залежно від геометричних параметрів каналу матриці, характерна величина еквівалентної деформації за один прохід на периферії заготовки перебуває в діапазоні 1,5...2,0. При цьому характерні значення деформації на осі можуть змінюватися від 0,1 до 1,0. Залежно від завдань ГЕ прагнуть або вирівняти деформацію за перерізом, або навпаки, збільшити її градієнт [98, 171].

У середній частині каналу відбувається «перетікання» матеріалу в межах поперечного переріза заготовки [172], що сприяє явищу перемішування матеріалу, що є особливо важливим при деформації складнолегованих сплавів і порошкових зразків, забезпечуючи гомогенізацію легувальних елементів за перерізом заготовки.

2.2.2 Кручення під високим тиском

Дослідження виконували на циліндричних зразках висотою 0,9...1,1 мм, вирізаних з попередньо спеченої заготовки діаметром 10 мм

(рис. 2.3).

Деформацію виконували при температурі 20°C за методикою, описаною в роботі [105]. Збільшення температури зразків за рахунок пластичної деформації не перевищувало 120°C. Для зразків зі сплаву ВТ6, спечених протягом різного часу, режими обробки були постійними.

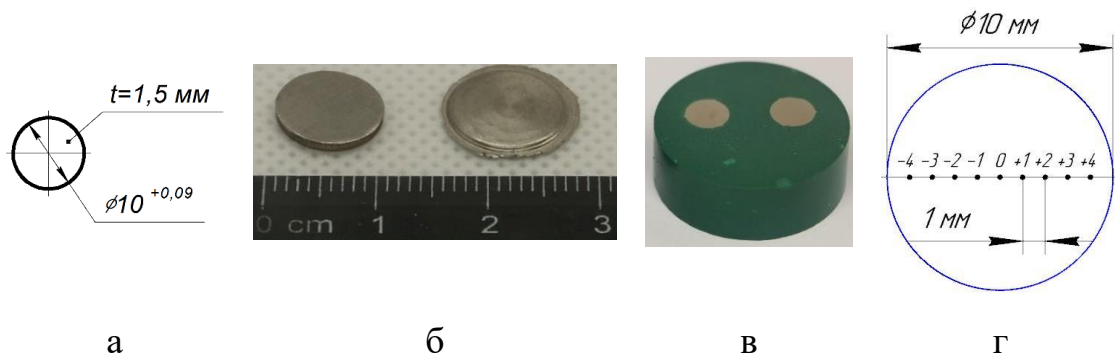


Рисунок 2.3 – Ескіз (а) і загальний вигляд зразків (б) до та після КВТ, загальний вигляд (в) і схема вимірювання мікротвердості (г)

Тиск на торцеві поверхні зразка становив 5 ГПа, кутова швидкість обертання пуансона 1 об/хв, число обертів пуансона – 5. Для зразків зі сплаву ВТ8 досліджували два режими зміцнення: режим 1 (5 ГПа, 5 об, 1 об/хв) і режим 2 (5 ГПа, 10 об, 5 об/хв). Враховуючи, що при КВТ деформація зразків, аналогічно деформації ГЕ, реалізується в умовах високого рівня гідростатичного тиску, даний метод обробки дозволяє обробляти некомпактні зразки без руйнування.

Методики оцінки ступеня деформації зразків у різних процесах ІПД, і КВТ зокрема, у цей час носять суперечливий характер. Так, застосовувані формули для розрахунків деформації при КВТ von Mises і Hencky [173] при малих кутах повороту пуансона дають схожі оцінки ступеня деформації зразка. При збільшенні кута повороту розрахункові значення деформації за цими формулами суттєво різняться. Обидва підходи до оцінки деформації пов'язують її тільки з кутом повороту пуансона і радіусом, не враховуючи швидкість деформації. Ґрунтуючись на роботі [174], для розрахунків

еквівалентної деформації зразків при КВТ використовували залежність:

$$e = \frac{\beta \cdot r}{\sqrt{3} \cdot H}, \quad (2.5)$$

де β – кут повороту, радіан;

r – розрахунковий радіус зразка;

H – товщина зразка.

Недоліком такої оцінки є нульове значення деформації на осі зразка так, як вона враховує тільки деформацію зсуву. Деформацію центральної частини зразка визначали як деформацію від осадки, викликані дією нормальним тиском на торцеві поверхні:

$$\gamma = \frac{\ln(h_1)}{\ln(h_0)}, \quad (2.6)$$

де h_0 і h_1 відповідно початкова товщина і товщина зразка після деформації.

Розрахунки деформації зразків з використанням формули (2.5) показує, що деформація на $2/3$ радіуса зразка становила 110...134 для режиму 1 і 220...268 для режиму обробки 2. Зміна висоти зразків до величини 0,6 мм, спостережувана для всіх досліджених режимів обробки, відповідала деформації поблизу центра зразків близько 4,84...5,35.

2.2.3 Гаряче ізостатичне пресування

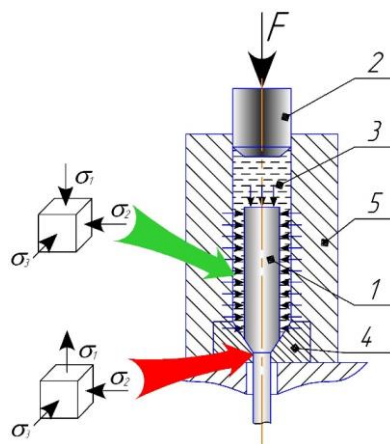
Гаряче ізостатичне пресування здійснювали в газостатичному пресі швейцарської фірми AVURE моделі Qvinus QIH 0,9x1,5-1400-2070-MURC. Обробці піддавали призматичні зразки розміром 50x10x10 мм.

Ізостатичне пресування спечених титанових заготовок здійснювали за режимом: початковий тиск у камері -25 ± 5 МПа; швидкість нагрівання до температури $850\pm 10^\circ\text{C}$ – $8\text{...}10$ $^\circ\text{C}/\text{хв}$; витримка при температурі $850\pm 10^\circ\text{C}$ – 1,5 год при тиску 120 МПа; швидкість нагрівання до температури $960\pm 10^\circ\text{C}$ – $3\text{...}4$ $^\circ\text{C}/\text{хв}$; витримка при температурі $960\pm 10^\circ\text{C}$ – 4,5 год при тиску 140 МПа; охолодження до температури 300 $^\circ\text{C}$.

2.2.4 Гідроекструзія

Обробці піддавали зразки, отримані шляхом холодного пресування суміші порошкових компонентів, що складалася з порошку титану ПТ5 (основа), порошоків алюмінію (2%) і молібдену (2%), з наступним спіканням пресовок у вакуумній печі.

Гідроекструзії піддавали циліндричні зразки діаметром 50 мм. Обробку здійснювали за методикою, описаною в роботі [175]. Як робочу рідину використовували касторове масло. Схема процесу деформації гідроекструзією показана на рис. 2.4. Коефіцієнт видовження зразків μ становив 1,6 і 2,5.



1 – зразок; 2 – пуансон; 3 – гідравлічна рідина; 4 – фільера; 5 – корпус

Рисунок 2.4 – Схема деформації зразків гідроекструзією

2.3 Методики дослідження якості заготовок після ІПД ГЕ

2.3.1 Дослідження структури і розподілу легувальних елементів

Електронно-мікроскопічні дослідження проводили на просвічуючому електронному мікроскопі JEM-100CXII при прискорювальній напрузі 100 кВ. Тонкі фольги виготовляли з робочої частини зразків-свідків. Виготовлення фольг здійснювалося за стандартною методикою, із застосуванням технології струминного полірування.

Зразки для випробувань вирізали ерозійним способом. Попередньо мікроструктуру зразків досліджували на оптичному мікроскопі МІМ-8. Більш повні дослідження мікроструктури і зламів зразків проводили на растрових електронних мікроскопах JSM-T300 фірми JEOL і PEM-106И при прискорювальній напрузі 20...30 кВ у вторинних електронах. Металографічні шліфи піддавали механічному поліруванню з наступним анодним електрохімічним травленням протягом 10...30 с.

Оже-спектри реєструвалися в диференціальному вигляді. Концентрації елементів розраховувалися, нормуючи амплітуди диференціальних спектральних ліній елементів за факторами їх відносної чутливості.

2.3.2 Дослідження міцності та ударної в'язкості

Випробування на розтяг проводили за стандартною методикою на циліндричних зразках (діаметр робочої частини 3 мм). Випробування здійснювали на сервогідравлічній машині «INSTRON» 8802 при програмному навантаженні. База екзотензметра становила 25 мм. У процесі випробувань величину деформації робочої частини зразка контролювали з точністю

± 1 мкм. Напруження в робочому перерізі зразка задавали шляхом прикладання до рухомого захвата сили, вимірюваної за допомогою динамометра. Точність вимірювання напружень у робочому перерізі зразка становила 3 МПа. Покази екзотензометра і пружного динамометра оцифровували з дискретністю 0,01с.

Ударну в'язкість визначали за результатами випробувань на ударний згин відповідно до ГОСТ 9454-78 на маятниковому копрі IMP-460J фірми «INSTRON», оснащеному цифровою системою збору інформації. Використовували зразки, що відповідають типу 1 (з U-подібним концентратором). Дослідження проводили для партії зразків, оброблених за однаковими режимами.

Усі дослідження проводили для партії однотипних зразків. Статистичну обробку результатів випробувань здійснювали для рівня значущості 0,05.

2.3.3 Випробування на втому

Випробування на втому проводили за методикою, детально описаною в роботі [176]. Плоскі консольно закріплені зразки випробовували при поперечному вигині на п'єзоелектричному вібростенді, оснащеному датчиком контролю віброприскорень, у режимі резонансних коливань при симетричному циклі навантаження. Критерієм руйнування зразка вважали падіння частоти на 1% у порівнянні з початковим резонансним значенням. Визначення границі витривалості на другому етапі випробувань виконували методом «сходів» на базі 20 млн. циклів [177]. Розрахунки середнього значення границі витривалості здійснювали за зруйнованими зразками і натурними лопатками за формулою:

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 + \Delta\sigma \left(\frac{A}{N} - \frac{1}{2} \right), \quad (2.7)$$

де σ_0 – найменше значення напруження при випробуваннях;

$$A = \sum_{i=1}^n i \cdot r_i; \quad i=0, 1, 2 \dots n;$$

n – порядковий номер рівня навантаження;

r_i – число однакових подій (руйнувань або неруйнувань) на i – рівні навантаження;

$$N = \sum_{i=1}^n r_i \text{ – загальне число однакових подій.}$$

Середньоквадратичне відхилення границі витривалості розраховували за формулою:

$$\bar{S}_{\sigma-1} = 1,62 \cdot \Delta\sigma \cdot \left(\frac{N \cdot B - A^2}{N^2} + 0,029 \right) \quad (2.8)$$

де $B = \sum_{i=0}^n i^2 \cdot r_i$.

Коефіцієнт варіації границі витривалості визначали як відношення середньоквадратичного відхилення до середнього значення:

$$u_{\sigma-1} = \frac{\bar{S}_{\sigma-1}}{\bar{\sigma}_{-1}} \quad (2.9)$$

Оцінку запасу міцності та ймовірності руйнування здійснювали за змінними напруженнями. Постійні напруження в пері лопатки визначали методом скінченних елементів у програмі ANSYS. Змінні напруження визначали за результатами тензометрування комплекту лопаток натурального двигуна на випробувальному стенді.

2.3.4 Оцінювання здатності до зміцнення

Для побудови кривої зміцнення циліндричні зразки діаметром 10 мм і висотою 15 мм осаджували на гідравлічному пресі зі швидкістю 1 кН за секунду. Торцеву виточку в циліндричних зразках заповнювали антифрикційним мастилом, що дозволило значно знизити тертя між торцями зразків і деформуючими плитами. У процесі осадження буртики за висотою зменшувалися, а мастило виходило з порожнин.

Зразки осаджували при навантаженні в діапазоні 5...100 кН. У процесі деформації істотної бочкоподібності зразків не спостерігалось. Для досліджених зразків вимірювали твердість вздовж центральної осі стандартним методом на твердомірі ТК-1.

У процесі випробувань дискретно збільшували навантаження і вимірювали зміну висоти зразків і діаметра, що дозволило розрахувати напруження плинності та ступінь деформації (відносної і дійсної). Крива зміцнення в логарифмічних координатах мала вигляд прямої лінії.

2.3.5 Дослідження текстури напівфабрикатів після ПД

Текстуру заготовок після ПД гвинтовою екструзією, а також зразків після відпалів досліджували рентгенівським методом. Перед дослідженням зразки хімічно полірували на глибину до 0,1 мм для зняття викривленого вирізкою поверхневого шару. Проводили θ -2 θ сканування на дифрактометрі ДРОН-3М у випромінюванні Мо-К α за геометрією Брегга-Брентано [178]. За результатами зйомки будували зворотні полюсні фігури (ЗПФ) напрямку осі GE (Extrusion Direction) – ED ЗПФ і перпендикулярного до осі екструзії напрямку (Transverse Direction) – TD ЗПФ. При побудові ЗПФ застосовували

нормування за Моррісом [179].

2.3.6 Рентгенодифрактометричний аналіз

Рентгенодифрактометричний аналіз проводили на дифрактометрі Siemens D500 з $\text{Cu-K}\alpha_1$ -випромінюванням і дифрактометрі HZG-4. Для підвищення точності визначення наявності в сплаві α - і β -фаз титану і хімічних сполук додатково використовувався кобальтовий і молібденовий анод. Зйомка проведена в діапазоні кутів $10\dots 120^\circ$ з дискретністю $0,1^\circ$. Використовували декілька (3...5) кутів і 2...5 зйомок з одного і того ж місця зразка при кожному із цих кутів. Знімали по 3 дифрактограми при чотирьох кутах. Площа ділянки, що опромінювалась, на поверхні зразка становила $1\dots 10 \text{ мм}^2$. Ідентифікацію фаз і хімічних сполук здійснювали розрахунковим методом з використанням програми Match 3.

2.4 Методики чисельного моделювання

Оцінку ефективності застосування перспективних процесів ПМ і ОМТ для виготовлення титанових лопаток компресора ГТД здійснювали для ротора, що має геометрію газоповітряного тракту і робочих лопаток, а також характеристик компресора, близьких до представника малорозмірних ГТД вітчизняного виробництва. Оцінку напружено-деформованого стану пера лопаток здійснювали шляхом зв'язаного аналізу, що містив газодинамічні розрахунки для визначення полів тиску на аеродинамічні поверхні лопаток і безпосередньо міцнісні розрахунки для визначення полів діючих напружень.

Розрахунки виконували для 6-ти ступеневого осьового компресора, що

має форму проточної частини з постійним діаметром втулки при середньому діаметрі 210 мм (рис. 2.5).

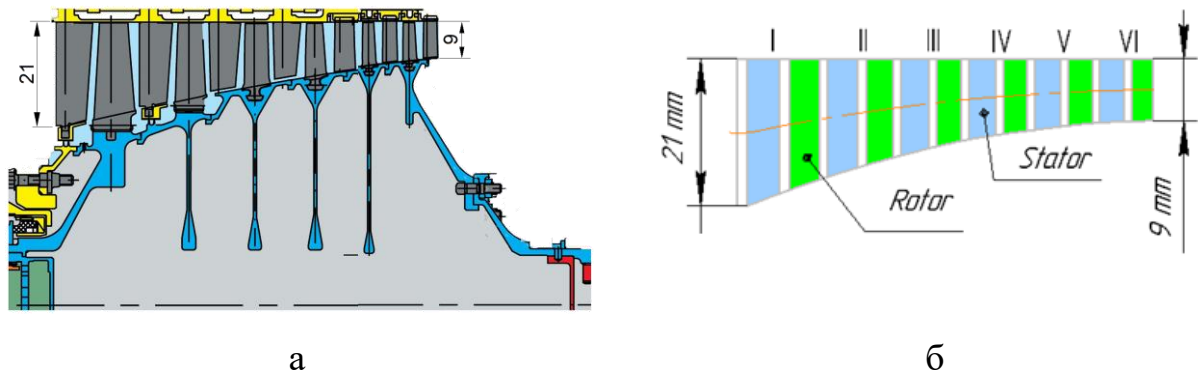


Рисунок 2.5 – Проточна частина компресора ГТД (а), лопатки ротора і статора (б)

Профіль ґратки I ступеня компресора показаний на рис. 2.6. Профіль пера лопаток компресора відповідав стандартному аеродинамічному профілю NASA 7404–7405 AIRFOIL.

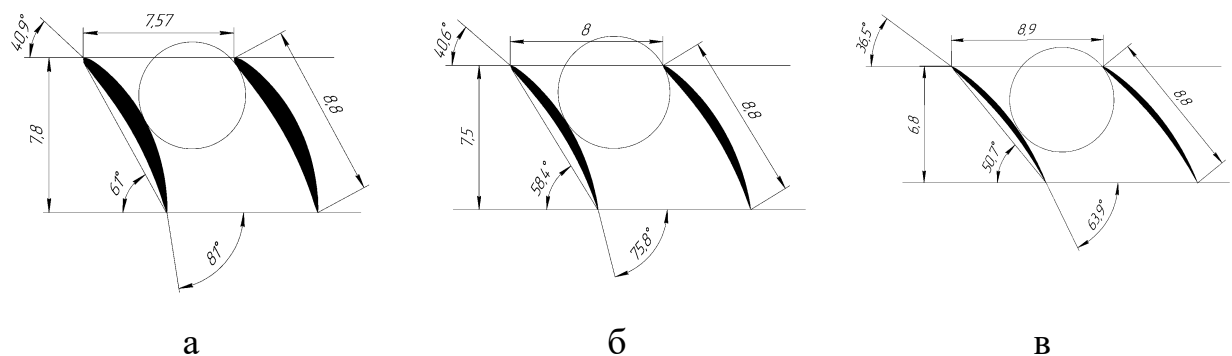


Рисунок 2.6 – Профіль ґратки I ступеня компресора ГТД у кореновому (а), середньому (б) і периферійному (в) перерізах робочої лопатки

З використанням системи Unigraphics NX отримані моделі робочих лопаток, лопаток напрямного апарата (по одній парі на кожний ступінь) і лопаток спрямляючого апарата. Для побудови профілю пера використовувався метод поверхневого моделювання, а для хвостовиків – метод, оснований на бульових операціях з геометричними примітивами

(рис. 2.7, а). Для створення скінченно-елементних моделей використовували сітковий генератор ICEM CFD. Сіткові моделі лопаток склалися з 15...18 тисяч гексагональних елементів SOLID 186 (рис. 2.7, б). Розрахунки виконували в системі ANSYS Workbench версії 2019 R3. Закріплення лопаток моделювали шляхом обмеження переміщення площин хвостовика.

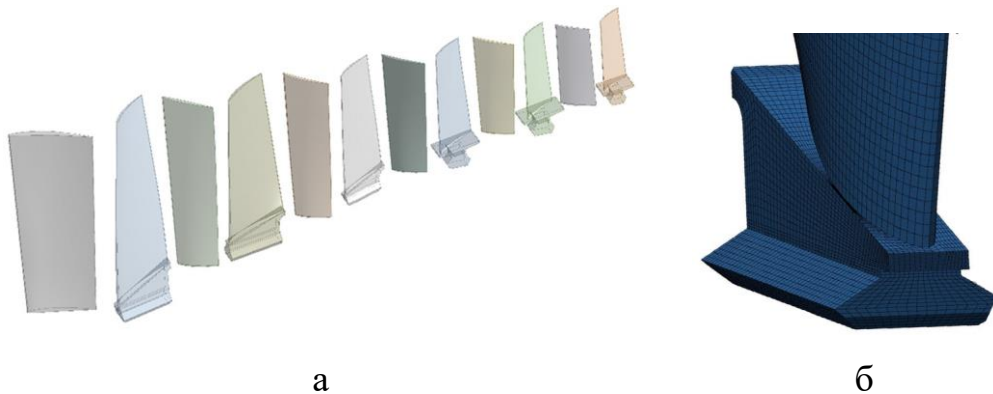


Рисунок 2.7 – Твердотільна модель лопаток компресора (а) і скінченно-елементна модель пера лопатки I-го ступеня компресора (б)

Температура вздовж газоповітряного тракту компресора і тиск на аеродинамічні поверхні лопаток визначені за результатами термогазодинамічних розрахунків методом скінченних елементів у системі ANSYS CFX. Твердотільні моделі всіх робочих лопаток і лопаток напрямного апарата були основою для створення твердотільної моделі частини потоку (домена), що обтікає профіль. Твердотільна модель потоку в міжлопатковому каналі компресора була отримана шляхом розташування доменів кожного ступеня компресора в осьовому і радіальному напрямках.

Для побудови сітки скінченних елементів повітряного потоку компресора, для дослідження його течії, використаний сітковий генератор Turbo Grid (рис. 2.8, а, б). Використаний об'ємний скінченний елемент, призначений для CFD розрахунків. Для зменшення необхідної обчислювальної потужності на кожний ступінь компресора моделювалося по одній лопатці з умовою циклічної симетрії по бічних границях домена (рис. 2.8, в). Граничні умови задавали у вигляді повного тиску на вході,

витрати повітря на виході з компресора і частоти обертання ротора (рис. 2.8, г).

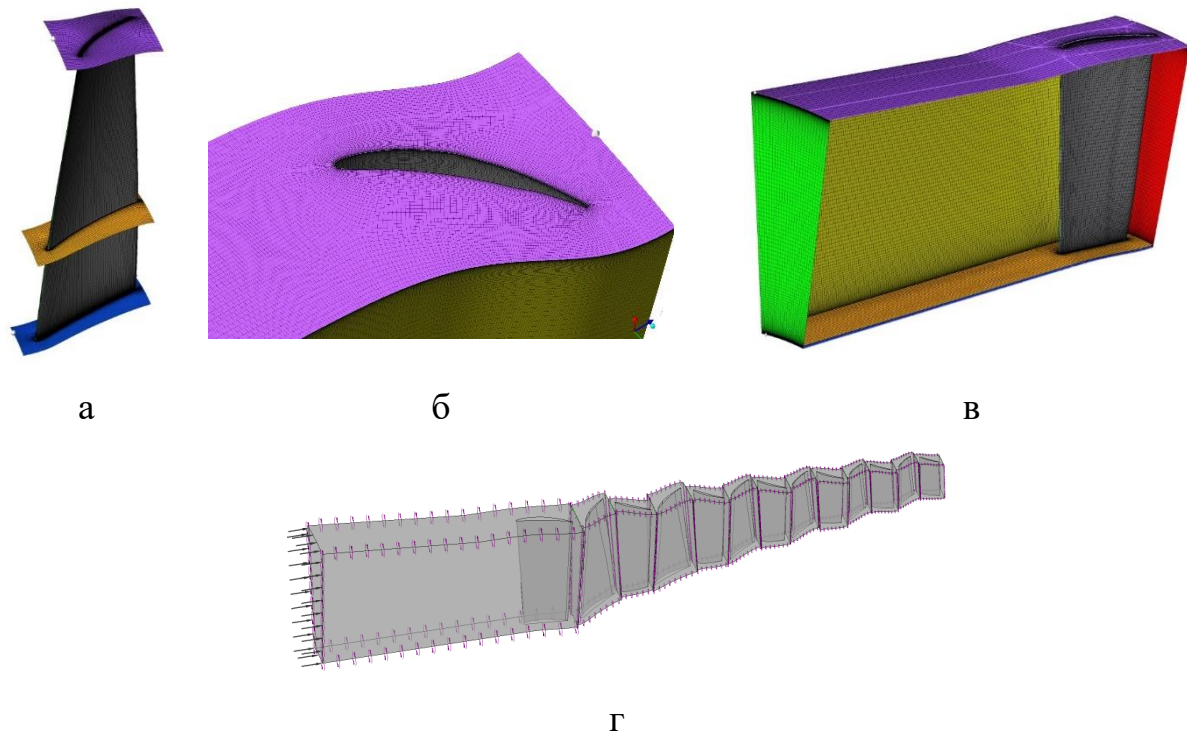


Рисунок 2.8 – Скінченно-елементна модель повітряного потоку лопатки вхідного напрямного апарата (а), радіального зазору (б), робочого тіла компресора (в) і схема прикладання граничних умов (г)

На сполучених границях областей, що належать різним ступеням, був визначений інтерфейс між стаціонарними та обертовими областями (Stage Mizing-Plane), що дозволяє проводити інтерполяцію між сполучуваними сітками. Задовільним критерієм збіжності розрахунків вважали величину середньоквадратичного нев'язання (RMS) на рівні $1 \cdot 10^{-6}$. Дана величина збіжності досягалася при 1200–1400 ітераціях. Використана SST « $k - \omega$ » модель турбулентності потоку як найбільш точна і надійна для класу потоків з позитивним градієнтом тиску при обтіканні профілів. На вході і виході з компресора задавалася витрата повітря і температура, що відповідають надзвичайному режиму роботи компресора. Адекватність моделювання оцінена за методикою, викладеною в роботі [180].

2.5 Методологія проєктування технології отримання заготовок деталей з порошкових матеріалів для ГТД

2.5.1 Альтернативні технології отримання заготовок деталей ГТД

Вибір найбільш раціональної схеми виготовлення титанових лопаток оснований на аналізі найбільш перспективних схем, що забезпечують високий рівень їх фізичних, механічних і спеціальних властивостей при істотному зниженні витрат ресурсів і, як наслідок, собівартості деталей.

Весь технологічний ланцюжок від титанової руди до готової деталі, наприклад лопатки компресора ГТД, можна умовно розділити на три етапи: отримання металевого титану; отримання деформівних напівфабрикатів, що за габаритами, структурою, хімічним складом і механічними властивостями задовольняють вимоги, пропоновані до вихідних заготовок лопаток компресора ГТД; отримання лопаток ГТД шляхом механічної обробки.

Аналізуючи розвиток технологій на кожному із зазначених етапів, можна відзначити, що в останні роки досягнуті певні успіхи в розробці більш дешевих способів добування металевого титану з рутилу [35, 37, 181]. Зокрема, перспективним вважають метод FFC-cambridge, оснований на прямому відновленні оксиду титану електролітичним способом. Прогрес в області отримання дешевої вихідної сировини може в найближчому майбутньому призвести до зниження вартості порошків титанових сплавів, однак істотне зниження вартості готових виробів може відбутися за умови зменшення витрат також на другому і третьому етапах технологічного ланцюжка.

Розглянемо основні існуючі і перспективні технологічні схеми, що дозволяють реалізувати етап отримання титанових напівфабрикатів з металевого титану. У цей час відомі і застосовуються чотири технологічні схеми переробки титанової губки та отримання деформівних напівфабрикатів, які можна розділити на схеми, основані на переплаві титану

губчатого, і схеми ущільнення. До них відносяться: переплав титанової губки і наступна деформаційна обробка злитків; ущільнення порошкових сумішей з наступним спіканням; отримання, наступне ущільнення і спікання металевих гранул та інтенсивне ущільнення порошкових сумішей з наступним спіканням.

Кожна з наведених технологічних схем має як переваги, так і недоліки. Розглянемо їх суть і можливості з погляду отримання якісних напівфабрикатів для виготовлення лопаток ГТД, а також їх енергоефективності.

Технологічна схема, основана на переплаві (рис. 2.9), містить плавлення попередньо шихтованої і спресованої титанової губки в інертній атмосфері і формування злитків з розплаву [182].



Рисунок 2.9 – Схема технології, основаної на переплаві титану губчатого

Для отримання якісних злитків, з рівномірним розподілом легувальних елементів за перерізом, наприклад при вакуумно-дуговому способі переплаву, здійснюють подвійний або потрійний переплав. Потім злитки переробляють у напівфабрикати або готові до використання такі вироби, як листи, прутки, труби і вироби інших форм, за допомогою таких методів гарячої деформаційної обробки, як кування, прокатка та екструзія. Для формування спеціального типу структури після деформаційної обробки проводять термічну обробку попередньо механічно оброблених слябів.

Основними перевагами схеми переплаву, у порівнянні з конкуруючими, є видалення шкідливих домішок (у тому числі хлору) і

забезпечення рівномірного розподілу легувальних елементів за всім перерізом злитка. Однак, схема переплаву має і низку істотних недоліків. До найбільш значущих з них слід віднести складність реалізації вакуумного переплаву, значну ресурсовитратність багатостадійного переплаву і наступної деформаційної обробки. До недоліків технології переплаву можна віднести і неможливість отримувати сплави з вмістом спеціальних легувальних елементів, наприклад з гідроксіпатитом, широко затребувані в біомедицині для виробництва імплантатів. Також до істотного недоліку схеми переплаву можна віднести неможливість отримання невеликих об'ємів сплавів, широко затребуваних у серійному виробництві ГТД. Існуючі промислові печі для вакуумного переплаву дозволяють отримувати злитки масою більше однієї тони, що суттєво обмежує можливість проведення експериментальних досліджень з отримання і дослідження властивостей нових титанових сплавів.

Останнім часом активно досліджується і впроваджується в серійне виробництво технологія отримання напівфабрикатів і деталей ГТД, основана на металургії гранул [183]. Отримання напівфабрикатів із гранул містить такі операції, як виготовлення розплаву, що за хімічним складом відповідає заданому сплаву; отримання гранул (використовуються методи відцентрового розпилення заготовок, що оплавляються плазмовою дугою, розпилення розплаву стисненими інертними газами, відцентрового розпилення розплаву та ін.); розсівання і сепарація гранул; дегазація гранул і засипання їх у герметичні металеві або керамічні форми; компактування гранул у заготовки із густиною, близькою до теоретичної, методами гарячого ізостатичного пресування (у газостатах або високотемпературних гідростатах) або в контейнерах звичайних гідравлічних пресів (рис. 2.10). Первинне компактування може доповнюватися пресуванням, куванням або штампуванням. Компактні заготовки піддають термічній і механічній обробці.

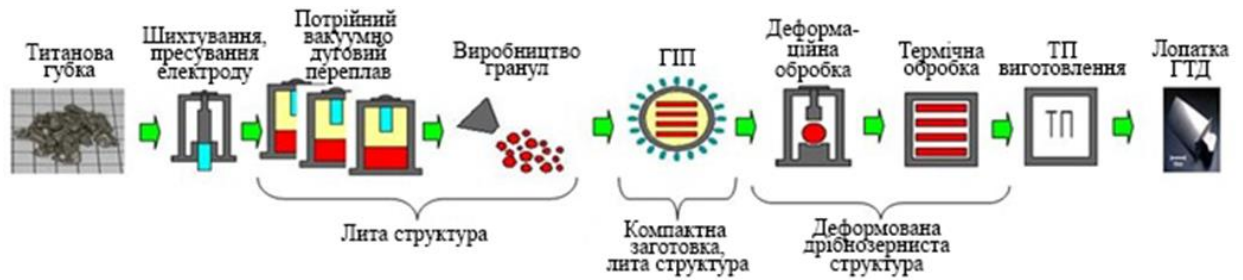


Рисунок 2.10 – Схема технології з металевих гранул

Основними перевагами технологічної схеми отримання напівфабрикатів з металевих гранул є відсутність у великих об'ємах зональної ліквіації, висока однорідність складу, структури і властивостей виробів зі складнолегованих сплавів, значно менша чутливість властивостей до розмірів заготовок і деталей; здрібнення структури сплаву в комбінації зі зсувом фазових рівноваг по діаграмі стану; можливість виготовлення деталей або точних заготовок складної форми при мінімальній трудомісткості; скорочення витрати металу; а також можливість отримання виробів зі сплавів з різним вмістом легувальних елементів, створення нового класу матеріалів змінного хімічного складу, що забезпечують значне підвищення механічних, експлуатаційних і спеціальних властивостей.

До недоліків схеми можна віднести високу ресурсовитратність на етапах отримання металевих гранул і гарячого ізостатичного пресування, а також загальну ресурсовитратність. Високу собівартість отримання напівфабрикатів за даною технологічною схемою можна пояснити тим, що вона не тільки не виключає операції вакуумного переплаву, але і додатково містить такі важкорезалізовані і ресурсовитратні операції, як отримання металевих гранул, гаряче ізостатичне пресування і спікання.

Перспективними, з погляду отримання заготовок з низькою собівартістю, є технологічні процеси, основані на методах порошкової металургії [184].

Технологічний цикл, оснований на схемі прямого ущільнення порошків (рис. 2.11), містить у собі такі операції, як подрібнення губки на

окремі частинки, як правило, частинки порошку, і пряме ущільнення частинок у напівфабрикати із застосуванням таких стандартних методів порошкової металургії, як ущільнення прокаткою, у твердих матрицях, вибухом та інші.

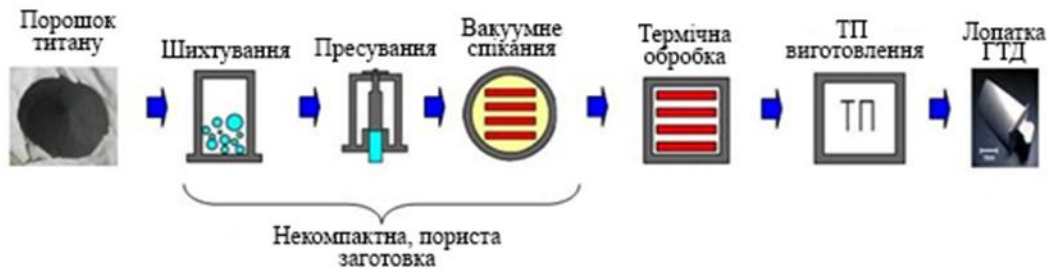


Рисунок 2.11 – Схема технології прямого ущільнення порошків

Перевагами даної технології є низька ресурсовитратність окремих етапів і сумарна ресурсовитратність отримання титанових напівфабрикатів, простота і доступність обладнання, відсутність текстури напівфабрикатів і готових виробів, можливість отримання сплавів з різним вмістом легувальних елементів, а також можливість отримання невеликих напівфабрикатів з нових сплавів в умовах дрібносерійного типу виробництва. Не менш важливим є також зниження вартості напівфабрикатів за рахунок застосування порошків титану, отримуваних прямим переділом титанового концентрату, а також можливість отримання заготовок, близьких за формою до готових деталей, що забезпечує високий коефіцієнт використання матеріалу.

Основними недоліками технології прямого ущільнення порошків, що перешкоджають її широкому застосуванню для виготовлення таких високонавантажених деталей ГТД, як лопатки компресора, є висока залишкова пористість, ліквідації легувальних елементів, погана зварюваність через високий вміст хлору і, як наслідок, низький рівень комплексу фізичних, механічних і спеціальних властивостей [184]. У результаті методи прямого ущільнення порошків знаходять дуже обмежене застосування в

авіадвигунобудуванні, наприклад, для виготовлення дрібнорозмірних деталей кріплень. Використання операцій гарячого ущільнення порошків дозволяє дещо підвищити рівень міцнісних властивостей. Однак, слід відзначити, що, незважаючи на прогрес в області порошкової металургії, рівень механічних властивостей заготовок, отримуваних методами прямого ущільнення порошків, суттєво нижчий, ніж деформованих.

Однією з перспективних технологічних схем отримання титанових напівфабрикатів для лопаток ГТД, що дозволяє подолати суперечність між собівартістю і міцнісними характеристиками, є технологія, основана на схемі інтенсивного ущільнення порошків (технологія твердофазної ПД-металургії) (рис. 2.12).



Рисунок 2.12 – Схема технології, основаної на твердофазній ПД-металургії

Основою даної технологічної схеми є ПД попередньо спресованих з порошкової суміші і спечених заготовок. У процесі ПД за рахунок інтенсифікації зсувних деформацій в умовах гідростатичного стискування усувається пористість, відбувається гомогенізація легувальних елементів за перерізом заготовки, а також формується СМК структура. Наступна термічна обробка забезпечує протікання процесу збиральної рекристалізації зерен і формування типової для лопаток ГТД структури.

Основними перевагами даної технології є низька ресурсовитратність окремих етапів і сумарна ресурсовитратність отримання напівфабрикатів, простота і доступність обладнання, можливість отримання сплавів з різним вмістом легувальних елементів, можливість отримання малорозмірних

заготовок для дослідного виробництва, подрібнення структурних складових до субмікроскопічного рівня, що сприяє підвищенню рівня комплексу фізичних, механічних і спеціальних властивостей.

До недоліків технології інтенсивного ущільнення можна віднести обмеження габаритів отримуваних напівфабрикатів і відносно низький коефіцієнт використання матеріалу деталей, що виготовляються з отриманих напівфабрикатів шляхом механічної обробки різанням. Що стосується лопаток компресора, то останній недолік може бути усунутий за рахунок застосування технології отримання лопаток методом видавлювання.

Розрахунки відносної собівартості отримання напівфабрикатів титанових сплавів, виконані на підставі експертної оцінки відносної ресурсовитратності основних операцій розглянутих технологічних схем, показали, що вона становить 2,4 для схеми переплаву, 1,1 – для схеми інтенсивного ущільнення і 2,6 – для схеми, основаної на металургії гранул. При цьому ресурсовитратність операцій технологічної схеми оцінена відносно операції потрійного вакуумного переплаву, ресурсовитратність якої прийнята рівною одиниці.

Таким чином, оцінюючи відносну ресурсовитратність розглянутих технологічних схем, необхідно відзначити наступне. Схема переплаву є найбільш дорогою. Найбільш ресурсовитратною в ній є операція багатостадійного вакуумного переплаву, що потребує значної витрати енергії та спеціальне дороге обладнання. Деформаційна обробка злитка також потребує значних витрат енергії тому, що супроводжується його нагріванням і деформацією в β -області. Обрізка деформованого сляба призводить до втрати матеріалу.

Технологічна схема, основана на металургії гранул, не виключає операцію вакуумного переплаву. У той же час компактування гранул шляхом ГПВ відбувається при значному рівні температури, що потребує значних витрат енергії.

Схеми прямого ущільнення і перспективна схема інтенсивного ущільнення порошків є найбільш ресурсозберігаючими. Основні етапи цих технологічних схем не потребують значного нагрівання заготовок і розплаву металу. Необхідний процес вакуумного спікання пресовок є в цих схемах найбільш ресурсовитратною операцією. Однак, враховуючи величину необхідної температури робочої камери печі та час спікання, енергетичні витрати на спікання суттєво нижчі, ніж при багатостадійному вакуумному переплаві.

З аналізу техніко-економічних характеристик технологічних схем виготовлення лопаток компресора ГТД можна зробити висновок, що з технічного та економічного погляду, а також враховуючи можливість реалізації в умовах України при серійному типі виробництва, найбільш перспективною є технологічна схема, основана на ІПД спечених порошкових заготовок.

Результати досліджень викладено в роботі [185].

2.5.2 Альтернативні схеми отримання деформованих напівфабрикатів

При реалізації технології отримання деформованих напівфабрикатів складнолегованих титанових сплавів, основаної на процесах ІПД, можливі різні варіанти структури технологічного процесу. Їх аналіз на якісному і кількісному рівні дозволив оцінити найбільш оптимальну схему з погляду енергоефективності з урахуванням серійного типу виробництва заготовок лопаток малорозмірних ГТД.

Основними етапами технології є: підготовка порошкової суміші; отримання легуваних пресовок; спікання пресовок; гомогенізація легувальних елементів, усунення ліквіцій легувальних елементів; усунення

залишкової пористості ППД шляхом закривання пор; усунення дефектів (флокенів) ППД шляхом заварювання; підвищення комплексу функціональних властивостей напівфабрикатів ППД шляхом формуванням СМК структури.

Відзначені етапи можуть бути реалізовані за різними технологічними схемами. Серед основних критеріїв вибору альтернативної схеми можна виділити: якість отримуваних напівфабрикатів, трудомісткість і енергоефективність процесу.

Розглядаючи альтернативні схеми технологічного процесу і складові операції, можна відзначити наступне. Компактування порошкової суміші та отримання пресовок може здійснюватися як на попередній операції у твердій матриці, так і безпосередньо в спеціальному каналі гвинтової матриці. Перевагою першого підходу є можливість використання серійних гідравлічних пресів для одностороннього і двостороннього пресування. Це дозволяє, по-перше, отримати заготовки з однорідним розподілом пор, по-друге – використовувати для пресування окремі одиниці технологічного обладнання. Недоліком такого підходу є необхідність проектування окремих твердих матриць і окиснення поверхонь частинок порошку титану при зберіганні неспечених пресовок. Компактування безпосередньо в каналі гвинтової матриці пов'язане з ускладненням її конструкції та збільшенням кількості переходів операції ППД.

Консолідація частинок порошку традиційно здійснюється шляхом вакуумного спікання. Ця операція є найбільш енерговитратною в технології отримання деформованих напівфабрикатів тому, що спікання титанових пресовок відбувається при температурах 1200...1300 °С протягом 2...3,5 годин. У процесі спікання у вакуумі з поверхонь частинок видаляються окисли, вакуум є захистом від окиснення.

Для зниження енергетичних витрат спікання може відбуватися двома етапами. На першому етапі пресовки спікають у середовищі захисного газу. Враховуючи активне виділення газів з порошків титану на початковій стадії

нагрівання, що є значним утрудненням при спіканні у вакуумі, використання на першій стадії захисного середовища є ефективним заходом зі зниження витрат енергоресурсів. На другому етапі спікання пресовки у вакуумі виділяється водень, що сприяє очищенню поверхонь частинок порошку від окислів. Недоліком такого підходу є необхідність використання печей різного типу.

Альтернативним способом консолідації частинок порошку можуть бути процеси ІПД. Враховуючи високий рівень кульової і девіаторної компонент тензора напружень у площині деформації заготовок, формування металевих границь між частинками порошоків може бути реалізоване при температурі і часі, значно менших, ніж при вакуумному спіканні. Однак, такий підхід потребує реалізації комплексу заходів з усунення окислів і інших домішок з поверхні частинок. Консолідація в процесі ІПД потребує захисту заготовки від зіткнення як з навколишнім середовищем, так і з елементами технологічного оснащення, що може бути досягнуте шляхом попередньої вакуумної капсуляції пресовок.

Усунення пористості може відбуватись як на етапах пресування і спікання, так і у процесі ІПД. Дослідження пористості спечених заготовок показали, що вона залежить від таких параметрів, як тиск пресування, час і температура спікання. Так, змінюючи зусилля пресування можливе отримання пресовок з різною величиною пористості. При рекомендованому тиску пресування для титанових порошоків отримують досить щільні і міцні, для транспортування на наступні операції, пресовки. При цьому в них переважають закриті пори, що при наступному спіканні за рахунок активного виділення газів може призводити до росту пористості. Перевага пор закритого типу виключає можливість контакту порового простору з навколишнім середовищем у процесі ІПД при підвищеній температурі. Численні роботи вітчизняних і закордонних дослідників в області порошкової металургії дозволили встановити, що на етапах пресування і спікання вдається отримувати заготовки з пористістю не менше 1...3%, що

суттєво обмежує її застосування для лопаток ГТД.

Інтенсивна пластична деформація, будучи ключовою операцією в технологічній схемі отримання компактних напівфабрикатів титанових сплавів, має великий набір фактів, від комбінації яких залежить ефективність її реалізації. Залежно від мети застосування, можуть варіюватися: спосіб деформації, ступінь зв'язаності частинок порошку, температура заготовки, ступінь її деформації за цикл і загальна кількість циклів деформації, величина протитиску та ряд інших параметрів.

Так, залежно від ступеня зв'язаності частинок порошку, обумовленого режимами попередніх операцій пресування і спікання, ПД можуть бути піддані пресовки (порошкові) або спечені (пористі) заготовки. Міцність зв'язаності між частинками в порошкових заготовках мінімальна, що забезпечує ефективне перемішування, наприклад, при ПД методом ГЕ. Умови для акомодатії частинок у порошкових заготовках сприятливі з погляду усунення пористості. Однак, полегшене взаємне проковзування частинок порошку не сприяє їх фрагментації.

У спечених заготовках на поверхнях взаємного контакту між частинками формуються висококутові границі зерен. У результаті утрудненого зернограничного проковзування, під дією зовнішнього навантаження зерна фрагментуються, відбувається диспергування твердих включень. Однак, для закриття пор потрібна робота, спрямована на руйнування створених на попередніх етапах міцних металевих зв'язків, що пов'язано з підвищеними енергетичними витратами.

Виходячи із суперечливих умов, необхідних для реалізації кожної із цілей застосування операції ПД некомпактних заготовок (табл. 2.4), існує кілька альтернативних схем побудови технологічного процесу отримання компактних заготовок із суміші порошків титану з необхідними легувальними добавками.

Таблиця 2.4 – Умови реалізації ІІД некомпактних заготовок

Призначення	Режимні параметри ІІД		
	Температура	Час	Деформація
Закриття пор	$>0,6 T_{пл}$	max	optimal
Заварювання пор	$>0,6 T_{пл}$	max	optimal
Гомогенізація	$>0,6 T_{пл}$	max	max
Подрібнення структурних елементів	$<(0,3...0,4) T_{пл}$	min	max

Примітка: $T_{пл}$ – температура плавлення; max – максимально можливе значення; min – мінімально можливе значення; optimal – раціональне значення, виходячи із забезпечення умови цілісності заготовки.

Відповідно до першої з можливих технологічних схем, що передбачає подвійну інтенсивну пластичну деформацію (рис. 2.13), формування пресовок з попередньо підготовленої порошкової суміші відбувається за мінімального тиску, що забезпечує отримання пресовок з високою пористістю і достатньою міцністю для транспортування на наступні операції.

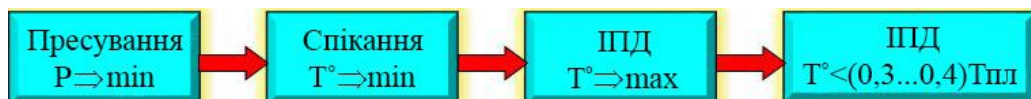


Рисунок 2.13 – Схема з двома операціями ІІД

Зусилля пресування не має призводити до утворення відкритих пор. Спінання відбувається за мінімальних температури та часу. При цьому забезпечується видалення поверхневих окислів і попереднє зрощування частинок порошку. Відбувається дифузія легувальних елементів у порошок титану. Ущільнення та усунення мікрофлокенів у спечених заготовках здійснюють методами ІІД двома етапами. На першому етапі заготовка деформується за температури $>0,6 T_{пл}$ з максимальною швидкістю при помірній деформації за цикл. При цьому забезпечуються найбільш сприятливі умови для закриття і заварювання пор, а також гомогенізації

легувальних елементів. Формується структура матеріалу, близька до литої. На другому етапі заготовка деформується за температури нижче $(0,3...0,4)T_{nl}$, що дозволяє ефективно диспергувати структурні елементи. У заготовці формується СМК структура, що відрізняється великою часткою висококутових границь. Також забезпечується подальша гомогенізація легувальних елементів. Істотним недоліком цієї схеми є необхідність проведення операції ПД за високих температур, що суттєво зменшує стійкість дорогого, спеціального штампового оснащення.

Формування пресовок з попередньо підготовленої порошкової суміші, відповідно до другої альтернативної схеми ТП (рис. 2.14), відбувається за максимального тиску, що сприяє отриманню пресовок з низькою пористістю, а також закритим поровим простором.

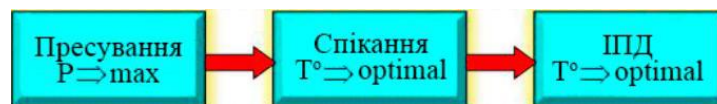


Рисунок 2.14 – Схема з однократною операцією ПД

Спінання відбувається за оптимальних, з погляду зрощування частинок порошку, температури і часу. При цьому забезпечуються сприятливі умови для дифузії легувальних елементів. Закриття пор, заварювання мікрофлокенів, гомогенізація легувальних елементів і диспергування структурних елементів здійснюється одноетапно, у процесі ПД. Режимні параметри ПД при цьому повинні перебувати у вузькому діапазоні, що одночасно задовольняє умови реалізованості кожної зі стадій процесу (табл. 2.4).

На першому етапі схеми без попереднього пресування і спінання (рис. 2.15) здійснюють формування пресовок з попередньо підготовленої порошкової суміші безпосередньо в каналі матриці для ПД за температури $>0,6T_{nl}$ з максимальною швидкістю, при помірному ступені деформації за цикл. На другому етапі відбувається усунення пористості і мікрофлокенів, а

також формування СМК структури на операції ПД за температури нижче $(0,3...0,4)T_{пл}$.

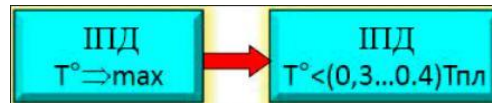


Рисунок 2.15 – Схема без попереднього пресування і спікання

Істотним недоліком цієї схеми, що практично повністю обмежує її застосування для порошкових сумішей на основі порошку титану, є складність забезпечення умови відсутності контакту частинок порошку з поверхнею каналу матриці, нагрітої до високої температури.

Четверта альтернативна схема (рис. 2.16) передбачає формування порошкових заготовок за мінімального тиску, що забезпечує отримання пресовок з високою пористістю і достатньою міцністю для транспортування на наступні операції. Спікання відбувається за оптимальних, з погляду зрощування частинок порошку, температури і часу. При цьому забезпечуються сприятливі умови для дифузії легувальних елементів.



Рисунок 2.16 – Схема з подвійним спіканням

Операцію ПД заготовок здійснюють за температури нижче $(0,3...0,4)T_{пл}$ з максимальною швидкістю і помірним ступенем деформації за цикл. Після ПД заготовку піддають вторинному спіканню за температури нижче температури початку протікання процесу рекристалізації, що сприяє усуненню дефектів і не призводить до росту зерна.

Для кількісної оцінки витрат на реалізацію кожної з розглянутих схем ТП використовували метод експертних оцінок [186]. Використаний спосіб задання вагових коефіцієнтів, згідно якого найбільш важливому із усіх

критеріїв надавали ваговий коефіцієнт, рівний одиниці, а всім іншим – коефіцієнти, рівні часткам одиниці (бальний метод).

Оцінку кожної з операцій технологічного процесу здійснювали за наступними критеріями: витрати енергетичних ресурсів; трудомісткість виконання операції; витрати на оснащення з урахуванням зношування; витрати на обладнання.

Витрати енергоресурсів на операції вакуумного спікання за максимальної температури і часу використовували як опорне значення вагового коефіцієнта, рівного одиниці.

Узагальнений коефіцієнт витрат на виконання технологічного процесу за кожною з розглянутих схем розраховували за формулою:

$$B_{\Sigma} = \frac{\sum_{i=1}^m \sum_{j=1}^k \sum_{q=1}^n w_{i,j,q}}{m} \quad (2.10)$$

де B_{Σ} – відносні витрати на реалізацію розглянутої схеми;

$w_{i,j,q}$ – оцінка і-м експертом q-го критерію j-ої операції;

m – кількість експертів;

k – кількість операцій аналізованої схеми;

n – кількість критеріїв оцінки.

Середньозважені оцінки вагових коефіцієнтів критеріїв для основних операцій технології отримання деформованих напівфабрикатів з порошкових матеріалів, розраховані на підставі анкетування восьми експертів, наведені в табл. 2.5. Для операцій, режимні параметри яких мали оптимальні значення, розрахунки виконували за середнім значенням відповідних коефіцієнтів.

Таблиця 2.5 – Середньозважені оцінки вагових коефіцієнтів критеріїв основних операцій технологічного процесу

Критерій	Середньозважена оцінка критерію для операцій					
	Пресування		Спікання		ПД	
	P→min	P→max	τ , T°→min	τ , T°→max	$\langle(0,3\dots0,3)T_{пл}$	$T^\circ>0,6T_{пл}$
витрати енергетичних ресурсів	0,1	0,12	0,5	1	0,6	0,96
трудомісткість операції	0,09	0,09	0,08	0,1	0,24	0,25
витрати на технологічне оснащення	0,14	0,18	0,08	0,08	0,6	0,7
витрати на обладнання	0,31	0,31	0,82	0,82	0,62	0,62

Кількісний аналіз ефективності застосування альтернативних схем показав (табл. 2.6), що найбільш ефективними, з погляду енергоефективності, є схеми без попереднього пресування і спікання (схема № 3) і з однократною операцією ПД (схема № 2).

Таблиця 2.6 – Розрахункові значення відносних витрат на реалізацію альтернативних схем технологічного процесу

Схема технологічного процесу	Відносні витрати
Схема № 1 з двома операціями ПД	6,71
Схема № 2 з однократним ПД	4,74
Схема № 3 без попереднього пресування і спікання	4,59
Схема № 4 з подвійним спіканням	5,66

Беручи до уваги близькі розрахункові значення відносних витрат на реалізацію схем № 2 і 3, а також те, що реалізація ПД порошкових

матеріалів без попереднього пресування і спікання передбачає низку технологічних складностей, пов'язаних з необхідністю капсулювання порошків і наступним видаленням капсули, така схема не є прийнятною для умов серійного виробництва.

Таким чином, враховуючи особливості реалізації розглянутих схем побудови технологічного процесу, можна вважати, що для отримання напівфабрикатів титанових сплавів для лопаток малорозмірних ГТД за технологією твердофазної ПД-металургії, з урахуванням серійності виробництва, найбільш раціональною схемою ТП є схема з однократною операцією ПД.

Результати досліджень викладено в роботі [187].

2.6 Висновки до розділу 2

1. Аналіз і систематизація методик дозволила сформуванню науково-методичний фундамент для проведення широкого спектра теоретичних і експериментальних досліджень в області вдосконалення процесів отримання заготовок з порошкових матеріалів та інтенсивної пластичної деформації. Для проведення досліджень розроблено дві групи методів: для досліджень в області технологій порошкової металургії титану і деформаційної обробки спечених заготовок.

2. Використані методики можуть бути розділені на методи формування і підвищення комплексу властивостей титанових сплавів і методи їх досліджень, що забезпечують всебічний аналіз параметрів і якість отримуваних заготовок. До першої групи можуть бути віднесені методики отримання спечених титанових сплавів і їх деформаційної обробки. До групи дослідницьких методик відносяться методи дослідження структурних

характеристик (пористість, структура матеріалу, хімічний склад, текстура), механічних властивостей (міцність, твердість, зміцнюваність), фізичних властивостей (густина, температуропровідність, теплоємність, коефіцієнт термічного лінійного розширення).

3. Аналіз технологічних можливостей і режимних параметрів дозволив розробити методики деформації заготовок спечених титанових сплавів крученням під високим тиском, гарячим ізостатичним пресуванням, а також гідроекструзією, що забезпечують можливість обробки заготовок у широкому діапазоні режимних параметрів процесу.

4. Для ПД спечених заготовок застосовано спосіб деформації гвинтовою екструзією. Використані дослідна і дослідно-промислова установки для ГЕ дозволяють деформувати призматичні заготовки перерізом 18x28 мм і 25x40 мм за температур до 800 °С в умовах високого рівня гідростатичного тиску і зсувних деформацій. Реалізація послідовно від 1 до 7 циклів деформації дозволяє забезпечити ступінь деформації зразка 7...7,5 без руйнування.

5. Використання методів чисельного моделювання, реалізованого в системі ANSYS, дозволило визначити температуру пера лопаток усіх ступенів компресора малорозмірного ГТД і їх напружено-деформований стан. Це дало можливість оцінити запас міцності лопаток залежно від застосовуваної для їх виготовлення технології, основаної на методах порошкової металургії та ПД.

6. На основі аналізу альтернативних технологічних схем побудови технологічного циклу виготовлення заготовок лопаток ГТД встановлено, що найбільш раціональною є схема, основана на отриманні напівфабрикатів титанових сплавів з порошкових матеріалів з однократним застосуванням операції ПД для його ущільнення і зміцнення.

Створений комплекс методик дослідження і моделювання є інструментом, що дозволяє з високим рівнем надійності, вірогідності та повторюваності вимірюваних величин проводити дослідження в області розробки і оптимізації технологічних процесів обробки тиском порошкових матеріалів з метою підвищення якості заготовок деталей ГТД.

РОЗДІЛ 3. РОЗВИТОК НАУКОВИХ ОСНОВ ВИРОБНИЦТВА ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ З ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

Основною метою етапу отримання заготовки з порошкових матеріалів у технології твердофазної ПД-металургії є синтез сплаву заданого хімічного складу з допустимим рівнем домішок. Враховуючи, що остаточно гомогенність сплаву, усунення структурних дефектів і зміцнення будуть забезпечуватися на наступному етапі ПД, основним завданням на даному етапі є забезпечення рівня міцності спеченої заготовки, достатнього для наступної деформаційної обробки.

3.1 Вплив порошків титану на якість спечених заготовок

Як основа технології твердофазної ПД-металургії порошки титану впливають на властивості заготовок деталей ГТД, що виготовляються з них. У зв'язку з цим, питанню дослідження параметрів якості частинок порошків, їх стабільності й варіації залежно від різних партій порошків на міцність і склад спечених зразків приділяється велика увага.

Для оцінювання впливу особливостей технології отримання порошків і їх зберігання досліджували п'ять проб порошків, виготовлених в однакових умовах у різний час із проміжком у кілька років (табл. 3.1).

Враховуючи, що якість порошків у межах вимог технічних умов може суттєво різнитися, досліджували їх основні фізичні й технологічні властивості. Визначали насипну й пікнометричну щільність, розміри, форму й морфологію поверхні частинок. Для спечених із досліджених порошків зразків оцінювали загальну пористість і характеристики міцності на розтягування.

Таблиця 3.1 – Характеристики досліджених порошків титану

№ партії порошку	Досліджуваний порошок титану
1	Серійний порошок титану ПТ5 (ТУ 14-10-026-98).
2	Порошкова суміш: порошок титану ПТ5 з оксидом титану TiO_2 .
3	Відсів губки титану, без додаткового розмелювання.
4	Відсів губки титану, без додаткового розмелювання, після тривалого зберігання.
5	Відсів губки титану після додаткового розмелювання.

Відомо, що найбільш якісні порошки титану, вміст домішок у яких не перевищує одного відсотка, виготовляють із центральної частини титанового блоку – криці. Малий вміст домішок у криці робить її в'язкою, що обмежує використання можливостей механічного розмелювання без допоміжних операцій гідрування й дегідрування, що збільшує вартість порошку. На підприємстві-виробнику титанової губки необхідний гранулометричний склад порошків, зазначений ТУ, отримували шляхом селективної вибірки частинок необхідного розміру з великого об'єму нефракційних відходів, що утворюються в процесі диспергування крицевої та гарнісажної частин титанового блоку. Відсів, що отримували при подрібненні, розсіювали для отримання титанового порошку необхідного гранулометричного складу. Особливістю технології отримання порошків на даному етапі був номер помелу. Порошки, що отримували при первинному розмелюванні титанового блоку, при однаковому гранулометричному складі принципово відрізняються від порошків, що отримували у процесі наступних розмелювань титанової губки. Основні відмінності полягали у будові поверхні й пікнометричній щільності частинок порошків.

При дослідженні морфології частинок порошків встановлено, що для всіх досліджених партій вони мали розвинену поверхню. Як показано в роботі [188], спікання відбувається більш ефективно зі збільшенням

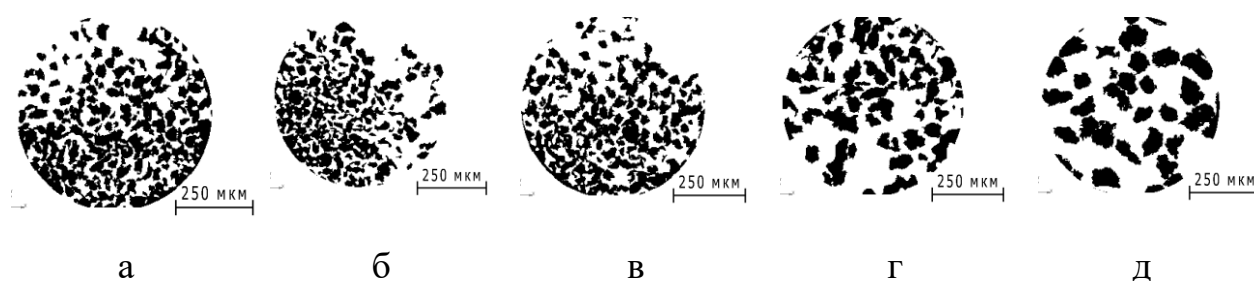
дисперсності й шорсткості поверхні частинок. Наявність оксидів, що відновлюються при спіканні, сприяє активації дифузійної рухливості атомів на поверхні частинок порошку. При відновленні оксидів на поверхні частинок неметалеві контакти замінюються металевими.

Результати вимірювання щільності досліджених партій порошоків показали (табл. 3.2), що значення насипної щільності, на відміну від пікнометричної, статистично не різняться.

Таблиця 3.2 – Щільність досліджених партій порошоків титану

№ партії	Насипна щільність, кг/м ³	Пікнометрична щільність, кг/м ³
1	1350±140	5751±29
2	1380±160	4244±7
3	1470 ±60	4334±11
4	1270±180	4627±16
5	1500±80	4566±17

Аналіз морфології поверхні частинок дозволив установити основні кількісні характеристики їх розмірності. Для виключення впливу на результати вимірювань агрегацій дослідження виконували для ізольованих частинок порошку (рис. 3.1).



а – партія №1; б – партія №2; в – партія №3; г – партія №4; д – партія №5

Рисунок 3.1 – Загальний вигляд досліджених порошоків титану

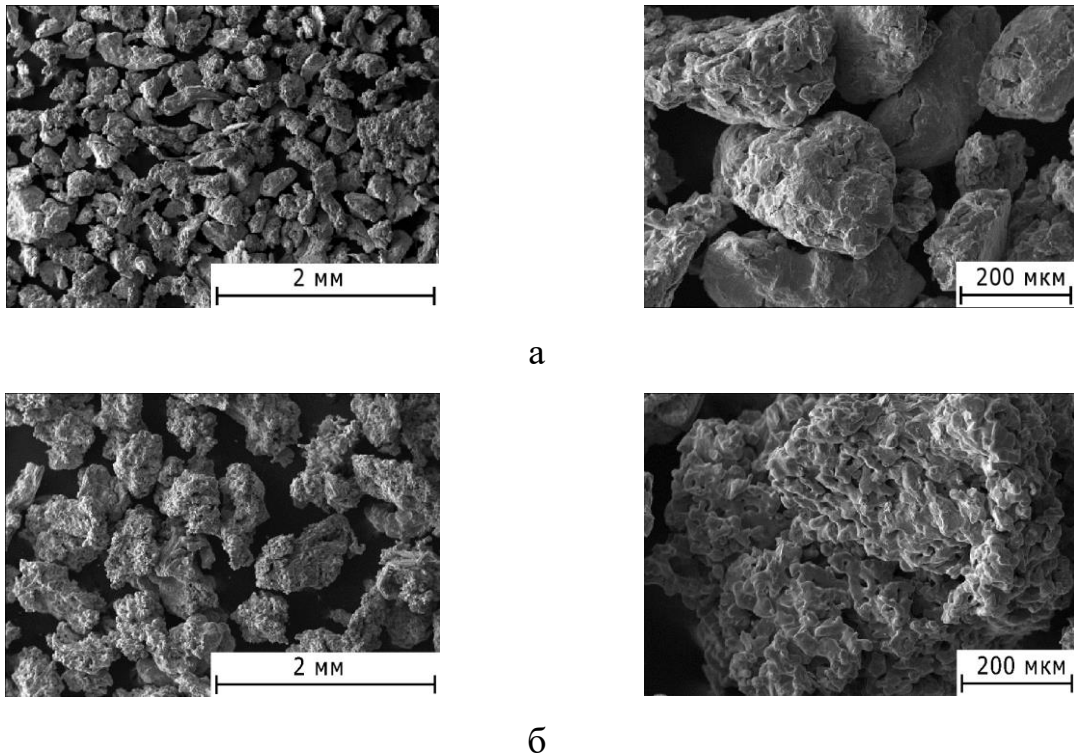
Параметри частинок порошків, згідно з рекомендаціями роботи [189], оцінювали діаметром окружності, описаної навколо її контуру, співвідношенням осей (аспектом), а також округлістю частинки, обумовленою відношенням квадрата периметра контуру до його площі. Значення фрактальної розмірності дозволило оцінити ступінь розвиненості границь контуру частинок порошків. Аналіз кількісних характеристик частинок порошків показав (табл. 3.3), що незалежно від способу отримання вони мають дуже близькі, статистично непомітні значення, що дозволяє вважати їх ідентичними з погляду морфології будови поверхні й форми. Виключенням були частинки порошків №1 і №3, які мали менше значення діаметра частинок.

Таблиця 3.3 – Параметри частинок досліджених порошків

№ партії порошку	Аспект		Діаметр, мкм		Округлість		Фрактальна розмірність	
	Ср.знач	СКВ	Ср.знач.	СКВ	Ср.знач	СКВ	Ср.знач	СКВ
1	2,08	0,92	8,63	2,2	2,98	3,06	1,13	0,05
2	1,83	0,75	29,5	10,4	2,26	2,64	1,10	0,03
3	2,19	0,95	4,89	1,4	2,80	3,02	1,11	0,05
4	1,87	0,78	32,13	12,6	2,62	3,04	1,09	0,03
5	1,80	0,81	36,68	19,08	2,65	3,79	1,16	0,04

Примітка: Ср.знач – середнє значення; СКВ – середньоквадратичне відхилення.

Електронно-мікроскопічні дослідження зовнішнього вигляду частинок порошків виконували для найбільш відмінних за розміром частинок порошків №3 і №5. Слід зазначити, що поверхня частинок порошку №3 більш гладка в порівнянні з порошком №5 (рис. 3.2), що відповідає встановленим при кількісному аналізі значенням фрактальної розмірності.



а – партія №3; б – партія №5

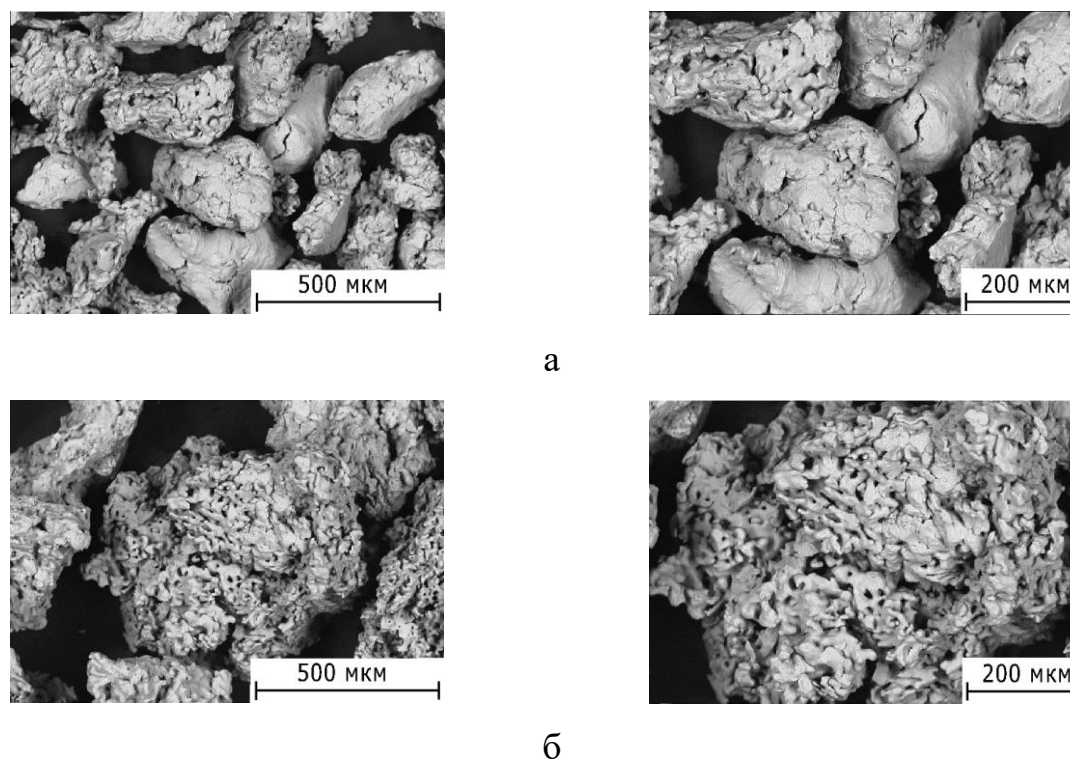
Рисунок 3.2 – Частинки досліджуваних порошків

Дослідження частинок порошків у режимі відбитих електронів дозволили встановити однорідність партій порошків (рис. 3.3). На це вказує й рівномірний відтінок кольору поверхні частинок. Сторонніх включень, що явно виділяються, на поверхнях досліджених частинок виявлено не було.

Особливу роль у якості виробів, що виготовляються з металевих порошків, відіграють домішки. Забруднення частинок порошків металевими й неметалевими домішками є одним з основних механізмів, що визначають їх кінцевий вміст у виробках, отримуваних за технологією твердофазної ПД-металургії.

Металеві домішки в частинках порошку титану можна розділити на дві категорії: метали, які входять до складу сплаву і є легувальними елементами, і метали, вміст яких обмежено технічними умовами на сплав. Потрапляння в сплав домішок першої групи не призводить до зміни хімічного складу й властивостей синтезованого сплаву. До них можна віднести залізо й алюміній. Їх урахування необхідне для розрахунків маси легувальних

елементів при підготовці суміші порошкових компонентів. Вміст у суміші порошкових компонентів домішок другої групи повинен бути строго обмежений, що забезпечить їх граничну концентрацію, відповідну вимогам до сплаву. Джерелами потрапляння негазових домішок у сплав є їх наявність у блоці титану губчатого.



а – партія №3; б – партія №5

Рисунок 3.3 – Морфологія поверхні частинок порошоків у режимі відбитих електронів

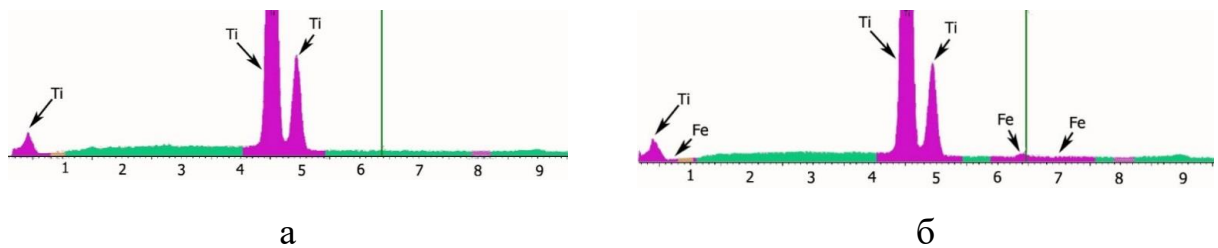
Аналіз спектрограм досліджених порошоків показав, що за хімічним складом всі партії порошоків відповідають вимогам технічних умов (табл. 3.4). У пробах порошку партії №5 відзначається незначна кількість (менше 1 %) заліза (рис. 3.4).

Для аналізу хімічного складу поверхні частинок порошоків досліджували розподіл хімічних елементів у режимі картування. Дослідження різних зон частинок порошку ПТ5 показали присутність на їх поверхні таких металів, як алюміній і залізо, а також кремнію (рис. 3.5,

табл. 3.5). Їх наявність, можливо, є джерелом пороутворення в процесі консолідації частинок порошків вакуумним спіканням.

Таблиця 3.4 – Масова частка домішок ПТ5 (ТУ 14-10-026-98) не більше, %

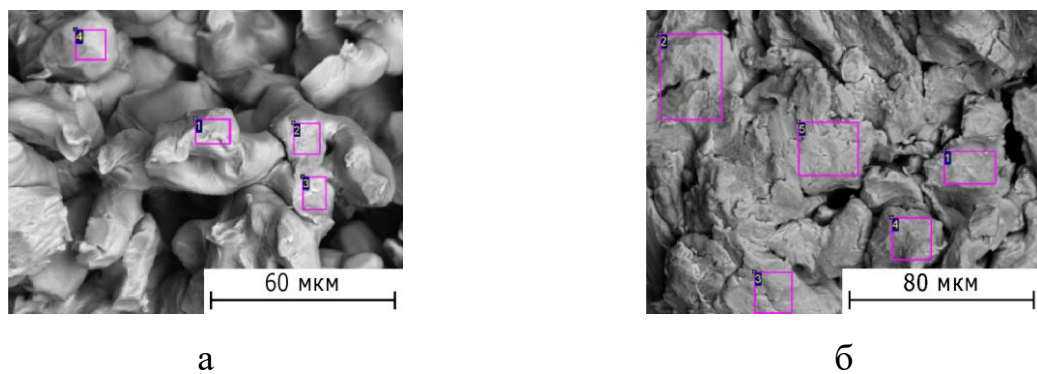
Fe	Cl	N
0,15	0,08	0,09



а – партія №3; б – партія №5

Рисунок 3.4 – Спектрограми досліджених порошків

Вміст заліза і його розсіювання вказує на те, що, імовірно, частинки заліза перебувають на поверхні частинок порошку ПТ5 внаслідок взаємодії з елементами технологічного оснащення. Однак, з погляду граничної концентрації в заготовці й кінцевій деталі його вміст знаходиться в допустимих межах.



а – партія №3; б – партія №5

Рисунок 3.5 – Зони аналізу поверхні частинок порошків ПТ5

Таблиця 3.5 – Вміст домішок у частинках порошку ПТ5 (% за масою)

Ti	Al	Si	Fe	Разом
98,93±0,05	0.1±0,03	0,07±0,06	1±0,6	100

Результати випробувань на розтягування зразків, синтезованих із усіх досліджених партій порошоків, показали (табл. 3.6), що незважаючи на встановлені відмінності у фізичних властивостях порошоків, а також морфологію поверхні частинок досліджених порошоків, границі міцності зразків статистично не відрізняються. Усі випробувані зразки мали низькі значення характеристик пластичності. Відносне видовження не перевищувало 6%, відносне звуження – 3%. У процесі випробувань шийка на всіх зразках практично не утворювалася. Значення загальної пористості, визначеної на зразках для випробувань на розтягування, різняться незначно (табл. 3.6).

Таблиця 3.6 – Результати вимірювання пористості й випробувань на розтягування

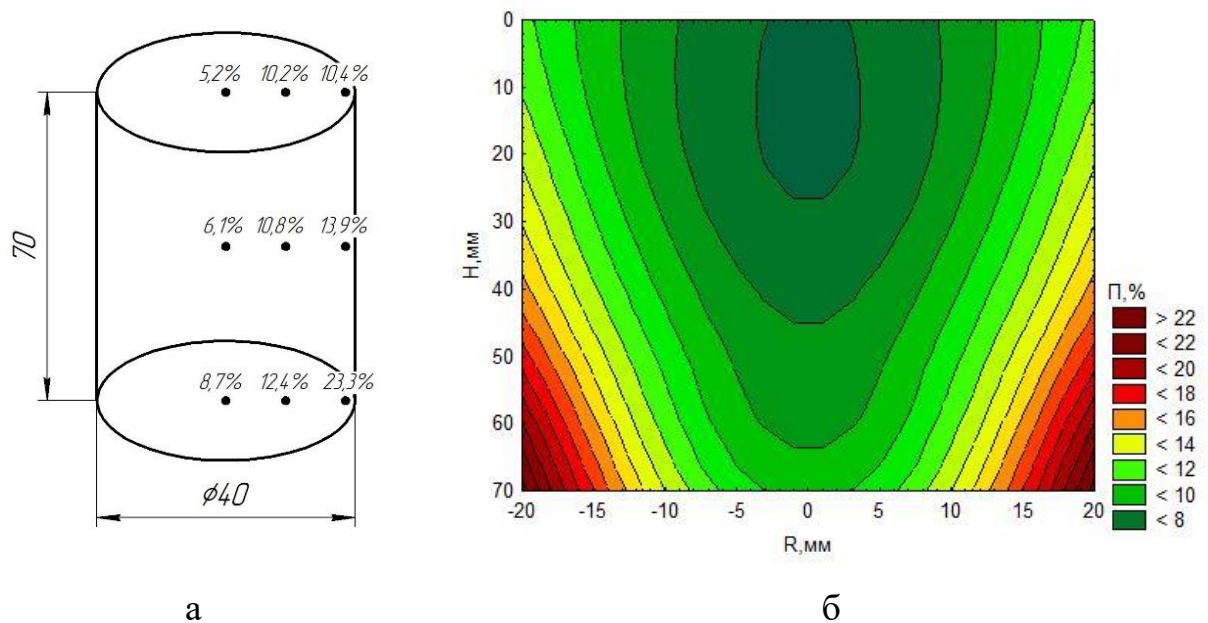
№ партії	Пористість θ , %	Границя міцності σ_b , МПа
1	9,30±0.46	345±10
2	9,82±0,78	298±54
3	9,88±0,9	301±39
4	9,58±1,06	316±67
5	9,37±0,87	305±72

Результати досліджень параметрів порошоків і властивостей отримуваних з них спечених зразків указують на стабільність механічних властивостей незалежно від партії й часу зберігання порошоків. Відмінності в морфології частинок і особливостях будови їх поверхні, у дослідженому діапазоні, не призводять до статистично значущих відмінностей у міцності при статичних навантаженнях.

Результати досліджень викладено в роботі [190].

3.2 Закономірності ущільнення заготовок під час спікання

Для оцінювання розподілу пористості в межах спеченої пресовки висотою 70 мм і діаметром 40 мм (рис. 3.6, а), який використовується для наступного виготовлення заготовок для ПІД методом ГЕ, після вакуумного спікання, електроерозійним методом вирізали 20 циліндричних зразків діаметром 12 мм і висотою 30 мм. Для кожного зразка визначали значення загальної пористості за результатами трьох вимірів методом гідростатичного зважування. Значення пористості для різних зон пресовки після спікання й ізоляції розподілу показано на рис. 3.6.



а – розподіл пористості в об'ємі пресовки;

б – ізолінії розподілу пористості (сплайнова інтерполяція)

Рисунок 3.6 – Розподіл пористості в об'ємі спеченої пресовки (тиск 700 МПа)

Гістограма розподілу пористості в об'ємі пресовки (рис. 3.7) вказує на гарну відповідність закону розподілу функції Gumbel, густина розподілу для якої визначається виразом:

$$f(x) = \frac{1}{b} \cdot e^{-\frac{x-a}{b}} \cdot e^{-\left[\frac{x-a}{b}\right]} \quad (3.1)$$

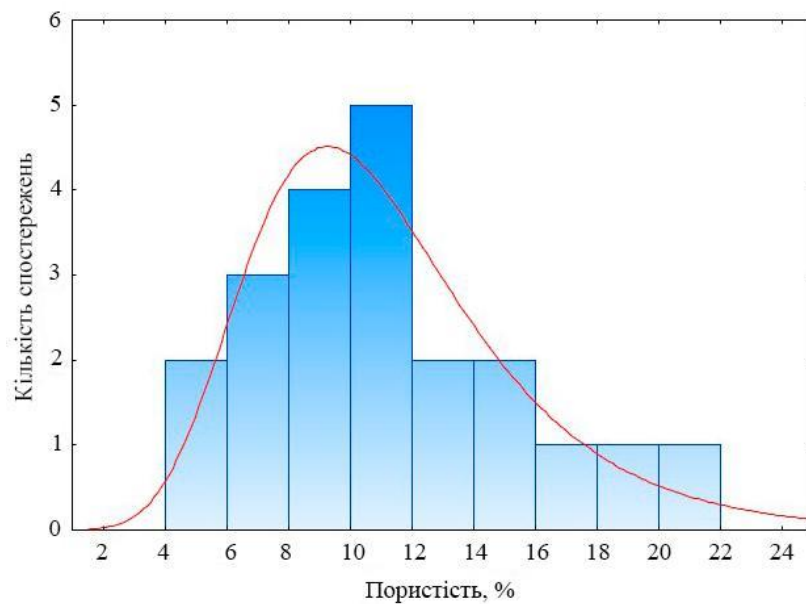


Рисунок 3.7 – Емпіричний і теоретичний розподіли пористості в пресовці після спікання (розподіл Gumbel $a=8,9335$; $b=3,1459$)

Невідповідність установленого закону розподілу пористості в об'ємі спеченої пресовки нормальному розподілу пояснюється наявністю закономірностей формування порового простору в її різних частинах. Так, мінімальне значення пористості характерно для верхньої частини спеченого напівфабрикату, що контактує з пуансоном, і становить 4,5%. При цьому, як і властиво однобічному пресуванню, величина пористості збільшується у міру наближення до основи пресовки (рис. 3.7, б), де становить 20,2%. З урахуванням установленого закону розподілу середнє значення пористості в спеченій пресовці становить 8,8%, що свідчить про наявність переважно закритих пор. Розподіл пористості в радіальному напрямку пресовки також

нерівномірний. Мінімальне значення характерне для центральної зони, максимальне – для периферійної. Таким чином, максимальна пористість відповідає периферійним зонам пресовки в нижньому перерізі, що контактує при пресуванні з нерухомим пуансоном. Спостережувані закономірності обумовлені дією сил тертя між пуансонами й стінками прес-форми.

Для оцінювання розподілу пористості на мікрорівні із центральної частини спеченої пресовки зі сплаву ВТ8 вирізали циліндричний зразок, діаметр якого в робочому перерізі становив 5 мм (рис. 3.8, а). Пористість визначали для 20-ти окремих зон по макроструктурах поперечного перерізу робочої зони зразка (рис. 3.8, б, в).

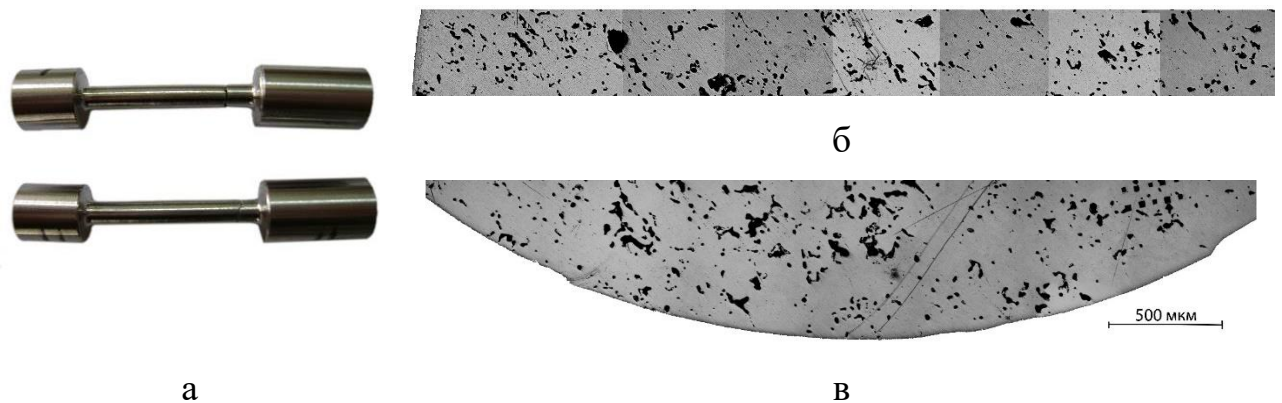


Рисунок 3.8 – Загальний вигляд зразка, вирізаного із центральної частини спеченої заготовки (а), і макроструктура поперечного перерізу в робочій зоні в центральній (б) і периферійній (в) частинах

Аналіз статистичних даних розподілу пористості показав, що густина імовірності її розподілу підкоряється нормальному закону розподілу (рис. 3.9), що свідчить про їх випадковий характер. Середня пористість становить 8...9 % у той час, як у зразку присутні локальні ділянки з пористістю 4...5 % і 13...14 %. При цьому мінімальна пористість спостерігається для периферійної частини зразка (рис. 3.8, в), що, імовірно, є наслідком ущільнення поверхневого шару під дією сили різання в процесі механічної обробки.

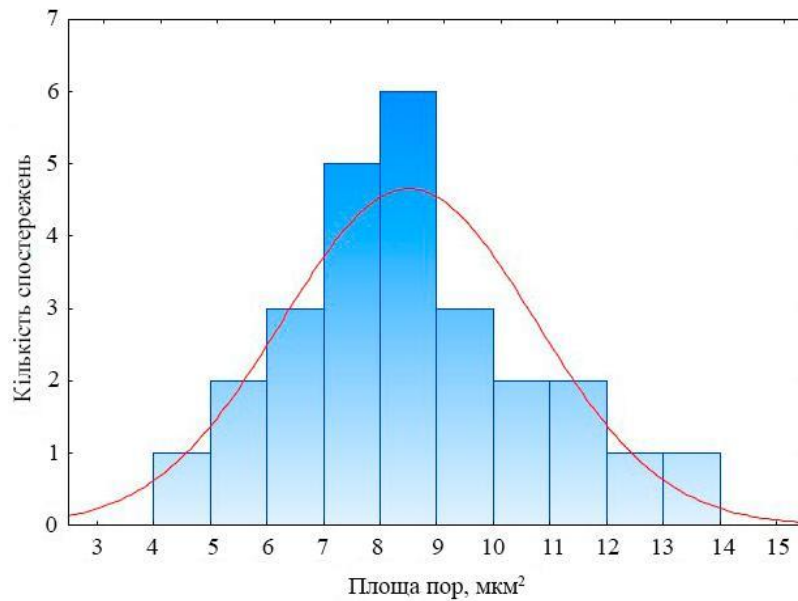


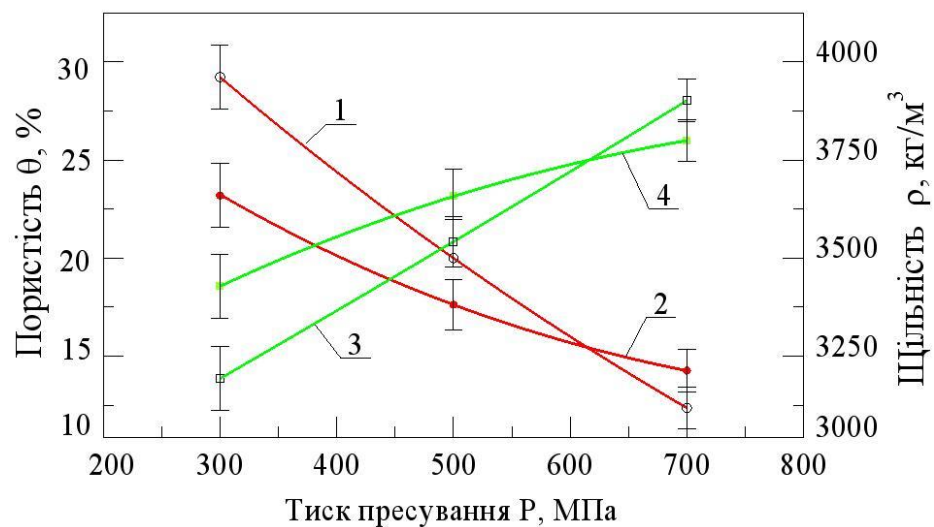
Рисунок 3.9 – Гістограма розподілу пористості в поперечному перерізі циліндричного зразка із середньої частини спеченої пресовки

Таким чином, на підставі встановлених закономірностей розподілу пористості в об'ємі циліндричної пресовки й на макрошліфі показують, що вирізання заготовки для наступної ПД методом ГЕ із центральної частини спеченої пресовки забезпечує різницю величини пористості між її верхньою й нижньою частиною не більше 3,5%, а середня пористість заготовки перебуває в діапазоні 8...9 %. Це дозволяє, виходячи з рекомендацій роботи [191], оцінити режимні параметри гвинтової екструзії, основними з яких є тиск і протитиск пресування.

Очевидно, що у випадку серійного виробництва титанових напівфабрикатів за технологією твердофазної ПД-металургії, вирізання заготовок із циліндричних пресовок є нераціональним з погляду коефіцієнта використання матеріалу й трудомісткості. Перспективним є використовувати основну перевагу технології порошкової металургії й виконувати пресування заготовок, форма й розміри яких відповідають заготовкам для гвинтової екструзії. Зміна розмірів і пористості пресовок у процесі пресування й спікання утрудняє вибір режимів компактування для отримання точних заготовок.

Для вивчення особливостей зміни пористості й геометрії пресовок після пресування з різним тиском і спікання виконували пресування зразків діаметром 20 мм при різному тиску. Після пресування всі зразки спікали у вакуумній печі одночасно. Результати дослідження дозволили оцінити здатність порошку до ущільнення й установити основні закономірності зміни пористості в процесі компактування й спікання.

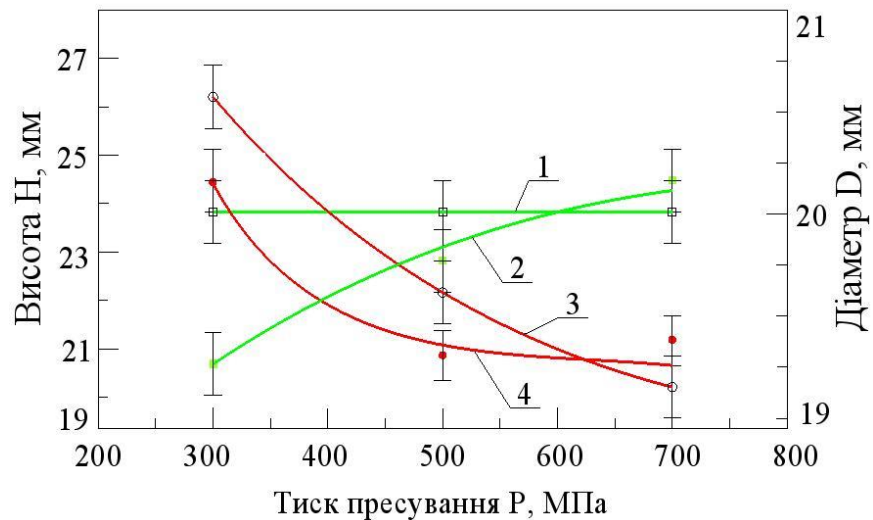
Аналіз залежності пористості від тиску пресування показує (рис. 3.10), що зі збільшенням тиску пористість пресовок зменшується. Наступне вакуумне спікання призводить до зміни пористості, однак його вплив неоднозначний і визначається величиною тиску, при якому отримано пресовку. Так, для пресовок, компактування яких виконували при тиску не більшому за 620...640 МПа, спікання призводило до зменшення пористості й, відповідно, збільшення удаваної щільності. Для пресовок, отриманих пресуванням при більш високому тиску, пористість при спіканні збільшувалася, спостерігалось їх розпушення (рис. 3.10).



- 1 – пористість до спікання; 2 – пористість після спікання;
3 – удавана щільність до спікання; 4 – удавана щільність після спікання

Рисунок 3.10 – Залежність пористості (θ) і удаваної щільності (ρ) пресовок від тиску пресування

Дослідження геометрії пресовок також дозволили встановити неоднозначний вплив тиску попереднього пресування. Для пресовок, отриманих при тиску пресування, що перевищує 620...640 МПа, при спіканні спостерігається зменшення діаметра й висоти. При більш високих тисках пресування діаметр і висота пресовок збільшувалися (рис. 3.11).



1 – діаметр до спікання; 2 – діаметр після спікання;
3 – висота до спікання; 4 – висота після спікання

Рисунок 3.11 – Залежність висоти (H) і діаметра (D) пресовок від тиску пресування

Установлені закономірності можуть бути пояснені наявністю в порах газу, а також газовиділенням. При цьому тиск пресування впливає на характер порового простору пресовок. При тиску нижче 620...640 МПа в пресовці формуються переважно відкриті пори, які взаємно сполучаються.

Збільшення тиску пресування призводить до їх закриття. Таким чином, при спіканні відкриті пори закриваються тому, що мають можливість для виходу газів. Спостерігається усадка спечених заготовок. Із закритих пор газу не мають можливість вільно вийти й, таким чином, у результаті їх розширення удавана щільність заготовки зменшується, а пористість незначно збільшується. Спостерігається збільшення лінійних розмірів пресовок. Ефект

появи газової пористості особливо проявляється при використанні в складі шихти гідрованого титану [192].

Причиною збільшення розмірів може бути також поява властивої для складнолегованих сплавів дифузійної пористості, викликаної різною швидкістю дифузії порошоків легувальних елементів при твердофазному спіканні.

Для опису залежності, що пов'язує щільність пресовок і тиск пресування, використовували відоме рівняння Бальшина М.Ю., яке описує процес ущільнення порошкових матеріалів у широкому діапазоні зміни зазначених характеристик [193]. У логарифмічній формі воно може бути записано у вигляді:

$$Lg(P) = m \cdot \lg(\bar{\rho}) + \lg(P_{max}), \quad (3.2)$$

де P – тиск пресування, МПа;

m – показник пресованості, що залежить від властивостей порошку;

$\bar{\rho}$ – відносна щільність пресовки, %;

P_{max} – тиск пресування, що забезпечує отримання безпористої (компактної) пресовки, МПа.

Залежність (3.2) для досліджених пресовок має вигляд:

$$\lg(P) = \lg(\bar{\rho}) + 3,82. \quad (3.3)$$

Значення показника пресованості для досліджених порошоків близьке до одиниці, а розрахунковий тиск, необхідний для отримання безпористої заготовки, становить $6,6 \cdot 10^3$ МПа. Отримана розрахункова величина тиску вказує на те, що її досягнення для пресування напівфабрикатів, розмір яких достатній для виготовлення деталей ГТД, можливе при використанні пресового устаткування великої потужності. Так, наприклад, для розглянутих

заготовок діаметром 20 мм розрахунки за формулою (3.3) показують, що для отримання компактної заготовки, щільність якої відповідає щільності литого титану, пресування повинне виконуватися при зусиллі не менше $2,07 \cdot 10^3$ кН. Однак, з урахуванням установлених закономірностей зменшення щільності для пресовок, отриманих при високому тиску, за рахунок появи вторинної пористості (газової й дифузійної) отримання абсолютно компактних заготовок після спікання у твердій фазі є важким для досягнення завданням.

Таким чином, для ефективного ущільнення пресовок з порошків на основі титану й отримання компактних заготовок деталей ГТД в умовах серійного виробництва раціональним є додаткове застосування методів ОМТ спечених пресовок. Найбільш ефективно усунення залишкової пористості можуть забезпечувати методи, що реалізують інтенсифікацію зсувних деформацій.

Результати досліджень викладено в роботі [194].

3.3 Оцінювання газонасичення титанових напівфабрикатів, отриманих за технологією твердофазної ПД-металургії

Використання порошків титану, отримуваних з нефракційних відсівів при розмелюванні блоку титану губчатого, дозволяє значною мірою знизити собівартість титанових напівфабрикатів. Однак, відомо, що в порошках, отриманих магнійтермічним способом, завжди присутні кисень, водень, азот і ряд інших домішок [195, 196, 197], які відіграють істотну роль у забезпеченні міцнісних характеристик титанових сплавів.

Існує три основні шляхи потрапляння газових домішок у заготовки, синтезовані з порошків: з домішок, що присутні в титановій губці й, відповідно, частинках порошку; з поверхневих хімічних сполук (оксидів,

нітридів, гідридів), що покривають частинки порошку; з повітря, що заповнює закриті пори в заготовці.

Розглянуті шляхи потрапляння газових домішок у сплав є адитивними, однак ступінь їх значущості для кожного газу різна. Сумарна концентрація домішок у кінцевому напівфабрикаті може бути визначена як

$$N_{\Sigma} = N_1 + N_2 + N_3, \quad (3.4)$$

де N_{Σ} – сумарна концентрація газу, %;

N_1, N_2, N_3 – відповідно концентрації у вихідній сировині, у поверхневих оксидних плівках і викликана розчиненням газів з пор.

Аналізуючи кожний з описаних шляхів потрапляння газів у сплав, можна відзначити наступне. Відомо, що порошки титану магнійтермічного способу виробництва є найбільш газонасиченими в порівнянні з порошками, отриманими методами електролітичного рафінування, електролізом, а також відновленням натрієм (табл. 3.7) [195, 196].

Таблиця 3.7 – Вміст домішок у титанових порошках магнійтермічного способу виробництва, % [195]

Спосіб отримання	Ti	N	O	C	Cl	Fe
З губки (ТГ 110)	Основа	0,010	0,06	0,006	0,056	0,062
Гідруванням	Основа	0,011-0,013	0,10	0,005–0,008	0,054	0,054–0,073

Шаповаловою О.М. зі співавторами було встановлено [53], що при кімнатній температурі газу перебувають на поверхні частинок і в закритих порах. Поверхня частинок покрита оксидною плівкою, є залишки електроліту. У процесі нагрівання, характерному для консолідації спіканням, газу насичують поверхню частинок порошку на глибину 35...45 мкм. При цьому протікають три процеси: газонасичення, дегазація й окислення.

Ступінь дегазації різний для досліджуваних газів. Водень, маючи розмір атомів 0,04 мкм, менший за розмір октаедричної пори титану, що становить 0,062 мкм, виходить через кристалічну ґратку й, враховуючи, що спікання виконується у вакуумі, виділяється. Кисень, при розмірі атомів 0,068 мкм, може бути вилучений тільки з тупикових пор, що визначає його незмінну концентрацію у спеченій заготовці.

Відомо, що вміст металу у висушеному порошку титану становить 99,5% [188]. Решта – кисень у вигляді оксидних плівок. Враховуючи високу хімічну активність титану, можна стверджувати, що при контакті з повітрям у процесі отримання порошків, їх зберігання, операції з підготовки шихти й компактування поверхня частинок окислиться.

В роботі [39] встановлено, що товщина поверхневих оксидів частинок титану після тривалого зберігання становить 0,004...0,005 мкм. При цьому концентрація кисню в оксиді титану становить 16,67%. Відомо, що при взаємодії титану з киснем можливе утворення великої кількості продуктів: твердих розчинів (до 16,67% (мас.) O, включають Ti_6O , Ti_3O , Ti_2O), нижчих оксидів TiO , Ti_2O_3 , Ti_3O_5 ; численних змішаних оксидних фаз складу Ti_nO_{2n-1} (фази Магнелі); вищого оксиду TiO_2 [198]. Всі зазначені фази є нестехіометричними. При кімнатній температурі на поверхні титану формується захисна оксидна плівка, за складом близька до TiO_2 [199]. При підвищенні температури до ~ 600 °C швидкість дифузії кисню зростає, при цьому його концентрація в поверхневих шарах металу збільшується, а на границі метал/оксид — зменшується [199]. Внаслідок цього в оксидному шарі залежно від температури й тривалості нагрівання фіксуються нижчі оксиди Ti_3O_5 , Ti_2O_3 , TiO [199]. Таким чином, кисень розчиняється в α -фазі титану шляхом інтенсивного дифундування вглиб частинок порошку. Враховуючи, що оксиди титану покривають поверхню частинок порошку титану, максимальна концентрація кисню в титановій матриці буде в їх поверхневих шарах. Концентрація кисню в межах окремої частинки буде визначатися її питомою площею поверхні, розміром, а також часом

температурного впливу, протягом якого, під дією дифузії, кисень розчиняється в титановій матриці.

Згідно з діаграмою стану Ti – O [198] розпад оксидів титану при температурі більшій за 400...600 °C забезпечує концентрацію кисню в поверхневих шарах частинок у діапазоні 13...30%. Однак, як вказують автори досліджень з легування титанових сплавів киснем [200, 201, 202], раціональний вміст кисню, при якому забезпечується оптимальна комбінація міцності й пластичності, менше 0,2%. Необхідно відзначити, що реакція взаємодії титану з киснем проходить значно швидше, ніж з іншими газами. Наприклад, швидкість цієї реакції в 50 разів вища, ніж реакції титану з азотом. Враховуючи, що оксидом титану покрита тільки поверхня частинок порошку, для досягнення оптимальної концентрації кисню необхідно брати до уваги питому поверхню частинок, що визначає одну з умов при виборі оптимального гранулометричного складу порошків.

Наступним шляхом газонасичення є взаємодія з газами, що заповнюють пори заготовки в процесі їх закриття при ПД. Тому, що операція компактування пресуванням виконується без захисного середовища, у порах присутнє повітря, яке складається, як відомо, з азоту (N₂, 78,08% за об'ємом, 75,5% за масою) і кисню (O₂, 20,95% за об'ємом, 23,15% за масою). Враховуючи особливості титану розчиняти водень, він також може бути присутнім у складі газу, що заповнює пори.

З погляду газонасичення необхідно відзначити різницю в поведінці відкритих і закритих газонаповнених пор. Газу з відкритих пор при вакуумуванні робочої зони печі виділяються. У закритих порах повітря не виділяється й у процесі подальших операцій спікання й ПД взаємодіє із частинками порошку. Враховуючи, що результати експериментальних досліджень з ущільнення спечених заготовок гвинтовою екструзією показали значне зниження залишкової пористості [203,204,205], можна припустити, що газу, які перебувають у закритих порах, переходять у титанову матрицю, збільшуючи тим самим концентрацію газових домішок у напівфабрикаті.

Для кількісного оцінювання впливу зазначених шляхів газонасичення на концентрацію газів у заготовках, синтезованих з порошків титану, досліджували частинки застосовуваних порошків і особливості пороутворення при компактуванні й консолідації. Досліджували насипну й пікнометричну щільність, особливості морфології форми й поверхні частинок порошків.

Значення пікнометричної й насипної щільності досліджених порошків склали $4334 \pm 11 \text{ кг/м}^3$ і $1470 \pm 10 \text{ кг/м}^3$ відповідно. Відмінності в зазначених параметрах визначаються тим, що частинки порошку мали губчасту й пористу структуру.

Істотні відмінності в пористості й аналіз будови поверхонь частинок порошків дозволяють стверджувати про наявність в ній розвиненого внутрішнього порового простору, з макропорами, утвореними частинками порошку, й мікропорами, що локалізуються в частинках порошку (рис. 3.12).

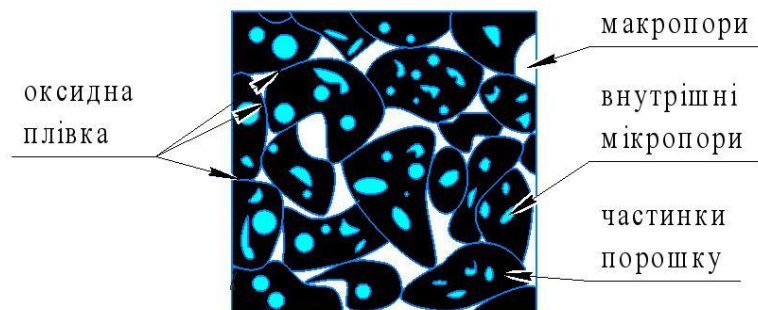


Рисунок 3.12 – Морфологія порового простору спечених заготовок

Оцінювання кількісних характеристик частинок порошків титану, отриманих різними способами (табл. 3.8), дозволило вважати їх, з погляду морфології будови поверхні й форми, ідентичними.

З урахуванням раніше встановленого закону розподілу пористості середнє значення пористості у спеченій пресовці становило 8,8%. Таким чином, враховуючи, що зразки для ГЕ вирізали із центральної частини пресовки, у якій пористість менше середнього значення, можна вважати, що в них присутні переважно закриті пори, заповнені повітрям.

Таблиця 3.8 – Кількісні характеристики частинок порошків титану, отриманих різними способами

Спосіб отримання	Аспект	Діаметр, мкм	Округлість	Фрактальна розмірність
З губки (ТГ 110)	1,83/0,81	29,5/7,8	2,26/1,87	1,10/0,04
Гідруванням	1,80/0,81	36,68/16,1	2,65/3,79	1,11/0,04

Примітка: До риски середнє значення, за рискою – середньоквадратичне відхилення.

Для розрахунків концентрації в об'ємі напівфабрикату основних газових домішок – кисню й азоту – були прийняті наступні припущення: усі пори закриті й заповнені повітрям; тиск у порах — атмосферний; кисень із поверхневих оксидів рівномірно розподіляється за всім об'ємом заготовки; гази із закритих пор повністю розчиняються у твердому розчині; усі пори в заготовці в процесі обробки гвинтовою екструзією закриваються; пористість заготовки однорідна за об'ємом.

Визначальним параметром кількості домішок, що потрапляють у частинки порошку титану з поверхневих оксидів, є їх питома поверхня. Для її оцінювання прямими методами, наприклад, основаними на теорії полімолекулярної (багатошарової) адсорбції [206] або газопроникності, потрібне спеціальне устаткування. У зв'язку із цим питому поверхню частинок досліджуваних порошків оцінювали з використанням методів теорії подоби й розмірностей.

У роботі [196] наведено експериментальні дані з оцінювання питомої поверхні порошків титану марки ПТ7 прямим методом полімолекулярної адсорбції. Враховуючи геометричну й фізичну подобу досліджуваних порошків, питому поверхню визначали як функцію від безрозмірних комплексів π_1 і π_2 , складених з факторів, які впливають на шукану величину на основі теорії розмірностей [207].

Для розрахунків критеріїв подоби використовували насипну щільність порошку ρ_n , г/см³; пікнометричну щільність ρ_n , г/см³; середній діаметр частинок порошку d_{cp} , см; питому поверхню пор, S_n , см/г. Рівняння подоби має вигляд:

$$f(\rho_n, \rho_n, d_{cp}, S_n) = 0. \quad (3.5)$$

Для даної кількості залежних і незалежних факторів, безрозмірні комплекси, виражені з розмірних величин, можна представити як

$$\pi_1 = \frac{S_n}{\rho_n^\alpha \cdot d_{cp}^\beta}, \quad \pi_2 = \frac{\rho_n}{\rho_n^\chi \cdot d_{cp}^\delta} \quad (3.6)$$

Значення показників ступенів для безрозмірних комплексів становлять $\alpha=1$, $\beta=-1$, $\chi=0$, $\delta=0$. Таким чином, виходячи із критеріального рівняння, має місце залежність:

$$S_n \cdot \rho_n \cdot d_{cp} = \Phi\left(\frac{\rho_n}{\rho_n}\right), \quad (3.7)$$

звідки

$$S_n = \frac{k \cdot \rho_n}{\rho_n^2 \cdot d_{cp}}, \quad (3.8)$$

де k — коефіцієнт подоби.

Отримане рівняння (3.8) має фізичний сенс, тому що враховує основні фактори, що визначають питому поверхню частинок порошку. Згідно [196]

насипна щільність порошку ПТ7 становила $1,39 \text{ г/см}^3$, пікнометрична щільність – $4,29 \text{ г/см}^3$, питома поверхня – $860 \text{ см}^2/\text{г}$, середній розмір частинок – 52 мкм , частинок крупніше $0,1 \text{ мм}$ – не більше 1% . Розрахункове значення коефіцієнта подоби k у використовуваній системі розмірностей становить $2 \cdot 10^4$. Питома поверхня досліджуваних порошоків, визначена з використанням залежності (3.8), становить $1359 \text{ см}^2/\text{г}$. Більше значення питомої поверхні досліджуваних порошоків є наслідком способу їх отримання, у результаті чого частинки мають неправильну форму, а їх поверхня покрита сіткою мікротріщин (рис. 3.13, а) і тупикових пор (рис. 3.13, б). Фрактальна розмірність контуру профілю частинок становить $1,10 \dots 1,11$, що підтверджує їх складну, розгалужену будову.

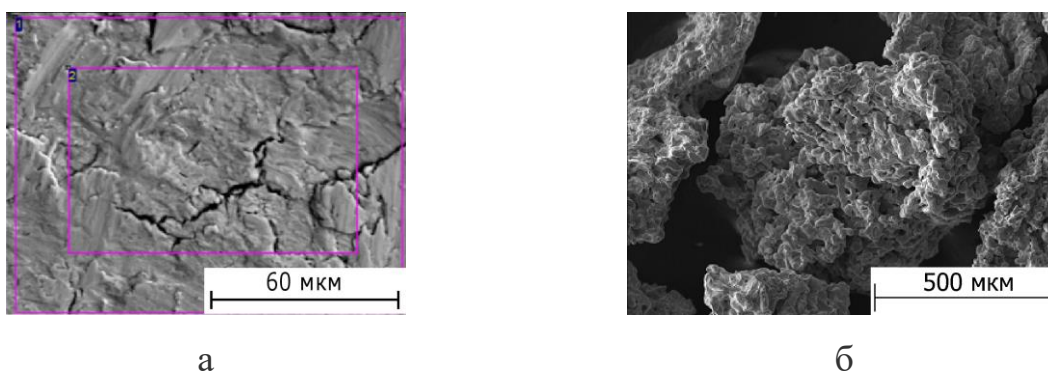


Рисунок 3.13 – Мікротріщини (а) і тупикові пори (б) на поверхні частинок

Для розрахунків вмісту кисню в оксидній плівці, що покриває 1 г порошку титану, згідно з роботою [39], враховуючи можливе зберігання порошоків і, як наслідок, окислення поверхні частинок, було прийнято, що товщина оксидної плівки становить $0,004 \text{ мкм}$, вміст кисню в оксиді – $16,67\%$. Таким чином, для досліджуваних порошоків сумарний об'єм оксидної плівки на 1 г становить $5,436 \cdot 10^{-10} \text{ м}^3$, що відповідає $9,062 \cdot 10^{-11} \text{ м}^3$ кисню, а його концентрація в частинках порошку титану, за умови повного розчинення й рівномірного розподілу, складе $0,039\%$.

Сумарний об'єм закритих пор у заготовці після спікання може бути визначений, виходячи зі значень пікнометричної щільності порошку,

щільності титану ($4,54 \text{ г/см}^3$), а також пористості. При розрахунковому значенні пористості $8,8\%$, об'єм газонаповнених пор в 1 м^3 заготовки становить $8,8 \cdot 10^2 \text{ м}^3$. З урахуванням концентрації кисню в повітрі при його повному переході у твердий розчин (рис. 3.14) концентрація кисню складе $1,8 \cdot 10^{-3}\%$. Для азоту розрахункове значення концентрації становить $6,7 \cdot 10^{-3}\%$.

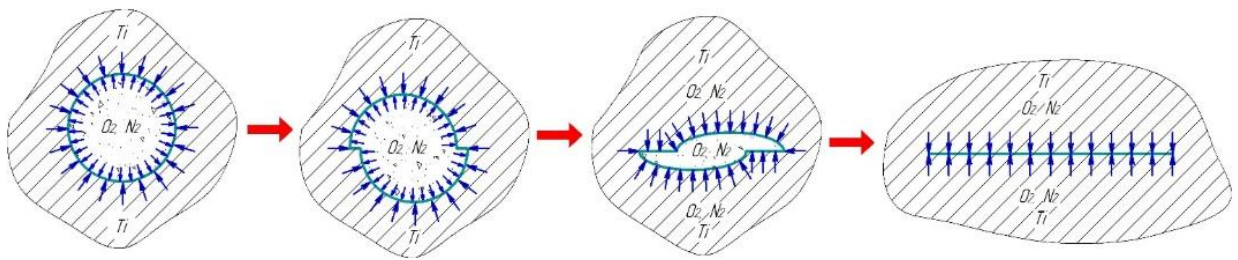
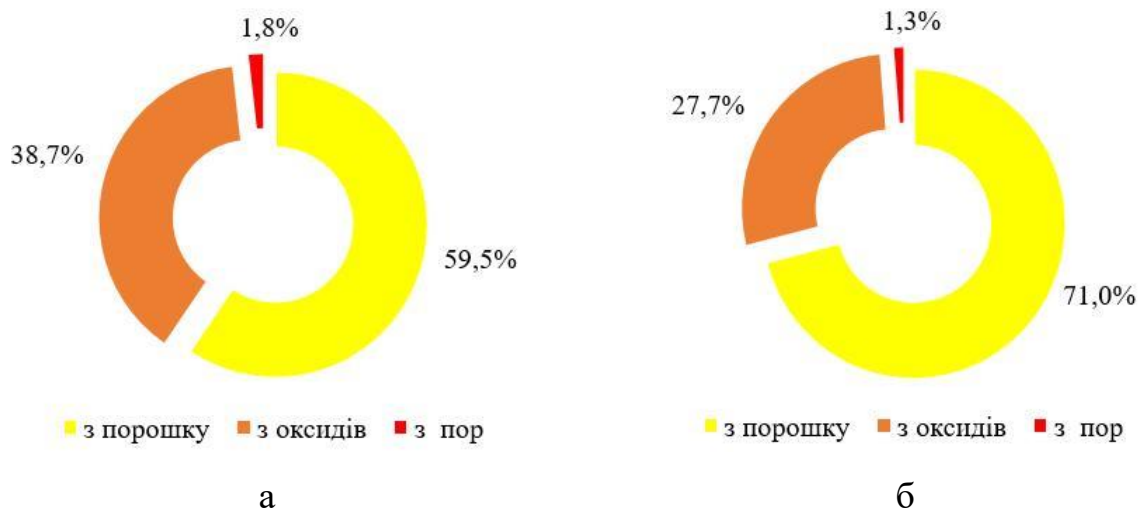


Рисунок 3.14 –Еволюція газонаповненої пори у спеченій заготовці при ГЕ

Кількісний аналіз шляхів забруднення спечених заготовок киснем показав (рис. 3.15), що незалежно від способу отримання порошків основний внесок у забруднення сплаву вносить кисень, який утримується в частинках порошку ($59,5\%$ і 71%).



а – порошок з титанової губки;

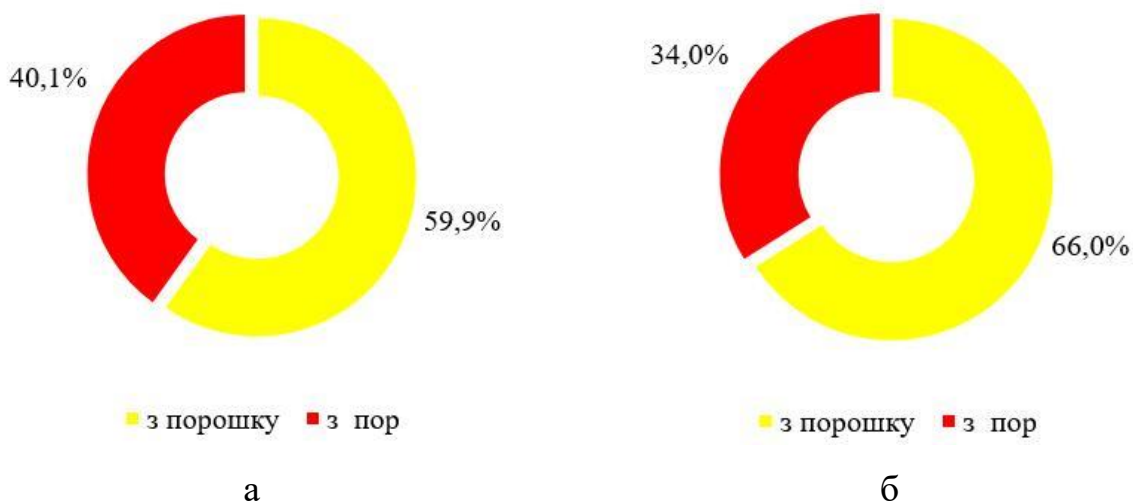
б – порошок, отриманий за технологією гідрування

Рисунок 3.15 – Діаграма внеску шляхів забруднення напівфабрикатів киснем

Частка забруднення сплаву з поверхневих оксидів становить 38,7% і 27,7% відповідно для порошків з відсіву титану губчатого й отриманих шляхом гідрування-дегідрування. Частка кисню, що попадає з повітря, яке втримується в порах у процесі їх закриття під час ПД гвинтовою екструзією, становить 1,8% і 1,3% відповідно. Сумарна гранична концентрація кисню становить 0,1% і 0,14% залежно від способу отримання порошків титану.

Кількісний аналіз шляхів забруднення спечених заготовок азотом показав (рис. 3.16), що незалежно від способу отримання порошку основний внесок у забруднення сплаву вносить азот, що утримується в частинках порошку (59,9% і 66%).

Частка азоту, який потрапляє з повітря, що міститься в порах у процесі їх закриття під час ПД, становить 40,1% і 34% відповідно. Сумарна гранична концентрація азоту становить 0,017% і 0,02% залежно від способу отримання порошків титану.



а – порошок з титанової губки;

б – порошок, отриманий за технологією гідрування

Рисунок 3.16 – Діаграма внеску шляхів забруднення напівфабрикатів азотом

Дослідження вмісту газових домішок у синтезованих з порошків марки ПТ5 і підданих п'яти циклам ПД методом ГЕ напівфабрикатах титанових сплавів показали відповідність експериментальних і розрахункових даних.

Установлені величини вмісту кисню й азоту в синтезованих напівфабрикатах показують, що вони не перевищують граничних величин, обумовлених, наприклад, ГОСТ 19807–91 на титан марки ВТ1-0 і ОСТ 190013-81 на жароміцний титановий сплав ВТ8, широко застосовуваний для виробництва деталей ротора компресора сучасних ГТД. Враховуючи, що застосовувані для виготовлення натурних деталей, наприклад газотурбінних двигунів, титанові сплави є складнолегованими й для їх синтезу до складу шихти повинні бути включені порошки легувальних елементів, встановлені закономірності внеску шляхів забруднення можуть зазнавати деяких змін. Однак, враховуючи, що основою жароміцних титанових сплавів є порошки титану, можна вважати, що вміст у них газових домішок є основним чинником, що визначає вміст домішок у напівфабрикатах складнолегованих сплавів.

Результати досліджень викладено в роботі [208].

3.4 Виробництво складнолегованих титанових сплавів з порошкових матеріалів

На етапі спікання порошкових пресовок з гетерогенних сумішей виникає ряд складностей, основні з яких – відмінності в швидкостях дифузії легувальних елементів у титанову матрицю та в їх температурах плавлення [6, 34, 102]. Так, при введенні в порошок суміші (для отримання пресовок складнолегованих титанових сплавів) α - і β -стабілізаторів у вигляді двох окремих порошоків алюміній блокує перерозподіл β -стабілізаторів, у зв'язку із чим повна хімічна гомогенізація матеріалу досягається тільки шляхом підвищення температури вище 1100 °С при досить тривалих витримках [33]. Значний вміст легувальних елементів ускладнює процеси гомогенізації в порошковій системі, що вимагає досить тривалого часу для отримання

структурно-однорідного сплаву й, крім того, підвищує рівень залишкової пористості (зокрема, пористості, обумовленої ефектом Френкеля).

У роботі [21] встановлено, що хімічна гомогенізація гетерогенної порошкової суміші й заліковування пор залежать не тільки від сумарної кількості легувальних елементів, але й від технології їх введення. Якщо порошкова суміш одночасно містить елементи, які стабілізують α - і β -фази титану, що характерно для синтезу сплавів типу ВТЗ-1, то вони здатні гальмувати дифузійний перерозподіл один одного й, тим самим, перешкоджати отриманню хімічно однорідного сплаву. Авторами роботи [209] розглянуто причини високої пористості сплавів систем Ti–Al і Ti–Fe і встановлено, що основною з них є утворення рідких фаз при нагріванні порошкових сумішей внаслідок плавлення алюмінію або появи евтектичних розплавів. Щоб перешкодити появі рідкої фази, автори робіт [36, 210] запропонували застосовувати для синтезу сплаву ВТЗ-1 порошки комплексних лігатур з температурами плавлення вище 1300 °С. Однак, застосування комплексних лігатур не дозволяє розв'язати ряд завдань, які виникають при синтезі складнолегованих сплавів, що містять такі елементи, як кремній. Характерним прикладом можуть служити сплави типу ВТ8, широко застосовувані у виробництві газотурбінних двигунів [211]. Висока температура плавлення кремнію ($t_{\text{пл}} = 1440$ °С) і низька швидкість дифузії створюють ряд додаткових технологічних проблем, пов'язаних з його введенням у титанову матрицю й забезпеченням гомогенності сплаву в процесі твердофазного синтезу.

Хімічний склад серійного сплаву ВТ8, який отримується за технологією багатостадійного вакуумного переплавлення й наступної термомеханічної обробки, відповідно до ОСТ 190013-81 (табл. 3.9), був визначальним для синтезу дослідного сплаву типу ВТ8.

Таблиця 3.9 – Хімічний склад сплаву VT8

Основні компоненти, % (за масою)					
Ti	Al	Mo		Sn	Si
основа	5,8 – 7,0	2,8 – 3,8		0,4 не більше	0,2 – 0,4
Домішки, % не більше					
C	Fe	Zr	O	N	H
0,1	0,3	0,5	0,15	0,05	0,015

Також для проведення синтезу титанового сплаву типу VT8 вирішено ряд технологічних завдань. Аналіз системи легування показав, що виготовлення спеченого титанового сплаву VT8, який задовольняє вимоги за хімічним складом й домішками, можливе при застосуванні порошку титану марки ПТ5-2 ТУ 14-10-026-98. У зв'язку з тим, що фракційний склад порошку ПТ5 впливає на структуру й властивості спечених заготовок, визначали вплив розміру частинок порошків з метою оцінки фракційного складу порошку ПТ5, який дозволяє отримувати структуру дослідного сплаву VT8, близьку до структури серійного сплаву. Для забезпечення вимог галузевого стандарту до легувальних елементів проведено дослідження з визначення фракції й виду лігатур. Як легувальні елементи використовували порошки алюмінію, молібдену, кремнію, олова й цирконію.

Оцінювання хімічного складу дослідного сплаву показало, що він відповідає вимогам ОСТ 1 90013-81 до хімічного складу жароміцного сплаву VT8 (табл. 3.10).

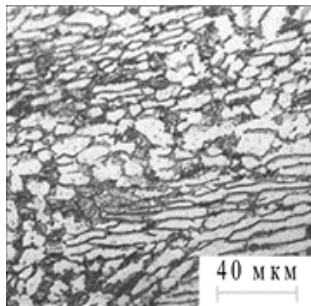
Вміст кисню й азоту в дослідному сплаві становив 0,207% і 0,018% і фактично наближався до таких для серійного сплаву VT8 згідно ОСТ 1 90013-81. Для повної відповідності необхідно застосовувати порошки титану з більш низьким вмістом кисню.

Дослідження мікроструктури серійного титанового сплаву VT8 дозволили встановити, що вона представляла собою субзерна α - і β -фаз із

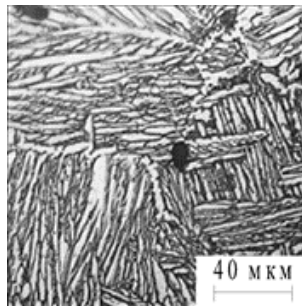
характерною для деформованого прутка сплаву ВТ8 текстурою деформації (рис. 3.17, а).

Таблиця 3.10 – Хімічний склад дослідного спеченого сплаву ВТ8

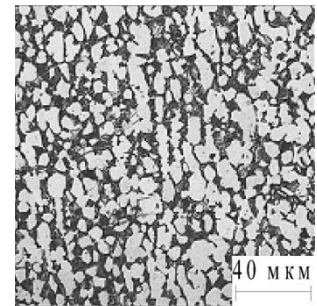
Основні компоненти, %					
Al	Mo	Sn	Si	Zr	
6,0	3,8	0,2	0,04	0,5	
Домішки, % не більше					
C	Fe	Cl	O	N	H
0,030	0,2	0,6	–	–	–



а



б



в

Рисунок 3.17 – Структура деформованого прутка зі сплаву ВТ8 (а), дослідного сплаву ВТ8 (б) і серійної лопатки компресора зі сплаву ВТ8 (в)

Металографічний аналіз мікроструктури дослідного спеченого сплаву ВТ8 показує, що вона представлена прошарками α -зерен в β -перетвореному зерні з облямівкою по границях зерна у вигляді дрібнопластинчастої α -фази (рис. 3.17, б). В об'ємі зразка дослідного сплаву були присутні закриті локально-розподілені залишкові пори.

Кількісний аналіз розмірів структурних елементів показав, що розмір зерен був більшим за розмір субзерен серійного сплаву ВТ8 на 40-50%. Така відмінність у розмірах структурних складових сплаву є очікуваною і обумовлена технологічними особливостями його отримання.

Враховуючи, що жароміцні титанові сплави типу VT8 застосовуються переважно для виготовлення лопаток компресора ГТД, одним із завдань дослідження було оцінювання відповідності структури синтезованого дослідного сплаву VT8 вимогам, пропонованим до структури лопаток нормативною документацією. Встановлено, що мікроструктури дослідних титанових сплавів VT8 (рис. 3.17, б) і прутка зі сплаву VT8 (рис. 3.17, а), застосовуваного для виготовлення серійних лопаток компресора ГТД, до деформаційної обробки не відповідають регламентованим (рис. 3.17, в).

Результати рентгенофазового аналізу дозволили підтвердити відповідність фазового складу дослідного сплаву VT8 серійному (рис. 3.18). Також було встановлено, що в дослідному сплаві присутні з'єднання оксиду титану Ti_2O .

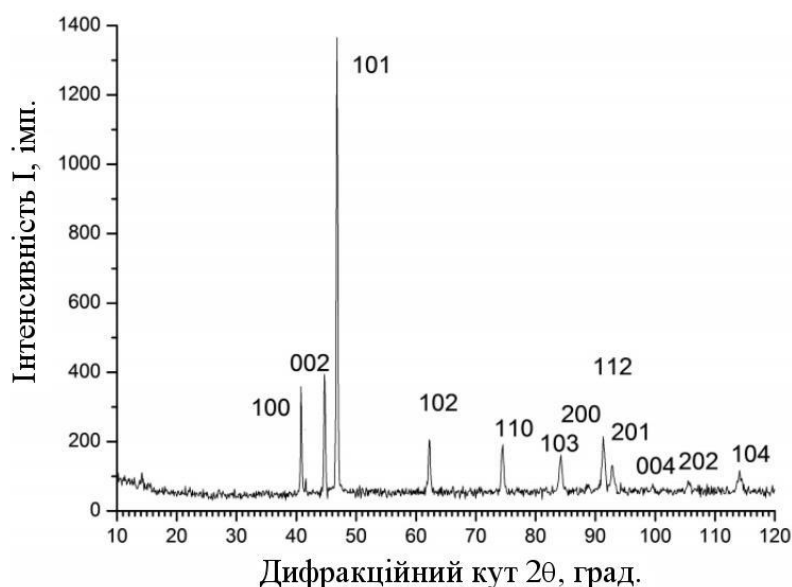
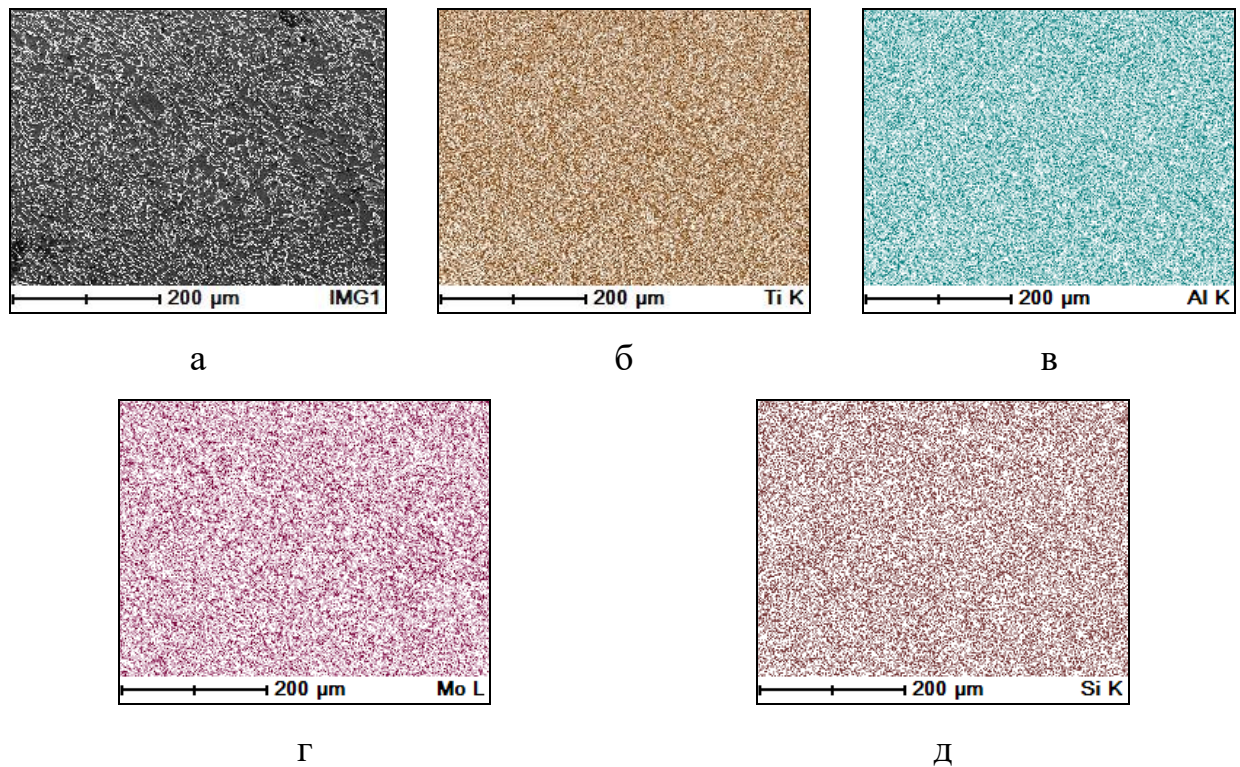


Рисунок 3.18 – Дифрактограма дослідного сплаву VT8 (Mo-випромінювання)

Хімічний склад дослідного сплаву після спікання за основними компонентами відповідає вимогам ОСТ 1 90013-81 до хімічного складу жароміцного сплаву VT8: 6,0% Al, 3,8% Mo, 0,2% Sn, 0,4% Si.

Для якісної оцінки розподілу легувальних елементів у структурі серійного й синтезованого дослідного сплавів проводили порівняльний

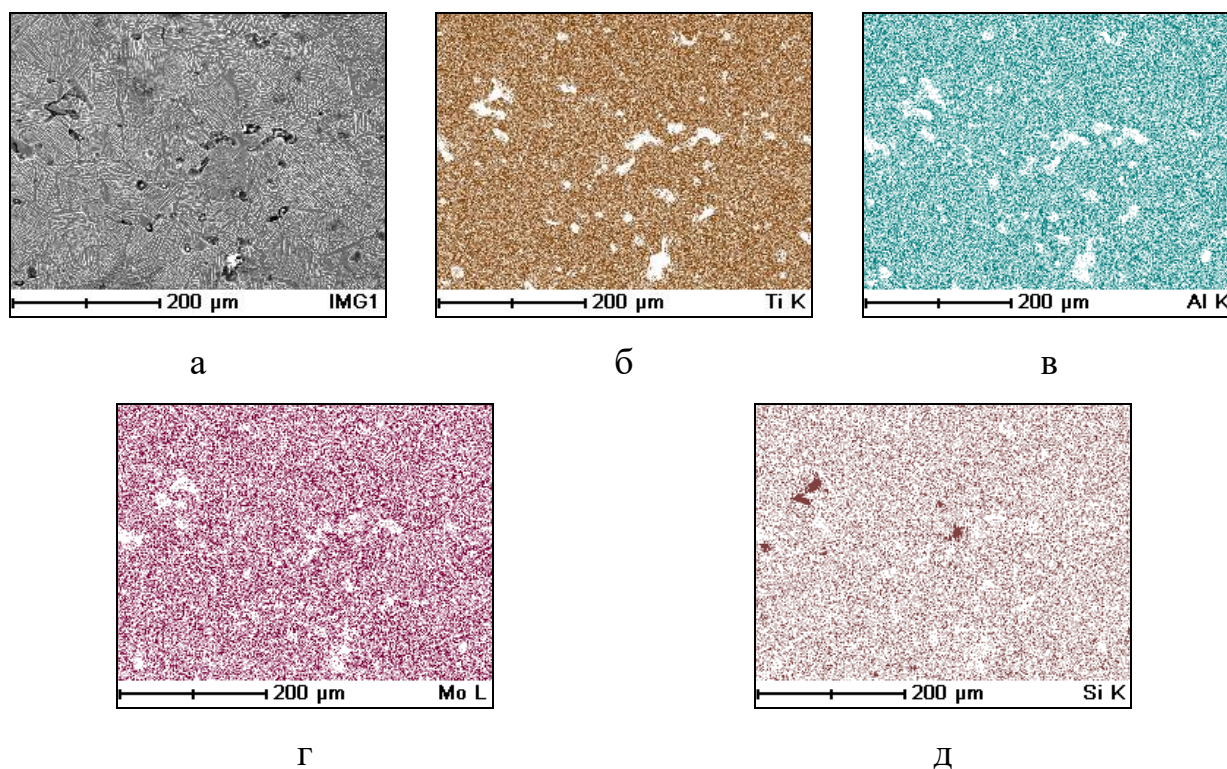
рентгеноспектральний мікроаналіз у режимі картування. Установлено, що в структурних складових серійного сплаву ВТ8 (рис. 3.19) легувальні елементи розподілені рівномірно, без вираженої структури зерна й міжзеренних границь.



а – мікроструктура; б – Ti; в – Al; г – Mo; д – Si

Рисунок 3.19 – Мікроструктура і карти розподілу легувальних елементів у серійному сплаві ВТ8

У дослідному сплаві типу ВТ8 (рис. 3.20) легувальні елементи розподілені менш рівномірно, знебарвлені ділянки вказують на залишкові пори. Незважаючи на досить рівномірний розподіл кремнію (рис. 3.20, д), відзначено кілька місць поблизу умовно великих пор, де його вміст підвищений. Розмір локацій кремнію становить близько 20 мкм, що в комплексі із залишковою пористістю може призводити до зниження рівня механічних властивостей сплаву.



а – мікроструктура; б – Ti; в – Al; г – Mo; д – Si

Рисунок 3.20 – Мікроструктура і карти розподілу легувальних елементів у дослідному сплаві BT8

Аналіз результатів вимірювань і їх статистичної обробки дозволив зробити висновок про відповідність хімічного складу дослідного сплаву вимогам ОСТ 1 90013-81. Результати рентгенофазового аналізу підтвердили присутність α - і β -фаз у структурі дослідного сплаву.

Розподіл хімічних елементів у структурних складових сплаву визначався їх розчинністю у фазах. Так, алюміній в основному є присутнім в α -фазі у той час, як молібден – в β -фазі. Аналогічні закономірності властиві іншим елементам, вміст яких у дослідному сплаві не перевищував 1%. Аналіз середньоквадратичних відхилень вмісту легувальних елементів у дослідному й серійному сплавах показав (табл. 3.11), що застосування дослідної технології поліщило гомогенність розподілу ряду легувальних елементів (алюмінію й молібдену) в 2,2 раза.

Таблиця 3.11 – Вміст легувальних елементів в різних точках зразків сплаву VT8, отриманого за серійною і дослідною технологіями

Технологія отримання	Вміст елемента, %				
	Ti	Al	Mo	Sn	Si
Серійна (пруток для лопаток ГТД)	<u>91,32</u>	<u>4,38</u>	<u>3,77</u>	<u>0,44</u>	<u>0,42</u>
	2,87	1,65	4,73	0,32	0,31
Дослідна (спікання порошкової суміші)	<u>90,68</u>	<u>3,95</u>	<u>3,7</u>	<u>0,41</u>	<u>0,34</u>
	2,68	0,75	2,20	0,46	0,16

Примітка: Над ризкою середнє значення параметра, під ризкою – середньоквадратичне відхилення.

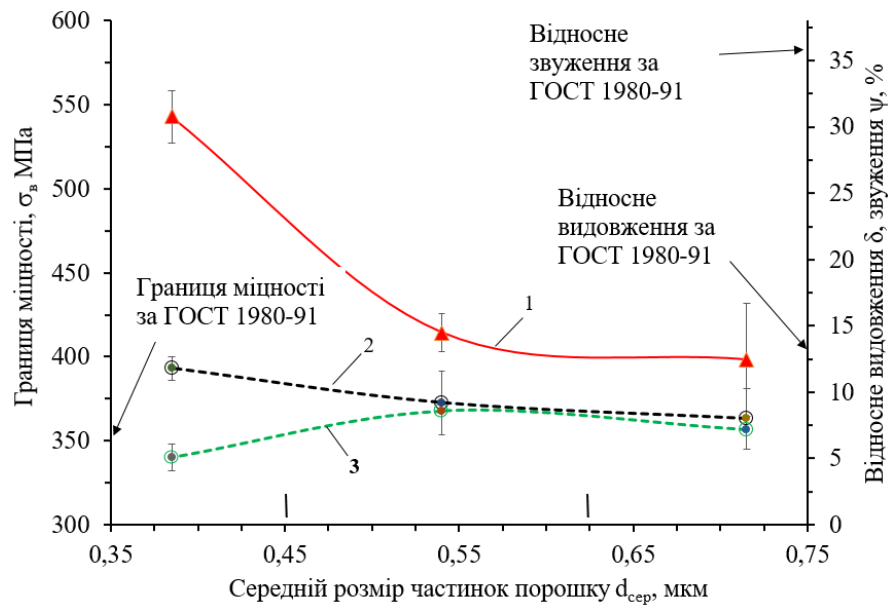
Для оцінювання стабільності хімічного й фазового складу твердої фази дослідного сплаву було досліджено мікротвердість у чотирьох різних зонах поперечного перерізу робочої зони зразка для розтягування. Вимірювання показали, що середнє значення мікротвердості в різних зонах становило 3010 ± 497 МПа. Максимальне значення мікротвердості становило 3680 ± 128 МПа, мінімальне – 1990 ± 206 МПа. Враховуючи, що розмір відбитків індентора значно перевищував розмір часток α - і β -фаз як у серійному, так і в дослідному сплавах, можна припускати, що статистично значущі відмінності мікротвердості в різних точках також свідчать про хімічну й структурну неоднорідності дослідного сплаву. Імовірно, значному підвищенню мікротвердості в локальних областях твердої фази можуть сприяти пересичення легувальними елементами, а також наявність оксидів титану. Наступні операції термічного впливу й обробки тиском, передбачені технологічним процесом виготовлення лопаток компресора, імовірно, будуть сприяти підвищенню мікротвердості дослідного сплаву, однак необхідний комплекс заходів щодо гомогенізації його хімічного складу.

Вивчення складу, структури й властивостей дослідного сплаву VT8 показало, що методами ПМ можливо отримувати спечені заготовки сплаву VT8. При цьому їх хімічний склад визначається співвідношенням порошків титану й легувальних елементів і відповідає вимогам, зазначеним до

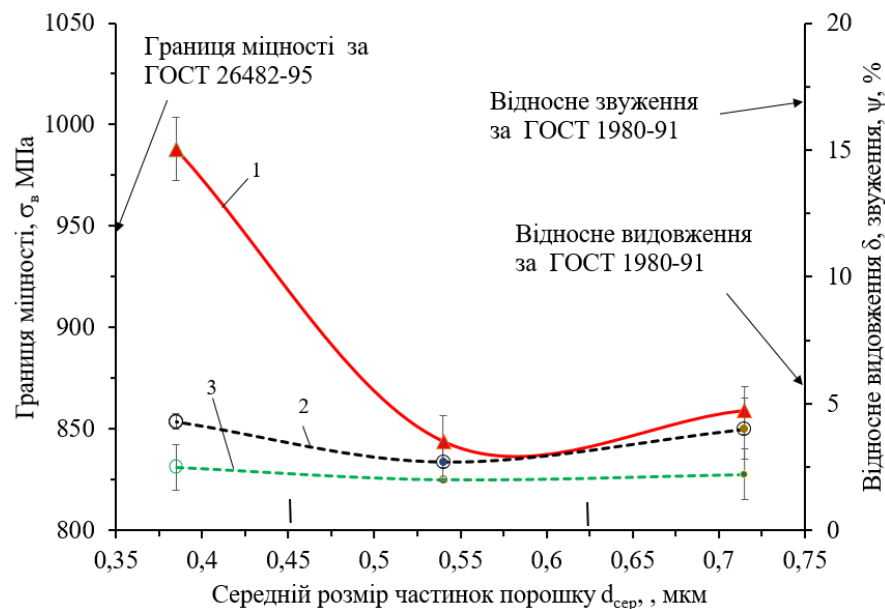
хімічного складу серійного сплаву. Режими пресування й вакуумного спікання забезпечують протікання дифузійних процесів і розподіл легувальних елементів за всім перерізом зразків. У зразках спостерігаються зерна як α -, так і β -фази, однак їх кількісне співвідношення вимагає подальшого уточнення. Основними відмінностями дослідного сплаву від серійного VT8 є розміри зерен і наявність пор, що призводить до зниження міцності й пластичності. Причиною зниження пластичності сплаву, імовірно, поряд з порами, є присутність оксидів титану й ліквіація кремнію.

Для оцінювання впливу розміру частинок порошку титану на механічні характеристики синтезованих сплавів були визначені характеристики міцності, пластичності, щільності й пористості трьох партій дослідних зразків. Порошок основи (титану) залежно від розміру частинок був умовно розділений на три категорії: дрібний (40...200 мкм), великий (200...400 мкм) і порошок без розсіву, у стані поставки (40...400 мкм).

Аналіз механічних властивостей зразків показав (рис. 3.21), що для дослідних сплавів, що відповідають за хімічним складом сплавам VT1-0 і VT8, закономірності зміни характеристик міцності й пластичності залежно від розміру частинок основи аналогічні. Максимальні значення твердості, границі міцності й пластичності мали зразки, синтезовані з порошків титану дрібної фракції.



а

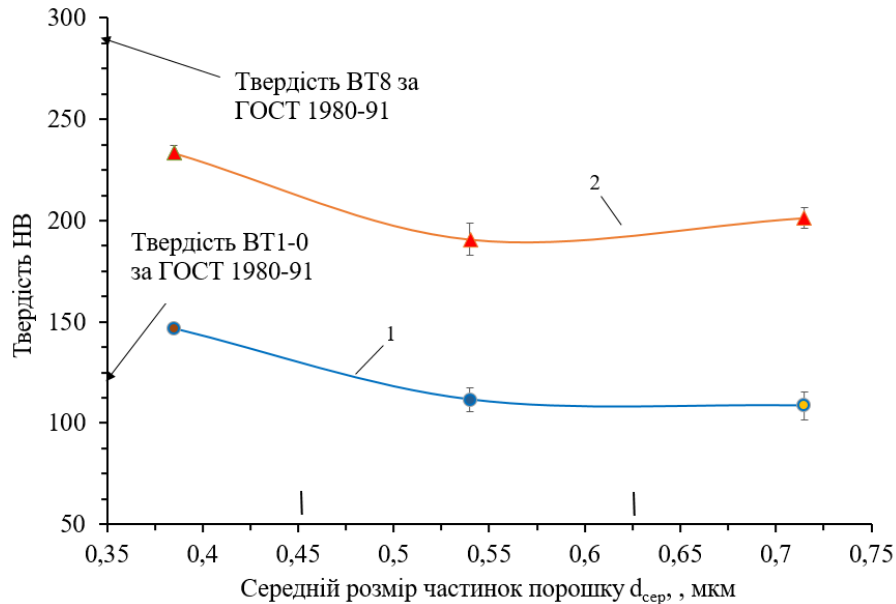


б

1 – границя міцності; 2 – відносне видовження; 3 – відносне звуження
 Рисунок 3.21 – Залежності механічних характеристик дослідного сплаву
 VT1-0 (а) та VT8 (б) від середнього розміру частинок порошку

Аналіз закономірностей зміни твердості дослідних сплавів показує, що вони мають аналогічний характер (рис. 3.22). Враховуючи, що твердість в обох випадках зменшується зі збільшенням розміру частинок основи порошкової суміші, можна припускати, що основний вплив на неї виявляє

морфологія порового простору. Однакові збільшення твердості вказують на те, що ефект зміцнення більшою мірою обумовлений усуненням пористості, а не зміцненням твердої фази.



1 – сплав ВТ1-0; 2 – сплав ВТ8

Рисунок 3.22 – Залежність твердості дослідного сплаву від середнього розміру частинок порошку

Враховуючи, що хімічний склад вихідного порошку титану не змінювався, а, отже, він не міг виявляти впливу на зміну властивостей сплаву, можна припускати, що вони обумовлені зміною розміру частинок порошкової суміші. Так, результати випробувань показують, що зменшення розмірів частинок призводять до збільшення твердості й міцності, практично не виявляючи впливу на характеристики пластичності сплавів. Імовірно, дана закономірність пов'язана з особливостями морфології порового простору, що формується на етапі компактування й спікання.

При однаковому значенні загальної пористості в сплаві з порошків більш крупної фракції формуються великі пори, загальна кількість яких менша, ніж у сплаві з порошків дрібних фракцій (табл. 3.12).

Таблиця 3.12 – Параметри порового простору сплаву VT1-0

Розмір частинок порошкової суміші	Об'ємна частка пор, %	Розмір пор, мкм
дрібний (40...200 мкм)	7...9	18...70
великий (200...400 мкм)	10...12	50...100
нерозсіяний, у стані постачання (40...400 мкм)	15...16	70...120

Аналіз результатів механічних випробувань показав, що максимальні характеристики міцності нелегованих і легованих сплавів спостерігаються при використанні порошкової суміші, основаної на порошках дрібних фракцій. При цьому зміна характеристик пластичності сплавів порівняна з величиною статистичної помилки їх визначення. Це дозволяє стверджувати, що розмір частинок основи порошкової суміші не виявляє істотного впливу на характеристики пластичності дослідного сплаву типу VT8.

Таким чином, аналіз установлених закономірностей зміни механічних характеристик дослідних сплавів, а також їх структури показує, що без проведення додаткової термомеханічної обробки вони не відповідають вимогам до сплаву VT8, що застосовується для виготовлення лопаток компресора ГТД. Розмір частинок основи порошкової суміші виявляє статистично значущий вплив на зміну границі міцності й твердості, однак їх величина незалежно від розміру порошоків лежить нижче границі, обумовленої нормативними документами.

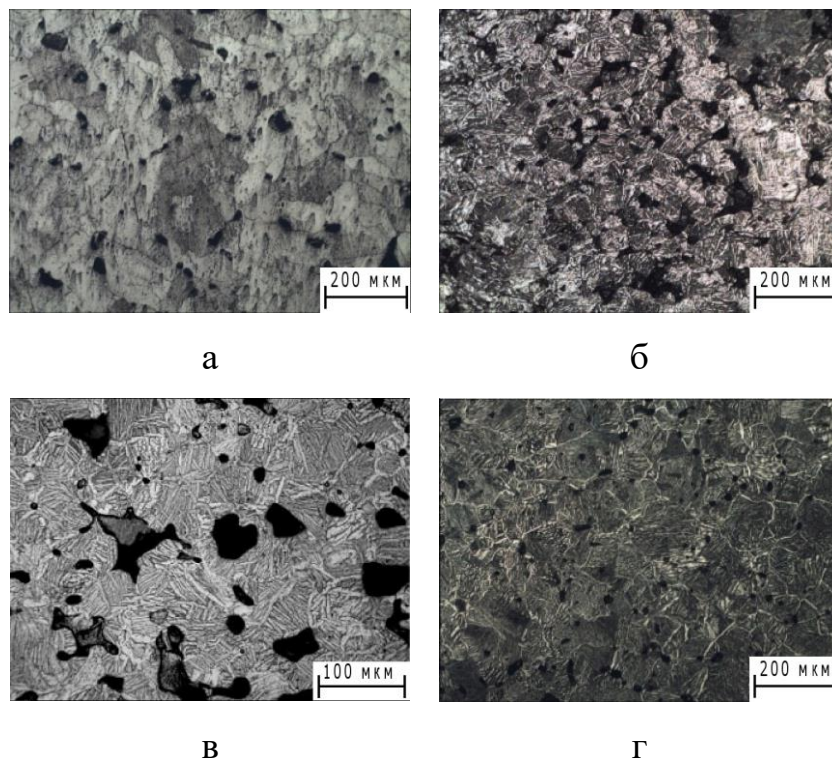
Результати досліджень викладено в роботах [212, 213].

3.5 Оцінювання впливу пористості на міцність лопаток ГТД

Оцінювання гранично допустимих розмірів і форми пор, а також величини пористості спечених титанових сплавів, при яких забезпечуються

запас міцності й імовірність неруйнування лопаток компресора ГТД відповідно до нормативних вимог, є важливим етапом аналізу можливості їх застосування. Для цього були вирішені завдання, пов'язані з розробкою й апробацією моделі впливу параметрів порового простору й пористості спечених сплавів на витривалість гладких зразків, визначення границі витривалості натурних лопаток компресора, моделювання їх міцнісної надійності.

Пори в різних спечених титанових сплавах, синтезованих з порошкових сумішей на основі порошку титану ПТ5, отриманого шляхом механічного розмелювання губки титанової (рис. 3.23), мають переважно неправильну форму, що значно відрізняється від сферичної.



а – сплав ВТ1-0; б – сплав 2М2А; в – сплав ВТ6; г – сплав ВТ8

Рисунок 3.23 – Мікроструктура спечених титанових сплавів

Виходячи із цього, можна припустити, що прийнятий у роботах [43, 56, 57, 58] підхід до оцінювання границі витривалості виготовлених з них деталей не може забезпечувати отримання достовірних результатів. Крім

морфології порового простору спечені сплави характеризуються величиною загальної пористості, що визначає співвідношення твердої фази й порового простору. Так як розмір і форма пор, а також пористість є незалежними одна від одної величинами, імовірно, вони впливають на міцність при циклічних навантаженнях і повинні бути враховані при оцінці границі витривалості. При цьому механізм впливу на втому зазначених параметрів різний. Так, збільшення пористості сплаву підвищує імовірність потрапляння пор у площину деформації зразка при вигині, а відхилення форми пор від сферичної сприяє збільшенню величини коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН). При цьому, враховуючи різноманіття форм пор у зразку, оцінити ступінь їх впливу на зміну границі витривалості шляхом безпосереднього розрахунку КІН неможливо.

Для оцінювання впливу ступеня розгалуженості границь пор на витривалість використовували параметр фрактальної розмірності поверхні. У ряді робіт [170, 214, 215] показано, що безрозмірний параметр F_D , що визначає фрактальну розмірність поверхні некомпактних матеріалів, однозначно описує особливості морфології їх порового простору. Досліджуючи розрахункову величину фрактальної розмірності пор штучної форми (рис. 3.24, табл. 3.13), можна бачити, що параметр F_D добре корелює з особливістю форми пор.

Найменше значення фрактальної розмірності спостерігається для круглої за перерізом пори №3, найбільше – для пори №20, що має найбільш розгалужені границі. Враховуючи, що фрактальна розмірність є масштабно-незалежною й безрозмірною величиною, вона може бути використана при оцінюванні границі витривалості спечених зразків. При цьому більшому значенню фрактальної розмірності поверхні шліфа зразка буде відповідати більша концентрація напружень і, як наслідок, більша величина КІН, що ініціюються порами, й менша границя витривалості.

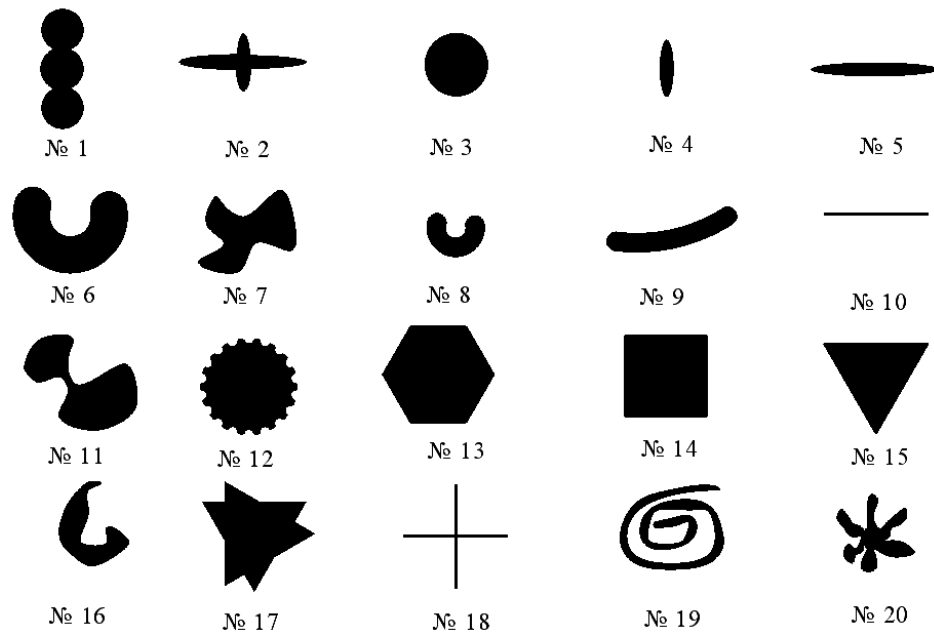


Рисунок 3.24 – Морфологія форми штучних пор

Таблиця 3.13 – Значення фрактальної розмірності для штучних пор (див. рис. 3.24).

№ пори	F_D	№ п\п	F_D	№ пори	F_D	№ пори	F_D
1	1,0540	6	1,0188	11	1,0378	16	1,0703
2	1,0759	7	1,0675	12	1,1291	17	1,0978
3	1,0133	8	1,0579	13	1,0148	18	1,0695
4	1,0650	9	1,0348	14	1,0261	19	1,0385
5	1,0571	10	1,0661	15	1,0461	20	1,2582

Вираз для оцінювання границі витривалості спечених зразків на основі підходів механіки руйнування, запропонований в роботі [43], з урахуванням особливостей морфології порового простору можна записати у вигляді:

$$\sigma_{-1} = \frac{\Delta K_{th\,eff}}{Y\sqrt{d \cdot F_D}}, \quad (3.9)$$

де σ_{-1} – границя витривалості гладкого зразка зі спеченого сплаву, МПа;

$\Delta K_{th\,eff}$ – розмах ефективного КІН компактного сплаву, МПа·м^{1/2};

Y – функція форми й умов навантаження;

d – лінійний розмір пор, мкм;

F_D – фрактальна розмірність порового простору.

Значення розмаху ефективного граничного КІН компактного зразка з досліджуваного сплаву у виразі (3.9) відбиває особливості поведінки при циклічному навантаженні твердої фази спеченого сплаву. Розмір пор визначає величину КІН, а коефіцієнт Y враховує геометричні розміри зразка й умови навантаження. Фрактальна розмірність F_D характеризує величину концентрації напружень залежно від форми пор.

Результати аналізу порового простору досліджених спечених заготовок дозволили встановити закономірності розподілу характеристик морфології пор і їх середні значення з урахуванням закону розподілу (рис. 3.25).

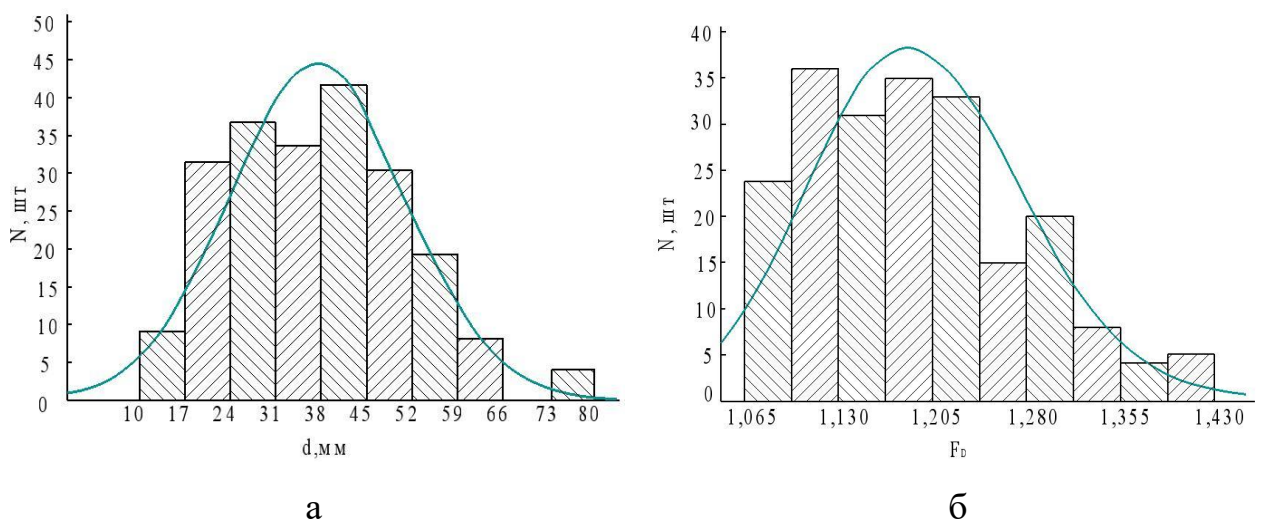


Рисунок 3.25 – Гістограми розподілу розмірів (а) і фрактальної розмірності (б) пор у спечених заготовках

Можна бачити (рис. 3.25, а), що розподіл розмірів пор добре підкоряється закону нормального розподілу. Це свідчить про випадковий характер спостережуваної величини. У той же час, значення фрактальної розмірності пор гірше відповідає нормальному закону розподілу (рис. 3.25, б), що свідчить про вплив на зазначену величину сторонніх

факторів. У випадку синтезу сплавів на основі порошку титану ПТ5, імовірно, на форму пор впливають особливості морфології частинок порошку, отриманого шляхом механічного розмелювання губки титанової [190].

Результати випробувань на втому партій зразків з різних спечених титанових сплавів показали задовільну збіжність експериментальних і розрахункових даних ($R=0,91$) (табл. 3.14).

Таблиця 3.14 – Характеристики порового простору і границі витривалості зразків зі спечених титанових сплавів

Сплав	$\Delta K_{th\,eff} 10^{-5}$, МПа·м ^{1/2}	d , мкм	θ , %	F_D	σ_{-1} , МПа (експеримент)	σ_{-1} , МПа (розрахунок)
BT6	1,89	10,0	1,0	1,07	350 [43]	300
BT6	1,84	36,3	12,7	1,1916	112	145
BT1-0	1,68	23,6	10,8	1,0121	155	175
BT1-0	1,68	12	8,6	1,0050	205	244
BT1-0	1,68	16	14,5	1,2143	165	192
BT1-0	1,68	12	4,5	1,1243	192	230
BT8	1,89	8,8	12	1,4567	236	265
BT8	1,89	12,1	6,6	1,3968	266	231

Згідно авіаційних правил, що визначають вимоги до норм льотної придатності ГТД [216], міцність лопаток оцінюється коефіцієнтом запасу. Для робочих лопаток компресора ГТД значення коефіцієнта запасу міцності у випадку, якщо в руйнівному циклі відбувається зростання змінних напружень, що характерно для умов руйнування лопаток компресора, можна визначити, використовуючи залежність [217, 218]:

$$n_a = \frac{\sigma_{-1} \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_b} \right) \beta \varepsilon}{K_\sigma \sigma_a}, \quad (3.10)$$

де σ_{-1} – границя витривалості гладких зразків при симетричному циклі навантаження, МПа;

σ_m – постійні напруження, МПа;

σ_b – границя міцності матеріалу, МПа;

K_σ – узагальнений коефіцієнт концентрації напружень;

β, ε – коефіцієнти, що враховують вплив корозії й масштабного фактора;

σ_a – амплітуда діючих змінних напружень у момент руйнування, МПа.

Для оцінювання границі витривалості проводили випробування на втому натурних лопаток, що пройшли повний технологічний цикл обробки. Ефективний коефіцієнт концентрації напружень, визначений як відношення границі витривалості натурних лопаток компресора до границі витривалості гладких компактних зразків, дозволяє враховувати особливості геометрії лопаток, якість поверхні й умови навантаження.

Для визначення границі витривалості компактних (безпористих) зразків виконували випробування на втому зразків зі сплаву ВТ8 за методикою, аналогічною випробуванню натурних лопаток компресора. Проведені дослідження показали, що для імовірності руйнування $P = 10\%$ розрахункове значення границі витривалості гладких зразків склало 625 МПа, серійних лопаток компресора – 486 МПа (табл. 3.15). При цьому розрахункове значення коефіцієнта K_σ становило 1,29.

Таблиця 3.15 – Результати випробувань на втому компактних зразків зі сплаву ВТ8 і натурних лопаток компресора ГТД

Параметри витривалості	Лопатки компресора	Зразки (компактні)
σ_{-1} , МПа	575	695
$S_{\sigma_{-1}}$, МПа	54,1	55,3
σ_{-1} ($p=10\%$), МПа	486	625
$u_{\sigma_{-1}}$	0,11	0.08

Оцінювання напружено-деформованого стану пера лопатки компресора від дії статичних навантажень виконували для умов роботи двигуна на землі. Розраховували дії статичних навантажень для максимальної частоти обертання ротора. Властивості матеріалу відповідали сплаву ВТ8. Максимальна величина напружень від дії статичних навантажень спостерігалася в прикомлевій зоні пера й становила 260 МПа.

Значення змінних напружень, а також коефіцієнти варіації експлуатаційних напружень визначали за результатами тензометрування лопаток на натурному компресорі підприємством-виробником двигуна. Величина змінних напружень при штатному режимі роботи компресора становила 64 МПа при коефіцієнті варіації 0,3. У випадку виникнення надзвичайного режиму роботи компресора (помпажа, перехідних режимів) величина змінних напружень досягала рівня 140 МПа.

Оскільки узагальнений коефіцієнт концентрації напружень K_{σ} був визначений шляхом порівняння границі витривалості зразків і натурних лопаток компресора, значення коефіцієнтів β і ε прийнято рівним 1.

Наявність пор у спечених сплавах призводить до зміни їх фізичних і механічних властивостей, що необхідно враховувати при оцінці міцності виготовлених з них лопаток. Так, зміна пористості матеріалу лопаток призводить до зміни модуля пружності матеріалу, а, отже, діючих постійних і змінних напружень, границі міцності. Враховуючи, що збільшення

пористості матеріалу призводить до пропорційної зміни площі поперечного перерізу деталі, а також практичне обмеження пористості спечених титанових сплавів на рівні 7...10%, можна прийняти лінійну залежність границі міцності й діючих напружень у лопатці від пористості матеріалу. У цьому випадку зменшення площі поперечного перерізу пера лопатки, пов'язане з наявністю пор, буде призводити до пропорційного росту напружень. У той же час зменшення площі перерізу при незмінній міцності твердої фази спеченого сплаву буде призводити до пропорційного зменшення границі міцності

$$\sigma_b^n = \sigma_b^c(1 - \theta), \quad \sigma_m^n = \sigma_m^c(1 + \theta), \quad \sigma_a^n = \sigma_a^c(1 + \theta) \quad (3.11)$$

де індекс n відноситься до некомпактного матеріалу (спеченим сплавам), індекс c – до компактного (сплавам у литому або деформованому стані).

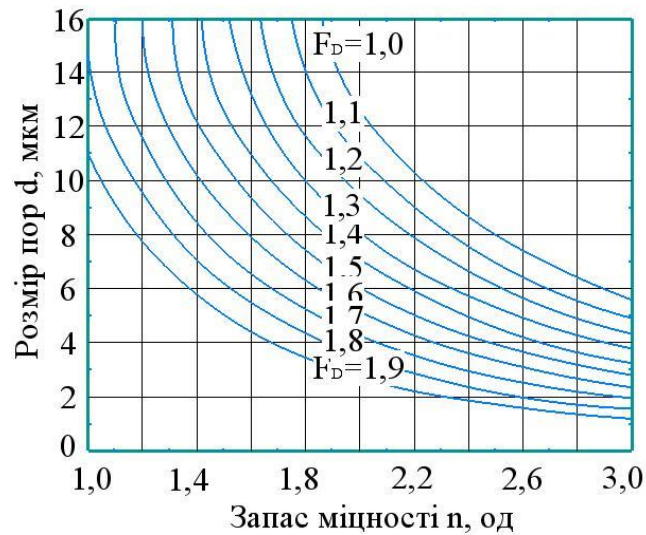
Оцінюючи вплив параметрів порового простору матеріалу лопаток на їх характеристики міцності при циклічному навантаженні, слід зазначити відмінності в природі їх впливу. Так, розмір пор і фрактальна розмірність порового простору є факторами, які визначають внутрішній напружений стан матеріалу, що й виявляють прямий вплив на границю витривалості. У той же час значення пористості матеріалу визначає імовірність потрапляння пори на поверхню зразка, у зону дії максимальних напружень, при якій вона є ініціатором початку руйнування від втоми. Таким чином, пористість не виявляє прямого впливу на границю витривалості й визначає імовірність руйнування лопаток, виявляючи вплив лише на коефіцієнт її варіації. На запас міцності при циклічних навантаженнях відповідно до виразу (3.11), а також враховуючи зниження модуля пружності, характерне для некомпактних матеріалів, значення пористості впливає шляхом зміни напружено-деформованого стану пера лопатки й граничних характеристик матеріалу при статичних навантаженнях.

З урахуванням залежностей (3.9), (3.10) і (3.11) вираз для розрахунків запасу міцності лопаток компресора зі спечених сплавів за змінними напруженнями може бути записаний у вигляді:

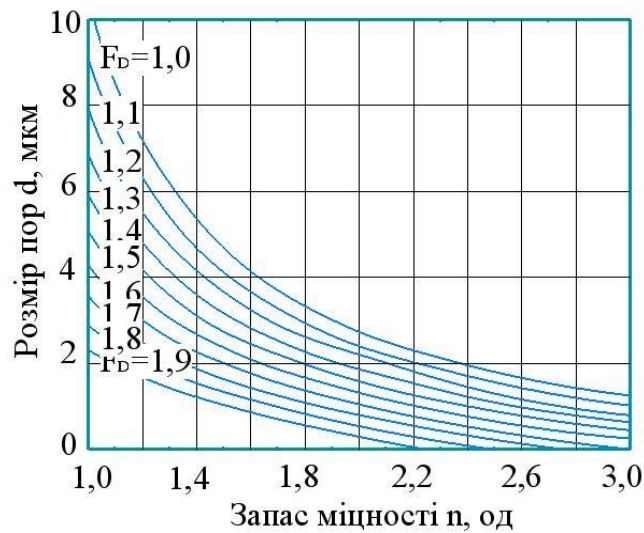
$$n_a(d, \theta, F_D) = \frac{\Delta K_{theff} \cdot \beta \cdot \varepsilon \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m^c}{\sigma_b^c}\right)}{Y \cdot K_\sigma \cdot \sigma_a^c (1 - \theta) \cdot F_D \cdot \sqrt{d}} \quad (3.12)$$

Для оцінювання впливу лінійного розміру пор на запас міцності значення всіх параметрів, що входять у вираз (3.12), прийнято постійними й незалежними від наявності пор. Таке допущення слушне при незначній величині пористості, при якій поровий простір незначно послаблює переріз лопаток. Дослідження порового простору спечених титанових сплавів дозволили встановити, що залежно від якості застосовуваного порошку титану й легувальних елементів, а також режимів компактування й консолідації значення фрактальної розмірності для них може перебувати в діапазоні $F_D=1,01 \dots 1,76$.

Аналіз залежності запасу міцності лопаток від величини лінійного розміру пор для різних значень фрактальної розмірності порового простору показує (рис. 3.26), що при пористості 5% і допустимому запасі міцності лопаток $|n_a|=1,8$, гранично допустимий розмір пор на поверхні пера лопаток при штатному режимі роботи компресора становить 15...16 мкм при $F_D=1,0 \dots 1,1$ (сферичні пори) і 5...6 мкм при $F_D=1,7 \dots 1,8$ (рис. 3.26, а). У випадку виникнення надзвичайного режиму роботи компресора руйнування лопаток не відбудеться при наявності пор сферичної форми, розмір яких не перевищує 3...3,5 мкм і до 1 мкм при наявності на поверхні пера пор з розгалуженими границями (рис. 3.22, б).



а



б

а – штатний режим роботи; б – надзвичайний режим роботи компресора

Рисунок 3.26 – Залежності запасу міцності лопаток компресора ГТД від лінійного розміру пор і фрактальної розмірності порового простору ($\theta = 5\%$)

Відомо, що процеси втомного ушкодження, умови виникнення й поширення тріщин під дією циклічного навантаження носять випадковий характер, тому що тісно зв'язані зі структурною неоднорідністю матеріалів і локальним характером руйнування в мікро- і макрооб'ємах. Імовірнісний характер руйнування властивий некомпактним матеріалам і у зв'язку з наявністю пор. У зв'язку із цим статистичний аналіз і інтерпретація втомних властивостей матеріалів і несучої здатності елементів конструкцій дозволяє

відбити їх імовірнісну природу, що є основним фактором надійності виробів в умовах тривалої служби [219].

Імовірність руйнування лопаток компресора визначали за умови регулярного навантаження в процесі експлуатації. Було прийнято допущення про сталість закону зміни напружень у часі з періодом, що відповідають одному циклу, при незмінності в часі характеристик циклу напружень. Імовірнісне трактування умов міцності лопаток при регулярній змінній напруженості ґрунтується на статистичному оцінюванні можливих випадкових відхилень амплітуди експлуатаційних змінних напружень і величини границі витривалості.

Модель руйнування лопаток в імовірнісному аспекті у випадку, коли розподіл границі витривалості й амплітуд змінних експлуатаційних напружень підкоряється нормальному закону розподілу й вони незалежні одна від одної, прийнято у вигляді [218]:

$$u_p(n, \theta) = \frac{1 - n}{\sqrt{n^2 \cdot u_{\sigma_{-1}}^2(\theta) + u_{\sigma_a}^2}}, \quad (3.13)$$

де u_p –квантиль, відповідний до імовірності руйнування P , при пористості θ ;

n – запас міцності за змінними напруженнями;

$u_{\sigma_{-1}}$ – коефіцієнт варіації границі витривалості залежно від пористості;

u_{σ_a} – коефіцієнт варіації експлуатаційних напружень.

Коефіцієнт варіації границі витривалості визначали за результатами випробувань партії однотипних зразків, що мають пористість θ . Для виключення впливу інших характеристик порового простору випробовували партії зразків, середній розмір пор, фрактальна розмірність порового простору яких відрізнялися незначно.

Експериментально встановлена функція залежності коефіцієнта варіації границі витривалості спечених зразків від пористості має вигляд:

$$u_{\sigma_{-1}}(\theta) = 7 \cdot 10^{-4} \cdot \theta^2 + 2,6 \cdot 10^{-2} \cdot \theta + 0,1 \quad (3.14)$$

Наявність точки перегину кривої, що описується рівнянням (3.14), свідчить про дію різних механізмів при різній величині пористості спеченого сплаву. У діапазоні $\theta = 0 \dots 14\%$ коефіцієнт варіації границі витривалості зі збільшенням пористості зростає. Це може пояснюватися збільшенням імовірності наявності пор на поверхні зразка в зоні дії максимальних напружень конструктивного концентратора напружень зразка. Подальше збільшення пористості супроводжується зниженням коефіцієнта варіації границі витривалості, що пов'язано з великою імовірністю наявності пор у поверхневому шарі в зоні концентратора напружень. Значення коефіцієнта варіації експлуатаційних напружень, пов'язаних з відхиленням від штатних режимів роботи для дозвукового компресора ГТД, що експлуатується на цивільних літальних апаратах, прийняте $u_{\sigma_a} = 0,3$ [220].

Аналіз залежностей імовірності неруйнування лопаток ГТД від запасу міцності й пористості показує, що забезпечення необхідною нормативною документацією імовірності неруйнування $P=0,9$ для $|n_a|=1,8$ можливо при пористості пера не більшій за 2,5 % (рис. 3.27).

Дослідження встановлених закономірностей дозволили зробити висновки про вплив розміру й форми пор, а також пористості сплаву на запас міцності. Це дозволило встановити їх граничні допустимі значення, при яких забезпечується рівень міцнісної надійності лопаток, відповідний до нормативної документації.

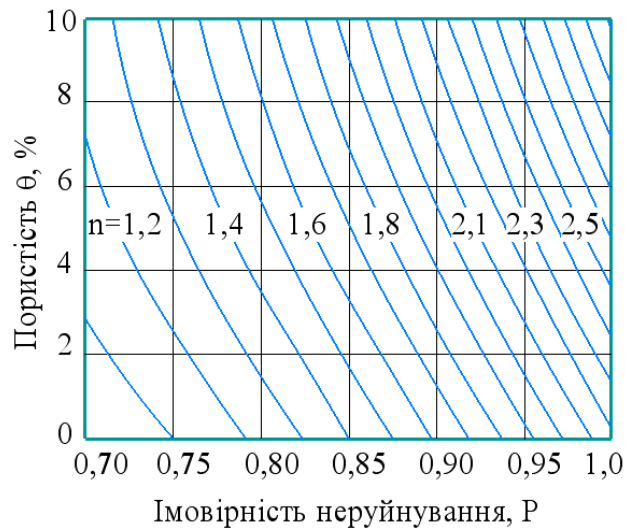


Рисунок 3.27 – Залежність імовірності неруйнування лопаток компресора ГТД від пористості й запасу міцності

Встановлено, що на запас міцності лопаток компресора зі спечених титанових сплавів впливає розмір пор і фрактальна розмірність порового простору. Для лопаток компресора I-го ступеня ГТД сімейства ТВЗ-117 гранично допустимий розмір сферичних пор на поверхні пера при штатному режимі роботи компресора становить 15...16 мкм і 5...6 мкм для пор з розгалуженими границями. При надзвичайному режимі роботи компресора, що супроводжується збільшенням амплітуди змінних напружень у лопатках, допустимий запас міцності забезпечується при наявності сферичних пор, розмір яких не перевищує 3...3,5 мкм, і несферичних пор величиною до 1 мкм. При цьому імовірність неруйнування лопаток на рівні 0,9 при запасі міцності 1,8 забезпечується при пористості сплаву не більшій за 2,5%.

Результати досліджень викладено в роботі [221].

3.6 Висновки до розділу 3

1. Серійні порошки титану ПТ5 (ТУ У14-10-026-98) за вмістом металевих і газових домішок задовольняють вимоги для виробництва на їх основі складнолегованих титанових сплавів типу ВТ8.

2. При тиску пресування порошкової суміші більше 620...640 МПа подальше вакуумне спікання пресовок призводить до формування закритих пор і збільшення геометричних розмірів пресовок за рахунок появи вторинної пористості. Пресування при більш низьких тисках сприяє формуванню відкритої пористості, що забезпечує підвищення щільності при спіканні й усадці пресовок. Явища, що протікають у пресовках, отриманих при великому тиску пресування, в процесі спікання не дозволяють отримувати заготовки зі 100% удаваною щільністю.

3. Мінімальне значення пористості пресовки діаметром 40 мм і висотою 70 мм після однобічного пресування при тиску 700 МПа й спікання при температурі 1250°C протягом 2,5 год спостерігається в центральній верхній частині й становить 4,5 %. Максимальна пористість спостерігається в нижній частині в периферійній зоні й становить 20,2 %. Середнє значення пористості становить 8,8 %, що свідчить про наявність переважно закритих пор.

4. На підставі дослідження й аналізу шляхів газонасичення спечених титанових сплавів азотом і киснем, синтезованих з порошків титану шляхом холодного пресування, вакуумного спікання й наступної інтенсивної пластичної деформації ГЕ, встановлено, що незалежно від технології отримання порошків основний внесок у забруднення сплавів вносять гази, розчинені в частинках порошків. Сумарна гранична концентрація кисню в напівфабрикатах, отриманих з порошкових матеріалів із застосуванням ПД, не перевищує 0,14%, азоту – 0,017% незалежно від способу отримання порошків. Основну роль у забрудненні сплавів відіграє якість вихідної

сировини. Застосування порошків з малим вмістом домішок забезпечує вміст кисню та азоту в напівфабрикатах на рівні, що задовольняє вимоги ОСТ 190013-81.

5. Незалежно від розмірів частинок титану як основи порошкової суміші (40...400 мкм) хімічний склад синтезованих сплавів відповідає складу жароміцного титанового сплаву ВТ8 згідно ОСТ 190013–81. При цьому незалежно від розміру частинок технологія синтезу сплавів шляхом холодного пресування й вакуумного спікання не дозволяє отримувати компактні (безпористі) напівфабрикати. Незалежно від розмірів частинок основи порошкової суміші (40...400 мкм) характеристики міцності, пластичності й твердості дослідного сплаву типу ВТ8 не задовольняють вимоги ОСТ 90002-70 і ОСТ 90006-70, що визначають дані характеристики для прутків і заготовок лопаток ГТД. Для підвищення рівня міцнісних властивостей необхідна реалізація комплексу заходів, спрямованих на усунення залишкової пористості й формування структури матеріалу лопаткового типу.

5. На підставі чисельного моделювання напружено-деформованого стану пера лопаток компресора ГТД і математичної моделі, що об'єднує параметри порового простору спечених сплавів на основі порошку ПТ5 із границею витривалості виготовлених з них лопаток, встановлено гранично допустимі розміри пор і загальну пористість. Запас міцності лопаток ГТД, виготовлених зі спечених заготовок, на рівні 1,5...1,8 та імовірність їх неруйнування 90% при надзвичайному режимі роботи компресора можуть бути забезпечені при пористості сплаву не більше ніж 2,5% та розміру пор не більшому ніж 1 мкм. Враховуючи, що середня пористість спечених заготовок складає 8...9%, вони потребують застосування процесів обробки тиском для її усунення.

РОЗДІЛ 4. РОЗВИТОК НАУКОВИХ ОСНОВ ОБРОБКИ ЗАГОТОВОК З ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ ТИСКОМ

4.1 Особливості обробки тиском порошкових заготовок

Відомо, що під компактними матеріалами розуміють метали і сплави, удавана щільність яких наближається до теоретичної. Іншими словами, вони не мають об'ємних макродефектів у вигляді пор, несучільностей, мікрофлокенів та ін. Відносно ГТД, до таких матеріалів відносять деформовані напівфабрикати сплавів або щільні виливки. Некомпактні матеріали, залежно від ступеня зв'язаності окремих складових, можуть бути представлені як порошкові або пористі тіла. Прикладом порошкових тіл є пресовки з порошків металів або стружки, пористі тіла – спечені пресовки або виливки з великою пористістю.

Відмінною рисою некомпактних матеріалів при пластичній деформації є одночасна реалізація процесів зміни як форми, так і об'єму. Можливість зміни об'єму в таких тілах реалізується за рахунок механізму закриття пор під впливом зовнішнього навантаження.

В свою чергу, одним з постулатів технології обробки металів ІПД є незмінність форми і об'єму заготовки. Вимоги до незмінності форми заготовки, що зазнає циклічної деформації, виникають з умов технологічної реалізації процесу ІПД. Так, багаторазове (звичайно в межах 3-7 циклів) деформування заготовок такими способами ІПД, як ГЕ і рівноканальне кутове пресування, забезпечується за рахунок сталості поперечного перерізу заготовки на кожному циклі деформування. А якщо ні, то реалізація ІПД, принаймні при сталості технологічного оснащення (гвинтової або кутової матриці) для кожного циклу деформації, стає неможливою.

Таким чином, ідеологія пластичного деформування некомпактних матеріалів вступає в суперечність з ідеологією технології ІПД на рівні технічної реалізації процесу. Сама по собі суперечність на такому рівні не є

непереборною причиною усунення залишкової пористості методами ПД, однак його наявність у відмінності від деформації компактних металів і сплавів вимагає особливих підходів при проєктуванні технології й технологічного оснащення для ПД некомпактних матеріалів.

Для успішної реалізації ПД заготовок з порошкових матеріалів необхідно розрізняти особливості їх структури і, як наслідок, поведінки при пластичному деформуванні. Так, відповідно до класифікації за способом отримання порошкові тіла отримують пресуванням порошків металів, вводячи при необхідності до складу шихти порошки легувальних елементів. Пористі тіла можуть бути отримані різними методами. Це можуть бути тіла з деформівних сплавів, у яких у результаті механічного, термічного або будь-якого іншого виду енергетичного впливу виникли дефекти у вигляді пор. Утворення великої кількості ливарних пор у виливках також є одним зі шляхів отримання пористих тіл. Пористими тілами можна вважати й порошкові тіла, піддані після пресування процесу консолідації спіканням.

Незалежно від технології отримання між порошковими й пористими тілами є принципові відмінності на структурному рівні. Так, порошкові тіла мають дефекти у вигляді пор, а також можуть мати дефекти у вигляді оксидних плівок, карбідів, включень фаз у різних агрегатних станах на поверхнях поділу мікрооб'ємів – частинок порошків. У тілах такого типу між порошинками відсутні металеві границі, є можливість реалізації механізму ковзання окремих мікрооб'ємів (частинок порошків) відносно один одного. Так, як зусилля, що діють на окремі частинки, сприяють початку активації дифузійних процесів, границі між ними є границями зрощування.

Пористі тіла мають дефекти у вигляді пор, однак у них, в результаті попередньої дії дифузійних процесів і процесів збірної рекристалізації, утворюються границі зерен, тобто так звані металеві границі. Наявність когерентного зв'язку між кристалічними ґратками окремих зерен ускладнює процес їх взаємного проковзування, призводить до того, що зовнішній механічний вплив на окремі зерна сприяє деформації, і пов'язаних із цим змін

у сусідніх зернах. Відмінності в будові порошкових і пористих тіл призводять до інших механізмів усунення залишкової пористості на етапі їх ШД.

Розглядаючи порошкові тіла, можна бачити, що процес усунення в них залишкової пористості (для таких тіл найбільше підходить термін «ущільнення») при пресуванні досить добре вивчений. Аналіз встановлених закономірностей ущільнення порошкових тіл пластичною деформацією дозволив виявити три характерні стадії ущільнення незалежно від методу прикладення навантаження. Принципова відмінність у стадіях ущільнення полягає в особливостях поведінки частинок порошоків. На першій стадії відбувається їх взаємне переміщення, провертання й інші форми акомодатії. Відсутність металевих границь між порошинками на цій стадії ущільнення відіграє першорядну роль. Кінець першої стадії ущільнення характеризується зменшенням рухливості окремих частинок аж до їх повної фіксації. На другій стадії зафіксовані порошинки деформуються пружно. Зниження пористості практично не відбувається. Початок третьої стадії спостерігається при досягненні в найбільш сприятливо орієнтованих, з погляду пластичної деформації частинках порошоків, граничного напруження. Під дією зовнішнього навантаження відбувається їх руйнування й наступний зсув, тобто спостерігаються процеси, аналогічні до першої стадії ущільнення. При досягненні граничного ступеня ущільнення порошкового тіла воно характеризується залишковими порами, а також дефектами на границях зрощування. Фізичні, механічні й спеціальні властивості таких тіл невисокі, і, таким чином, порошкові тіла не можуть бути застосовані для виготовлення навантажених деталей. Порошкові тіла найчастіше є проміжними заготовками для отримання пористих тіл. На цьому етапі для їх позначення найбільш прийнятний термін «пресовка».

Для подальшого підвищення комплексу їх властивостей необхідний зовнішній вплив, що сприяє дифузійним процесам і процесу збірної рекристалізації, утворенню окремих зерен і металевих границь. Найбільше

часто ці процеси протікають при наступному спіканні пресовок. У процесі спікання на поверхнях зрощування утворюються границі зерен, відбувається дифузія порошоків легувальних елементів углиб знов утворених зерен, їх гомогенізація. Розмір зерна збільшується, залишкова пористість знижується. Враховуючи, що спікання хоча й призводить до зниження залишкової пористості, але не забезпечує її повне усунення, порошоків тіла після спікання можна вважати пористими.

Пластична деформація пористих тіл має ряд принципових відмінностей від деформації порошоків тіл. По-перше, слід зазначити, що пористе тіло вже має металеві границі, що сформувалися (границі зерен). Як правило, в результаті впливу підвищеної температури і процесів збірної рекристалізації, які відбуваються під час спікання, розмір зерен, що сформувалися, значно перевищує розмір частинок порошоків у пресовці. В результаті, при прикладенні зовнішнього навантаження, за рахунок збільшеної концентрації напруження навантаження на кожне окреме зерно значно більше, ніж у випадку деформування порошоків заготовок. При пластичній деформації перша стадія ущільнення, характерна для деформації порошоків тіл, відсутня.

Саме по собі поняття закриття пори не означає усунення дефекту пористого тіла. У випадку закриття пори замість об'ємного дефекту у вигляді пори буде мати місце лінійний дефект у вигляді тріщини. Умовно, за характером утворення дефекту, його можна характеризувати як «пориста тріщина». У технічній літературі дефект такого роду називається флокеном. Їх присутність у заготовках і, як наслідок, у деталях суттєво знижує їх міцнісні властивості, особливо при повторно-змінних і динамічних навантаженнях.

Процес утворення пористих тріщин супроводжується зменшенням об'єму заготовки, що необхідно враховувати при проектуванні технології ПД з погляду заповнення каналу матриці й дотримання умови ізостатичного тиску. З появою пористої мікротріщини подальші цикли деформації можуть

призвести до повного руйнування заготовки у випадку досягнення поблизу її вершини КІН більше граничної величини. У випадку, якщо тріщина не розвивається, вона може бути присутня у заготовці. Таким чином, пористість заготовки зменшується, але її міцність, через наявність мікротріщин, буде незначною.

Очевидно, що на руйнування зразка в процесі ПД буде впливати вихідна геометрія пор (і пов'язана з цим геометрія мікротріщин), їх загальна кількість і особливості розподілу в заготовці, що деформується. При деформації заготовки, яка має вихідну пору, розмір якої перевищує деяку критичну величину, пориста тріщина, що утворилася, призведе до повного руйнування заготовки і, як наслідок, неможливості повторення циклів ПД. При вихідній порі малого розміру сам по собі КІН поблизу її вершини може бути недостатній для руйнування заготовки, однак слід враховувати взаємодію із сусідніми пористими тріщинами. При їх сприятливому орієнтуванні до напрямку діючих навантажень, а також близькому розташуванні утворені при закритті сусідніх пор пористі мікротріщини можуть поєднуватися в магістральну тріщину й призводити до руйнування заготовок. Таким чином, з погляду збереження цілісності заготовки для кожного його перерізу існує критичний розмір пор, а також їх гранично допустима концентрація.

Очевидно, що для практичного застосування технології ПД з метою зниження пористості, необхідно, щоб виконувалась не тільки умова закриття, але й відбувалося заліковування пор. Під заліковуванням пор у даному контексті необхідно розуміти їх закриття й утворення на її протилежних берегах (за аналогією з термінологією, застосовуваною до тріщин) міцної металевої границі. Таким чином, процес заліковування пори при ПД можна розділити на два етапи: закриття й утворення металевої границі між берегами тріщини (схоплювання).

Розглядаючи процес утворення металевої границі між берегами пористої тріщини, необхідно враховувати наступні передумови. Аналогом

процесу утворення металевої границі можуть бути процеси, що відбуваються при зварюванні у твердій фазі. Відомо, що такі процеси відбуваються без розплавлення матеріалу дифузійним шляхом. Для їх успішної реалізації необхідна комбінація трьох факторів: часу, температури й тиску на контактних поверхнях. У сукупності ці фактори мають адитивний внесок у процес і можуть бути представлені інтегральним показником енергії активації схоплювання тріщини. З вищенаведених міркувань випливає, що для успішного заліковування пори в пористому тілі при його ІПД необхідно, щоб коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН) на контурі пори перевищував граничну величину для її закриття, а енергія активації на контактних поверхнях пористої тріщини перевищувала мінімально необхідну енергію для її схоплювання.

Величина КІН може бути визначена з використанням чисельних методів розрахунків НДС. Очевидно, що більша величина КІН буде характерна для гострих пор, розташованих у найбільш навантаженій зоні заготовки. Мінімальна величина КІН буде спостерігатися для пор сферичної форми, розташованих поблизу нейтральної лінії заготовки. При оцінці КІН і можливості закриття пор необхідно також урахувати можливість не тільки їх перетворення в пористі тріщини, а також їх подальшого розвитку аж до повного руйнування заготовки.

З погляду закриття пор у процесі ІПД слід враховувати, що величина КІН на контурній поверхні пори визначається не тільки її морфологією, але й НДС. В свою чергу, НДС заготовок може контролюватися шляхом зміни схеми деформації, конструкції оснащення й рядом інших факторів. Так, наприклад, для ІПД методом гвинтової екструзії напружено-деформований стан заготовок визначається величиною прикладеного протитиску, формою заготовки, а також кутом закручення гвинтового каналу матриці.

З погляду оцінки мінімально необхідної енергії схоплювання берегів пористих тріщин необхідно враховувати наступне. Як уже було описано вище, схоплювання реалізується за дифузійним механізмом. Серед факторів,

що впливають на можливість його реалізації, більшу роль виявляють час і температура. З їх збільшенням швидкість протікання процесу дифузії зростає. Однак, з погляду технології ППД обидва фактори є практично некерованими. Так, враховуючи, що процес деформації реалізується на швидкісному гідравлічному або кривошипно-шатунному пресі, час одного циклу деформації для постійного перерізу заготовки не перевищує декількох секунд. Враховуючи, що технологія ППД допускає багаторазове, циклічне деформування заготовки, сумарний час впливу на одиничну мікротріщину в заготовці може бути суттєво більшим. Можна припустити, що поряд з контактним тиском час схоплювання берегів пористої мікротріщини є одним з основних факторів успішної реалізації механізму заліковування пор. Користуючись аналогією із процесами клинопресового зварювання, можна припустити, що сумарний час схоплювання тріщини при ППД є достатнім для реалізації трьох стадій зварювання: розвиток фізичного контакту (закриття пори), активація контактних поверхонь і об'ємна взаємодія.

Температура деформації, відповідно до ідеології технології ППД, має відповідати вузькому діапазону, у якому відбувається процес дроблення структурних складових без руйнування заготовки. Таким чином, фактором, відповідальним за реалізацію механізму заліковування пористої тріщини за дифузійним механізмом, є контактне навантаження на береги тріщини. Найбільш імовірними механізмами схоплювання берегів пористих тріщин є механізми, аналогічні зварюванню у твердій фазі: клинопресовому зварюванню, холодному зварюванню тиском (дифузійному зварюванню), а також зварюванню тертям. Імовірно, частка їх внеску у випадку заліковування пор при ППД буде залежати від конкретних умов розташування пори, її розмірів, НДС, температури й ряду інших факторів.

Заліковування пор в пористих тілах під час ППД є однією з основних, але не єдиною метою реалізації такого виду обробки заготовок. Як було описано вище, у процесі спікання пресовок відбуваються рекристалізаційні процеси, що призводять до істотного зростання зерна. Високі температури

спікання й час, необхідний для гомогенізації легувальних елементів дифузійним шляхом, збільшують цю проблему. У зв'язку із цим одним з немаловажних завдань, розв'язуваних на етапі наступної інтенсивної пластичної деформації пористих заготовок після спікання, є дроблення структурних елементів (зерен), подальший процес гомогенізації легувальних елементів і усунення їх лікваций. Із цих позицій до вибору температури й НДС пористих заготовок у процесі ПД можуть бути застосовані підходи, які вже добре вивчені та використовуються для формування СМК структури в компактних металах і сплавах. Із цього погляду напруження, що виникають у заготовці, мають бути достатніми для подрібнення структурних елементів, однак їх градієнт не повинен призводити до руйнування заготовки.

Виходячи з наведених вище міркувань, можна зробити висновок про те, що успішна реалізація технології усунення залишкової пористості порошкових заготовок методами ПД вимагає проведення оптимізації режимних параметрів на етапі їх інтенсивної пластичної деформації.

Аналіз і систематизація основних явищ, що відбуваються при деформаційній обробці некомпактних тіл, дозволили визначити основні завдання обробки тиском. Так, застосування ПД для заготовок з порошкових матеріалів з метою отримання економних, компактних сплавів, за рівнем властивостей відповідних деформівним, отриманим за технологією металургійного переділу, припускає розв'язок комплексу завдань: усунення залишкової пористості шляхом закриття пор; усунення дефектів, що виникають у матеріалі при закритті пор (флокенів) шляхом їх заварювання; гомогенізацію легувальних елементів шляхом активізації дифузійних процесів; дроблення структурних складових і підвищення комплексу властивостей шляхом формування СМК структури.

Таким чином, запорукою успішного застосування процесів ПД для отримання напівфабрикатів для заготовок деталей ГТД із порошкових матеріалів є пошук як оптимальних методів ОМТ, так і їх режимних параметрів.

4.2 Оцінювання ефективності методів обробки тиском заготовок з порошкових матеріалів

У теорії деформації розрізняють простий і чистий зсув, які відрізняються, у першому наближенні, тільки поворотом (рис. 4.1).

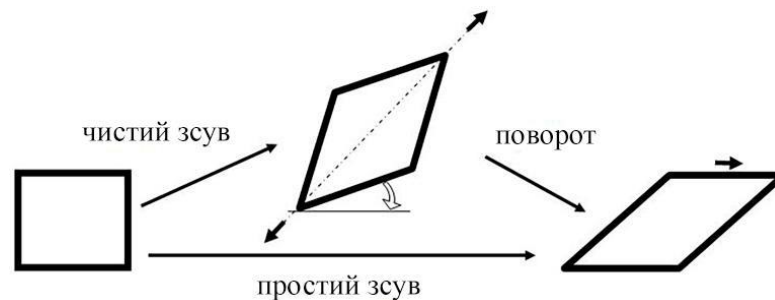


Рисунок 4.1 – Схеми деформації простим і чистим зсувом

Відповідно до одного з базових положень механіки суцільних середовищ – принципу матеріальної незалежності від системи відліку [222] – поворот не впливає на механічні властивості матеріалів. Звідси випливає, що зазначені схеми деформації не повинні впливати на метали. Однак експеримент показує, що при досить великих деформаціях це не так. Чистий зсув являє собою плоске подовження, яке реалізується, наприклад, при звичайній листовій прокатці. Простий же зсув характерний для таких процесів ІПД, як кручення під високим тиском, рівноканальне кутове пресування, гвинтова екструзія і т.д. Численні дослідження, більша частина яких виконана за останні двадцять років, вказують на те, що характер еволюції мікроструктур металів при ІПД і прокатці різний: у першому випадку утворюються фрагменти з набагато більшою часткою висококутових границь, ніж в іншому; при ІПД відбувається інтенсивне перемішування різних фаз на відміну від їх витягування при прокатці тощо. Наявна суперечність, яка потребує пояснення.

Розглянемо можливості методів обробки металів тиском і ІПД, зокрема

стосовно до заготовок з порошкових матеріалів. Класифікація типових методів ПД стосовно до суцільних металевих заготовок наведена в роботі [99].

Для обґрунтованого вибору шляхів досягнення основних цілей обробки заготовок з порошкових матеріалів тиском, видів технологічних операцій, зокрема, методів деформування порошкових заготовок, а також оптимізації технології деформування розроблена прикладна класифікація (рис. 4.2).

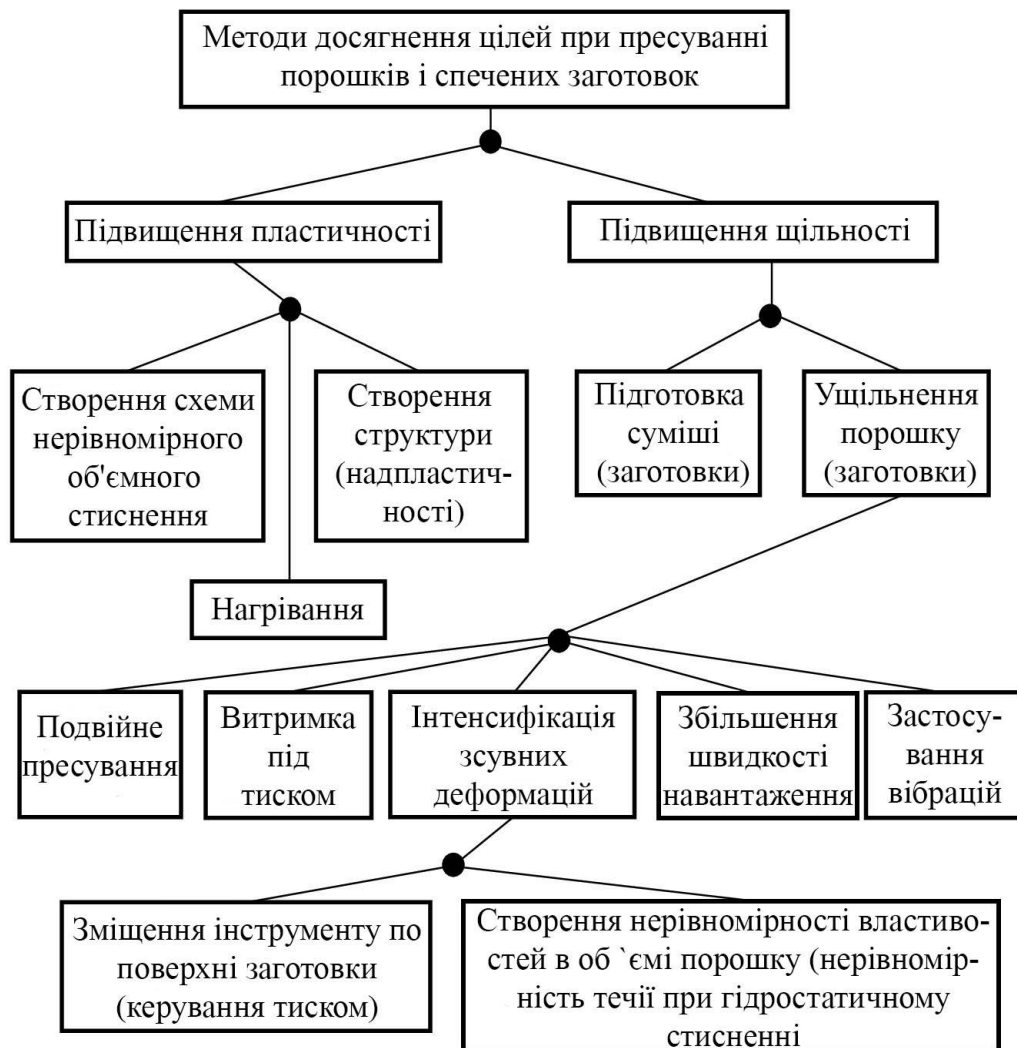


Рисунок 4.2 – Класифікація методів підвищення щільності й пластичності заготовок з порошкових матеріалів

В основу класифікації покладений принцип поділу технічних рішень за етапами вибору елементів технології: мета, яку передбачається досягти при

пластичній деформації порошкового матеріалу або заготовки, обмеження на технологічний процес і можливі схеми деформування, з яких здійснюється вибір. Наявність такої інформації дозволяє сформулювати правила вибору раціонального технологічного процесу деформування й забезпечити отримання якісних виробів з урахуванням усієї сукупності пропонованих вимог. При цьому моделювання процесу дозволяє отримати кількісну оцінку технологічних факторів.

Аналіз різних процесів отримання деталей конструкційного призначення з порошків показав, що основною метою обробки тиском у цьому випадку є отримання заготовок з мінімальною пористістю. Для цього порошкову заготовку, отриману із суміші порошкових компонентів, піддають спеціальним видам пластичного деформування з реалізацією схеми простого зсуву – ПД. За рахунок інтенсивних зсувних деформацій при обробці суттєво підвищують щільність матеріалу заготовки. Враховуючи, що щільність пов'язана з міцністю порошкових заготовок, ущільнення можна розглядати і як спосіб підвищення міцності. При цьому міцність при деформації підвищується як за рахунок усунення пор і дефектів типу флокенів (плоских тріщин), так і за рахунок формування СМК структури в об'ємі заготовки. Підвищенню рівня властивостей і зниженню величини їх розсіювання сприяє також спостережуване для деяких видів деформаційної обробки, наприклад гвинтової екструзії, явище гомогенізації, що призводить до усунення ліквациї легувальних елементів, властивої порошковим заготовкам.

Слід зазначити, що наявність пор знижує пластичність заготовок, тому для їх деформування без руйнування використовують методи, при яких в об'ємі заготовок реалізуються схеми всебічного рівномірного стиснення, а також нагрівання, що змінює механізм пластичної деформації, або їх комбінації.

Для підвищення щільності порошкових заготовок при пресуванні використовують ряд технологічних прийомів: подвійне пресування, витримка

під тиском та ін. У процесах ПД використовують активні сили тертя, що забезпечують усунення застійних зон і зниження навантажень на робочий інструмент.

Обмеження, що накладаються на процес деформації через метод деформування, визначають допустимі розміри й форму заготовки, а також застосовуване технологічне обладнання й оснащення. При цьому обмеження на розміри заготовки можуть бути продиктовані як особливостями процесу деформації, так і габаритами деталей, що виготовляються з них. Класифікація можливих технологічних схем реалізації процесу деформації порошкових заготовок дає можливість для вибору раціонального методу деформування, виходячи з наявності технологічного обладнання. Так, наприклад, порошкові заготовки після спікання можуть бути піддані деформації рівноканальним кутовим пресуванням, гідроекструзією, ГЕ, осадкою у штампі з послідовною зміною осей деформування тощо. Вибір параметрів для конкретної схеми повинен бути зроблений, виходячи з результатів моделювання поведінки заготовки в процесі деформування з накладенням обмежень.

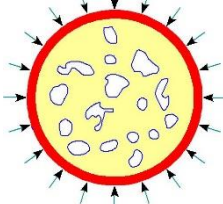
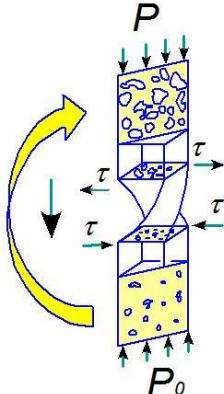
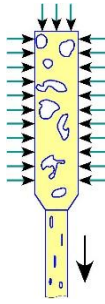
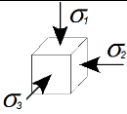
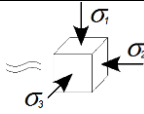
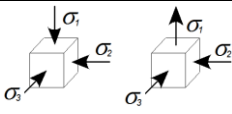
На основі аналізу розробленого класифікатора, з урахуванням особливостей об'єкта, для якого будуть виготовлені напівфабрикати, наприклад лопаток компресора ГТД, для подальшої практичної реалізації обрано метод деформації гвинтовою екструзією. Враховуючи вартість технологічного оснащення для ГЕ, оптимізацію умов деформації на початкових етапах найбільш раціонально виконувати шляхом чисельного моделювання із застосуванням CAE –систем.

Враховуючи особливість поведінки порошкових матеріалів у процесі ущільнення, моделювання їх деформації необхідно виконувати, ґрунтуючись на знанні поверхні плинності матеріалу. У цьому випадку з'являється можливість враховувати міцність зв'язку частинок порошку, що дозволяє моделювати обробку як неспечених пресовок, що мають досить низьку міцність, так і спечених заготовок. Альтернатива їх застосування досить неоднозначна. Так, використання пресовок призводить до необхідності

застосування захисної оболонки [69], що суттєво ускладнює технологічний процес. З іншого боку, операція спікання для титанових сплавів у вакуумі при температурі більшій за 1200°C суттєво збільшує витрати ресурсів. Моделювання поведінки порошкових заготовок дозволяє також виконати оптимізацію режимів обробки, забезпечуючи таку їх комбінацію, при якій заданий рівень гідростатичного тиску сприяє збереженню цілісності заготовки.

Аналіз умов ОМТ спечених сплавів показав, що їх реалізація можлива при збереженні в осередку деформації високого рівня гідростатичного компонента. Враховуючи цей факт, а також технологічну реалізацію аналізованих методів ОМТ, експериментально досліджувалися такі методи обробки, як гідроекструзія, гаряче ізостатичне пресування (ГІП), гвинтова екструзія (ГЕ) і кручення під високим тиском (КВТ) як метод деформації, що моделює процеси при ГЕ. Схеми й умови деформації при застосуванні досліджених методів ОМТ до спечених зразків наведені в табл. 4.1.

Таблиця 4.1 – Схеми й умови ОМТ спечених титанових сплавів

Вид обробки	ГІП	ГЕ	Гідроекструзія
Схема			
Температура деформації	$960 \pm 10^{\circ}\text{C}$	$450 \pm 50^{\circ}\text{C}$	$20 \pm 5^{\circ}\text{C}$
Напружено-деформований стан			
Ступінь деформації	0,5...1	10...12	1...3

4.2.1 Обробка гідроекструзією

Дослідження мікроструктури вихідних зразків після спікання для деформації методом гідроекструзії дозволили встановити, що вона представлена зернами α -фази, морфологія яких характерна для промислових спечених титанових сплавів, отриманих на основі порошку ПТ5. Пористість вихідних зразків після пресування й спікання становила 8...9 %.

При деформації зразків гідроекструзією з дослідженими коефіцієнтами витяжки (1,6...2,5) спостерігалось їх руйнування (розтріскування) по передньому й задньому торцях на довжині 10...25 мм (рис. 4.3).

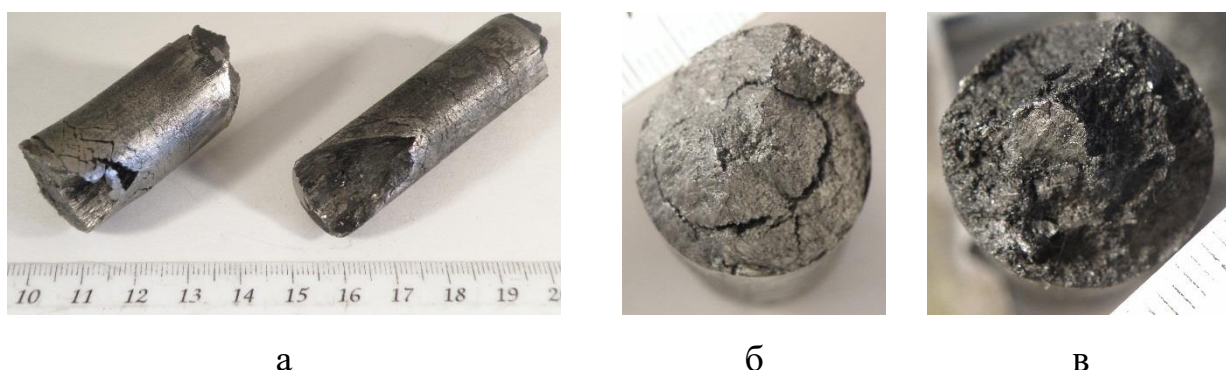
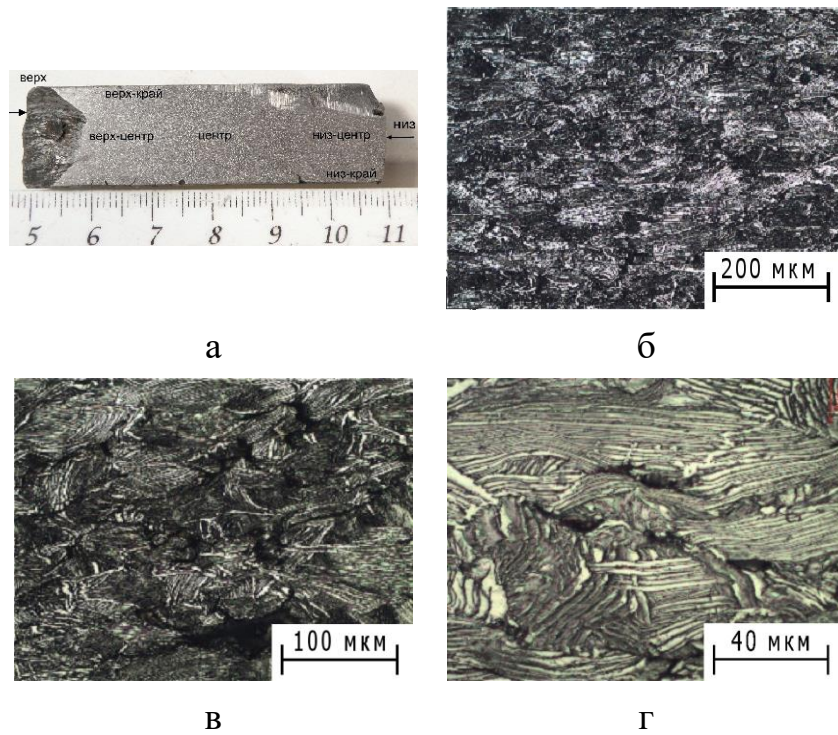


Рисунок 4.3 – Загальний вигляд (а) і поверхня торця (б, в) зразків після гідроекструзії

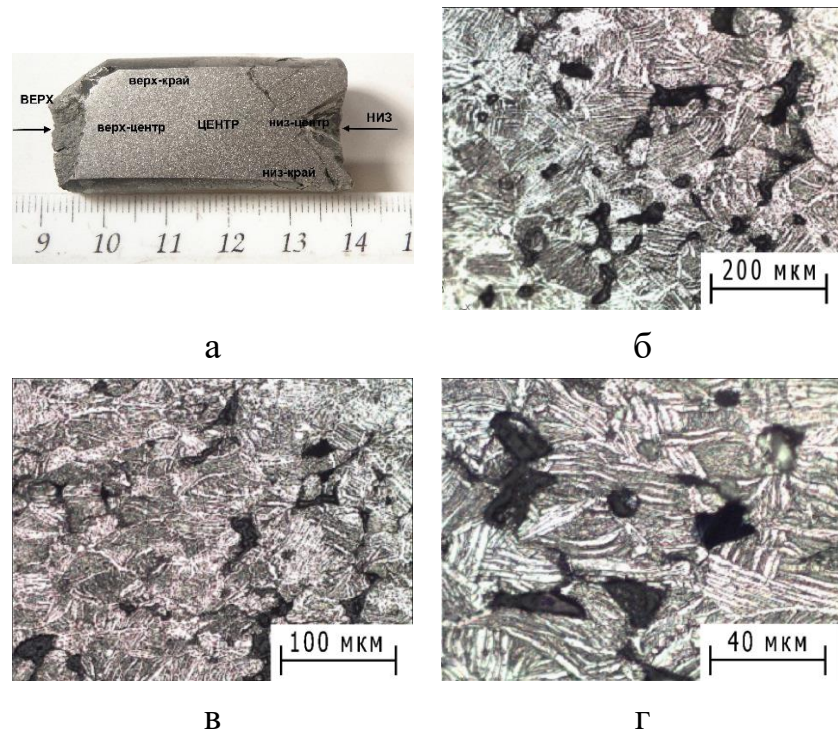
Спроби виконати деформацію з більшим значенням коефіцієнта витяжки призводили до порушення цілісності зразків і їх повного руйнування. Причиною руйнування зразків була недостатня величина гідростатичного компонента тензора напружень в осередку деформації, внаслідок чого не відбувалося зростання технологічної пластичності матеріалу [223].

Аналіз мікроструктури зразків у поздовжньому напрямку після деформації гідроекструзією, незалежно від коефіцієнта витяжки, указує на формування текстури деформації (рис. 4.4, 4.5).



а – х5; б – х100; в – х200; г – х500

Рисунок 4.4 – Структура зразків, підданих гідроекструзії, в поздовжньому напрямку при різних збільшеннях (коефіцієнт витяжки 2,5)

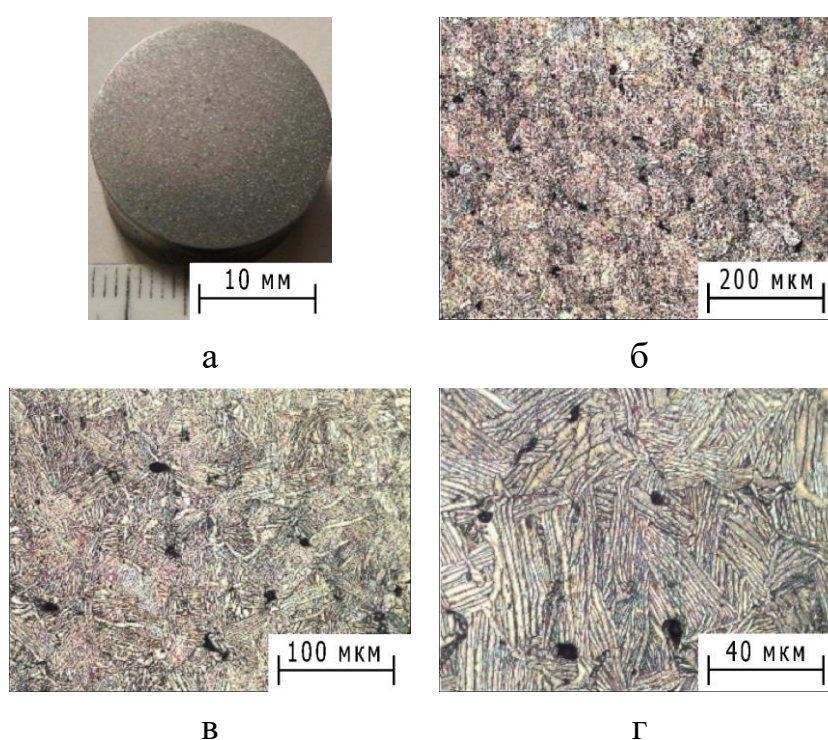


а – х5; б – х100; в – х200; г – х500

Рисунок 4.5 – Структура зразків, підданих гідроекструзії, в поздовжньому напрямку при різних збільшеннях (коефіцієнт витяжки 1,6)

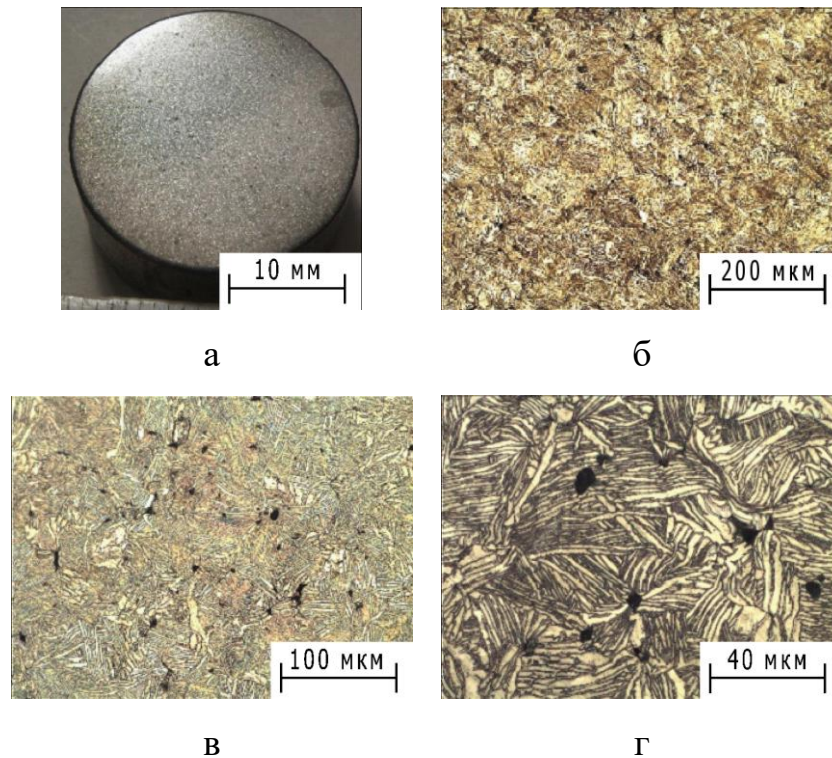
Найбільш виражена текстура деформації відзначається для зразків, що були екструдовані з коефіцієнтом витяжки 2,5. У такий спосіб при гідроекструзії спостерігалася зміна морфології структурних елементів у той час, як зміни їх розміру й формування субмікрокристалічної структури матеріалу, при досліджених умовах деформації, не відбувалося. Наявність текстури деформації свідчить про відсутність вихорів, що сприяють гомогенізації хімічного складу спечених заготовок, властивих деформації ГЕ [224].

У результаті досліджень встановлено, що гідроекструзія сприяла зниженню пористості зразків. Так, залишкова пористість зразків становила 6...8% при $\mu=2,5$ і 11...13% при $\mu=1,6$. Найбільші значення пористості відповідали передній частині зразків (рис. 4.6, 4.7).



а – х5; б – х100; в – х200; г – х500

Рисунок 4.6 – Структура зразків, підданих гідроекструзії, в поперечному напрямку при різних збільшеннях (коефіцієнт витяжки 2,5)



а – х5; б – х100; в – х200; г – х500

Рисунок 4.7 – Структура зразків, підданих гідроекструзії, в поперечному напрямку при різних збільшеннях (коефіцієнт витяжки 1,6)

Для зразків, екстродованих з більшим значенням коефіцієнта витяжки, відбувалася зміна морфології їх порового простору. Пори в поперечному напрямку «витягуються», спостерігаються несуцільності матеріалу у вигляді флокенів, що поряд зі зменшенням пористості свідчить про протікання в процесі деформації їх закриття й заліковування.

Результати дослідження структури некомпактних зразків, підданих деформації гідроекструзією, показали, що вона сприяє ущільненню й зниженню залишкової пористості. Високий рівень гідростатичного компонента забезпечує збереження цілісності центральної частини зразків. Однак, особливості напружено-деформованого стану передньої частини зразка при виході з філь'єри призводять до її руйнування. Було встановлено, що при коефіцієнті витяжки в діапазоні 1,6...2,5 не відбувається повного усунення пористості.

Недоліком ущільнення гідроекструзією є формозміна заготовки, що не

дає можливість виконати її багаторазову обробку для накопичення великих ступенів деформації й усунення залишкової пористості. Причиною встановлених закономірностей є особливості умов деформації при гідроекструзії, що полягають у тому, що в умовах всебічного стиснення перебуває не осередкова зона деформації, а недеформована частина зразка. У результаті, реалізована величина гідростатичного компонента в осередку деформації виявляється меншою, ніж при відомих методах інтенсивної пластичної деформації, наприклад ГЕ [225].

Беручи до уваги можливість побудови технологічного процесу отримання деформованих напівфабрикатів зі спечених заготовок на основі послідовних операцій гідроекструзії з незначним коефіцієнтом витяжки, слід урахувати необхідність не тільки ущільнення матеріалу, але й забезпечення умов для гомогенізації й формування СМК структури. Відсутність умов для формування вихорів у заготовці в процесі гідроекструзії не сприяє гомогенізації хімічного складу, що поряд із залишковою пористістю й дефектами матеріалу типу флокенів буде сприяти зниженню рівня міцнісних властивостей і збільшенню величини їх розсіювання. Також процес деформації гідроекструзією не забезпечує умову подрібнення структурних складових і призводить до формування текстури деформації.

Результати досліджень викладено в роботах [226, 227].

4.2.2 Обробка гарячим ізостатичним пресуванням

Результати дослідження мікроструктури зразків після ГІП дозволили встановити, що в поверхневому шарі пори не спостерігалися (рис. 4.8). При віддаленні від поверхні до серцевини зразка пористість зростає. На глибині близько 1500..1600 мкм пористість відповідає вихідним зразкам, які не зазнали пресування.

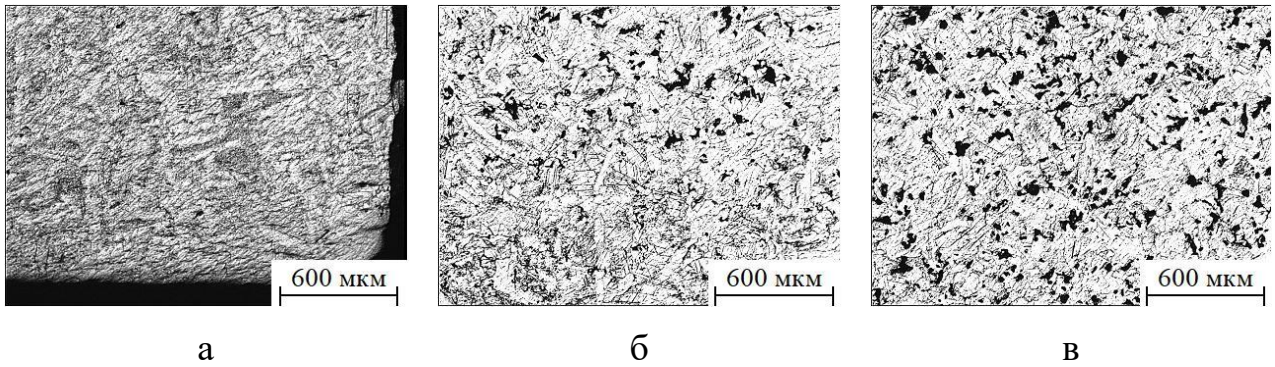
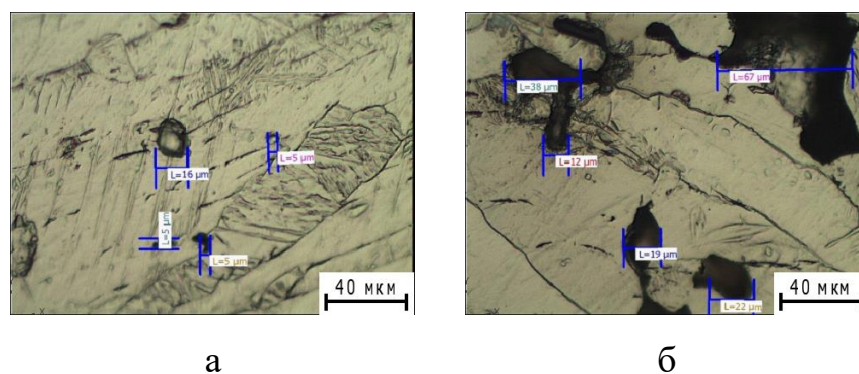


Рисунок 4.8 – Мікроструктура поверхневого шару (а) перехідної зони (б) і центральної частини (в) зразка, підданого ГП

Слід також зазначити зміну морфології порового простору в зразках після ГП при віддаленні від поверхні. Середній розмір пор у поверхневому шарі становив $26 \pm 9 \mu\text{м}$, у той час, як розмір пор у центральній частині – $54 \pm 20 \mu\text{м}$. У поверхневому шарі спостерігалися пори переважно сферичної форми, тоді як в центральній частині морфологія пор не мала істотних змін у порівнянні з вихідним станом. Вони являли собою пори неправильної форми з розгалуженими границями (рис. 4.9). Сфероїдизація, імовірно, відбувалась в результаті комплексного впливу робочої температури газостату й тиску.



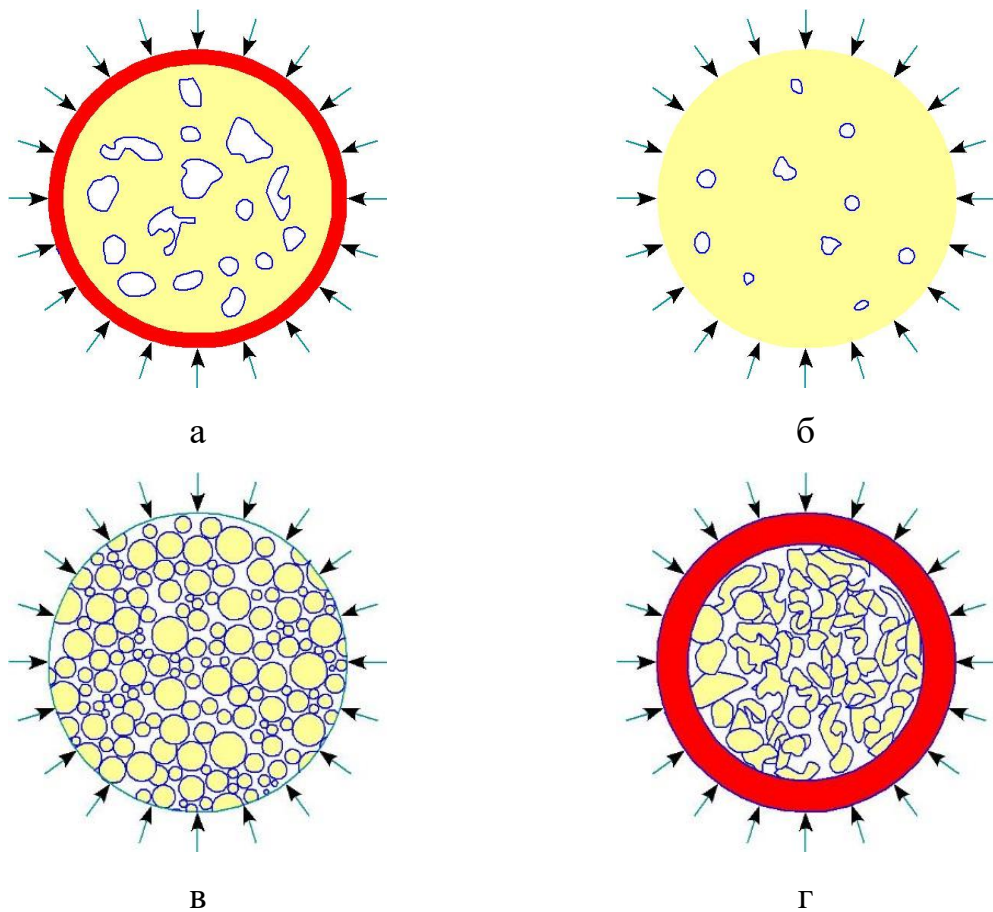
а – приповерхнева зона; б – центральна зона

Рисунок 4.9 – Морфологія порового простору в спеченому зразку, підданому ГП

Аналіз еволюції порового простору в різних зонах зразків показує, що ущільнення відбувається переважно в поверхневому шарі. У той же час відомо, що ГП ефективно застосовують для усунення дефектів у литих заготовках, наприклад, лопаток турбін ГТД. Відмінність в особливостях ущільнення компактних (литих і деформованих) і некомпактних (спечених і порошкових) заготовок полягає в особливостях будови їх порового простору і твердої фази.

Пористість спечених заготовок, що містить макропори, утворені між частинками в процесі компактування, й мікропори, що присутні в частинках порошку, значно перевищує одиничні дефекти, що присутні в литих заготовках. Методом гідростатичного зважування встановлено, що пористість спечених заготовок залежно від режимів компактування й спікання перебуває в діапазоні 8...9% у той час, як пористість литих заготовок не перевищує 1 %. У литих заготовках пористість формують мікроскопічні дефекти, розмір і густина розподілу яких незрівняно малі в порівнянні із заготовками, синтезованими з відсівних порошків.

На початкових стадіях всебічного стиснення при ГП макро- й мікропори в поверхневому шарі спечених заготовок закриваються, утворюючи за рахунок аточного ефекту щільний, практично безпористий шар (рис. 4.10, а). Створюючи навколо внутрішньої частини заготовки своєрідний «кокон», зміцнений шар перешкоджає передачі зусилля від робочого тіла газостату внутрішнім шарам, тим самим – їх пластичній деформації й ущільненню. Внаслідок цього для спечених заготовок ущільнення спостерігається переважно для тонкого поверхневого шару в той час, як у центральній зоні щільність залишається практично незмінною.



а – спечена; б – лита, в – гранульна; г – порошкова

Рисунок 4.10 – Схема ущільнення заготовок у процесі ГП

При всебічному стисненні в процесі ГП компактних заготовок, наприклад литих лопаток турбіни, поверхневого ущільненого шару не утворюється, що сприяє передачі зусилля від робочого середовища газостату внутрішнім шарам заготовки і, як наслідок, їх ущільненню (рис. 4.10, б).

Відмінною рисою ГП заготовок, синтезованих з металевих гранул, і спечених порошкових заготовок є здатність до мікропереміщень і взаємної акомодатії частинок у процесі всебічного стиснення. Під впливом зусиль робочого середовища газостату, на початковій стадії деформування, сферичні, різнорозмірні, неспечені гранули ефективно переміщуються й у такий спосіб ущільнюються (рис. 4.10, в). Тонка оболонка металевої капсули гранульної заготовки не перешкоджає ущільненню. У процесі ГП її поведінка аналогічна еластичній оболонці. У той же час гранули являють собою мікрозливки, що кристалізувалися при високих швидкостях

охолодження [183]. У результаті ізостатичного пресування відбуваються не тільки процеси акомодатії частинок, але і їх часткове руйнування, що також сприяє процесу ущільнення.

При ущільненні порошкових заготовок, відмінною рисою яких, як і для гранульних, є можливість відносного переміщення частинок, важливу роль грає форма частинок порошку. Для отримання досліджених заготовок застосовували найбільш дешеві, відсівні порошки. Морфологія частинок порошоків, отримуваних з відсіву при дробленні блоку титану губчатого, характеризується «рваною» формою, розвиненою питомою поверхнею і мікропористістю.

Аналогічно заготовкам, синтезованим з металевих гранул, на початковій стадії ГП частинки в поверхневому шарі порошкових заготовок починають мікропереміщення. Однак, особливості їх форми не сприяють взаємній акомодатії, утворюються деформаційні арки, які, з'єднуючись між собою, утворюють ущільнений шар. Враховуючи розвинену мікропористість частинок порошку, аналогічно ГП спечених заготовок, поверхневий шар додатково ущільнюється шляхом закриття мікропор. У результаті, поверхневий «кокон», що утворився з ущільненого шару, ускладнює передачу зусилля газостату внутрішнім шарам, внаслідок чого пористість у центральній зоні перевищує пористість поверхнього шару. Враховуючи, що на початковій стадії ГП частинки порошку в поверхневому шарі мали можливість взаємних переміщень, товщина ущільненого шару в порошкових заготовках суттєво більше аналогічного шару для спечених заготовок (рис. 4.10, г).

Враховуючи, що пористість для некомпактних тіл значною мірою визначає рівень їх міцності, можна стверджувати, що встановлені значення механічних характеристик добре корелюють із результатами дослідження особливостей ущільнення при ГП. Спостережувані незначні зміни характеристик міцності й пластичності після ГП (табл. 4.2), враховуючи, що робоча зона циліндричного зразка для випробувань на розтяг відповідала

центральної зоні призматичної заготовки, підданої ГП, є наслідком недостатнього ступеня ущільнення центральної зони заготовки.

Таблиця 4.2 – Механічні властивості спечених зразків після ГП

Стан зразка	σ_{ϵ} , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСТ, кДж/м ²
Спечений	325	285	6	3	1078
Після ГП	375	289	9,4	7,4	1130

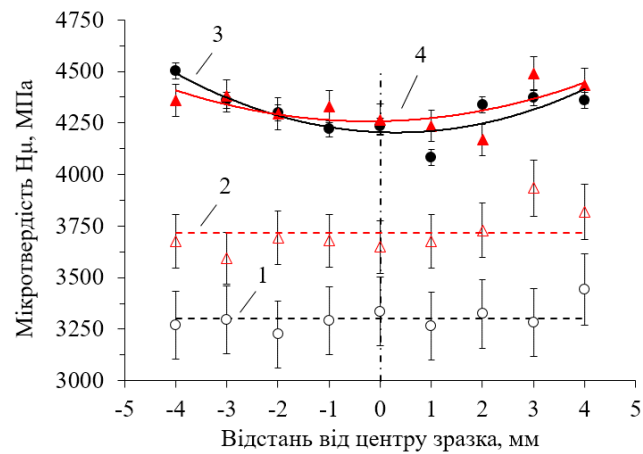
Тонкий зміцнений поверхневий шар не виявляє істотного впливу на ударну в'язкість зразків тому, що в процесі динамічного руйнування його частка мала в порівнянні із площею поперечного перерізу зразка.

Таким чином, на підставі отриманих результатів дослідження мікроструктури й механічних властивостей зразків можна стверджувати, що в процесі ГП порошкових заготовок ущільнюється тонкий поверхневий шар. Центральна зона заготовок залишається погано проробленою. В ній відзначається зменшення середнього розміру пор, однак їх повного заліковування не відбувається. Рівень механічних властивостей зразків зі спечених заготовок, підданих ГП, підвищується незначно.

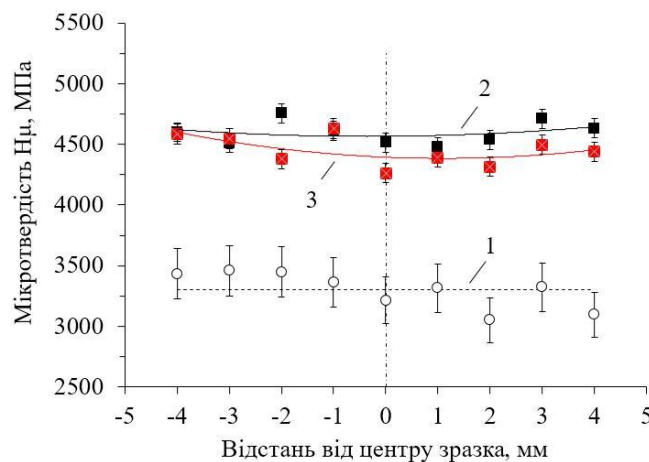
Результати досліджень викладено в роботах [204, 227].

4.2.3 Обробка крученням під високим тиском

Як було відмічено раніше, процес КВТ не дозволяє обробляти об'ємні заготовки, але він представляє інтерес для дослідження процесів, що відбуваються при КВТ і які є подібними тим, що відбуваються при ГЕ. Аналіз локальної мікротвердості сплаву після спікання і наступного КВТ дозволив виявити ряд основних закономірностей зміцнення (рис. 4.11).



а



б

а – ВТ6 (1 – спікання 0,5 год; 2 – спікання 4 год; 3 – спікання 0,5 год + КВТ; 4 – спікання 4год+КВТ); б – ВТ8 (1 – спікання 2,5 год; 2 – спікання 2,5 год + КВТ (режим обробки 5 ГПа, 5 об, 1 об/хв); 3 – спікання 2,5 год + КВТ (режим обробки 5 ГПа, 10 об, 5 об/хв))

Рисунок 4.11 – Розподіл мікротвердості за радіусом зразків

Про ступінь гомогенності сплавів можна судити як за середнім значенням мікротвердості зразка, так і за його відхиленням. Середні значення мікротвердості для спечених зразків як зі сплаву ВТ6, так і зі сплаву ВТ8 були нижчими у порівнянні зі зразками після КВТ. При цьому мікротвердість зразка, спеченого впродовж 0,5 год, статистично значуще відрізнялася від мікротвердості зразка, спеченого впродовж 4 год. Підвищення твердості зі збільшенням часу спікання свідчить про закінчення процесів взаємодії

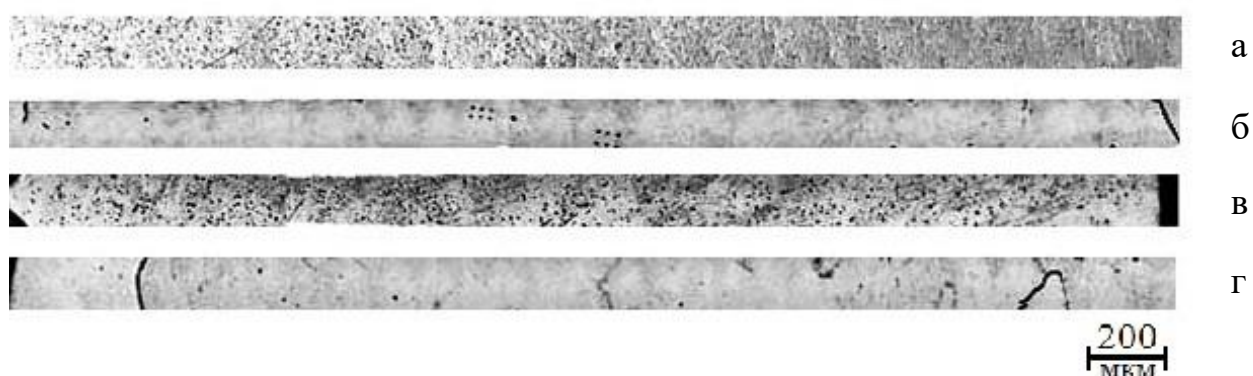
легувальних елементів. Зменшення розсіювання мікротвердості більше ніж на 20% свідчить про підвищення ступеня гомогенності сплаву. При малому часі спікання, залежно від фракційного складу частинок порошкової суміші, розвиток дифузії між титановою основою і лігатурою призводить до утворення у зразку зон з різним локальним вмістом алюмінію і ванадію. Такі зони характеризуються неоднорідністю фазового складу і мікроструктури (наявність зон метастабільної β -фази і зон з різним співвідношенням α - і β -фаз, різні розміри виділень α -фази у β -матриці), що пояснює розсіювання значень твердості, що спостерігається.

Після КВТ мікротвердість досліджуваних зразків практично не розрізнялась. Спостерігалось незначне підвищення мікротвердості до периферійної частини зразків, що, імовірно, пов'язано з її більшим ступенем деформації. Враховуючи відмінності у початкових значеннях мікротвердості синтезованих зразків, можна стверджувати, що КВТ сприяє зміцненню і гомогенізації структурного стану сплаву незалежно від часу спікання. Встановлена закономірність вказує на явище насичення деформаційного зміцнення твердої фази сплавів. Цей ефект призводить до «вирівнювання» мікротвердості за перерізом. Той факт, що мікротвердість зразків не залежала від часу їх спікання, може свідчити про ефективність гомогенізації сплаву деформаційним шляхом.

Пористість зразків у спеченому стані залежала від часу спікання. Максимальна пористість (8,4%) спостерігалася для зразків, спечених впродовж 0,5 год. Середнє значення розміру пор становило $6,96 \pm 2,8$ мкм. Середнє значення пористості у зразках, спечених впродовж 4 год, становило 3,7% при середньому розмірі пор близько $7,93 \pm 3,4$ мкм. Таким чином, збільшення часу спікання сприяє зниженню пористості у той час, як зміна розміру пор є статистично незначущою. Збільшення середньоквадратичного відхилення розміру пор зі збільшенням часу спікання може частково пояснюватися процесами консолідації й укрупнення близько розташованих пор. У зразку зі сплаву ВТ6, спеченого впродовж 0,5 год, спостерігалась

велика кількість пор, причому витягнутої неправильної форми, що свідчить про незакінченість процесів спікання. Спікання протягом 4 год призводило до формування сферичних пор, що свідчить про завершальну стадію процесу спікання, яка призводить до процесів коагуляції і отримання однорідного матеріалу.

У зразках, підданих КВТ, незалежно від марки сплаву і часу спікання пористість за перерізом була практично відсутня (рис. 4.12), що свідчить про ефективність їх ущільнення.



а – спікання 0,5 год; б – – спікання 0,5 год + КВТ; в – спікання 4 год + КВТ;
г – спікання 4 год + КВТ.

Рисунок 4.12 – Макроструктура поперечного перерізу зразків зі сплаву VT8

Мікроструктура зразків зі сплаву VT8 у спеченому стані була характерною для двофазних титанових сплавів і являла собою прошарки α -зерен у β -перетвореному зерні. Зразки мали структуру пластинчастого типу. Загальна пористість зразків становила 6...8% (рис. 4.13, а).

Деформація центральної зони зразка суттєво різниться від периферійної як за характером, так і за величиною. У ній створюються найбільш несприятливі умови для усунення пористості, гомогенізації і подрібнення структурних елементів.

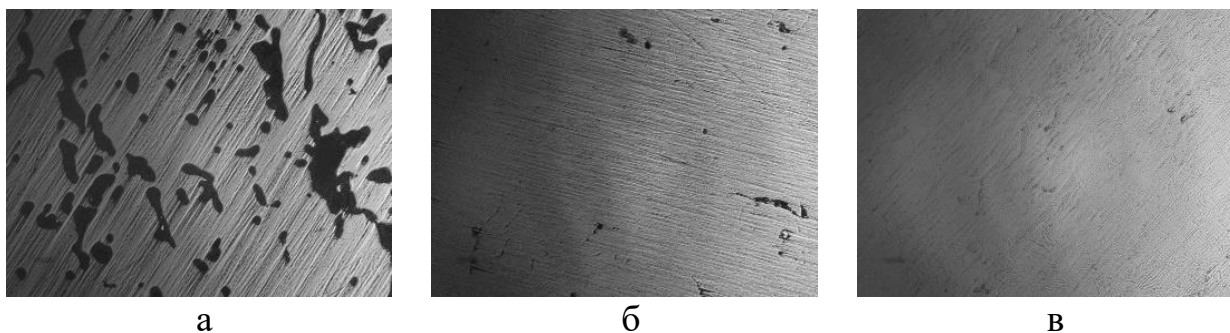
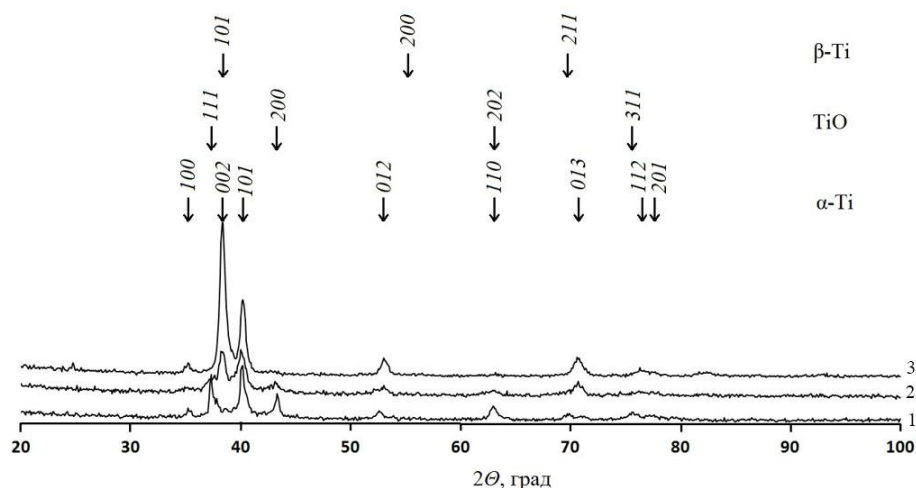


Рисунок 4.13 – Загальний вигляд центральної частини зразків зі сплаву ВТ8 після спікання (а) і деформації КВТ за режимами (5 ГПа, 5 об, 1 об/хв) (б) та (5 ГПа, 10 об, 5 об/хв) (в)

Так, після КВТ зразків зі сплаву ВТ8 за режимом з низькою швидкістю у центрі зразка спостерігалися окремі пори (рис. 4.13, б). Однак, збільшення кількості циклів деформації і її швидкості призводили до повного усунення пористості (рис. 4.13, в). Незважаючи на процеси заліковування пор у центральній частині зразків, ефективної деформації структурних елементів у ній не відбувалося. Розмір зерен у спечених зразках становив 30...50 мкм, у той час у периферійній частині після КВТ – близько 0,26...0,3 мкм. При цьому розміри структурних елементів суттєво не різнилися від режиму деформації, що, імовірно, може пояснюватися ефектом деформаційного насичення, обґрунтованого в роботах [173, 228]. Враховуючи досить істотне підвищення мікротвердості і усунення пористості у центральних частинах зразків, можна стверджувати про ефективність їх зміцнення.

Рентгенодифрактометричний аналіз дозволив встановити, що для досліджених сплавів і режимів їх обробки КВТ призводить до значного зменшення розміру областей когерентного розсіювання (субзерен). Незалежно від початкового стану розмір областей когерентного розсіювання в зразках як зі сплаву ВТ6, так і зі сплаву ВТ8, підданих ПД, становив 14...15 нм. Аналіз дифрактограм досліджених зразків показав, що кількість і положення дифракційних максимумів для зразків у спеченому стані і після ПД як для сплаву ВТ6, так і для сплаву ВТ8 не змінюються (рис. 4.14). Це свідчить про те, що у зразках після ПД не виникають фази високого тиску.



1 – у вихідному стані; 2 – КВТ за режимом (5 ГПа, 5 об, 1 об/хв);

3 – КВТ за режимом (5 ГПа, 10 об, 5 об/хв)

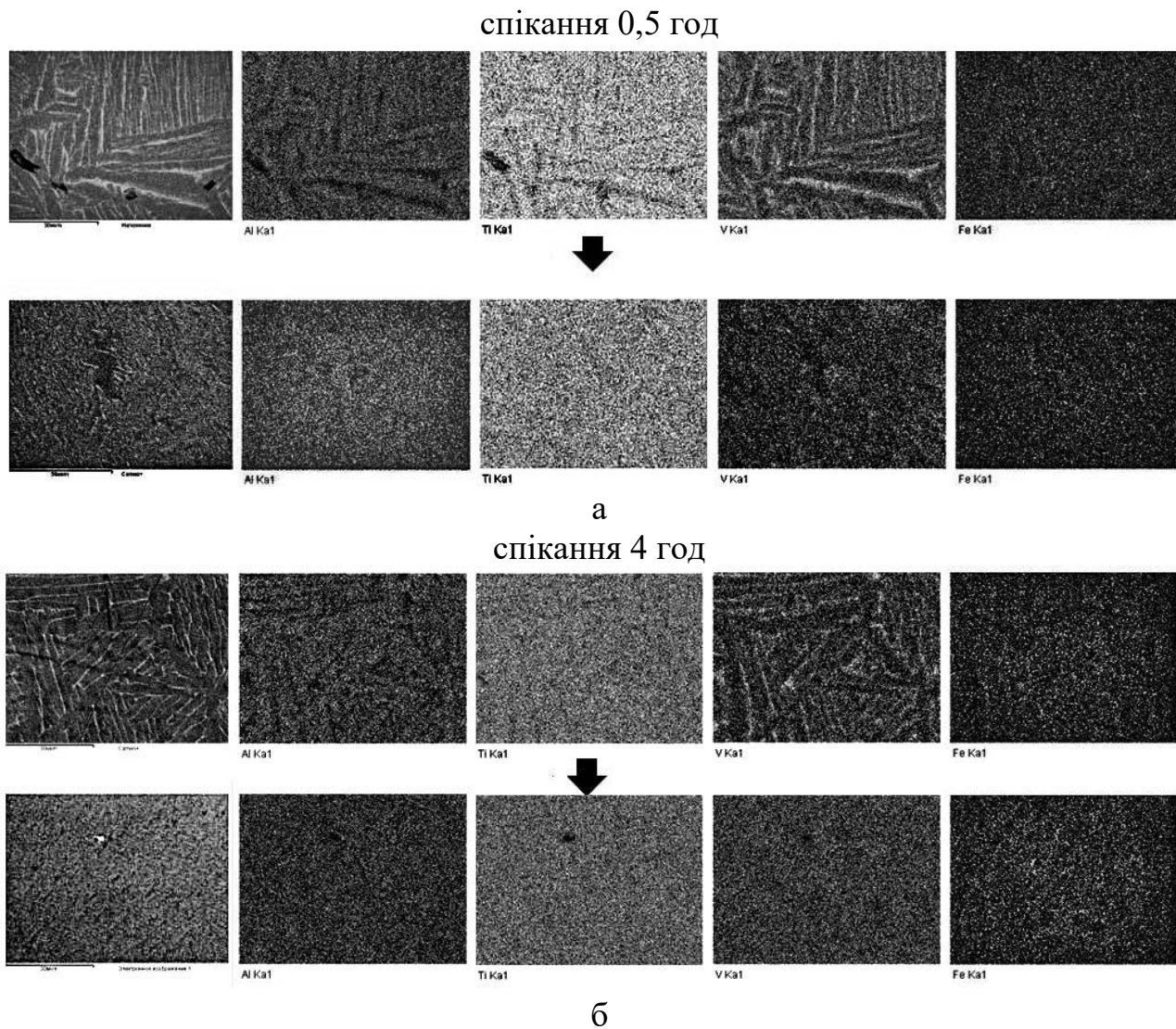
Рисунок 4.14 – Дифрактограми зразків зі сплаву VT8 в різних станах

Якісний фазовий аналіз вихідного зразка зі сплаву VT8 показав наявність α і β модифікацій титану та окису титану TiO. Присутність β -Ti визначили за дифракційним піком (211), так як пік (101) накладається на (002) α -Ti, а пік (200) дуже слабкий. Наявність оксидів титану, ймовірно, викликана окисленням поверхні частинок порошку титану, що обґрунтовано у роботі [208] та підтверджено у роботі [212].

Дифрактограма зразка після деформації КВТ за режимом 5 ГПа, 5 об, 1 об/хв дозволила виявити зменшення об'ємної долі оксидів титану та β -титану. Спостерігався перерозподіл інтенсивностей піків, що може бути пов'язано з виникненням переважних кристалографічних орієнтувань. Зокрема, це видно з піку (002) α -титану. Ще «більший» перерозподіл інтенсивностей піків спостерігався у зразку після деформації при збільшенні швидкості обертів пуансонів. Оксидів титану при цьому виявлено не було, що може бути наслідком їх усереднення.

Для оцінки ефективності гомогенізації сплавів у процесі ПД досліджували також мікроструктуру і розподіл хімічних елементів у зразках поблизу периферійної зони (на $2/3$ радіуса). Аналіз карт розподілу

легувальних елементів свідчить про їх більш рівномірний розподіл у порівнянні зі зразками у вихідному (спеченому) стані незалежно від часу спікання (рис. 4.15).



а – режим (5 ГПа, 5 об, 1 об/хв), б – режим (5 ГПа, 10 об, 5 об/хв)

Рисунок 4.15 – Розподіл легувальних елементів у зразках зі сплаву ВТ6 після КВТ

Аналіз мікроструктури зразків, спечених впродовж 0,5 год, і їх локального хімічного складу показав, що якщо за алюмінієм хімічна однорідність при спіканні практично досягнута (різниця у 3,7...6% пояснюється різним вмістом елементів у α - і β -фазах), то ванадій ще тільки наближається до цього (різниця концентрацій становить 2,5...12,5%). Таким

чином, можна стверджувати, що протягом 0,5 год вже фактично сформована $\alpha+\beta$ –структура, окрім окремих зон у місцях локалізації колишніх частинок лігатури Al-V, де вочевидь ще зберігається однофазний β -стан через високу концентрацію ванадію, що повільно дифундує.

Наявність на мікрофотографіях світлих зон (рис. 4.16) пояснюється високою концентрацією штучно введеного у сплав ніобію, що повільно дифундує, який не встигає гомогенізуватися протягом 4 год спікання. Після КВТ локальні концентрації ніобію в периферійній зоні зразків не спостерігалися. Відсутність локальних концентрацій легувальних елементів, включно зі штучно введеним ніобієм, свідчить про гомогенізацію у процесі КВТ за механізмом, описаним у роботі [229].

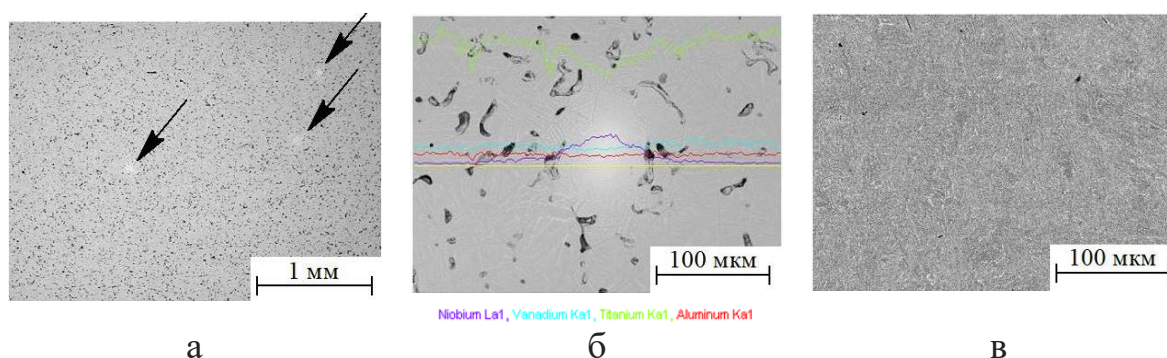


Рисунок 4.16 – Мікроструктура (а) і концентрації (б) хімічних елементів у зразках зі сплаву ВТ6 після спікання впродовж 4 год та КВТ (в)

Дослідження показали, що розподіл алюмінію вздовж лінії на шліфах зразків зі сплаву ВТ8 досить рівномірний незалежно від часу спікання. Оскільки алюміній розподіляється у титановій матриці значно швидше ванадію, його концентрація пояснюється різним вмістом в α - і β -фазах (близько 5...6% і 2...4% відповідно). Ванадій має локальну концентрацію від 2% в α -фазі і до 12,5% у β -фазі. Це пояснюється переважним вмістом ванадію як β -стабілізатора у β -фазі. Також встановлено, що у зразках, спечених впродовж 0,5 год, присутні ділянки з різною концентрацією ванадію у β -фазі, що свідчить про його нерівномірний розподіл при малому часі спікання.

Після спікання протягом 4 год спостерігався такий же рівномірний розподіл алюмінію, як і при спіканні впродовж 0,5 год. Однак, розкид концентрацій ванадію знижується від близько 2% в α -фазі до 10,8% у β -фазі, що підтверджує вже досить однорідний його розподіл у титановій матриці.

Для зразків зі спеченого сплаву ВТ8 неоднорідність вмісту легувальних елементів в α - і β -фазах за α -стабілізаторами становила більше ніж 2 рази, а по β -стабілізуючим елементам – більш ніж 10 разів (рис. 4.17).

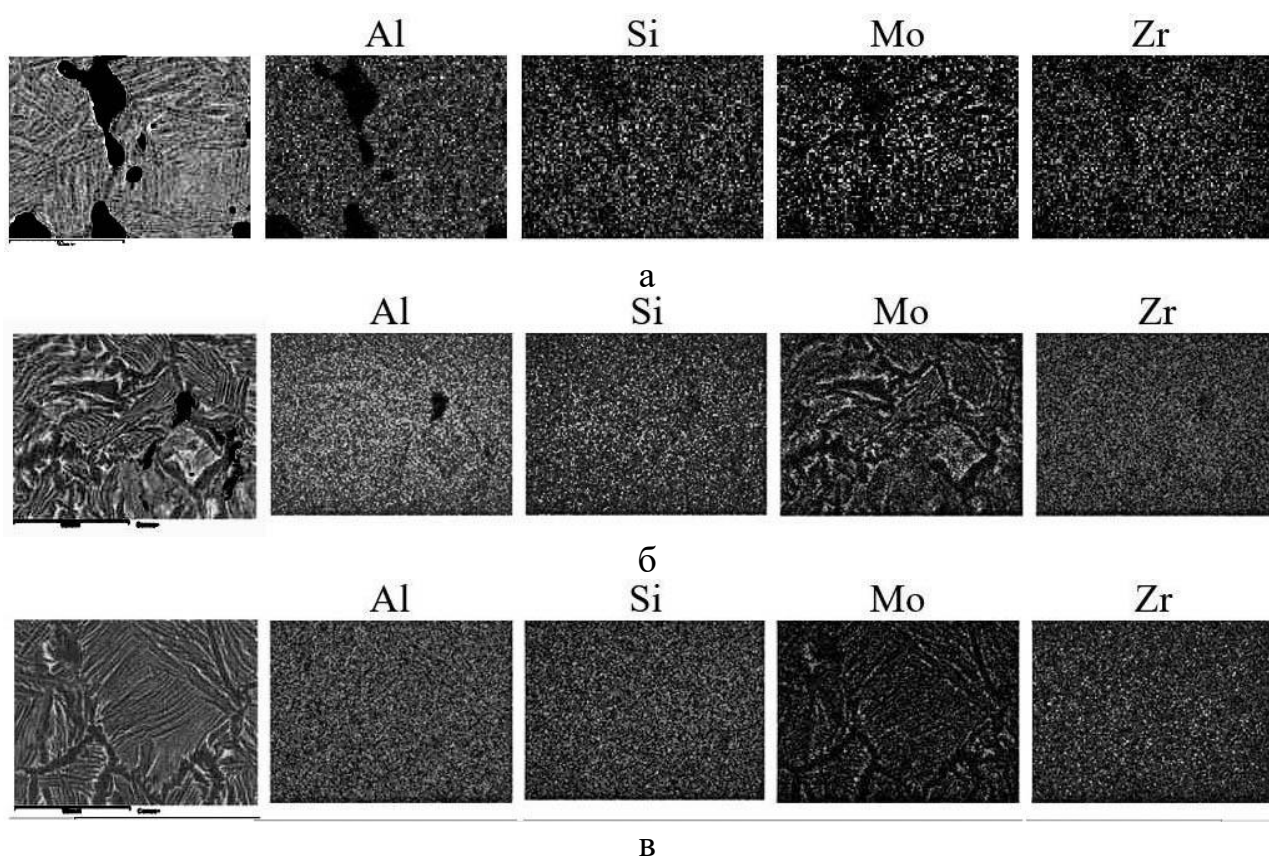


Рисунок 4.17 – Карти розподілу легувальних елементів в зразках зі сплаву ВТ8 після спікання (а) та КВТ за режимом (5 ГПа, 5 об, 1 об/хв) (б) та (5 ГПа, 10 об, 5 об/хв) (в)

Внаслідок деформації КВТ, що супроводжується деформацією зсуву, відбувався перерозподіл основних легувальних елементів по границях структурних складових, що підтверджується їх більш рівномірною концентрацією. Спостерігалось значне подрібнення пластинчастої структури на периферії зразків при різкому зниженні пористості. Також мав місце більш

однорідний розподіл легувальних елементів внаслідок підвищення дисперсності α - і β -фаз. У той же час у центральній зоні зразків, деформація в якій значно менша, були присутні вихідні пластини α -фази зі слідами деформації. Відзначена особливість, імовірно, характерна для ІПД крученням під високим тиском, при якому умови перемішування матеріалу значно ускладнені у порівнянні, наприклад, з деформацією методом ГЕ.

Таким чином, дослідження пористості, мікротвердості, мікроструктури і розподілу легувальних елементів у зразках з титанових сплавів ВТ6 і ВТ8, синтезованих методами порошкової металургії з різними режимами і підданих ІПД крученням під високим тиском з різними режимами, дозволили встановити наступні закономірності.

Середнє значення мікротвердості спечених зразків зі сплаву ВТ6 збільшується від 3030 МПа до 3717 МПа при збільшенні часу спікання від 0,5 год до 4 год і супроводжується зменшенням розсіювання на 20%, що свідчить про підвищення ступеня гомогенності сплаву, підданого більш тривалому спіканню. Зразки ефективно зміцнювались. Незалежно від вихідного стану середнє значення мікротвердості зразків суттєво збільшується і становить 4375...4500 МПа. Менше значення мікротвердості спостерігається у центрі зразка, більше – поблизу периферійної частини, що пов'язано з особливістю розподілу ступеня деформації при крученні.

Незалежно від режиму обробки мікротвердість зразків зі сплаву ВТ8 збільшувалася від 3300 МПа до 4500...4700 МПа. Поряд з ефективним деформаційним зміцненням спостерігалось зниження розсіювання мікротвердості за перерізом зразка, що свідчить про гомогенізацію.

Збільшення часу спікання від 0,5 до 4 год призводило до зменшення пористості зразків з 8,4% до 3,7%. Інтенсивна пластична деформація крученням під високим тиском призводить до повного усунення пористості за всім перерізом зразків зі сплаву ВТ6 і ВТ8 та формування СМК структури незалежно від досліджених режимів спікання і деформації. Появу фаз високого тиску не виявлено.

Встановлено, що у зразках після спікання спостерігалися ліквідації легувальних елементів і локальні концентрації ніобію, що повільно дифундує. Деформація зразків зі сплаву VT6 і VT8 сприяла ефективній гомогенізації легувальних елементів.

Результати досліджень викладено в роботі [230].

4.2.4 Обробка гвинтовою екструзією

Оцінювання ефективності ущільнення порошкового титанового сплаву ГЕ в порівнянні з одноосьовим пресуванням (ОП) у жорсткій прес-формі виконано шляхом одночасно реалізованих оцінювальних досліджень, оснований на теорії пластичності пористого тіла, а також експериментальних досліджень, спрямованих на порівняння силових характеристик процесів пресування.

Пресування порошків ГЕ здійснювали у матриці з перерізом каналу 18×28 мм. Величина тиску пресування становила 1000, 1200 і 1600 МПа. Зразки для ГЕ були попередньо отримані методом ОП при тиску пресування 1000 МПа. Особливу увагу приділяли аналізу протитиску при ГЕ, а саме його впливу як на ущільнення, так і на міцнісні характеристики. Його вважали рівним 20, 60, 100, 200 і 300 МПа. Кожний зразок деформували трьома циклами ГЕ. Деформацію ОП і ГЕ здійснювали при кімнатній температурі.

Аналіз ефективності зміцнення виконано на підставі порівняльного оцінювання впливу способу отримання титанових пресовок – пресування у жорсткій матриці й ГЕ – на щільність, досягнуту при рівних осьових напруженнях. Оскільки результатом є якісні оцінки, проведені розрахунки ґрунтуються на ряді гіпотез, що спрощують аналіз і допускають наочність порівняння: передбачається, що зовнішнє тертя не виявляє істотного впливу на відмінність опору осьовому стисненню при пресуванні й екструзії.

Допускається також, що внесок неоднорідності напружень, деформацій і щільності не виявляє впливу на шукані силові характеристики.

На першому етапі використана модель пластичності порошкового матеріалу [231] з поверхнею навантаження у вигляді еліпсоїду, симетричного початку координат у просторі напружень. Співвідношення цієї моделі мають вигляд:

$$\frac{\sigma^2}{\psi(\theta)} + \frac{\tau^2}{\varphi(\theta)} = (1-\theta)k^2, \quad (4.1)$$

$$e\tau\psi(\theta) = \gamma\sigma\varphi(\theta), \quad (4.2)$$

де $\sigma = \frac{1}{3}\sigma_{ij}\delta_{ij}$ – гідростатична складова тензора напружень σ_{ij} ;

$$\tau = \sqrt{\left(\sigma_{ij} - \frac{1}{3}\sigma\delta_{ij}\right)\left(\sigma_{ij} - \frac{1}{3}\sigma\delta_{ij}\right)} \text{ – інтенсивність девіатора напружень;}$$

θ — відносна пористість;

k — границя плинності твердої фази порошкового матеріалу.

Функції пористості $\psi(\theta)$ і $\varphi(\theta)$ обиралися таким чином, щоб забезпечити граничний перехід до умови плинності Мізеса для компактного матеріалу, тобто $\lim_{\theta \rightarrow 0} \varphi = 1$, $\lim_{\theta \rightarrow 0} \psi = \infty$. Їхній явний вигляд може бути отриманий як експериментальним, так і теоретичним шляхом. На основі теоретичного розгляду в роботі [231] були встановлені співвідношення:

$$\psi(\theta) = \frac{2(1-\theta)^3}{3\theta}, \quad \varphi(\theta) = (1-\theta)^2, \quad (4.3)$$

а у випадку компактування одноосьовим пресуванням:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_1, \dot{\gamma} = -\sqrt{\frac{2}{3}}\dot{\epsilon}_1, \quad (4.4)$$

де $\dot{\epsilon}_1$ – єдина відмінна від нуля компонента тензора швидкостей деформації.

Враховуючи співвідношення (4.3) і (4.4) у виразі (4.2), отримуємо:

$$\tau = -\sqrt{\frac{3}{2}} \cdot \frac{\theta}{1-\theta} \sigma. \quad (4.5)$$

Підставляючи цей вираз в умову пластичності (4.1), отримуємо, що для досягнення пористості θ в процесі ОП величина гідростатичного тиску визначається виразом:

$$p = \sqrt{\frac{2}{3}} \cdot \frac{(1-\theta)^2}{\sqrt{\theta(1+\theta-\theta^2)}} k. \quad (4.6)$$

При досить малих значеннях пористості ($\theta \leq 0,1$) з останнього співвідношення маємо наближену оцінку:

$$p = \sqrt{\frac{2}{3}} \frac{k}{\sqrt{\theta}}. \quad (4.7)$$

Остання формула показує, що для досягнення малих значень пористості в процесі ОП необхідні дуже високі тиски. Так, при $\theta = 0,05$ величина гідростатичного тиску становить $p \approx 20k$. Для титанових сплавів $k=500$ МПа й $p \approx 10^4$ МПа, однак такий тиск абсолютно неприйнятний у виробничих технологіях, спрямованих на серійний випуск деталей ГТД.

На наступному етапі було виконано аналіз ущільнення матеріалів при ГЕ. Згідно з роботою [98] ГЕ в першому наближенні можна розглядати як

простий зсув під тиском. При цьому тиск є незалежною величиною, значення якої можна задавати, прикладаючи протитиск. Зі співвідношень (4.2) і (4.3) отримуємо:

$$\dot{\epsilon} = -\frac{3}{2} \dot{\gamma} \frac{\theta}{1-\theta} \frac{p}{\tau}. \quad (4.8)$$

Враховуючи співвідношення $\dot{\epsilon} = \frac{\dot{\theta}}{1-\theta}$, диференціальне рівняння для пористості має вигляд:

$$\frac{d\theta}{d\gamma} = -\frac{3}{2} \theta \frac{p}{\tau}. \quad (4.9)$$

При малих значеннях пористості з умови пластичності (4.1) випливає, що $\tau = k$. У цьому випадку розв'язок рівняння (4.9) має вигляд:

$$\theta = \theta_0 \exp\left(-\frac{3}{2} \frac{p}{k} \gamma\right), \quad (4.10)$$

де θ_0 — початкове значення пористості.

Останній вираз показує, що при будь-якому значенні тиску ($p > 0$) шляхом ГЕ можна ущільнити порошковий матеріал до якої завгодно малої пористості – для цього необхідні лише досить великі деформації γ . Таким чином, у рамках сформульованої моделі пластичності ГЕ ефективніша за ОП у частині ущільнення, тому що при малих значеннях тиску (малих навантаженнях на деформуючий інструмент) дозволяє ущільнити матеріал до компактного (безпористого) стану.

Отриманий висновок, разом з тим, потребує корегування через те, що використана вище модель пластичності не враховує можливості зменшення

щільності порошкового матеріалу при його деформації під малим тиском. У роботах [96, 85] дане пояснення цьому ефекту, основане на скінченно-елементному моделюванні ГЕ в рамках теорії пластичності пористих тіл, яка враховує розпушення матеріалу при деформації.

Для того, щоб отримати прості якісні оцінки ефективності ущільнення при ГЕ, які враховують зазначений вище ефект, використано розроблену раніше теорію пластичності структурно-неоднорідного пористого тіла [97, 106], застосовну як до порошкових, так і до пористих матеріалів.

Згідно із прийнятою теорією пластичності у випадку малої пористості ($\theta \leq 0,1$) її еволюція при пластичній деформації описується диференціальним рівнянням:

$$\frac{d\theta}{d\gamma} = -\frac{3}{2} \theta \frac{p}{k} + \alpha, \quad (4.11)$$

де α — коефіцієнт внутрішнього тертя, що враховує несумісність пластичної деформації структурних елементів пористого тіла.

Як бачимо, рівняння (4.11) відрізняється від (4.9) наявністю другого позитивного доданка в правій частині, який саме і враховує розпушення матеріалу.

Відповідно, розв'язок рівняння (4.11) з початковою умовою $\theta = \theta_0$ при $\gamma = 0$ має вигляд:

$$\theta = \theta_s + (\theta_0 - \theta_s) \exp\left(-\frac{\alpha}{\theta_s} \gamma\right), \quad (4.12)$$

$$\text{де } \theta_s = \frac{2}{3} \frac{k}{p} \alpha.$$

З останнього співвідношення випливає, що ГЕ дозволяє досягти граничної пористості θ_s , причому для ущільнення матеріалу необхідне

виконання нерівності $\theta_0 > \theta_s$, тобто:

$$\frac{p}{k} > \frac{2}{3} \frac{\alpha}{\theta_s}. \quad (4.13)$$

Таким чином, для ущільнення заготовок до рівня пористості θ_s необхідна величина протитиску визначається виразом:

$$p = \frac{2}{3} \frac{\alpha}{\theta_s} k. \quad (4.14)$$

Згідно [97] для порошоків титану $\alpha = 0,05$. З рівняння (4.14) виводимо, що для досягнення залишкової пористості $\theta_{\min} = 0,05$ необхідний протитиск $p \approx k$, який в 20 раз менший за необхідний для досягнення цієї пористості шляхом ОП. Отже, ефективність процесу ГЕ як методу ущільнення порошкових матеріалів пов'язана з інтенсивними деформаціями зсуву під тиском.

Таким чином, теоретичний аналіз ущільнення порошкових матеріалів при ГЕ й ОП на якісному рівні показав, що ГЕ дозволяє досягти суттєво більшої щільності заготовок, ніж ОП при тому ж рівні тиску в середовищі деформації. Це призводить до висновку про вищу ефективність ГЕ з погляду ущільнення порошкових матеріалів.

Необхідно відзначити, що аналогічний висновок зроблений у роботі [232], де також на підставі теорії пластичності пористого тіла було встановлено, що суміщення осьового пресування в матриці із крутінням зразка супроводжується різким зниженням необхідного тиску пресування.

Експериментально обґрунтування ефективності ущільнення методом ГЕ отримано для технічно чистого титану й легованих титанових сплавів. На рис. 4.18 представлені залежності відносної щільності зразків від тиску пресування при ОП і тиску ГЕ. Тиск ГЕ збільшували шляхом додавання

протитиску, причому доведено, що при одному рівні тиску щільність зразків після ГЕ на 10...12% вища, ніж після ОП, і ці дані добре узгоджуються з результатами теоретичного аналізу ущільнення порошкових матеріалів.

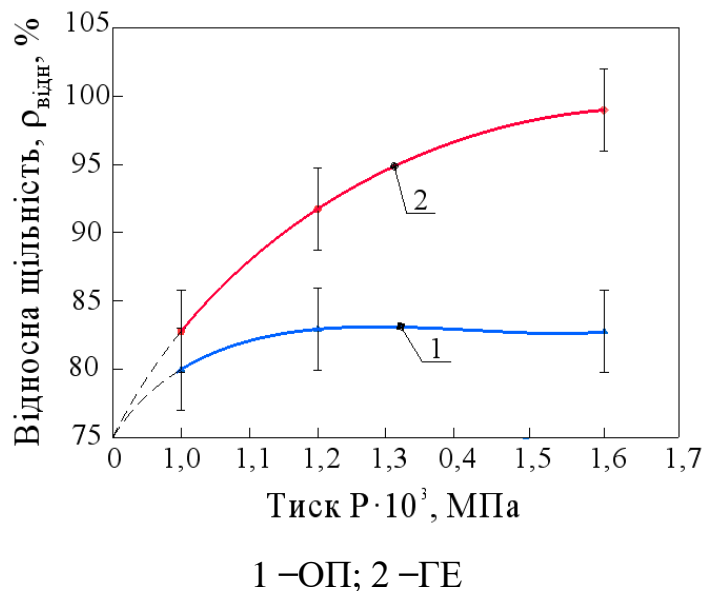


Рисунок 4.18 – Залежності відносної щільності порошкових заготовок від тиску пресування

На рис. 4.19, у свою чергу, наведено залежності відносної щільності й твердості титанових зразків від протитиску при ГЕ.

Як видно, при протитиску менше 100 МПа зразки порошкового титану руйнуються на першому проході ГЕ, тоді як при більш високих значеннях протитиску твердість пресовок монотонно зростає до 140 НВ, практично виходячи на цей рівень при протитиску 200 МПа. Значення твердості, що досягається, близьке до твердості технічно чистого титану (160 НВ). Остання обставина вказує на те, що при деформації методом ГЕ відбувається не тільки ущільнення пористих заготовок, але й утворення задовільно міцних зв'язків між частинками порошку (причому навіть при кімнатній температурі). У цьому й проявляється ефект схоплювання металів при спільній пластичній деформації [233], який дозволяє суттєво знизити температуру спікання.

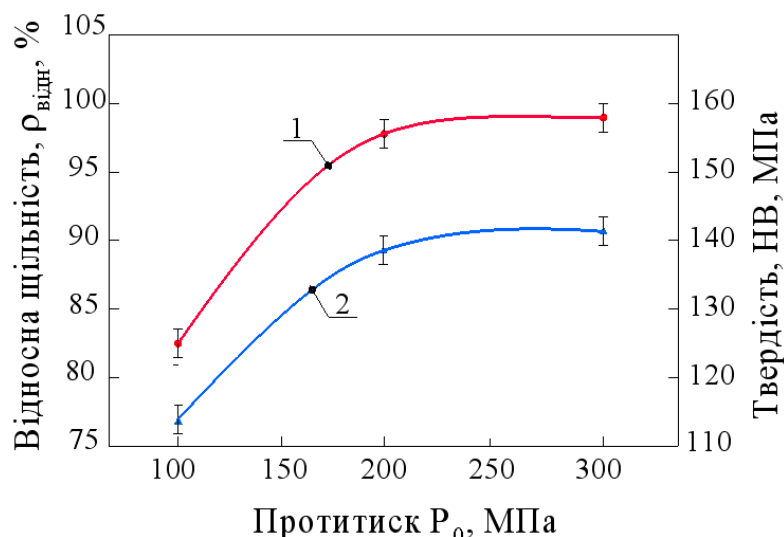


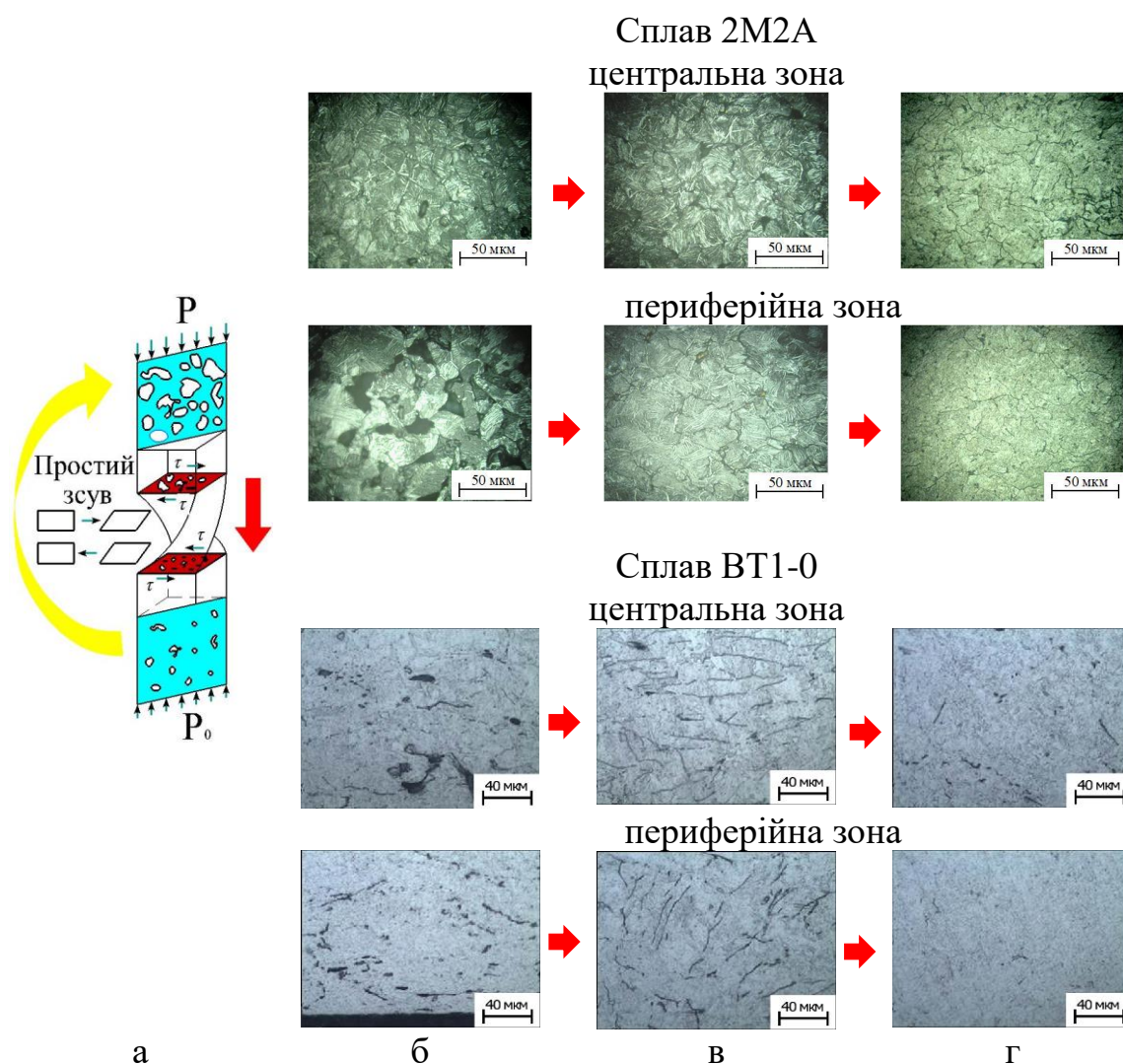
Рисунок 4.19 – Залежність відносної щільності (1) і твердості (2) пресовок порошкового титану ПТ5 від величини протитиску при ГЕ

З рис. 4.19 також видно, що при 200 МПа на рівень насичення виходить не тільки твердість, але й щільність, а тому подальше збільшення протитиску нерационально.

Експериментально ефективність застосування ГЕ як методу ущільнення спечених заготовок досліджували на зразках зі сплаву ВТ1-0. Їх циклічно піддавали пластичній деформації при інтенсивному впливі дотичних напружень в умовах гідростатичного стиску. Інтенсифікацію дотичних напружень, що сприяють закриттю пор у всьому поперечному перерізі заготовки, реалізовували шляхом циклічного повороту перерізу заготовки щодо поздовжньої осі при проходженні гвинтового каналу матриці. У результаті спостерігалось інтенсивне ущільнення спечених заготовок як у периферійній, так і в центральній зонах (рис. 4.20).

Дослідження еволюції порового простору в спечених заготовках під впливом інтенсивної пластичної деформації ГЕ показало, що даний метод є ефективним для ущільнення об'ємних некомпактних заготовок. Особливість ПД, що пов'язана з деформацією без формозміни, визначає можливість реалізації послідовного ряду циклів деформації й, тим самим, ущільнення заготовок до величини, що наближається до аналогічного значення для

заготовок у литому й деформованому станах.



P – тиск пресування; P_0 – протитиск; τ – дотичні напруження

Рисунок 4.20 – Схема ущільнення спечених заготовок ГЕ (а) і макроструктура спечених зразків після одного (б), двох (в) і трьох (г) циклів деформації

Результати визначення механічних властивостей спечених заготовок у вихідному стані й після досліджених технологічних методів ущільнення дозволили оцінити ефективність їх застосування. Механічні властивості оцінювали за результатами випробувань на розтяг при кімнатній температурі й ударну в'язкість партії стандартних зразків, виготовлених із призматичних заготовок у вихідному (після спікання) стані та після ГЕ (табл. 4.3).

Таблиця 4.3 – Механічні властивості спечених зразків у різних станах

Стан зразка	σ_g , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСТ, кДж/м ²
Спечений	325	285	6	3	1078
Після ГЕ	690	635	15	19	882

Спостережуване значне підвищення міцності й пластичності спечених зразків після ГЕ пов'язано з ефективним об'ємним ущільненням заготовки. Немаловажним аспектом підвищення міцності є також добре вивчений на компактних матеріалах ефект зміцнення при фрагментації структури матеріалу, характерної для ГЕ [120]. З ефектом фрагментації, імовірно, пов'язано й спостережуване зниження ударної в'язкості.

Таким чином, теоретично обґрунтовано й експериментально доведено, що ГЕ дозволяє ущільнити заготовки порошкового титану при набагато нижчих значеннях тиску, ніж у випадку методу одноосьового пресування. Встановлено, що ефективність процесу ГЕ як методу ущільнення некомпактних матеріалів пов'язана з інтенсифікацією деформації зсувом під тиском. Також встановлено, що при рівні протитиску 200 МПа в процесі ГЕ порошкового титану твердість і щільність заготовок практично виходять на насичення, а тому подальше збільшення протитиску не раціональне.

У результаті дослідження методів ОМТ, що забезпечують напружено-деформований стан в середовищі деформації, близький до всебічного стиснення, встановлено основні особливості їх застосування для ущільнення заготовок зі спечених титанових сплавів.

Встановлено, що в процесі ГП ущільнюється тонкий поверхневий шар зразків. Морфологія порового простору центральної частини зразків істотно не змінюється. У ній відзначається зменшення середнього розміру пор, однак їх повного усунення не відбувається. Інтенсивна пластична деформація ГЕ сприяє ефективному ущільненню за всім поперечним перерізом. Деформація гідроекструзією також сприяє об'ємному ущільненню зразків, однак такий вид обробки призводить до їх формозміни й формування текстури

деформації. Враховуючи незначний допустимий ступінь деформації заготовок при гідроекструзії, технологічний процес ущільнення повинен містити велику кількість послідовних операцій екструзування з незначними величинами витяжки.

Аналіз розглянутих методів ущільнення показує, що найбільш раціональним технологічним методом ущільнення заготовок зі спечених титанових сплавів з метою отримання компактних напівфабрикатів є ГЕ.

Результати досліджень викладено в роботах [227, 233].

4.3 Основні ефекти деформації титанових заготовок гвинтовою екструзією та їх наслідки

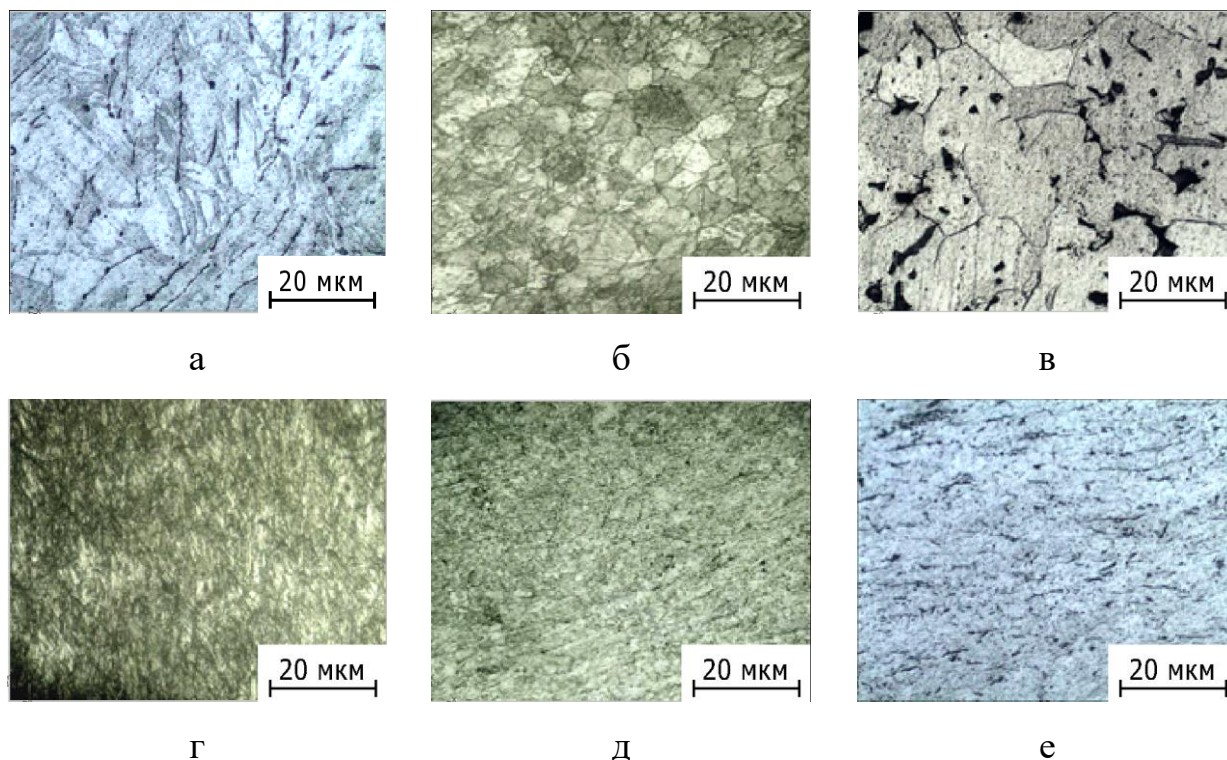
4.3.1 Вплив вихідного стану заготовки на структуру й властивості

Для оцінки еволюції структури й ступеня її впливу на рівень механічних властивостей досліджували мікроструктуру заготовок у вихідному стані. Структура вихідної литої заготовки мала крупнопластинчасту будову (ширина пластин становила 15...20 мкм, довжина 65...118 мкм), α -фази зібрані в пачки усередині β -перетворених зерен, діаметр яких у середньому становив 120 мкм (рис. 4.21, а). Розмір зерен становив 150...300 мкм.

Структура вихідної заготовки в деформованому стані (після металургійного переділу й деформаційної обробки) являла собою рівновісні α -зерна діаметром 20...30 мкм, що відповідає відпаленому стану титанових напівфабрикатів зі сплаву ВТ1-0 (рис. 4.21, б).

Структура спечених заготовок (рис. 4.21, в) була аналогічна структурі литих заготовок, але мала менший розмір β -перетворених зерен (50...80 мкм). Відзначалася наявність розорієнтованих пластин α -фази, усередині та по границях яких розташовувалися пори неправильної форми,

середній розмір яких перебував у діапазоні 7...18 мкм.



а – лита; б – деформована; в – спечена; г – лита після ГЕ;
д – деформована після ГЕ; е – спечена після ГЕ

Рисунок 4.21 – Структура заготовок у різних станах

З урахуванням того, що хімічний склад досліджуваних заготовок практично ідентичний, то режими ГЕ були однакові для заготовок у досліджених станах.

Деформація заготовок методом ГЕ призвела до істотних змін у структурі матеріалу. У заготовках з вихідною литою структурою середній розмір структурних складових (зерен і субзерен), підданих п'яти циклам деформації ГЕ, перебував у діапазоні 200...500 нм.

Структура заготовок після ГЕ незалежно від вихідного стану була аналогічною, не мала границь зерен, що чітко проглядаються, і складалася з фрагментів деформаційного походження розміром близько 1 мкм (рис. 4.21, г-е).

У спеченій заготовці, крім подрібнення структури, мало місце

заліковування пор. Розмір зерен після п'яти циклів деформації перебував у діапазоні 1...2 мкм, що в 100...150 раз менше за середній розмір зерен у вихідній заготовці (рис. 4.21, в, е).

Заготовка в процесі ГЕ перебуває в складно-напруженому стані, в результаті чого під дією зсувних деформацій кульового компонента тензора напружень відбувається ущільнення матеріалу в той час, як девіаторна складова сприяє руйнуванню [235]. У зв'язку із цим при ГЕ можливе одночасне протікання як процесів ущільнення, так і розпушення заготовок (табл. 4.4).

Таблиця 4.4 – Характеристики щільності заготовок у різних структурних станах відносно вихідної, литої заготовки

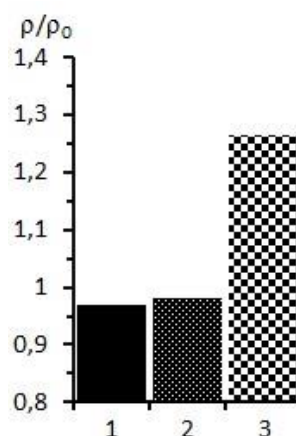
Стан заготовки	Відносна щільність, $\rho_{\text{відн}}$	
	вихідна	після ГЕ
Литий	0,99	0,96
Деформований	1	0,98
Спечений	0,72	0,91

Так, для спечених заготовок і заготовок у литому стані спостережувані зміни відносної щільності й властивостей пов'язані як із подрібненням структурних складових, так й із заліковуванням пор і раковин у процесі механічного навантаження значними концентраторами напружень. Також для спечених заготовок після ГЕ немаловажним є усунення дефектів по границях частинок порошку. Спостережуване зменшення відносної щільності зразків зі сплаву в деформованому стані добре узгоджується з рядом експериментальних досліджень [247] і пов'язано зі збільшенням щільності точкових і лінійних дефектів кристалічної ґратки.

Відносна щільність спечених заготовок, підданих ГЕ, перебувала в межах 0,91...0,92 від рівня заготовок у деформованому стані, що дещо нижче відносної щільності зразків у вихідному литому стані (див. табл. 4.4).

Неможливість отримання після ГЕ повністю компактних заготовок з нульовою пористістю можна пояснити процесами ущільнення, що протікають одночасно з розпушенням. При виході заготовки з гвинтової частини каналу матриці девіаторна компонента тензора напружень перевищує кульову, що, враховуючи зсув контуру поверхні плинності спечених тіл відносно гідростатичної осі, і призводить до потрапляння в зону розпушення матеріалу. Подальша оптимізація режимів ГЕ й конструкції технологічного оснащення може дозволити усунути розпушення заготовок і ще більше підвищити їх щільність [96, 85].

Аналізуючи зміни відносної щільності заготовок у різних станах після ГЕ, можна бачити (рис. 4.22), що максимальна зміна щільності спостерігається для спечених заготовок. Це пов'язано передусім з високою вихідною пористістю спечених заготовок.



1 – литий; 2 – деформований; 3 – спечений

Рисунок 4.22 – Діаграма зміни відносної щільності титану у різних станах

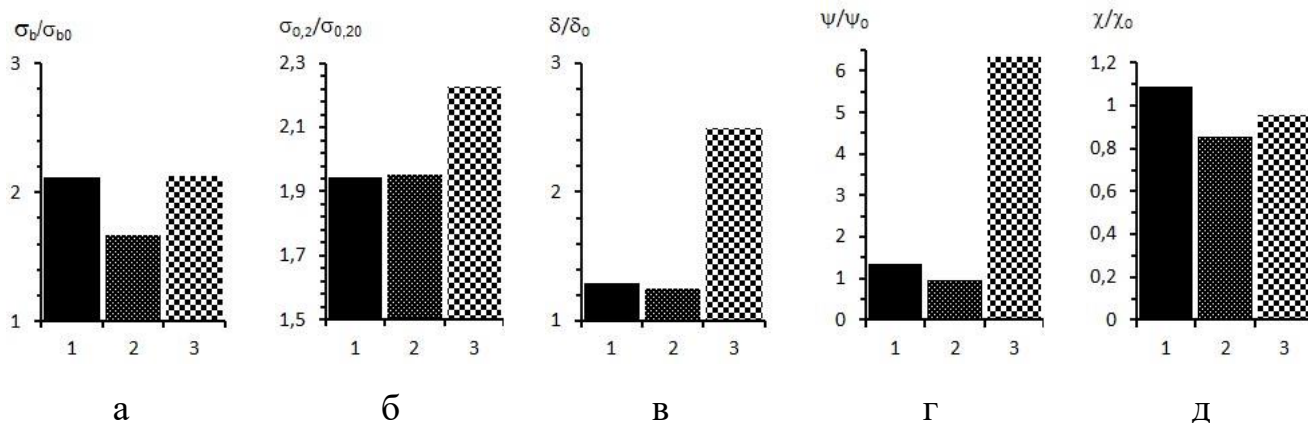
Дослідження структури заготовок дозволило зробити висновок, що при різному розмірі структурних складових і навіть різному типі вихідних структур (пластинчаста або рівновісна) після ГЕ структура заготовок мала практично ідентичні параметри.

Результати досліджень механічних властивостей зразків із заготовок у різних структурних станах наведено в табл. 4.5.

Таблиця 4.5 – Характеристики міцності сплаву ВТ1-0 у різних структурних станах

Стан	σ_b , МПа		$\sigma_{0,2}$, МПа		δ , %		ψ , %		χ ($\sigma_b/\sigma_{0,2}$)	
	вих.	ГЕ	вих.	ГЕ	вих.	ГЕ	вих.	ГЕ	вих.	ГЕ
Литий	300	635	275	535	17	22	20	27	1,09	1,19
Деформований	425	710	325	635	20	25	38	36	1,31	1,12
Спечений	325	690	285	635	6	15	3	19	1,14	1,09

Зміни характеристик міцності й пластичності заготовок у різних вихідних станах після ГЕ відбуваються неоднаково (рис. 4.23). Максимальна зміна границі міцності спостерігається для зразків зі сплаву в литому й спеченому станах (рис. 4.23, а). Максимальна зміна умовної границі плинності і характеристик пластичності мала місце для спечених заготовок при незначному зниженні запасу пластичності (рис. 4.23, б-д).



1 – литий; 2 – деформований; 3 – спечений;

а – границя міцності; б – умовна границя плинності; в – відносне видовження; г – відносне звуження; д – коефіцієнт запасу пластичності

Рисунок 4.23 – Гістограми зміни характеристик міцності та пластичності титану в різних станах

Таким чином, міцнісні характеристики спечених заготовок після ГЕ підвищувалися більше ніж у два рази, характеристики пластичності – у

2,5 раза для відносного видовження й більше ніж у 6 разів – для відносного звуження. Запас пластичності незначно знижується, що, імовірно, було наслідком вичерпання джерел генерації дислокацій і можливих площин ковзання.

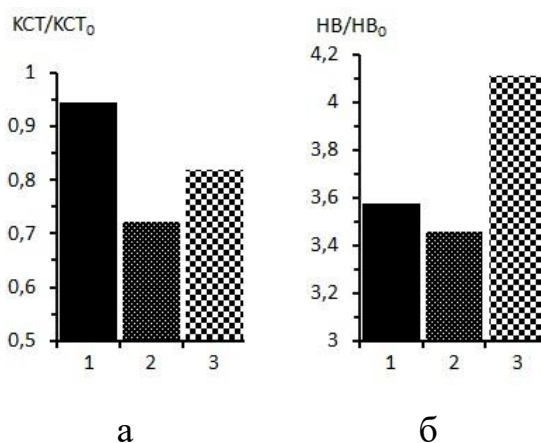
Значення ударної в'язкості зразків з вихідних заготовок, що мають різний структурний стан, також відрізнялися між собою (табл. 4.6).

Таблиця 4.6 – Характеристики ударної в'язкості та твердості титану в різних структурних станах

Стан заготовки	КСТ, кДж/м ²		НВ, МПа	
	вих.	ГЕ	вих.	ГЕ
Литий	1764±82	1666±67	116±4,5	415±3,2
Деформований	950±34	686±32	149±3,5	515±3,5
Спечений	1078±40	882±38	83±7	341±2,8

Найвищі значення ударної в'язкості мала заготовка в литому стані, найнижчі – у деформованому. Такий характер зміни ударної в'язкості можна пояснити різними механізмами поширення тріщини в процесі руйнування зразків. Так, у литій заготовці із пластинчастою структурою тріщина зростає вздовж границь пластин α -фази, багаторазово змінює напрямок свого руху, огинаючи пластини α -фази, що обумовлює довгий фронт тріщини і, як наслідок, високу роботу руйнування. У деформованих заготовках із зернистою структурою, відповідно, робота руйнування нижча. Ударна в'язкість зразків зі спеченої заготовки дещо нижча, ніж у литої, оскільки пори й мікрофлокени, розташовані на шляху розвитку тріщини, призводять до зменшення перерізу зразка.

Для всіх досліджених зразків спостерігалось зниження ударної в'язкості після ГЕ (рис. 4.24, а): для зразків у деформованому стані – на 27,8%, спечених – на 18,2%.



а
б

1 – литий; 2 – деформований; 3 – спечений

Рисунок 4.24 – Гістограми зміни ударної в'язкості (а)
і твердості (б) титану в різних станах

Найнижче зниження ударної в'язкості – на 5,5% – спостерігалось для литих зразків. Зниження ударної в'язкості зразків із СМК структурою можна пояснити тим, що в матеріалі з дрібнодисперсною структурою фронт тріщини зростає більш прямолінійно, не огинаючи крупні зерна, як у випадку з вихідною структурою. Зниження довжини фронту тріщини сприяло зменшенню роботи руйнування й значення ударної в'язкості. Слід зазначити, що ударна в'язкість деформованих і спечених зразків, підданих ГЕ, мала близькі значення, що пояснюється аналогічним структурним станом.

Твердість вихідних заготовок у різних станах суттєво різнилася (табл. 4.6). Найбільше значення твердості спостерігалось для заготовок у деформованому стані, найнижче – для спечених заготовок, що обумовлено дією пор, що послабляють. Вихідне значення твердості для заготовок у литому і деформованому станах перебувало приблизно на одному рівні. Після ГЕ твердість зразків у всіх досліджених станах підвищувалась (рис. 4.24, б). Найбільша зміна спостерігалась для спечених заготовок, наближаючи її до рівня твердості заготовок у литому й деформованому станах після ГЕ. Підвищення твердості для спечених заготовок більше ніж в 4 рази може бути пов'язано з тим, що при індентуванні сталевією кулькою діаметром 5 мм пластично деформувався об'єм матеріалу незрівняно

більший, ніж об'єм одиничних пор. Таким чином, для спечених заготовок, на відміну від заготовок у литому й деформованому станах, підвищення твердості пов'язане не тільки зі зміцненням твердої фази, але і зі зменшенням кількості пор і мікрофлокенів, що активуються при вдавненні індентора.

При фрактографічному аналізі поверхонь руйнування зразків, випробуваних на розтяг, встановлено, що для зразків у литому стані руйнування відбувалося за квазікрихким механізмом з відривом за площиною, розташованою по границях α -пластин, орієнтованих в одному напрямку, що обумовило формування зламу під кутом 45° до робочої частини зразка (рис. 4.25, а).



а



б



в



г



д



е

а – литий; б – деформований; в – спечений; г – литий після ГЕ;

д – деформований після ГЕ; е – спечений після ГЕ

Рисунок 4.25 – Поверхні руйнування титану в різних станах після випробувань на одноосьове розтягування

Злами зразків, вирізаних із заготовок у деформованому стані, мали «чашкову» будову, властиву для відпаленого титану й характерну для в'язкого механізму руйнування (рис. 4.25, б). Зразки зі спечених заготовок також мали поверхню руйнування, характерну для в'язкого механізму. У місцях наявності пор у зламі виявлено плоскі майданчики, однак за контуром зламу практично була відсутня «чашечка», що свідчить про значну пластичну деформацію зразка до моменту його руйнування. Таким чином, пори в спечених зразках послабляли переріз і одночасно призводили до зниження міцності та пластичності (рис. 4.25, в).

Поверхні руйнування зразків, виготовлених з СМК заготовок, незалежно від вихідного структурного стану характеризувалися формуванням вузької шийки поблизу площини руйнування, що свідчить про значну деформацію матеріалу та в'язкий характер руйнування (рис. 4.25, г-е).

Таким чином, дослідження структури, міцнісних характеристик і особливостей руйнування зразків у різних станах дозволили встановити основні закономірності їх зміни після впливу на них ГЕ. Враховуючи рівень властивостей спечених заготовок після ГЕ, що відповідає значенням сплаву у литому й деформованому станах, а також перспективи отримання спечених заготовок з технічної й економічної точок зору, застосування ПД є особливо актуальним для заготовок з порошкових матеріалів. На підставі аналізу результатів досліджень можна говорити про можливе отримання деформованих напівфабрикатів титанових сплавів із суттєво більш високим рівнем властивостей в порівнянні з тими, що вони мають у вихідному структурному стані.

Результати досліджень викладено в роботі [203].

4.3.2 Латентна деформація заготовок

Аналіз механізмів деформації ГЕ показав [60], що в першому наближенні в процесі обробки кожний матеріальний переріз компактного зразка деформується за схемою простого зсуву подібно тому, як деформується матеріал при крученні під високим тиском [118]. Теоретичний аналіз напружено-деформованого стану зразка при ГЕ показує, що під дією крутного моменту матеріальні точки в поперечному перерізі рухаються по концентричних окружностях (рис. 4.26). При такій схемі деформації процеси масопереносу й перемішування матеріалу проходять досить неефективно.

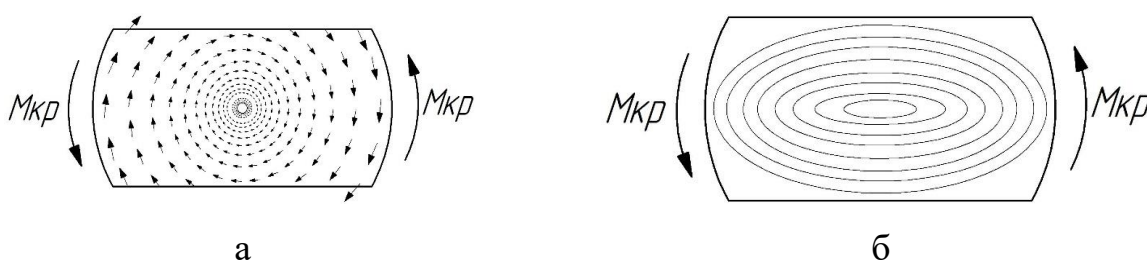


Рисунок 4.26 –Розрахункові вектори переміщень точок у поперечному перерізі (а) і теоретичні лінії плинущу (б) при деформації заготовки ГЕ

Експериментальні дослідження ліній течії в призматичних зразках, підданих ГЕ, указують на те, що реальні лінії течії суттєво відрізняються від теоретичних [88]. Причиною якісної відмінності в характері плинущу є дифузійні процеси, проковзування по границях зерен, а також розворот кристалографічних площин усередині окремих кристалітів.

У роботах [52, 103] обґрунтовано присутність вихрових явищ у площині деформації при простому зсуві. Причиною виникнення вихорів є розворот обертових мікрооб'ємів компактного матеріалу поблизу перколяційного переходу, пов'язаний з порушенням закону парності дотичних напружень. Причиною такого порушення можуть стати вакансії, що з'являються в приграничній області при зсуві. Зростання кількості

вакансій збільшує об'єм матеріалу в приграничній області, що викликає зростання дотичних напружень із ростом тиску через додаткову роботу, яку необхідно зробити при зсуві проти сил тиску.

На рис. 4.27, а обертовий мікрооб'єм показаний схематично у вигляді квадрата зі стороною L . Проаналізуємо сили, що діють на нього.

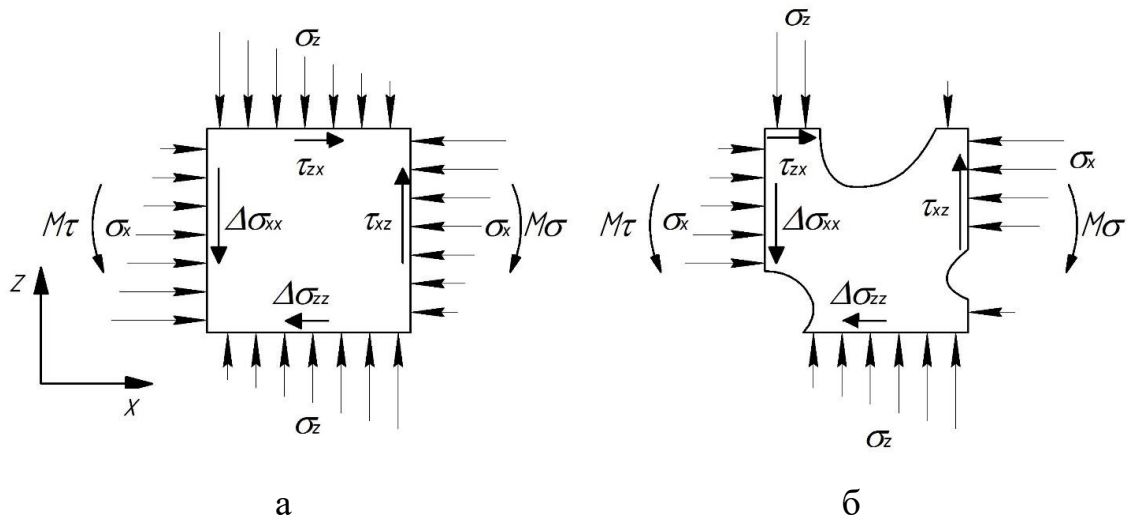


Рисунок 4.27 – Модель виникнення силових моментів при простому зсуві в компактному (а) і некомпактному (б) матеріалах

Прийmemo, що тиск у напрямку осі z перевищує тиск у напрямку осі x , що призведе до нерівності $\tau_{zx} \geq \tau_{xz}$, тобто до порушення закону парності дотичних напружень. З рис. 4.27, а випливає, що на квадратну комірку (мікрооб'єм) діє момент сил $M_\tau = L^2(\tau_{zx} - \tau_{xz})$, обумовлений дотичними напруженнями (прийнято, що товщина комірки в напрямку, перпендикулярному площині xz , дорівнює 1). Її малий поворот під дією цього моменту викликає відповідну пружну реакцію навколишнього матеріалу у вигляді додаткового сильно неоднорідного поля нормальних напружень $\Delta\sigma_{xx}$ і $\Delta\sigma_{zz}$, що створює компенсуючий момент M_σ , який діє на комірку. Поки зазначені моменти рівні один одному, комірка перебуває в рівновазі. При певному граничному значенні τ_{zx} створюються умови для прояву так званого stick-slip ефекту. Це призводить до порушення рівноваги між M_τ і M_σ і

стрибкоподібного повороту комірки під дією різниці моментів $M_\sigma - M_\tau$. В результаті відбувається релаксація M_σ і рівновага відновлюється [249].

У некомпактних матеріалах причини розвороту мікрооб'ємів матеріалу трохи інші. Розглядаючи схему навантаження некомпактного матеріалу, можна бачити, що присутність пор призводить до нерівності довжини границь квадратної комірки (рис. 4.27, б). Під дією поля нормальних напружень $\Delta\sigma_{xx}$ і $\Delta\sigma_{zz}$ створюється крутний момент $M_{кр}$, який в сукупності з моментами M_σ і M_τ призводить до розвороту мікрооб'єму матеріалу.

Розглядаючи обертові мікрооб'єми некомпактного матеріалу на різних масштабних рівнях, можна легко показати (рис. 4.28, а), що в перерізі зразка, що деформується ГЕ, виникають множинні, самоподібні вихори різного розміру.

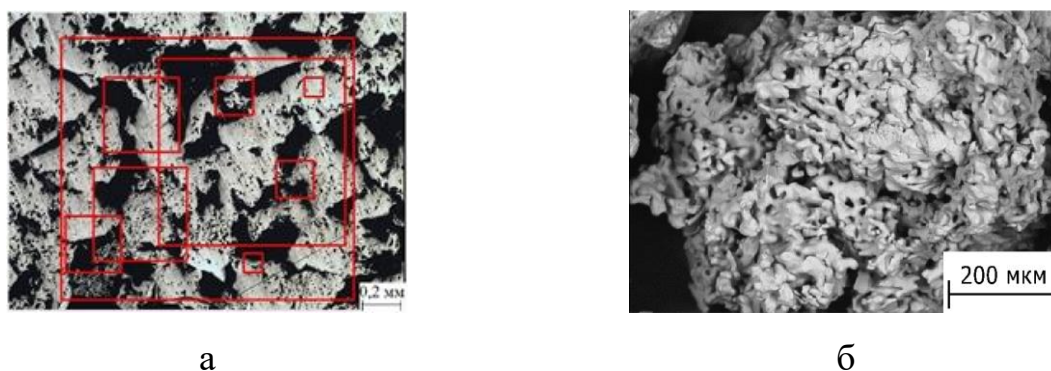


Рисунок 4.28 –Різномасштабні обертові мікрооб'єми в некомпактному матеріалі (а) і структура частинки порошку титану (б)

Розвинений поровий простір усередині, наприклад, частинок порошку титану, отриманого з відсіву титанової губки (рис. 4.28, б), сприяє виникненню вихорів, порівняних не тільки з розміром перерізу заготовки, але і з розміром частинок порошку й зерен (рис. 4.29).

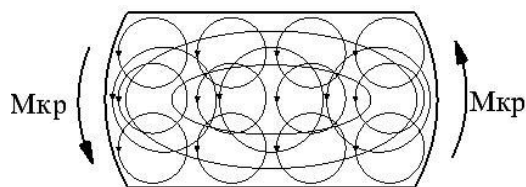


Рисунок 4.29 – Мультимасштабні вихори в поперечному перерізі при ГЕ

За аналогією з вихорами, досліджуваними в теорії розвиненої гідродинамічної турбулентності, вихори, що виникають у некомпактних заготовках при деформації гвинтовою екструзією, можуть розглядатися з використанням мультифрактальних концепцій. Основою для математичного опису вихорів є фрактал, який являє собою множину, що має властивість самоподібності, тобто однорідності в різних шкалах вимірювання.

Належність вихорів, що виникали при ГЕ, до фракталів можна обґрунтувати, розглядаючи основні вимоги до них. Так, вони мають нетривіальну структуру на всіх масштабах, а збільшення масштабу не веде до її спрощення. Виникаючі вихори є самоподібними або приблизно самоподібними, а також мають метричну розмірність, що перевершує топологічну [250]. Останнє твердження може ґрунтуватися на геометричній подібності морфології порового простору окремих частинок порошку й зразка на макрорівні.

З факту приналежності множинних вихорів до фрактальних структур випливають важливі наслідки для аналізу процесів, що протікають при ГЕ в заготовках з компактних і некомпактних матеріалів. Найбільш важливим з них є перемішування й масоперенос, що виникають при взаємодії вихорів на різних масштабних рівнях (рис. 4.30).

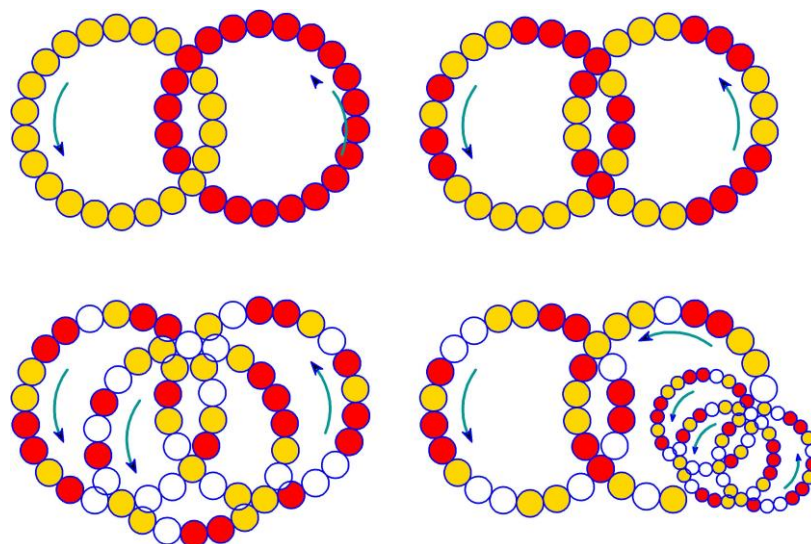
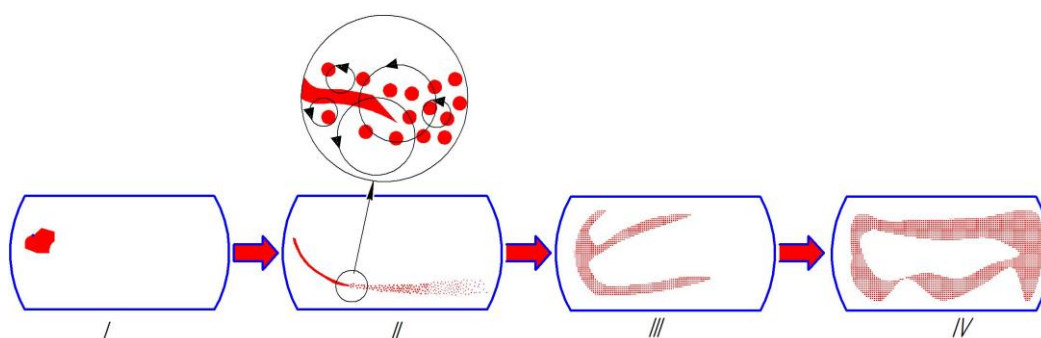


Рисунок 4.30 – Схема механізму масопереносу й перемішування при ГЕ

Стосовно до заготовок з порошкових матеріалів [205], гомогенізація може бути розглянута на декількох масштабних рівнях. Так, на макрорівні, порівнянному з перерізом зразка, гомогенізація може бути розглянута з позицій перемішування й рівномірного розподілу частинок порошків матриці сплаву й порошків легувальних елементів. Ефект перемішування в масштабі перерізу заготовки оснований на трьох явищах: витягуванні, утворенні складок і «розпаді» (рис. 4.31).



I-IV — стадії перемішування

Рисунок 4.31 – Траєкторія руху матеріальних точок у поперечному перерізі спеченої заготовки в процесі ГЕ

Розглянемо деяку область всередині поперечного перерізу компактної заготовки, порівняну з розміром зерна або частинкою порошку (рис. 4.31,

стадія I). При розвороті перерізу у гвинтовому каналі напруження значно перевищують границю плинності матеріалу, а розглянута область міцно пов'язана з аналогічними областями навколо, що пластично деформуються й витягаються в напрямку ліній течії за своїми законами (рис. 4.31, стадія II). Виникаючі вихрові явища призводять до «розпаду» потоку й до його диспергування на окремі фрагменти. Розворот перерізу зразка в протилежному напрямку, характерний для ПД за схемою гвинтової екструзії, призводить до утворення складок матеріалу і подальшого диспергування (рис. 4.31, стадія III).

Утворення складок матеріалу й витягування (рис. 4.32) експериментально підтверджені в роботі [249].

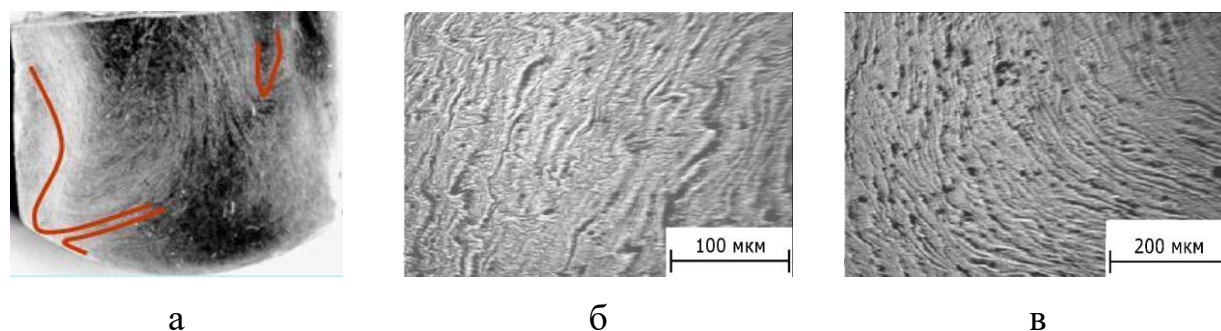
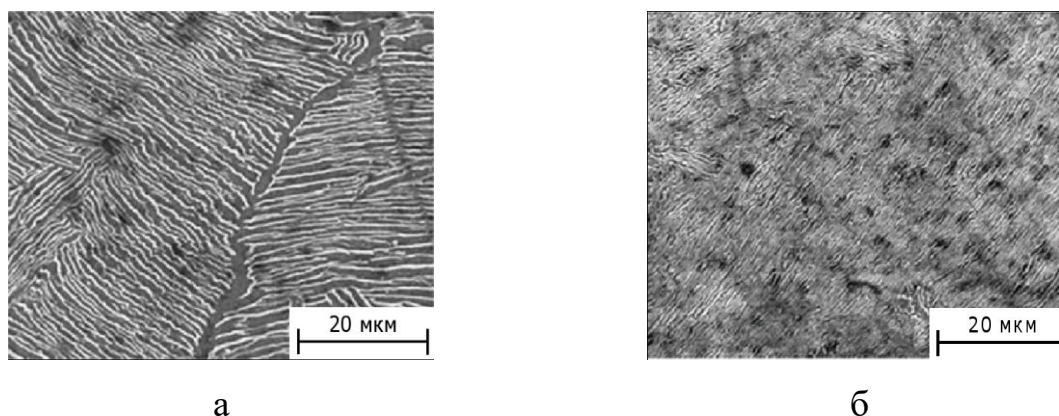


Рисунок 4.32 – Утворення складок (а, б) і витягування (в) при деформуванні металів [88, 249]

Причиною утворення складок є розбіжність траєкторій руху окремих матеріальних точок у поперечному перерізі при його закручуванні й наступному розкручуванні. Багаторазові цикли деформації сприяють переносу частинок розглянутої області в межах поперечного перерізу зразка, а також її диспергуванню (див. рис. 4.31, стадія IV). Описаний механізм для спечених, після консолідації пресуванням, порошкових пресовок сприяє руйнуванню оксидних плівок, що покривають частинки порошку титану, шляхом диспергування границь «частинка – частинка».

Експериментальне підтвердження латентної деформації зразків при ГЕ

отримано на заготовках з титанових сплавів ВТЗ-1, ВТ8 у різних вихідних початкових станах (компактних і некомпактних). Так, вихідна заготовка з компактного сплаву ВТЗ-1 мала типову для титанових поковок сплаву ВТЗ-1 пластинчасту структуру, представлену зернами первинної β -фази розміром 20...40 мкм. Усередині зерен первинної β -фази розташовувалися пластини α -фази з розміром 2...4 мкм, між якими були прошарки β -фази з розміром близько 2 мкм (рис. 4.33).



а –вихідний стан; б –після ГЕ

Рисунок 4.33 –Мікроструктура сплаву ВТЗ-1 у вихідному стані й після ГЕ

По границях первинних β -зерен була присутня α -облямівка з розміром 3..7 мкм, що до 2,5 раза перевищує середні розміри α -пластин і до 5 разів більше розмірів β -прошарку. Дослідження розподілу основних легувальних елементів у структурних складових показали, що в вихідних заготовках має місце істотна хімічна неоднорідність у структурних складових.

Підвищена концентрація β -стабілізуючих елементів Мо і Сг мала місце в β -прошарках і практично була відсутня в α -пластинах, що є характерним для $(\alpha+\beta)$ -сплавів із пластинчастою структурою.

У результаті першого циклу деформації ГЕ відбувалася значна зміна структури сплаву (рис. 4.33, б), однак у приосьовій зоні заготовки були ділянки структури, практично не піддані змінам при деформації (дійсна деформація на осі $\sim 0,5$, а на периферії $\sim 2,5$). При цьому багаторазові

проходи через гвинтовий канал гвинтової матриці призводили до збільшення загального об'єму деформованих областей сплаву. У результаті багатопрохідної деформації кількість деформованих областей накопичувалася. Після 4-5 циклів спостерігалася деформація всього поперечного перерізу заготовок.

У деформованому стані практично були відсутні границі первинних β -зерен і α -облямівка. Розміри α -пластин, що є основними структурними складовими сплаву, зменшились з 2...4 мкм до 0,2 мкм. Пропорційне зменшення розміру спостерігається й для прошарку β -фази. Аналіз розподілу легувальних елементів показав зменшення концентраційної неоднорідності в структурі субмікрокристалічних розмірів (рис. 4.33, б).

Вивчення поверхонь зламів зразків, що зруйнувалися в процесі ГЕ (рис. 4.34), а також аналіз розподілу легувальних елементів у них (рис. 4.35) підтверджують теоретичні припущення про присутність мультимасштабних вихорів, масопереносу й гомогенізацію сплаву.



Рисунок 4.34 –Злам зразка, що зруйнувався при ГЕ

Основою механізму перемішування є зсув по висококутових границях і процес дифузії. Такі умови виконуються для компактних і пористих матеріалів. Для порошкових матеріалів, у яких відсутні міцні границі між окремими частинками порошку основи сплаву й частинками порошоків легувальних елементів, механізм перемішування при простому зсуві дещо інший.

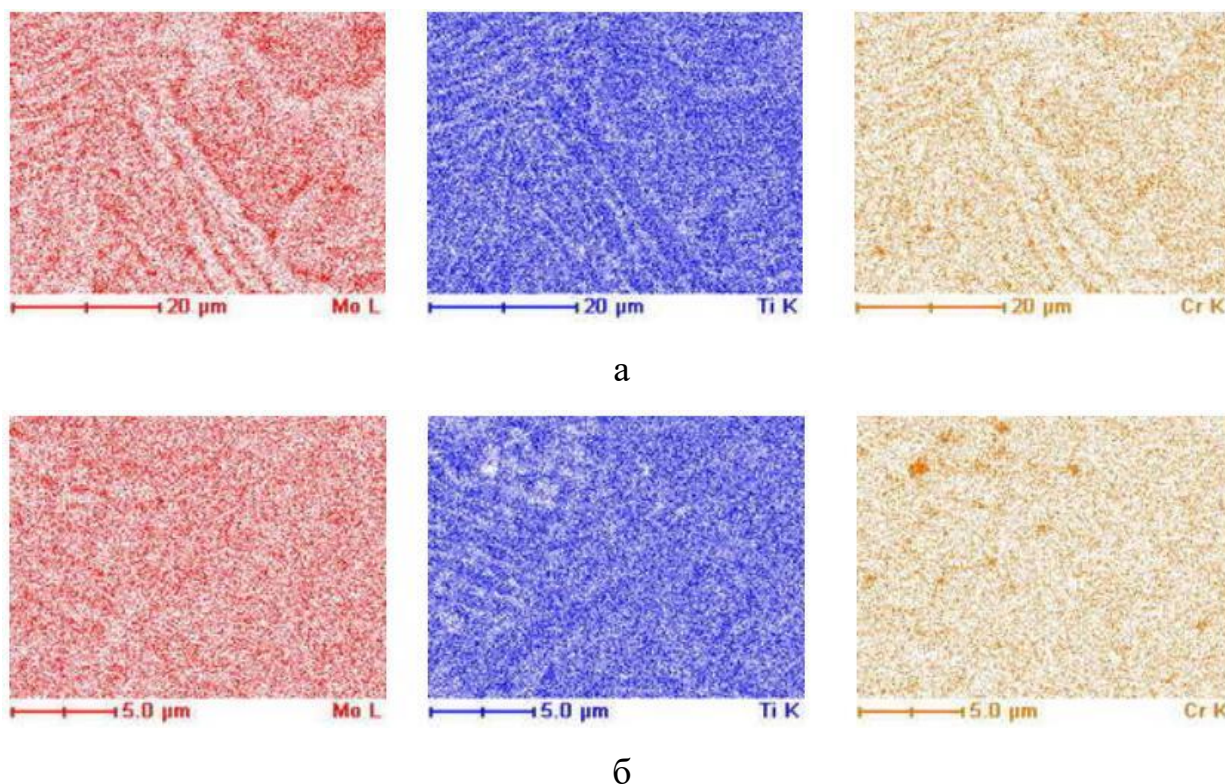


Рисунок 4.35 – Розподіл легувальних елементів у структурних складових вихідних зразків (а) і після ГЕ (б) сплаву ВТ3-1

Так, частинки порошків, що не мають міцних зв'язків із сусідніми частинками (рис. 4.36, стадія I), під дією мультимасштабних вихорів, що виникають у поперечному перерізі при ГЕ, «розмиваються» за перерізом зразка (рис. 4.36, стадія II). При циклічному реверсуванні розвороту перерізу заготовки, характерному для деформації за схемою гвинтової екструзії, потік частинок «розпадається», у результаті чого вони «розносяться» в межах всього поперечного перерізу (рис. 4.36, стадії III, IV).

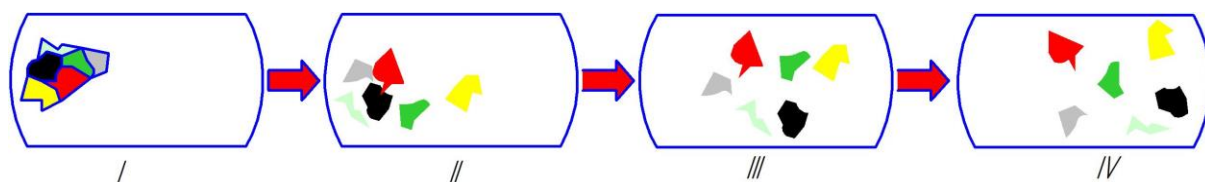


Рисунок 4.36 – Схема перемішування в порошкових зразках при ГЕ

Відсутність зв'язаних поверхонь і точок опори обмежує дію властивих

компактним і пористим матеріалам механізмів утворення складок і витягування. У порошкових заготовках мультимасштабні вихори сприяють переміщенню частинок порошку, їх розвороту й, в сукупності з дією гідростатичного стиску, поліпшенню акомодатії один одного, що сприяє ефективному усуненню пористості.

На мікрорівні, порівняному з розміром окремих частинок порошку, що й сформувалися в процесі твердофазного спікання зерен, гомогенізація розглядається як усунення ліквідаційних неоднорідностей і дефектів кристалічних ґраток усередині зерна. Перемішування в масштабі зерен оснований на багаторазовому застосуванні перетворення «дискретний зсув + поворот». Процеси перемішування й транспорту речовини на мікрорівні сприяють протіканню механохімічного синтезу складнолегованих сплавів і супроводжуються зміною параметра кристалічної ґратки. Дослідження показали, що наслідком множинних розворотів мікрооб'ємів матеріалу на рівні зерен є формування кристалографічної текстури [251].

Важливим наслідком виникнення при простому зсуві в процесі ГЕ мультимасштабних вихрових явищ є відмінності в схемі зміцнення компактних і некомпактних матеріалів. Так, згідно з теоретичними передумовами, що описують зміцнення при простому зсуві [52, 103, 104], існує дві якісно різні стадії зміцнення (рис. 4.37, а).

На першій стадії реалізується механізм деформаційного зміцнення за схемою, аналогічною чистому зсуву. Густина дефектів кристалічної ґратки матеріалу збільшується, що призводить до формування розорієнтованих субзерен і нових зерен з висококутовими границями. Коли деформація досягає величини границі перколяції e_p , механізм деформації стає принципово іншим. Сформовані на першій стадії субмікрокристалічні зерна з мінімальною кількістю дефектів у тілі зерна, але з широкими границями, що містять більшу густину зернограничних дислокацій [65], в процесі деформації на другій стадії не деформуються, а під дією мультимасштабних вихорів роблять взаємні розвороти й переміщення подібно незв'язаним

частинкам у порошкових зразках.

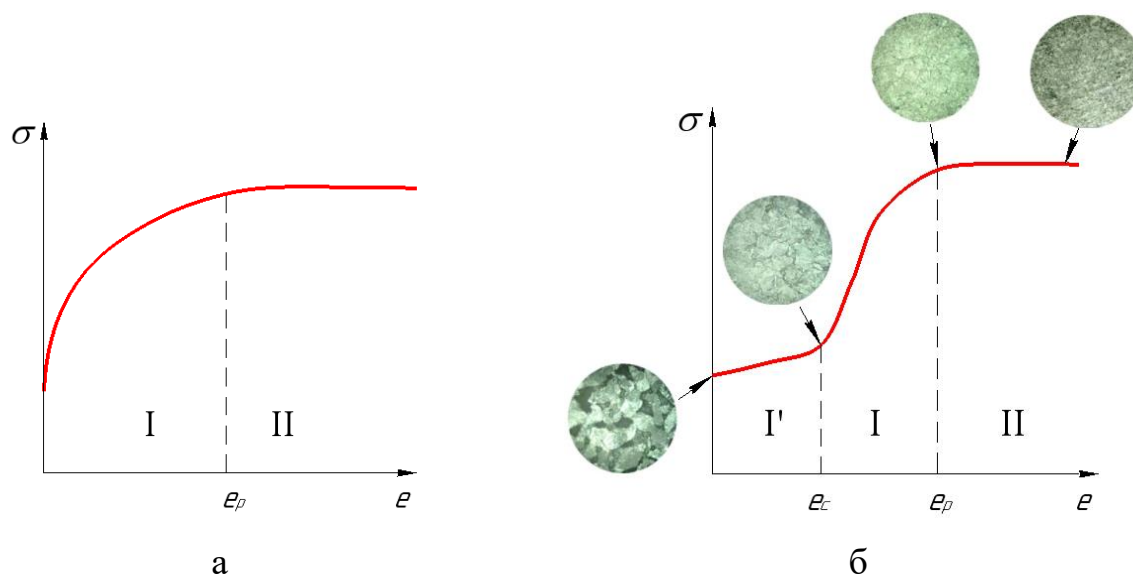


Рисунок 4.37 – Схема зміцнення компактних (а) і некомпактних (б) матеріалів під час ГЕ

Розвороти й переміщення зерен можливі шляхом проковзування за рахунок руху по границях зосереджених там зернограничних дислокацій. В результаті заготовка пластично деформується, але як такої деформації зерен, пов'язаної з їх деформаційним зміцненням, не відбувається. Двостадійний механізм деформації при ГЕ пояснює значне зміцнення при збереженні пластичності металевих матеріалів.

Крива залежності зміцнення некомпактних матеріалів при ГЕ відрізняється появою стадії ущільнення й акомодатії I' (рис. 4.37, б). На відміну від ПД компактних матеріалів мультимасштабні вихори в некомпактних матеріалах виникають вже на першій стадії деформування. Причиною їх появи є описаний вище механізм порушення закону парності дотичних напружень при наявності пор.

На початковій стадії деформування під дією дотичних напружень і мультимасштабних вихорів відбувається деформація простим зсувом, що супроводжується ефективним перемішуванням, масопереносом і ущільненням. Основною причиною ущільнення є акомодатія частинок

порошку для порошкових і пластична деформація – для пористих матеріалів. Виникнення крутного моменту від пор призводить до полегшеного повороту комірок матеріалу, що утруднює на даній стадії процеси зміцнення, фрагментації та диспергування структури.

Полегшений поворот і множинні вихори, що виникають на першій стадії деформування, сприяють ефективному масопереносу в площині деформації. У результаті ансамблі частинок порошків легувальних елементів перемішуються, склад зразків стає більш гомогенним. Високий рівень контактних напружень, що діють на частинки, сприяє активізації механохімічних процесів, що прискорюють взаємну дифузцію частинок порошкової суміші.

Кінець стадії ущільнення характеризується деякою величиною деформації компактування e_c (рис. 4.37, б), для якої характерне усунення пористості. На даному етапі матеріал заготовки можна вважати компактним, із крупнокристалічною структурою. Поведінка матеріалу на стадіях I і II аналогічна описаній вище для компактних матеріалів. У результаті проведення ГЕ некомпактних заготовок, на відміну від компактних, досягається не тільки формування СМК структури, хімічна й структурна гомогенізація, але й ущільнення.

Результати досліджень викладено в роботах [172, 252].

4.3.3 Формування кристалографічної текстури

Встановлення закономірностей текстуроутворення під дією ГЕ й наступної термічної обробки є важливим питанням технології виготовлення лопаток, враховуючи високу схильність титану до текстуроутворення і, як наслідок, анізотропії властивостей. Титанові зразки після ГЕ піддавали відпалу впродовж 1 години при температурах 200, 250, 300, 350 і 400 °С.

На рис. 4.38 представлені отримані зворотні полюсні фігури зразків у напрямку осі екструзії (ED ЗПФ) і перпендикулярному до осі екструзії (TD ЗПФ) після 5 циклів ГЕ і відпалу при зазначених температурах.

Полюсну густину на ED ЗПФ (рис. 4.38, а) зразка після екструзії представлено двома максимумами. Один максимум 2,67 спостерігається в полюсі $\langle 11\bar{2}4 \rangle$. Область розсіювання обмежена полюсами $\langle 0002 \rangle$, $\langle 10\bar{1}4 \rangle$ і $\langle 11\bar{2}4 \rangle$. Другий максимум 2,42 розташований у полюсі $\langle 10\bar{1}0 \rangle$. Він має більш широку область розсіювання. Ця область охоплює полюси $\langle 20\bar{2}1 \rangle$, $\langle 30\bar{3}2 \rangle$, $\langle 10\bar{1}1 \rangle$, $\langle 20\bar{2}3 \rangle$, $\langle 21\bar{3}3 \rangle$, $\langle 21\bar{3}2 \rangle$, $\langle 21\bar{3}1 \rangle$ і $\langle 21\bar{3}0 \rangle$. Таким чином, після п'яти проходів ГЕ гексагональні осі частини кристалів відхиляються від ED на кути $0 \sim 38,5^\circ$. Гексагональні осі іншої частини кристалів відхилені від напрямку осі екструзії на кути в області $50,75^\circ \dots 90^\circ$.

Полюсна густина на TD ЗПФ (рис. 4.38, б) характеризується також двома максимумами полюсної густини із широкими областями розсіювання, які перекриваються між собою. Один максимум 2,36 розташований у полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$. Другий максимум 2,34 спостерігається в полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$ із широкою областю розсіювання. У цілому, розподіл полюсної густини на TD ЗПФ після п'яти проходів ГЕ нагадує віялоподібний розкид орієнтацій кристалів, на що вказувалося в більш ранній роботі з дослідження кристалографічної текстури в сплаві VT1-0 після ГЕ [128]. Це може свідчити про те, що у формування текстури в процесі ГЕ поряд із кристалографічними механізмами (базисним, призматичним і пірамідальним ковзанням і двійникуванням) вносить певний вклад вихровий характер переміщення кристалітів у процесі їх подрібнення. Подібний рух нагадує турбулентний рух рідини при її турбулентному плинні [172, 253].

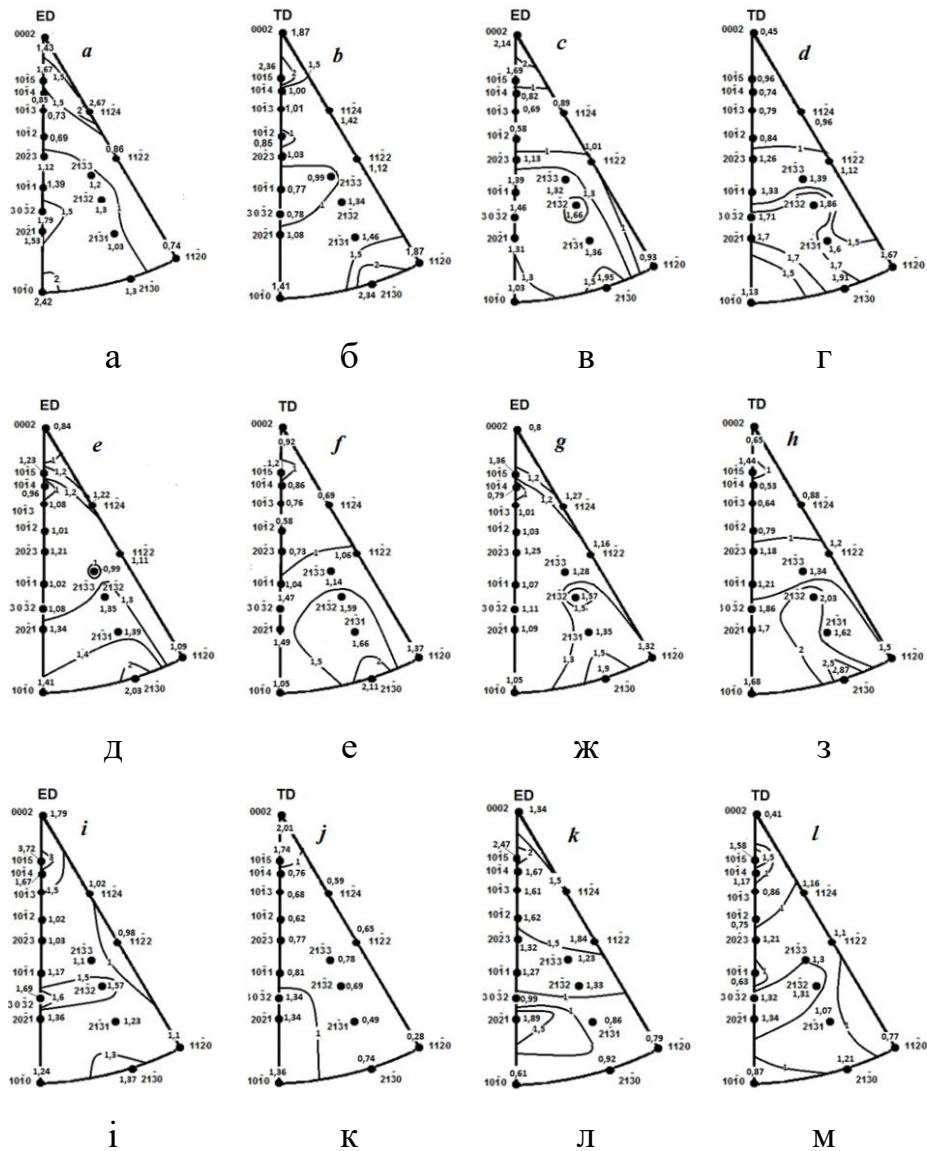


Рисунок 4.38 – Зворотні полюсні фігури зразків титану після 5 циклів ГЕ (а, б) і після відпалу при температурах 200°C (в, г), 250°C (д, е), 300°C (ж, з), 350°C (і, к) і 400°C (л, м) відповідно

Відпал екструдованого зразка ВТ1-0 при 200°C загалом сприяє зменшенню величини полюсної густини на ЗПФ (рис. 4.38, в, г). Розподіл полюсної густини на ED ЗПФ характеризується трьома максимумами. Один, 2,14, з них перемістився з полюса $\langle 11\bar{2}4 \rangle$, де він перебував після ГЕ, у полюс $\langle 0002 \rangle$. Другий локальний максимум спостерігається в полюсі $\langle 21\bar{3}2 \rangle$, а третій, як і після ГЕ, розташований у полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$. Таким чином, після відпалу при 200°C гексагональні осі певної частини кристалів збігаються з віссю екструзії

(ED). В іншій частині кристалів гексагональні осі відхиляються від осі екструзії на кути $\sim 70\dots 90^\circ$.

Розподіл полюсної густини на TD ЗПФ екструдованого зразка після відпалу при 200°C характеризується єдиним максимумом 1,91 у полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$ із широкою областю розсіювання, обмеженою полюсами $\langle 20\bar{2}3 \rangle$, $\langle 11\bar{2}2 \rangle$, $\langle 10\bar{1}0 \rangle$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Таким чином, гексагональні осі кристалів відхиляються від TD (перпендикулярної осі екструзії ED) на кути $\sim 50\dots 90^\circ$.

Збільшення температури відпалу до 250°C сприяє перерозподілу полюсної густини на ЗПФ (рис. 4.38, д, е). При цьому на ED ЗПФ (рис. 4.38, д) спостерігаються два максимуми полюсної густини. Перший максимум начебто «розмазаний» від полюса $\langle 10\bar{1}5 \rangle$ з інтенсивністю 1,23 до полюса $\langle 11\bar{2}4 \rangle$ з інтенсивністю 1,22. Другий максимум полюсної густини 2,08 спостерігається в полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$. Причому область розсіювання полюсної густини займає практично весь стереографічний трикутник.

На TD ЗПФ (рис. 4.38, е) спостерігається два максимуми полюсної густини. Один у полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$ має значення 1,2 і незначну область розсіювання. Таким чином, гексагональні осі частини кристалів відхиляються від TD на кути $\sim 20^\circ$. Другий, більш сильний, величиною 2,11 розташований у полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$. Широка область розсіювання обмежена орієнтуваннями $\langle 10\bar{1}0 \rangle$, $\langle 11\bar{2}2 \rangle$ і $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Таким чином, гексагональна вісь іншої частини кристалів відхилена від TD на кути в інтервалі від ~ 50 до 90° .

Після відпалу при температурі 300°C розподіл полюсної густини на ED ЗПФ (рис. 4.38, ж) аналогічний картині після відпалу при 250°C . Однак максимальне значення полюсної густини в полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$ зросло до величини 1,36, у полюсі $\langle 11\bar{2}4 \rangle$ – збільшилося до 1,27, а в полюсі $\langle 11\bar{2}2 \rangle$ – зросло до 1,16. При цьому величина полюсної густини в полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$ дещо знизилась

до 1,9. Спостерігається ще один локальний максимум 1,57 у полюсі $\langle 21\bar{3}2 \rangle$. При цьому, як і раніше, область розсіювання займає весь стереографічний трикутник.

Після відпалу при 300°C розподіл полюсної густини на полюсній фігурі TD ЗПФ (рис. 4.38, з) практично такий, що й після відпалу при 250°C . Однак, при цьому спостерігається збільшення полюсної густини в полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$ до значення 1,44, а в полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$ – до величини 2,87 з деяким збільшенням області розсіювання.

На ED ЗПФ (рис. 4.38, і) після відпалу 350°C екструдованого зразка спостерігається три максимуми полюсної густини. Перший максимум величиною 3,72 розташований у полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$. Другий максимум 1,69 спостерігається в полюсі $\langle 30\bar{3}2 \rangle$, а третій максимум 1,37 розташований у полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$. Область розсіювання полюсної густини вищезгаданих трьох максимумів займає практично весь стереографічний трикутник, як і після попередніх, раніше розглянутих, відпалів.

Відпал при 350°C призвів до перерозподілу полюсної густини на TD ЗПФ (рис. 4.38, к). Спостерігається два максимуми полюсної густини. Один величиною 2,01, розташований у полюсі $\langle 0002 \rangle$ з областю розсіювання, обмеженою лінією, що проходить на відстані $\sim 20^\circ$ від полюса $\langle 0002 \rangle$ між полюсами $\langle 10\bar{1}5 \rangle$ й $\langle 10\bar{1}4 \rangle$. Другий максимум полюсної густини 1,36 розташований у полюсі $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ й обмежений лінією, що проходить на кутовій відстані $\sim 25^\circ$ вздовж сторони $\langle 0002 \rangle$ - $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ і $\sim 10^\circ$ вздовж сторони $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ - $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ стереографічного трикутника.

Після відпалу при 400°C розподіл полюсної густини на ED ЗПФ характеризується двома максимумами (рис. 4.38, л). Перший максимум має значення 2,47 і розташований у полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$, що відстоїть від полюса $\langle 0001 \rangle$

на кут $\sim 30^\circ$. Широка область розсіювання обмежена лінією, що проходить поблизу полюсів $\langle 30\bar{3}2 \rangle$, $\langle 21\bar{3}2 \rangle$, які відстоять від полюса $\langle 0001 \rangle$ на кути ~ 70 і $67,6^\circ$, відповідно. Другий максимум полюсної густини величиною 1,89 розташований у полюсі $\langle 20\bar{2}1 \rangle$, що відстоїть від полюса $\langle 0001 \rangle$ на кут $\sim 74,8^\circ$ з незначною областю розсіювання. Таким чином, у певної частини кристалів гексагональні осі відхиляються від напрямку осі екструзії ED на кут $\sim 30^\circ$ з розсіюванням до $\sim 70^\circ$. Гексагональні осі іншої частини кристалів відхиляються від напрямку осі екструзії на кут $\sim 74,8^\circ$.

Розподіл полюсної густини на TD ЗПФ (рис. 4.38, м) після відпалу при 400°C характеризується двома максимумами. Перший максимум величиною 1,58 спостерігається в полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$. Розсіювання займає область у межах $\pm 4,5^\circ$. Таким чином, гексагональні осі частини кристалів відхиляються від поперечного напрямку (TD) на кут $\sim 20^\circ$. Другий максимум величиною 1,34 розташований у полюсі $\langle 20\bar{2}1 \rangle$. Отже, в іншій частині кристалів гексагональні осі відхиляються від поперечного напрямку TD на кут $\sim 74,8^\circ$. Область розсіювання досить велика й обмежена полюсами $\langle 20\bar{2}3 \rangle$, $\langle 11\bar{2}4 \rangle$, $\langle 11\bar{2}2 \rangle$, $\langle 21\bar{3}0 \rangle$. В цілому розподіл полюсної густини на ЗПФ нагадує віялоподібний розкид орієнтацій кристалів.

При відпалі, як відомо, здійснюються процеси повернення і рекристалізації металів [254]. Повернення відбувається при порівняно низьких температурах (нижче 0,3 температури плавлення ($T_{\text{пл}}$) [254]). На першій стадії повернення істотних структурних змін не відбувається, однак при цьому зменшуються залишкові напруження і збільшується пластичність. На другій стадії повернення (полігонізація) у межах кожного кристалу утворюються нові низькокутові границі. В результаті кристал розділяється на субзерна (полігони). Однак полігонізація в чистих металах спостерігається після незначної деформації [255].

При більш високих температурах відпалу відбувається процес

рекристалізації – процес зародження й росту нових недеформованих зерен. У роботі [254] показано, що абсолютна температура рекристалізації $T_{\text{рекр}}$ чистих металів приблизно становить 0,4 від температури плавлення $T_{\text{пл}}$. Таким чином, розрахункова температура початку рекристалізації для чистого титану становить приблизно 500°C. Однак зменшення чистоти металу, а також збільшення ступеня деформації сприяє зменшенню температури рекристалізації [256].

Дані по температурі рекристалізації титану після ПД відрізняються. Наприклад, у роботі [257] досліджували вплив відпалу на структуру комерційного титану марки CP Grade 2 (аналог VT1-0) після ГЕ за три проходи із сумарною дійсною відносною пластичною деформацією 2,75. Було показано, що температура початку процесу повернення знизилася від ~ 480°C у вихідному матеріалі до ~ 280°C після ГЕ (тобто на 70 %). Температура початку рекристалізації знизилася з 660°C до 570°C (тобто на 15 %).

Для порівняння з іншими літературними даними можна згадати результати [258], отримані за допомогою диференціальної скануючої калориметрії в титані, обробленому рівноканальним кутовим пресуванням. Аналіз показав, що після 3 проходів температура початку процесу повернення знизилася з 440°C після одного проходу до 310°C, тобто на 40%. Порівнюючи цей результат з отриманим у попередній роботі [257], видно, що ПД за допомогою ГЕ більш ефективно впливає на зниження температури початку процесів повернення й рекристалізації. Раніше повідомлялося, що температура початку рекристалізації в титані Cp-ti grade 2 склала 527°C після 8 проходів рівноканальним кутовим пресуванням [259].

Оскільки деформація досліджених зразків здійснювалася методом ПД, як і у вищезгаданій роботі, то можна припустити, що в процесі відпалу зразків спостерігаються аналогічні явища при відповідних температурах.

У процесі відпалу в інтервалі температур 200...250°C, імовірно, у

процесі полігонізації текстура піддалася незначним змінам. Зміни текстури після відпалу в інтервалі температур 300...400°C пов'язані з протіканням процесів рекристалізації.

Для більш об'єктивної кількісної оцінки текстури, її впливу на об'ємні фізико-механічні властивості гексагональних матеріалів використовують коефіцієнти текстури Кернса [260, 261]. Ці коефіцієнти f_j (індекс j означає відповідний напрямок у зразку, ED або TD) показують ступінь збігу c -осей кристалічної гексагональної комірки зерен із заданим геометричним напрямком у полікристалічному матеріалі й можуть бути знайдені з ЗПФ за співвідношенням:

$$f_j = \langle \cos^2 \alpha_i \rangle_j = \sum_i A_j P_{ji} \cos^2 \alpha_i, \quad (4.15)$$

де $P_{ji} = \frac{I_i/I_R}{\sum_{\Delta} (A_i \cdot I_i/I_R)}$ – полюсна густина на ЗПФ;

I_i/I_R – відношення інтегральної інтенсивності i -го рефлексу на j -ій ЗПФ до відповідного значення рефлексу зразка без текстури I_R ;

I_R – статистичні ваги i -того рефлексу ($\sum A_i P_{ji} = 1$). Умовно A_i визначається часткою площі поверхні стереографічного трикутника навколо нормалі до i -го рефлексу відповідної ЗПФ;

α_i – кут відхилення i -го кристалографічного напрямку від осі c для j -го напрямку в зразку.

Для одиночних гексагональних кристалів величина деяких властивостей монокристала $P(\varphi)$, що зв'язує дві векторні величини або тензор зі скалярною величиною, визначається як:

$$P(\varphi)_{ref} = P_c \cos^2 \varphi + P_a (1 - \cos^2 \varphi), \quad (4.16)$$

де $P(\varphi)_{ref}$ – властивість в обраному напрямку;

P_a і P_c – властивість монокристала в напрямку, перпендикулярному й паралельному до напрямку $[0002]$, відповідно;

φ – кут між обраним напрямком і $[0002]$.

У припущенні, що кристаліти в полікристалі вносять свій внесок в об'ємну властивість пропорційно їх об'ємній частці, V_i , внесок в об'ємну властивість кристалів, осі c яких орієнтовані під кутом нахилу φ до обраного напрямку, може бути записаний у вигляді:

$$P(\varphi_i)_{ref} = P_c V_i \cos^2 \varphi_i + P_a V_i (1 - \cos \varphi_i). \quad (4.17)$$

Підсумовуючись за всім об'ємом, отримаємо:

$$P(\varphi_i)_{ref} = P_c \sum_i V_i \cos^2 \varphi_i + P_a \sum_i V_i (1 - \cos \varphi_i). \quad (4.18)$$

Оскільки $\sum_i V_i = 1$, а $\sum_i V_i \cos^2 \varphi_i = f_j$ – текстурний параметр Кернса, то

можна записати:

$$P(\varphi_i)_{ref} = f_j P_c + (1 - f_j) P_a. \quad (4.19)$$

Для знаходження текстурних коефіцієнтів Кернса використані ЗПФ (див. рис. 4.38). Значення A_i були взяті з [24]. Кути α_i розраховані з урахуванням відношення параметрів кристалічної ґратки досліджуваного сплаву $c/a = 1,587$.

Кернс показав [260], що якщо властивості матеріалу можуть бути описані тензором (як, наприклад, пружність), то вони підкоряються

співвідношенню (4.19). У цьому випадку сума f_j в трьох основних напрямках зразка повинна дорівнювати одиниці, а значення $1/3$ у кожному напрямку визначає ізотропний випадок. Таким чином, якщо відомі коефіцієнти текстури Кернса, знайдені з ED ЗПФ (f_{ED}) і TD ЗПФ (f_{TD}), можна знайти коефіцієнт Кернса для третього напрямку в зразку після екструзії – радіального напрямку (RD) f_{RD} – за співвідношенням:

$$f_{ED} + f_{TD} + f_{RD} = 1. \quad (4.20)$$

Коефіцієнти текстури Кернса, розраховані з ED ЗПФ (f_{ED}) і TD ЗПФ (f_{TD}) (див. рис. 4.38), а також розраховані за співвідношенням (4.20), наведено в табл. 4.7. Після відпалу при 250°C коефіцієнти текстури Кернса найбільш близькі до значення $0,333$, що відповідає безтекстурному стану металу.

Таблиця 4.7 – Коефіцієнти текстури Кернса після 5-ти циклів ГЕ й наступного відпалу титану

Температура відпалу, $^{\circ}\text{C}$	f_{ED}	f_{TD}	f_{RD}
5-ть циклів ГЕ	0,488	0,471	0,041
200	0,406	0,363	0,231
250	0,391	0,334	0,275
300	0,407	0,376	0,217
350	0,578	0,325	0,097
400	0,565	0,393	0,042

Експериментальне визначення пружних і міцнісних властивостей у поздовжньому напрямку (у напрямку осі ГЕ) титану після 5 циклів ГЕ проведено в роботі [262].

Внаслідок досить малого поперечного перерізу заготовки (18×28) мм вимірювання вищезгаданих властивостей у поперечному напрямку після ГЕ є

складною задачею.

Оцінимо значення модуля Юнга досліджуваного сплаву титану ВТ1-0 після п'яти проходів деформації ГЕ й наступного відпалу в напрямку осі екструзії й у поперечному напрямку за співвідношенням (4.20), використовуючи текстурні коефіцієнти Кернса (див. табл. 4.7) і значення відповідних властивостей монокристалів. Для розрахунків використовували усереднені значення властивостей монокристалів.

Для оцінювання величин модуля пружності зразків у напрямку осі екструзії (ED) і в поперечному напрямку (TD) скористаємося середніми значеннями й розрахуємо модуль пружності за співвідношеннями:

$$E_{ED} = f_{ED} \cdot E_c^{cp} + (1 - f_{ED}) \cdot E_a^{cp}, \quad (4.21)$$

$$E_{TD} = f_{TD} \cdot E_c^{cp} + (1 - f_{TD}) \cdot E_a^{cp}, \quad (4.22)$$

$$E_{RD} = f_{RD} \cdot E_c^{cp} + (1 - f_{RD}) \cdot E_a^{cp}. \quad (4.23)$$

Коефіцієнт анізотропії η властивостей оцінювали за співвідношенням:

$$\eta = \left[\frac{F_{\max} - F_{\min}}{F_{\min}} \right] \cdot 100\%, \quad (4.24)$$

де F – відповідна властивість.

З табл. 4.8 видно, що зі збільшенням температури відпалу анізотропія модуля пружності зменшується. Після відпалу при 250°C коефіцієнт анізотропії модуля пружності має мінімальне значення 3,35%.

При подальшому збільшенні температури відпалу коефіцієнт анізотропії модуля пружності зростає і після відпалу при 400°C приймає максимальне значення 16,42%. Зростання коефіцієнта анізотропії після відпалу при температурах більших за 250°C, імовірно, пов'язано із протіканням процесів рекристалізації та обумовленими ними змінами в текстурі зразків.

Таблиця 4.8 – Модулі пружності титану

Температура відпалу, °С	E_{ED} , ГПа	E_{TD} , ГПа	E_{RD} , ГПа	η , %
після 5-ти проходів ГЕ	123,6	123,0	108,4	14,0
200	120,8	119,3	114,0	5,96
250	120,3	118,4	116,4	3,35
300	120,8	119,8	114,4	5,59
350	126,7	118,1	110,3	14,87
400	126,2	120,4	108,4	16,42

Експериментальне значення модуля пружності в напрямку осі екструзії титану ВТ1-0 після 5-ти циклів ГЕ за даними роботи [262] склало $E_{ED}=113,0$ ГПа. Ця величина приблизно на 9,4 % менша за отримане оціночне значення $E_{ED}=123,6$ ГПа (див. табл. 4.8). Причина такої розбіжності може бути обумовлена тим, що результат у роботі [262] був отриманий шляхом одноосьового пружньопластичного розтягування до рівня пластичної деформації $\varepsilon_{пл} = 0,007$ з наступним розвантаженням і знову навантаженням. При такому способі деформування в матеріалі можуть утворюватися мікродфекти (наприклад вакансії, міжвузельні атоми, можливо, мікропори). Нагромадження мікродфектів зменшує ефективне несуче навантаження площі перерізу зразка, що призводить до зменшення модуля пружності.

Оцінювання властивостей зразків після ГЕ й термічної обробки в різних напрямках, виконане за результатами вимірювання твердості, показало, що має місце анізотропія механічних характеристик (табл. 4.9).

При цьому границі міцності й плинності мають максимальне значення уздовж осі екструзії. Показники анізотропії (η) характеристик σ_B і $\sigma_{0,2}$ приймають мінімальні значення після відпалу при 250°С. Зростання коефіцієнтів анізотропії після відпалу при 250°С, імовірно, обумовлено змінами в текстурі зразків у процесі рекристалізації.

Таблиця 4.9 – Властивості титану в різних напрямках

Температура відпалу, °С	σ_B^{ED} , МПа	$\sigma_{0,2}^{ED}$, МПа	σ_B^{TD} , МПа	$\sigma_{0,2}^{TD}$, МПа	σ_B^{RD} , МПа	$\sigma_{0,2}^{RD}$, МПа	η_{σ_B} , %	$\eta_{\sigma_{0,2}}$, %
вихідний	482	419	478	415	367	319	32,0	32,0
200	461	400	450	391	416	361	11,0	11,0
250	457	397	443	384	427	371	7,0	7,0
300	462	401	454	394	412	358	12,0	12,0
350	506	439	440	382	381	331	33,0	33,0
400	502	436	458	397	367	319	37,0	37,0

У роботі [262] значення границі міцності й плинності, отримані при одноосьовому розтягуванні вздовж осі ГЕ титану VT1-0 після 5 циклів ГЕ, склали $\sigma_B^{ED} = 475$ МПа, а $\sigma_{0,2}^{ED} = 412$ МПа. Отримані відповідні оціночні величини (див. табл. 4.9) приблизно на 1,5 % і 1,7 %, відповідно, перевищують експериментальні дані, представлені в [262].

Результати вимірювань мікротвердості H_μ при навантаженні 5 Н і часі навантаження 10 с, а також середньоквадратичні відхилення представлені в табл. 4.10.

Видно, що відношення мікротвердості H_μ до границі міцності й плинності в сплаві титану VT1-0 після ГЕ не підкорюються емпіричним співвідношенням, справедливим для матеріалів із крупнокристалічною структурою.

Таким чином, встановлено, що після відпалу при 250°C параметри текстури Кернса мають найбільш близькі до 0,333 значення, які відповідають безтекстурному стану металу. Розрахункова величина модуля пружності на 9,4 % перевищує його експериментальне значення, знайдене в [262] з випробувань на одноосьове розтягування вздовж напрямку осі ГЕ.

Таблиця 4.10 – Мікротвердість H_{μ} титану після 5 проходів ГЕ та відпалу

Температура відпалу, °С	H_{μ}^{ED} , МПа	СКВ, МПа	H_{μ}^{TD} , МПа	СКВ, МПа	H_{μ}^{RD} , МПа	СКВ, МПа
вихідний	2310	240	2150	90	1830	10
200	2110	40	2100	15	1820	170
250	1910	100	1890	50	1790	90
300	1850	110	1750	80	1670	140
350	1820	130	1660	20	1610	90
400	1780	120	1620	90	1510	60

Примітка: СКВ – середньоквадратичне відхилення

Анізотропія модуля пружності після 5 циклів ГЕ склала $\approx 14,0$ %. Зі зростанням температури відпалу анізотропія зменшувалася й після відпалу при 250°C мала мінімальне значення $3,35\%$. При подальшому збільшенні температури відпалу анізотропія модуля пружності зростала й після відпалу при 400°C її величина прийняла значення $16,42\%$.

Встановлено значення границі міцності й плинності монокристала титану вздовж його гексагональної осі $\sigma_B^c = 615$ МПа, $\sigma_{0,2}^c = 534$ МПа й у перпендикулярному до гексагональної осі напрямку $\sigma_B^a = 356$ МПа, $\sigma_{0,2}^a = 308$ МПа.

Коефіцієнти анізотропії границі міцності й плинності після 5 циклів ГЕ склали $\approx 32,0$ %. Зі зростанням температури відпалу анізотропія границі міцності й плинності зменшувалася й після відпалу при 250°C коефіцієнти анізотропії мали мінімальне значення $7,0\%$. При подальшому збільшенні температури відпалу анізотропія границі міцності й плинності зростала й після відпалу при 400°C коефіцієнт анізотропії склав $37,0$ %.

Внаслідок формування СМК структури відношення мікротвердості до

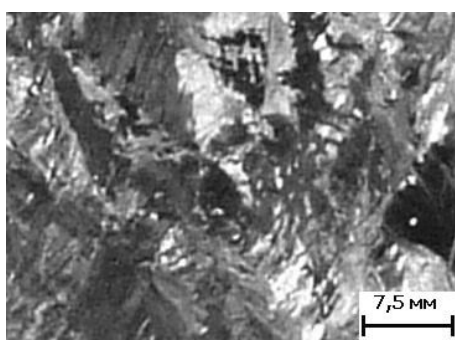
границі міцності й плинності сплаву перевищує значення, характерні для сплавів із крупнокристалічною структурою. Зі збільшенням температури відпалу вищезгадані відношення зменшуються, наближаючись до емпіричних значень.

4.3.4 Теплофізичні властивості й температура початку рекристалізації титану в різних структурних станах

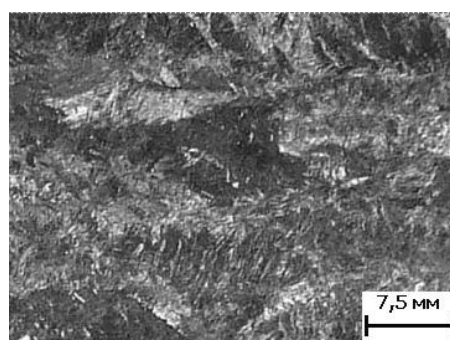
Теплофізичні властивості металів і їх сплавів, з одного боку, є структурно-чутливими, а, з іншого боку, відіграють значну роль при призначенні режимів різання й режимів термічної обробки. Враховуючи особливості будови структури титанових сплавів після ПД, їх дослідження є важливою ланкою в технології отримання заготовок деталей ГТД.

Для оцінювання особливостей впливу ГЕ на характер будови зерен титану проведено дослідження макро- і мікроструктури зразків у вихідному стані й після ГЕ.

Як видно з рис. 4.39, а, вихідні зразки характеризувалися крупнокристалічною будовою, в полі зору спостерігалися дендрити. У процесі ГЕ структурні елементи значно подрібнювалися (рис. 4.39, б).



а

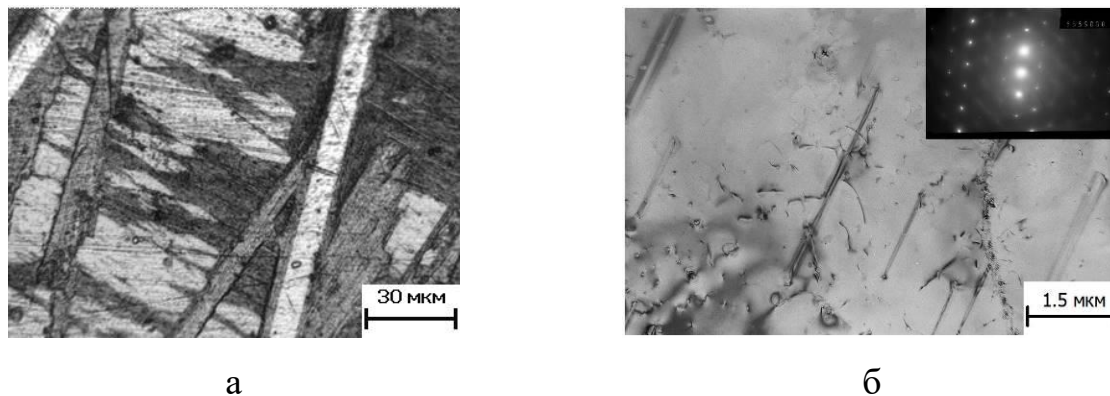


б

а – вихідний (литий) стан; б – після ГЕ (СМК стан)

Рисунок 4.39 – Макроструктура зразків титану

Мікроструктура вихідного зразка являла собою пакети α -пластин, які сформувалися в об'ємі вихідного β -зерна, довжиною 100...200 мкм і товщиною 4...10 мкм (рис. 4.40, а). В об'ємі кристаліту спостерігалось багато формувань дислокаційної природи (рис. 4.40, б).

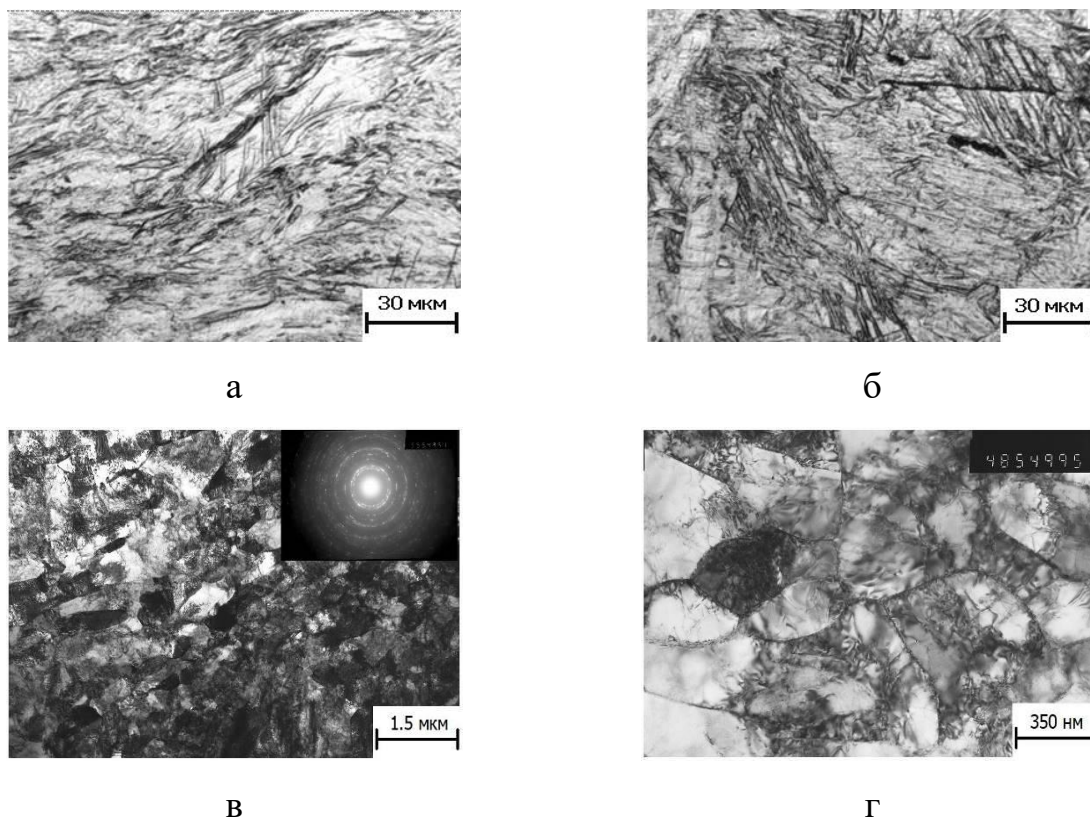


а – оптичний мікроскоп; б – просвічувальний електронний мікроскоп

Рисунок 4.40 – Мікроструктура зразка в литому стані

Велика кількість дислокацій у литому титані пов'язана з утворенням дефектів в процесі зростання окремих гілок дендритів під час затвердіння, що відбувається зі зсувом кристалографічних осей. Виникнення дислокацій може бути викликано також появою термічних напружень. Лінійні дефекти кристалічної ґратки в процесі подальшої пластичної деформації можуть служити ефективними джерелами генерації нових дислокацій. Електронограма, показана на рис. 4.40, б, типова для монокристалів і металів із крупнокристалічною структурою.

Інтенсивна пластична деформація значно вплинула на структуру титану (рис. 4.41). Після ГЕ структурні складові значно диспергувалися і набули хвилястої форми (рис. 4.41, а, б).



а, б – оптичний мікроскоп; в, г – просвічувальний електронний мікроскоп

Рисунок 4.41 – Мікроструктура титану VT1-0 після 5-ти циклів ГЕ

Дослідження мікроструктури за допомогою просвічувального мікроскопа дозволило встановити, що кристалічна структура після інтенсивної пластичної деформації являла собою розорієнтовану будову зерен з переважним скупченням лінійних дефектів у приграничних зонах (рис. 4.41 в, г). Середній розмір зерен становив 250 нм. Представлена на рис. 4.41, в картина мікродифракції свідчила про переважно висококутове розорієнтування границь зерен, оскільки спостерігалася значна кількість точкових рефлексів з характерним азимутальним розмиттям.

Таким чином, відповідно до отриманих результатів можна припустити, що внаслідок особливостей структурного й енергетичного стану титанових зразків їх теплофізичні властивості будуть різнитися.

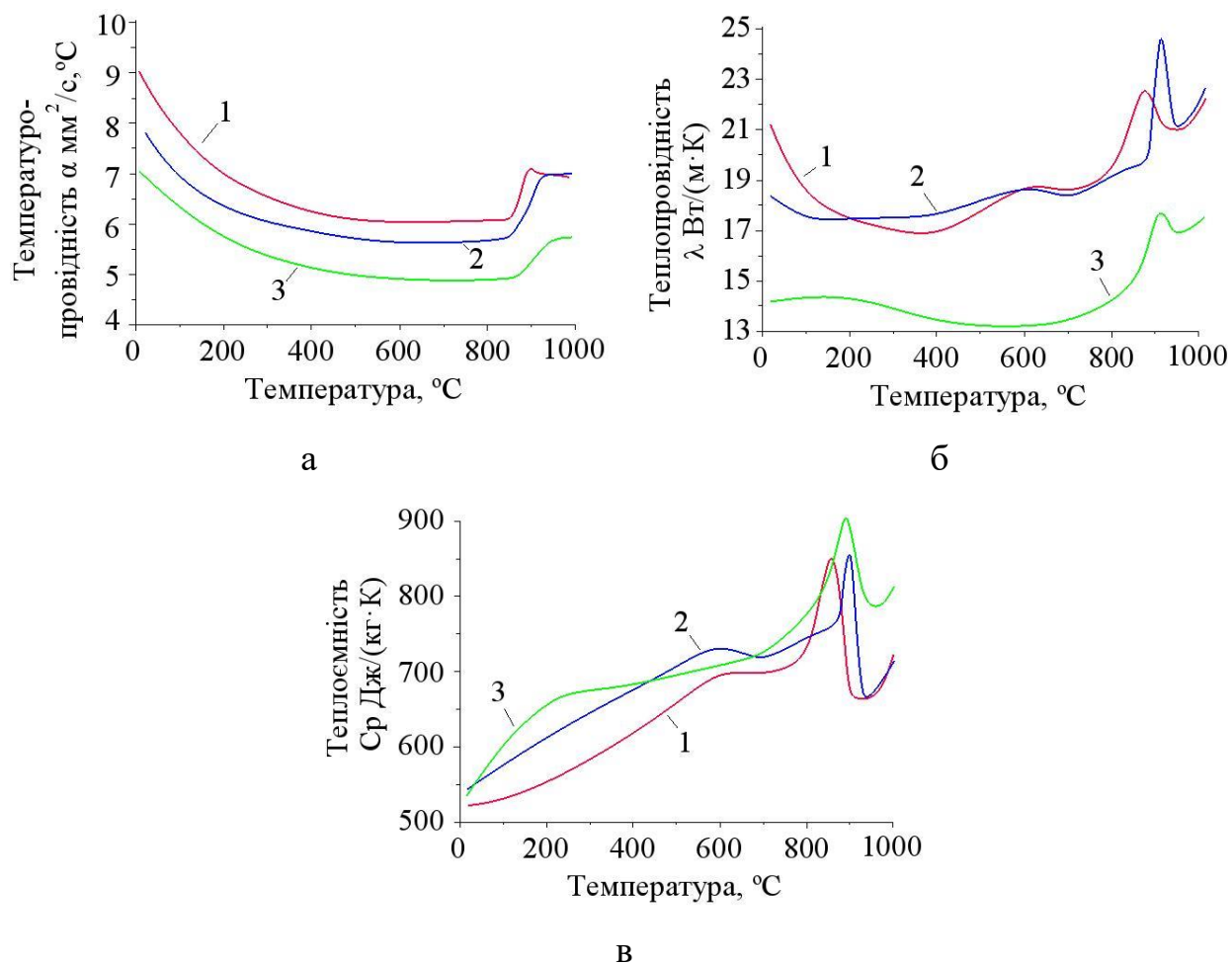
Відомо [248], що на теплофізичні властивості металу значно впливає його структура й густина. Оскільки теплопровідність металів і сплавів визначається процесами розсіювання фононів на домішках і дефектах

кристалічної ґратки, формування нерівноважних широких границь зерен і їх субмікроструктурного розміру в матеріалах, отриманих ПД, а також пор і границь розподілу в матеріалах, отриманих методами ПМ, має призводити до зниження теплопровідності. Крім того, у СМК титані присутня значна кількість дислокацій і вакансій, на яких також відбувається розсіювання фононів при підвищенні температури. При нагріванні буде збільшуватися кількість дефектів. В роботі [251] показано, що в процесі інтенсивної пластичної деформації ГЕ формується значна кількість вакансій в об'ємі зерна, що призводить до помітного зниження параметра ґратки. Також на теплопровідність металів впливає розсіювання електронів у кристалі при наявності домішок, границь зерен і дефектів ґратки. До структури та наявності домішок у титані також дуже чутливі температуропровідність і теплоємність.

Вплив структурного стану титану на теплофізичні властивості наведено на рис. 4.42. Встановлені значення коефіцієнта температуропровідності титану в литому стані добре узгоджуються з літературними даними [142] в області поліморфного переходу з α - в β -фазу титану.

Температурні залежності коефіцієнта температуропровідності дозволяють виявити основні особливості теплової поведінки зразків при нагріванні: найбільше зменшення в інтервалі від кімнатної температури до 500 °С, майже постійне значення від 600 °С до температури фазового переходу з наступним різким зростанням при переході від α - до β -фазі й далі постійне значення до 1000 °С.

Для точного визначення температури фазового переходу найбільше підходить вимірювання коефіцієнта температуропровідності, оскільки визначення питомої теплоємності в області фазових переходів затруднено і, як правило, існує лише деякий інтервал, у якому відбувається перехід (рис. 4.42, б, в).



1 – литий стан; 2 – СМК стан; 3 – спечений стан

а – температуропровідність; б – теплопровідність;

в – питома теплоємність

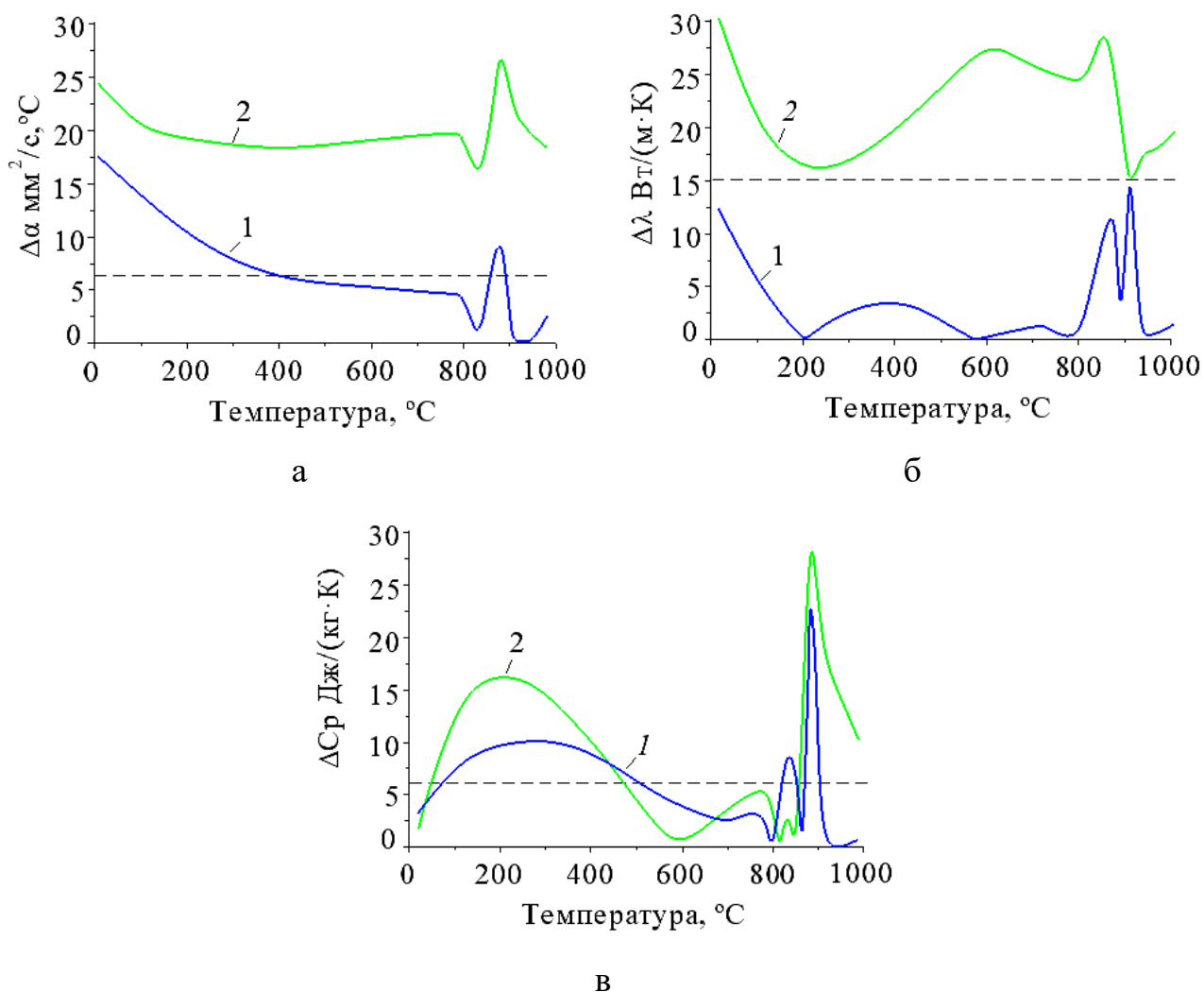
Рисунок 4.42 – Залежності основних теплофізичних характеристик титану в різних станах від температури

Тепло- і температуропровідність спечених зразків значно відрізнялася від зразків, що перебувають у литому й СМК стані (рис. 4.42, а, б). Більш низькі значення цих характеристик для спечених зразків, імовірно, пов'язані з тим, що частинки титанового порошку на поверхні мають шар оксидної плівки. Результати досліджень, наведені в роботі [141], показують, що збільшення вмісту розчиненого кисню в СМК титані сприяє підвищенню мікротвердості, а враховуючи, що кисень є α -стабілізатором, він зміщує температуру поліморфного перетворення у високотемпературну область.

У процесі пресування й спікання відбувається акомодация частинок і зближення їх центрів, що супроводжується ростом зерен. Розміри частинок і особливості будови границь їх розділу сприяють формуванню дрібнозернистої структури [188, 263]. Тобто, внаслідок особливої будови контактних ділянок зерен, формування дрібнозернистої структури й наявності пор спостерігається зниження тепло- і температуропровідності дослідженого спеченого зразка.

Зниження тепло- і температуропровідності у всьому дослідженому температурному діапазоні в порівнянні з титаном у литому стані зразків з СМК структурою, імовірно, пов'язано з великою часткою висококутових границь, наявністю оксидів, а для спечених зразків – пор і інших макродефектів структури. Підвищення теплоємності титану в СМК стані, імовірно, пов'язано зі значним збільшенням площі міжзеренних границь, а спечених зразків – зі збільшенням внеску поверхневої енергії дрібнозернистої структури у внутрішню енергію. Дослідження щільності зразків, що характеризує кількість мікро- і макродефектів структури матеріалу, яке наведене раніше, добре узгоджується з результатами вимірювання тепло- і температуропровідності при 20 °С.

Аналіз результатів вимірювання теплофізичних властивостей з урахуванням похибки вимірювання показує, що для температуропровідності статистично значущі відмінності відносно зразків у литому стані для спечених зразків спостерігаються у всьому дослідженому температурному діапазоні (рис. 4.43, а).



- - границя статистичної значущості ; 1 – СМК стан; 2 – спечений стан
 а – температуропровідність; б – теплопровідність; в – питома теплоємність;
 Рисунок 4.43 – Різниця значень теплофізичних характеристик відносно литого стану

Статистично значущими для зразків у СМК стані є діапазони 20...400 °C і 870...920 °C, у яких спостерігаються поліморфні перетворення (рис. 4.43, а).

Для теплопровідності статистично значуща різниця характерна тільки для спечених зразків у всьому дослідженому діапазоні температур (рис. 4.43, б). Відмінності у величині питомої теплоємності для зразків у спеченому і СМК станах спостерігаються в діапазоні температур від 20 °C до 500...550 °C і діапазоні температур, що відповідає поліморфному

перетворенню (рис. 4.43, в). Спостережувані закономірності можуть пояснюватись тим, що в процесі вимірювань, враховуючи, що швидкість нагрівання змінювалася в інтервалі $1...15\text{ }^{\circ}\text{C/хв}$, в зразку встигали проходити процеси повернення.

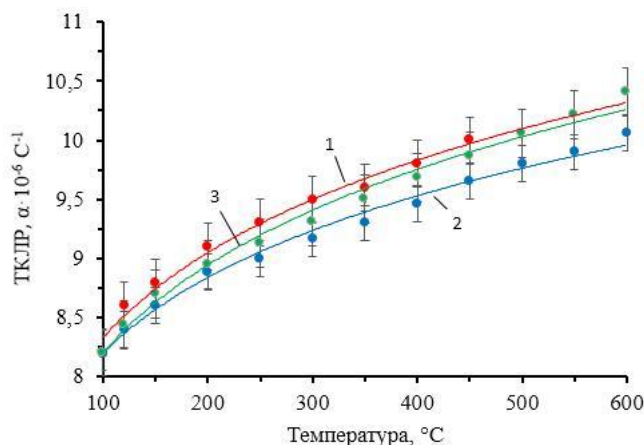
В інтервалі температур $800...950\text{ }^{\circ}\text{C}$ спостерігаються піки тепло-, температуропровідності й теплоємності. Це пов'язано з тим, що в цьому інтервалі температур проходить $\alpha\rightarrow\beta$ поліморфне перетворення. Ріст теплоємності при такому фазовому переході обумовлений формуванням зародків кристалітів нової β -фази на границях α -фази.

Таким чином, виходячи з положення й ширини піків, можна припустити, що в литому зразку фазове перетворення проходить в інтервалі температур $800...900\text{ }^{\circ}\text{C}$, СМК – $850...950\text{ }^{\circ}\text{C}$, у спеченому – $800...950\text{ }^{\circ}\text{C}$. Імовірно, що інтервал поліморфного перетворення змінювався внаслідок різного розміру зерен досліджуваних сплавів, енергетичного стану їх границь, густини дефектів, а також частки розчиненого кисню в об'ємі матеріалу. Найбільше розширення температурного інтервалу фазового переходу – в спеченому матеріалі – відбувається саме через більшу частку кисню. Крім того, спостережуваний ефект може бути пов'язаний з різною концентрацією домішкових елементів. Титан у СМК і спеченому стані має більш однорідну структуру, на відміну від литого, що підтверджується симетрією піків. У зв'язку із цим формування зародків β -фази відбувається рівномірно за всім об'ємом зразка.

Оцінювання теплоємності дозволило встановити, що її зростання відносно литого титану не перевищувало 16% (рис. 4.43). Причому підвищення температури від кімнатної до $300...400\text{ }^{\circ}\text{C}$ призводить до зниження теплоємності як СМК, так і спечених зразків. У зразках з СМК структурою це, імовірно, пов'язано з розвитком процесів рекристалізації, що призводить до росту зерен до величини, відповідної литому стану.

Дослідження впливу структури на температурний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) дозволило встановити, що його значення для титану в

СМК стані нижче в порівнянні зі сплавом у литому стані (рис. 4.44).



1 – литий стан; 2 – СМК стан; 3 – СМК стан після відпалу

Рисунок 4.44 – Залежності температурного коефіцієнта ТКЛР від температури

Відпал титану в СМК стані призводив до зростання ТКЛР у всьому дослідженому діапазоні температур, наближаючи його значення до величини, характерної для сплаву в литому стані. Враховуючи відомий зв'язок величини ТКЛР із температурою плавлення матеріалів [139], можна припустити, що сплави в СМК стані мають температуру плавлення вище, ніж для аналогічного сплаву в крупнокристалічному стані. Відпал сплаву в СМК стані призводить до збільшення ТКЛР у всьому дослідженому діапазоні температур, що пояснюється процесами рекристалізації й повернення [264].

Для оцінювання температури початку рекристалізації в титані з СМК структурою використовувався рентгенівський метод. Було встановлено, що накопичена в процесі деформації енергія призводить до зниження температури початку рекристалізації в порівнянні з титаном ВТ1-0 у литому стані (580°C). При вивченні рентгенограм деформованих зразків спостерігалось істотне розширення дифракційних ліній, що є підтвердженням наявності значних внутрішніх напружень [264]. Встановлено, що ширина дифракційної лінії 105 після проведення 5-ти циклів ГЕ збільшилася практично в 2 рази з $11,7 \times 10^{-3}$ до $24,6 \times 10^{-3}$ радіан у порівнянні з вихідним, литим зразком, що пов'язано з подрібненням

кристалітів в процесі ГЕ, супроводжуваному викривленням їх ґратки і ростом мікронапружень другого роду.

Використання лінії з великим кутом дифракції дозволяє стверджувати про переважний вплив внутрішніх напружень на її фізичну ширину. Отримані результати також свідчать про значний ріст внутрішніх напружень під час ІПД.

Відпал при температурі 300 °С не призводить до появи точкових рефлексів. При температурі 385 °С було зафіксовано появу на дифракційних лініях рефлексів, які свідчили про утворення перших центрів рекристалізованих зерен. Ця температура була прийнята температурою початку рекристалізації СМК титану, отриманого після 5-ти циклів ГЕ. Також спостерігалось подальше звуження дифракційних ліній і зниження рівня акомодацийних напружень. Збільшення температури відпалу призводило до інтенсифікації процесів рекристалізації. При наближенні системи до більш рівноважного стану й досягненні температури відпалу 550 °С формувалася значна кількість зародків рекристалізації. Поділ α -лінії на α_1 і α_2 також був певним свідченням того, що на цьому етапі активно реалізовувалися процеси релаксації внутрішніх напружень. Однак, при цьому в зразку зберігалися ознаки деформованої структури, оскільки на рентгенограмах спостерігалися ділянки суцільності дифракційних ліній від деформованих зерен. Відпал при температурі 600 °С супроводжувався ростом новоутворених зерен і зародженням нових центрів рекристалізації зі збереженням окремих елементів кільцевих ліній. При досягненні температури 650 °С дифракційні лінії повністю склалися із точкових рефлексів, що вказує на повне зняття наклепу й початок збірної рекристалізації. Для відпалених зразків, починаючи з температури 385°С, дифракційні лінії характеризувалися рівномірним азимутальним розподілом інтенсивності. Також на рентгенограмах відзначалися й більш слабкі лінії, які не спостерігалися при низьких температурах відпалу [264].

Встановлені закономірності дозволяють стверджувати, що

дорекристалізаційний відпал необхідно проводити при температурі 300 °С протягом 1 год. При цьому в зразках відбувається зниження рівня напружень другого роду при збереженні СМК структури.

Встановлені закономірності зміни температури поліморфного перетворення, температурного коефіцієнта лінійного розширення й температури початку рекристалізації необхідно враховувати при призначенні режимів термічної обробки заготовок, а також при призначенні режимів обробки різанням лезовими й абразивними інструментами. Також вони розширюють наукові основи ОМТ титанових сплавів у СМК стані.

Результати досліджень викладено в роботах [264, 265].

4.3.5 Технологічна пластичність титану в СМК стані

Технологічна пластичність сплаву визначає особливості під час обробки різанням і є однією з важливих спеціальних властивостей, що дозволяють отримувати як заготовки деталей ГТД методами ОМТ, так і формоутворювати складнопрофільні поверхні лопаток різанням. Завданням дослідження було оцінювання технологічної пластичності напівфабрикатів, отриманих шляхом спікання суміші порошкових компонентів на основі титану й наступного ущільнення ГЕ.

Як було показано раніше, виникаючі в площині деформації ГЕ латентні вихори сприяють масопереносу й перемішуванню, що призводить до диспергування оксидного каркаса, який робить сплав крихким (рис. 4.45).

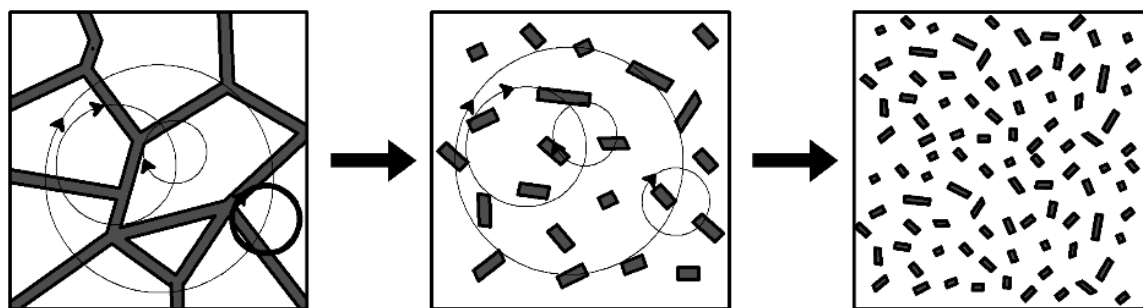


Рисунок 4.45 – Схема руйнування оксидного каркаса в заготовках при ГЕ

Таким чином, можна припустити, що застосування операції ГЕ дозволить підвищити технологічну пластичність титанових напівфабрикатів і забезпечити їх прийнятну оброблюваність при наступних операціях обробки тиском, а також різанням. Кількісний аналіз технологічної пластичності виконано на основі теорії деформаційної мікропористості матеріалів, розвиненої Бейгельзімером Я.Ю. з колегами в роботах [97, 175, 266]. Основою даної теорії є оцінювання мікропор, що зароджуються в матеріалі в процесі пластичного деформування. Як критерій руйнування матеріалу, незалежно від схеми деформації, прийнято значення пористості 0,01 [267].

У роботі [97] показано, що пластична деформація твердих тіл неминуче супроводжується мікроруйнуванням, тобто появою й нагромадженням мікронесуцільностей. Останні розпушують матеріал і, у підсумку, призводять до локалізації деформації й макроскопічного руйнування. Значний вплив на інтенсивність мікроруйнування здійснює величина гідростатичної складової тензора напружень. Як було показано раніше, підвищення гідростатичного тиску дозволяє збільшити граничну деформацію матеріалу й забезпечити його більш високу стійкість до локалізації деформації.

Кінетичне рівняння для оцінювання деформаційної пористості, що дозволяє розрахувати її величину залежно від показника жорсткості напруженого стану й величини деформації матеріалу, має вигляд [97, 265]:

$$\frac{d\theta}{d\gamma} = \alpha + 6a\theta\eta, \quad (4.25)$$

де θ – деформаційна пористість;

α – параметр акомодатії, що характеризує швидкість зародження мікропор;

γ – ефективна деформація зсуву;

a – параметр, що характеризує форму пор;

η – коефіцієнт жорсткості напруженого стану, що відображає співвідношення гідростатичної складової тензора напружень до дівіаторної.

Рівняння (4.25) дозволяє враховувати як виникнення, так і заліковування деформаційних пор і може бути використано двома шляхами. Дослідження його відносно параметрів, які контролюють пористість при фіксованих параметрах НДС, дозволяє оцінювати пластичність сплаву. Оцінювання НДС і, відповідно, пористості в зоні пластичної деформації при обробці різанням, а також у процесі обробки тиском і деформаційного зміцнення дозволяє проводити оптимізацію режимних параметрів обробки.

Величина α є кількісною мірою здатності структурних складових матеріалу до взаємної акомодатії й, таким чином, характеризує пластичність. Наявність у матеріалі твердих включень і оксидного каркаса по границях зерен, характерного для сплавів, отриманих методами порошкової металургії, суттєво обмежує можливість до взаємної акомодатії. У роботі [97] показано, що величина $\alpha=0$ відповідає випадку, коли є можливість повної акомодатії структурних елементів один до одного при деформації. При цьому значення α зростає зі збільшенням числа обмежень на спільну пластичну деформацію. Тобто, чим менш ефективні механізми акомодатії при пластичній деформації структурних елементів, тим більше значення коефіцієнта α [97].

Рівняння (4.26) дозволяє виконувати диференційоване оцінювання внеску в параметр акомодатії твердого оксидного каркаса (α_1) і тіла зерна (α_2)

$$\alpha = C_1\alpha_1 + C_2\alpha_2, \quad (4.26)$$

де C_1 і C_2 – відповідно відносні внески зазначених механізмів у процес пороутворення.

Виходячи з фізичного змісту параметрів рівняння (4.27) і результатів інтегрування виразів для постійних C_1 і C_2 в роботі [97], отримано кінетичне рівняння для оцінювання деформаційної пористості

$$\frac{d\theta}{d\gamma} = \alpha_1 \exp(-\lambda\gamma) + \alpha_2' (1 - \exp(-\lambda\gamma))\gamma^n + b\alpha\theta\eta, \quad (4.27)$$

де α_2' , λ , і n – постійні параметри.

Рівняння (4.27) якісно вірно описує процес руйнування матеріалу в різних станах. Однак, для отримання кількісних характеристик необхідно виконати трудомістку процедуру ідентифікації всіх складових. У зв'язку із цим для оцінювання технологічної пластичності на якісному рівні використовували граничні значення змінних, виходячи з їх фізичного змісту.

Стосовно до розглянутих станів матеріалу, змінними величинами, що визначають характер його поведінки при обробці, є α_1 й n . Жорсткість напруженого стану визначається видом і умовами обробки. Значення параметра α_1 , що характеризує механізм утворення деформаційних мікропор, пов'язаний з руйнуванням сплаву по границях зерен через наявність крихкого оксидного каркаса, може змінюватись в діапазоні $0,1 \dots 1,0$. Тобто, чим більша величина α_1 , тим більший внесок у збільшення пластичності вносить механізм руйнування оксидного каркаса по границях зерен. Так, для порошкових (неспечених) заготовок, у яких частинки порошку не мають міцних зв'язків між собою, значення α_1 мінімальне і становить $0,1$. Для спечених заготовок і заготовок після ГЕ $\alpha_1 = 1$.

Значення параметра α_2' , що характеризує пороутворення в тілі зерна, залежить від деформації за ступеневим законом, у зв'язку із чим у рівнянні (4.27) цей механізм визначається постійною величиною α_2' й показником ступеня n , що змінюється в діапазоні $0,1 \dots 1,0$. Чим більша величина n , тим більший внесок у механізм зародження деформаційних мікропор при обробці вносить тіло зерна. Для порошкових матеріалів значення n максимальне і становить $1,0$. Для спечених заготовок $n = 0,1$, для заготовок після ГЕ $n = 0,5$.

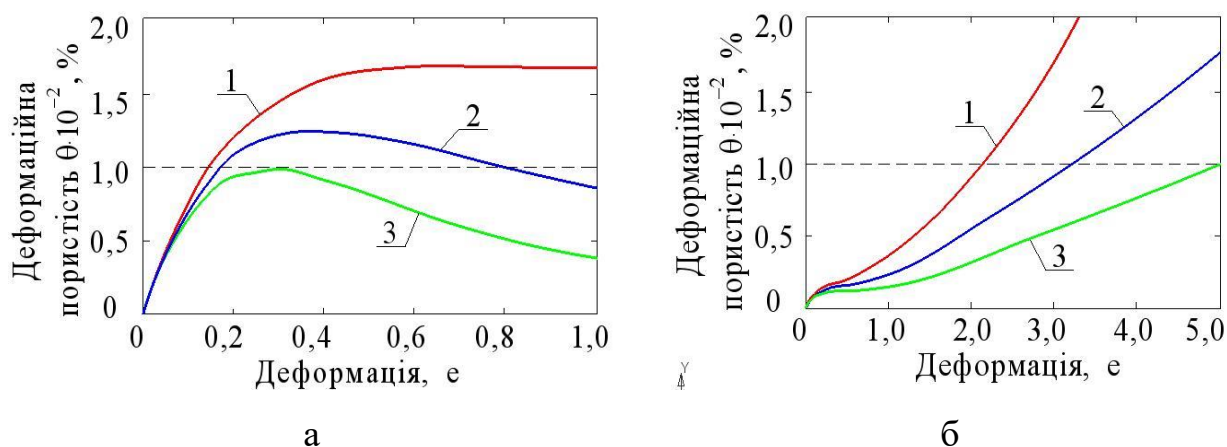
Значення коефіцієнта жорсткості напруженого стану визначається видом і режимом обробки. Для його оцінювання при лезовій обробці використовували чисельну модель різання в системі LS-DYNA. Результати моделювання дозволили встановити, що значення коефіцієнта η залежить від глибини різання, подачі й швидкості різання й у процесі формування та сходу стружки циклічно змінюється. Максимальне значення коефіцієнта η для режимів, відповідних до діапазону різання титанових сплавів, перебуває в діапазоні $-0,7 \dots -2,5$. При використанні методів обробки тиском, наприклад осадження циліндричних заготовок, значення коефіцієнта η становить $-1/\sqrt{3}$.

Дослідження технологічної пластичності виконано для двох типів модельних матеріалів. Під матеріалом першого типу розуміли матеріал, у якого руйнування відбувається переважно шляхом зародження в процесі деформації мікропор по границях зерен. До матеріалів такого типу можна віднести спечені сплави, отримувані методами порошкової металургії. Характерними значеннями змінних для них є $\alpha_1 = 1$; $\alpha_2' = 0,005$; $a = 0,1$; $\lambda = 5$; $n = 0,1$.

Під матеріалом другого типу розуміли матеріал, у якого руйнування відбувається переважно шляхом зародження в процесі деформації мікропор у тілі зерна, що пов'язано з наявністю, наприклад, частинок другої фази, великих карбідів неправильної форми й інших включень. До матеріалів

такого типу можна віднести сплави в деформованому стані, а також сплави, попередньо піддані ПД. Характерними значеннями змінних для них є $\alpha_1 = 0,1$; $\alpha_2 = 0,005$; $a = 0,1$; $\lambda = 5$; $n = 1$.

Розв'язок рівняння (4.27) чисельним методом для початкових умов, відповідних до матеріалів першого й другого типів, при різних значеннях коефіцієнта жорсткості напруженого стану показано на рис. 4.46.



$$1 - \eta = -1/\sqrt{3}; 2 - \eta = -2; 3 - \eta = -4$$

а – перший тип матеріалу (СМК);

б – другий тип матеріалу (крупнокристалічний)

Рисунок 4.46 – Залежності деформаційної пористості від ступеня деформації для матеріалів різних типів

Аналіз залежностей на рис. 4.46 дозволяє зробити висновки про вплив попередньої інтенсивної пластичної деформації методом ГЕ на здатність до подальшої обробки спечених сплавів різанням і тиском. Так, для матеріалу в спеченому стані граничний ступінь деформації до руйнування, при жорсткості напруженого стану, який відповідає діапазону обробки різанням, не перевищує 0,17...0,18, що обмежує інтенсифікацію режимів різання при лезовій обробці. При жорсткості напруженого стану більше -4, характерній для обробки методами ПД і ізостатичним пресуванням, граничний ступінь деформації перевищує 5, що пояснює можливість їх обробки й неруйнування

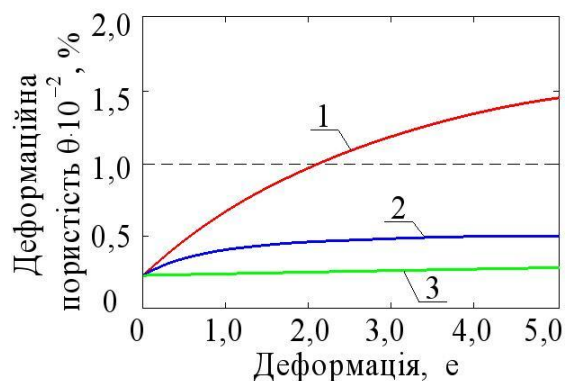
при даних видах обробки. При цьому крива залежності деформаційної пористості для ГЕ має екстремальний характер. До ступеня деформації 0,25...0,3 спостерігається зародження пор. Подальша деформація призводить до їх заліковування.

Модель матеріалу, що враховує відсутність оксидного каркаса по границях зерен і припускає переважне руйнування шляхом зародження мікропор у тілі зерна, вказує на можливість реалізації набагато більших ступенів деформації (рис. 4.46, б). Так, при осадці руйнування не відбудеться до ступеня деформації 2,2...2,3, при лезовій обробці – 3,2...3,3 і більше 5 – при інтенсивній деформації гвинтовою екструзією. Отримані результати пояснюють низьку пластичність матеріалів, отримуваних методами порошкової металургії, й високу пластичність деформованих сплавів.

Беручи до уваги те, що для отримання зі спеченого матеріалу, який умовно відносимо до першого типу (рис. 4.46, а), матеріалу другого типу (рис. 4.46, б) необхідне перетворення шляхом інтенсивної пластичної деформації, а також враховуючи необхідність обліку історії навантаження, рівняння (4.27) інтегрували з початковими умовами, відповідними до результатів попередньої обробки методом ГЕ. Результати розв'язку рівняння (4.27) з початковими умовами $\gamma_0 = 7; \theta_0 = 2,3 \cdot 10^{-3}$, що відповідають п'яти циклам деформації гвинтовою екструзією, показують (рис. 4.47), що після ГЕ матеріал може оброблятися осадкою до рівня деформації 2,1...2,2 у той час, як допустимий ступінь деформації без руйнування при обробці лезовим інструментом перевищує 5.

Моделювання поведінки матеріалів при пластичній деформації в результаті технологічної обробки на підставі використаної моделі пластичності дозволило встановити наступні основні закономірності. Попередня ПД матеріалу, отриманого шляхом спікання порошків, за рахунок диспергування крихкого оксидного каркасу по границях зерен сприяє істотному підвищенню технологічної пластичності. Підвищення допустимого ступеня деформації при обробці заготовок різанням дозволяє не

допустити руйнування поверхневого шару й інтенсифікувати режими різання.



$$1 - \eta = -1/\sqrt{3}; 2 - \eta = -2; 3 - \eta = -4$$

Рисунок 4.47 – Залежності деформаційної пористості від ступеня деформації для матеріалу, попередньо підданого гвинтовій екструзії

Таким чином, підвищення технологічної пластичності напівфабрикатів спечених титанових сплавів шляхом ПД призводить до поліпшення оброблюваності різанням, що дозволяє реалізувати процес механічної обробки для виготовлення лопаток компресора ГТД.

Результати досліджень викладено в роботі [223].

4.3.6 Здатність титану в СМК стані до деформаційного зміцнення

Враховуючи деформацію, яку зазнає заготовка в процесі ГЕ, для оцінки її здатності до наступного деформаційного зміцнення, наприклад методами поверхнево-пластичного деформування пера й хвостовика лопаток ГТД, встановлено закономірності зміцнюваності титану в СМК стані.

Залежності напруження плину від ступеня деформації для титану в литому стані із крупнокристалічною структурою і після ГЕ, у СМК стані,

мають вигляд:

$$\sigma = 761 \cdot e + 280, \quad (4.28)$$

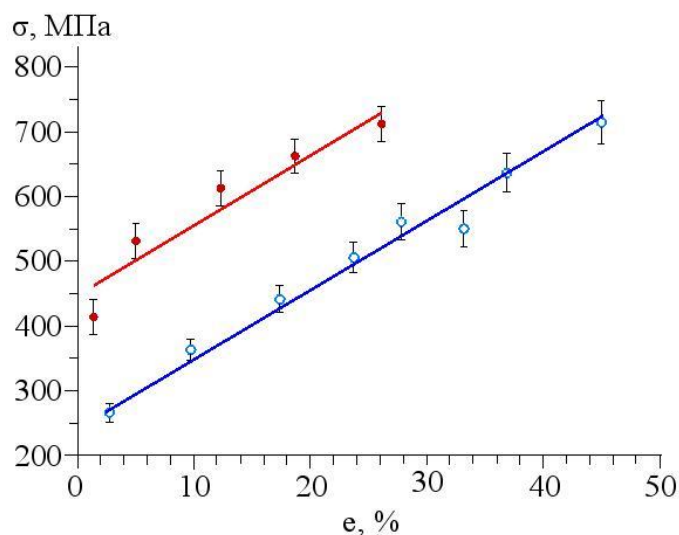
$$\sigma = 562 \cdot e + 515, \quad (4.29)$$

де e – ступінь деформації.

Аналіз кривих зміцнення показує (рис. 4.48), що сплав після інтенсивної пластичної деформації має на 24% меншу схильність до зміцнення у порівнянні зі сплавом у вихідному стані. Однак, незважаючи на попередню ІПД матеріал зберіг досить високу здатність до подальшого зміцнення.

Отримані результати можуть теоретично бути обґрунтовані наступним. Після ІПД розмір структурних складових у металі зменшується, відбувається їх інтенсивне диспергування, переважають висококутові границі зерен. Середній розмір зерен становить близько 200...500 нм. При цьому загальна кількість зерен збільшується, що, природно, призводить до збільшення довжини границь і питомого об'єму границь зерен, який сягає 10...20% від загального об'єму зразка. Спостерігається значна об'ємна частка потрійних стиків. Також відомо, що при середньому розмірі зерен близько 150...250 нм у матеріалі можуть бути присутні бездислокаційні зерна (до 15...20% загальної кількості), зерна з хаотичною дислокаційною структурою (до 50...60% загальної кількості) і зерна, що містять дислокаційну субструктуру – комірочки або фрагменти (до 20...30% загальної кількості).

Значну частку границь фрагментів становлять висококутові границі. Густина точкових дефектів і дислокацій усередині зерен СМК сплавів зазвичай дуже мала, оскільки границі зерен ефективно поглинають точкові дефекти й дислокації.



○ – литий стан; ● – після ПД гвинтовою екструзією

Рисунок 4.48 – Криві зміцнення титану ВТ1-0 у різних станах

Слід також зазначити, що матеріали в СМК стані мають нерівноважні границі зерен, ширина яких визначена різними методами на різних матеріалах і становить від 0,4 до 1,0 нм. Атомна структура границь не є простою і залежить від багатьох параметрів: взаємної орієнтації сусідніх кристалів, типу міжатомної взаємодії і т.д. Атомна густина міжфазних границь на 20...40 % менше густини зерен. Нерівноважність також характеризується надлишковою енергією границь зерен, наявністю далекодіючих пружних напружень і високою густиною зернограничних дефектів, а також викликає виникнення високих напружень і викривлення кристалічної ґратки, зміну міжатомних відстаней і появу значних зсувів атомів, аж до втрати далекого порядку. Результатом цих процесів є значне підвищення мікротвердості СМК сплавів, встановлене раніше.

Таким чином, можна вважати, що матеріали в СМК стані займають проміжне місце між крупнокристалічними й нанокристалічними матеріалами і являють собою неоднорідні структури змішаного типу, що складаються із ділянок з ультрадрібними зернами й зернами більших розмірів, усередині яких процеси формування деформаційних висококутових границь не завершені. Усередині останніх, як правило, присутні ультрадрібні субзерна

або ж вони роздібнені на фрагменти із внутрішніми низькокутовими границями.

Особливості структури титану, підданого ГЕ, обумовлюють специфічний характер механізму деформації й зміцнення. У полікристалах, розміри яких декілька мікрометрів і більше, ковзання відбувається по тілу зерен і границі зерен у них є стопорами для дислокацій. Це призводить до того, що передача ковзання від зерна до зерна вносить істотний вклад у напруження плинину. У випадку ж матеріалів у СМК стані границі зерен мають неупорядковану структуру атомів, близьку до аморфної, і є з погляду міцності найбільш слабким місцем. Пластична деформація йде уздовж цих границь шляхом проковзування зерен одне відносно одного. При цьому дислокаційне ковзання в тілі зерен такого розміру сильно утруднено в зв'язку з тим, що, незважаючи на низьку густину дислокацій, джерела дислокацій типу Франка-Ріда не можуть працювати ефективно при малих розмірах зерен [110]. Однак, оскільки деформація завжди здійснюється комплексом різних механізмів, прагнучих до узгодження, не існує єдиних критичних значень розмірів зерен для включення або вимикання конкретних механізмів деформації.

Аналізуючи механізми зміцнення, слід зазначити, що зародження й еволюція дефектів структури в сплавах у СМК стані суттєво відрізняються від таких у грубозернистих полікристалах. При цьому основні відмінності проявляються, в першу чергу, не за рахунок появи нових механізмів, а за рахунок перерозподілу ролей кожного з існуючих механізмів зміцнення у зв'язку з особливостями їх будови. У той же час матеріали в СМК стані займають проміжне місце між нанокристалічними й крупнокристалічними, тому в них можуть одночасно спостерігатися явища й процеси, що відбуваються в зазначених класах матеріалів.

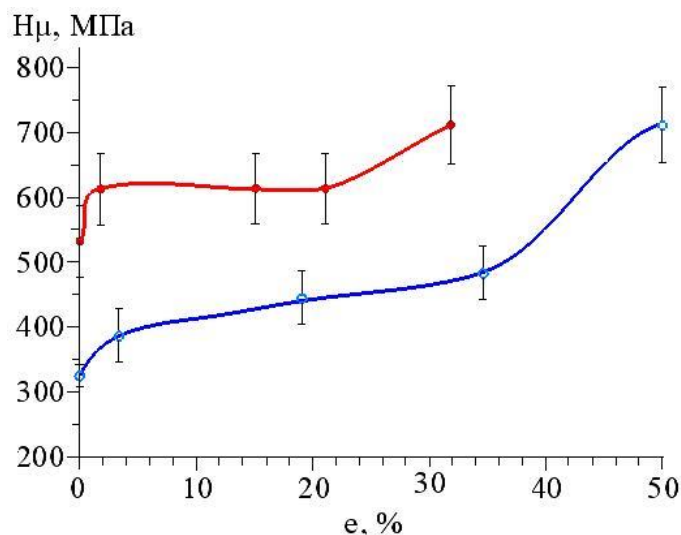
У крупнокристалічних матеріалах, зерна яких містять велику кількість дефектів, що мають різне розорієнтування, для збереження в процесі деформації суцільності по границях необхідна дія декількох незалежних

систем ковзання в кожному зерні. Наявність границь завжди призводить до того, що просте ковзання при деформації в кожному кристалі замінюється множинним ковзанням. При додаванні зовнішнього напруження до полікристалів пластична деформація, в першу чергу, буде проходити в зерні, що орієнтовано найбільш сприятливо до зовнішнього напруження (тобто з найбільшим дотичним напруженням). В інших зернах деформація не виходить за межі пружної. Зі зростанням зовнішнього напруження спостерігається поступове залучення інших зерен у процес пластичної деформації при збереженні суцільності зерна. Описані вище ефекти призводять до істотної неоднорідності напружено-деформованого стану усередині зерна, генерації нових і фіксації існуючих дефектів у тілі зерна і, як наслідок, його зміцнення.

У металах з СМК структурою частина зерен бездефектні, тобто в них подальше зміцнення неможливе. Частина зерен має субзеренну структуру, де процеси зміцнення аналогічні крупнокристалічним матеріалам. Основний внесок у зміцнення СМК металів вносять границі зерен. Так, відомо, що більш інтенсивне зміцнення відбувається на границях зерен і що дрібне зерно зміцнюється інтенсивніше за крупне. Іншими словами, напруження плину (опір деформації) зростає зі зменшенням розміру зерна не через наявність границі самої по собі, а через взаємодію між зернами, розділеними цією границею.

Таким чином, у СМК металах великий внесок у зміцнення роблять процеси, що перешкоджають протіканню зернограничного проковзування.

Для виявлення стадійності деформації вимірювали твердість зразків після осадки. На рис. 4.49 показано встановлені залежності твердості випробуваних зразків від ступеня пластичної деформації.



○ – литий стан; ● – після ПД гвинтовою екструзією

Рисунок 4.49 – Залежність твердості титану від ступеня деформації

У дослідженій області деформацій характер кривих «дійсна деформація-твердість» для сплаву в крупнокристалічному і СМК станах аналогічний. Спостерігаються три стадії зміцнення. Також можна відзначити, що для сплаву в СМК стані перехід від однієї стадії до іншої відбувається при меншій деформації, що, імовірно, пов'язано з особливостями процесу зміцнення й деформації СМК сплавів, описаними вище.

Таким чином, дослідження зміцнюваності титану в СМК стані при стисненні дозволили зробити висновки про те, що ПД сприяє майже дворазовому підвищенню напруження плинину при стисненні. При цьому коефіцієнт зміцнення на 23...25% нижчий у порівнянні зі сплавом у вихідному стані, що свідчить про наявність запасу технологічної пластичності. Висока схильність до деформаційного зміцнення після ПД свідчить про ефективність застосування методів оздоблювально-зміцнювальної обробки поверхневого шару деталей, виготовлених зі сплавів у СМК стані, з метою додаткового підвищення їх міцності при змінних навантаженнях.

Результати досліджень викладено в роботі [269].

4.4 Оцінювання міцнісної надійності лопаток малорозмірних ГТД зі сплаву ВТ8 після ПД

Незважаючи на отримані значення міцнісних характеристик лабораторних зразків, а також їх хімічного й структурного аналізу, має бути проведено остаточне оцінювання можливості застосування заготовок з порошкових матеріалів після ГЕ для деталей ГТД шляхом визначення їх міцнісної надійності.

Враховуючи, що життєвий цикл малорозмірних ГТД не перевищує десятка годин, оцінювання ефективності застосування порошкових заготовок виконували за запасом статичної міцності. Методику визначення НДС лопаток докладно описано в розділі 2. Властивості сплаву ВТ8 у різних станах, використані при розрахунках запасів міцності, наведено в табл. 4.11.

Таблиця 4.11 –Властивості сплаву ВТ8 в різних станах

Сплав	E , МПа	ρ , кг\м ³	σ_6 , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	μ	E/ρ , $10^6 \frac{\text{Н}\cdot\text{м}}{\text{кг}}$	σ_6/ρ , $10^6 \frac{\text{Н}\cdot\text{м}}{\text{кг}}$	$T_{\text{роб}}$, °С
ВТ8	1,2·10 ⁵	4520	980	850	0,3	26,5	0,22	500
ВТ8_ПД ¹	1,08·10 ⁵	4400	1250	1150	0,38	24,5	0,28	470
ВТ8пм ²	0,95·10 ⁵	4000	700	450	0,1	23,8	0,18	500
ВТ8пм_ПД ²	1,1·10 ⁵	4400	1040	960	0,32	25,0	0,21	470

Примітка: пм – сплав, отриманий методами ПМ; ПД – після ГЕ.

Запас статичної міцності лопаток розраховували за формулою:

$$n^c = \frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_{\text{екв}}}, \quad (4.30)$$

де n^c – статичний запас міцності лопаток;

$\sigma_{0,2}$ – умовна границя плинності матеріалу лопаток компресора, МПа;

$\sigma_{екв}$ – максимальна величина діючих еквівалентних напружень у пері лопаток компресора, МПа.

Розрахункові значення полів тиску на аеродинамічні поверхні лопаток, а також температури потоку, що їх обтікає, отримані за результатами термогазодинамічного аналізу, показано на рис. 4.50.

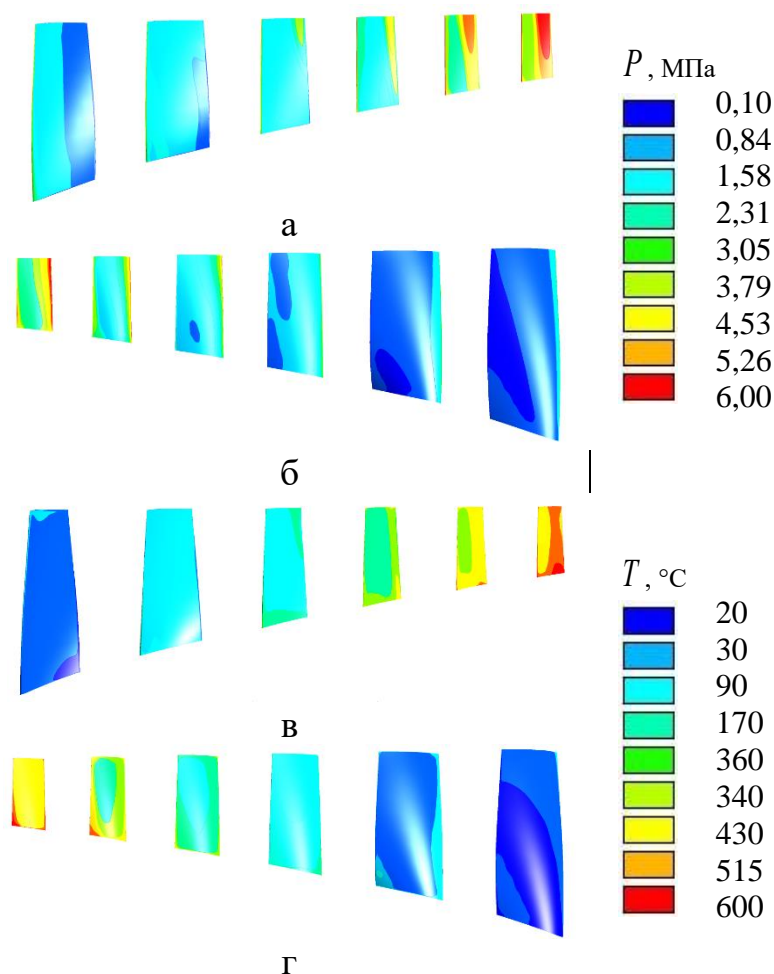


Рисунок 4.50 – Поля тисків від газового потоку (а, б) і температури (в, г) на лопатці з боку корита (а, в) і спинки (б, г)

Розподіл температури за поверхнею пера лопаток, отриманий в результаті теплового аналізу, де як вихідні дані використовували температуру потоку (граничні умови третього роду), показано на рис. 4.51.

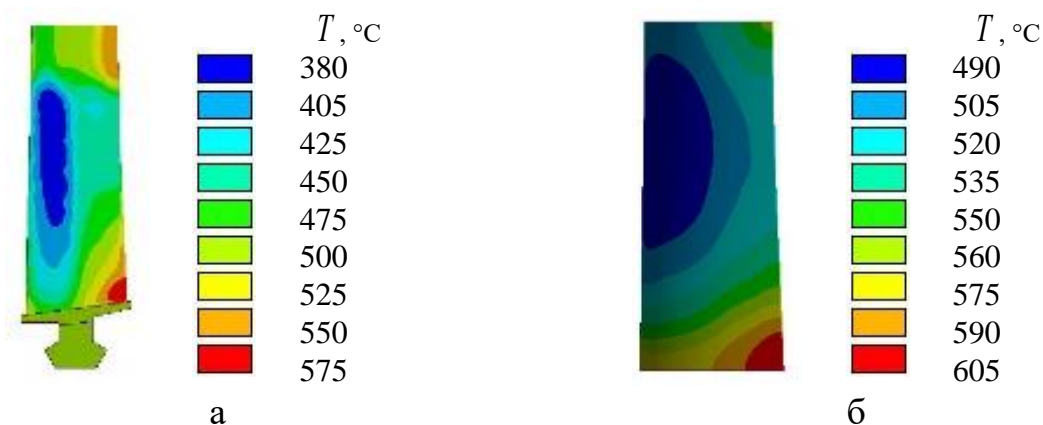


Рисунок 4.51 – Поле температур пера робочих (а) і статорних (б) лопаток VI ступеня компресора малорозмірного ГТД

Аналіз температурних полів пера робочих лопаток компресора з урахуванням робочої температури дозволяє оцінити можливість їх застосування. Враховуючи, що перо лопатки має відносно малу товщину профілю, розподіл температур за поперечним перерізом вважали однорідним.

Оцінювання полів розподілу та величин максимальних напружень, що діють у пері робочих лопаток (рис. 4.52), дозволило визначити можливість застосування перспективних матеріалів і технологій їх обробки з погляду міцнісної надійності лопаток.

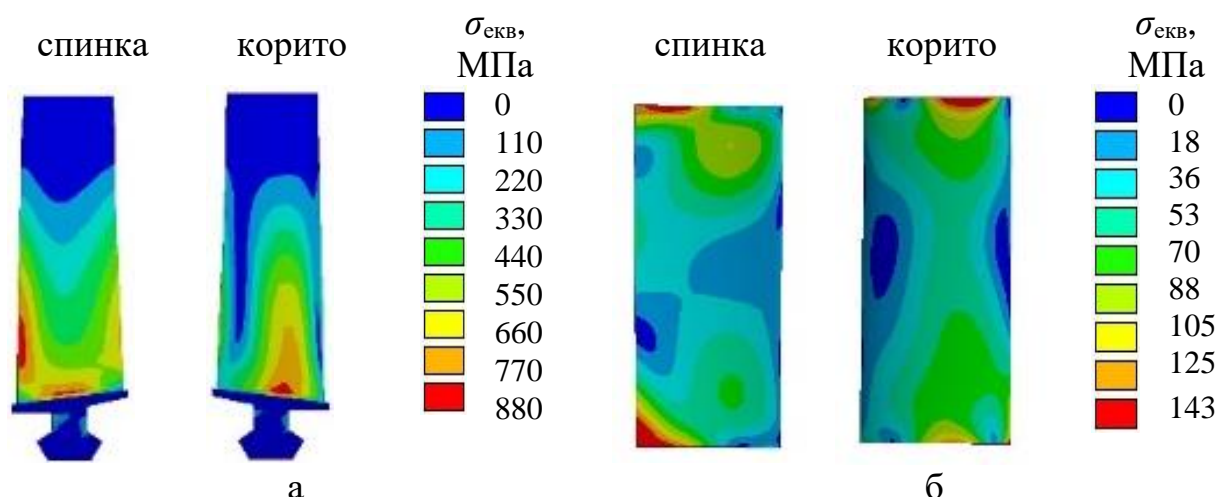


Рисунок 4.52 – Поля еквівалентних напружень у пері робочих (а) і статорних (б) лопаток (режим роботи надзвичайний, сплав ВТ8пм_іпд)

Значення максимальних еквівалентних напружень і запасів статичної міцності робочих лопаток і лопаток статора наведено в табл. 4.13, 4.14.

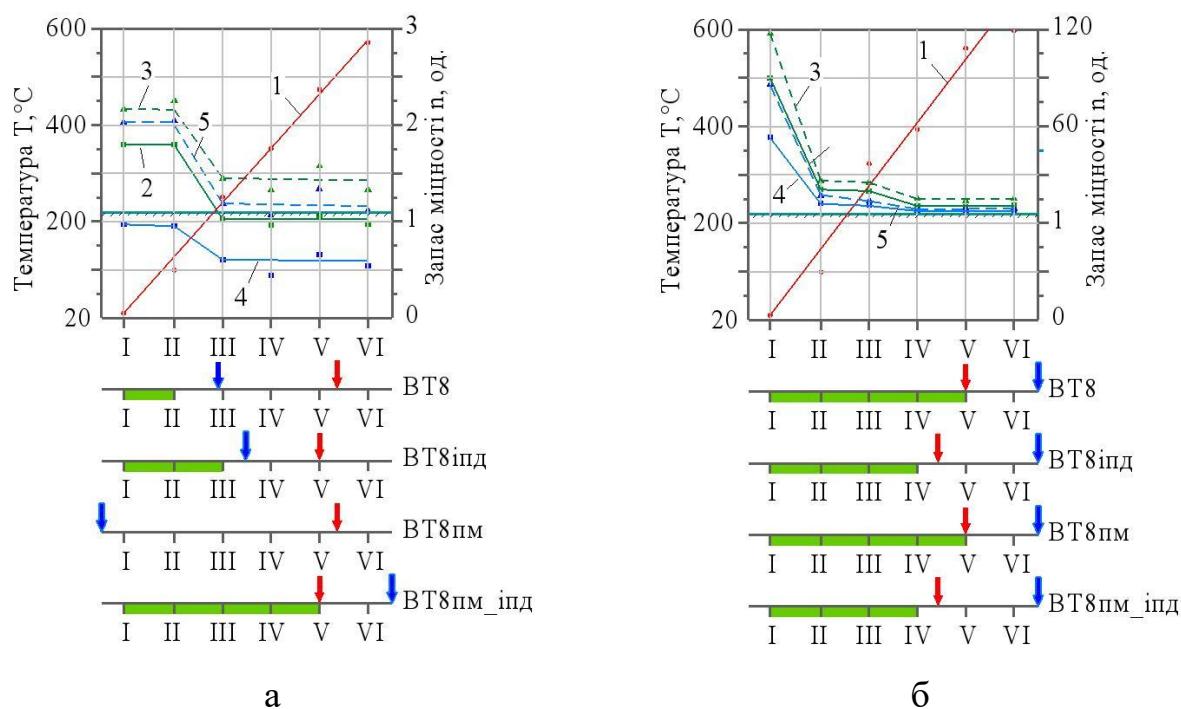
Таблиця 4.12 – Максимальні значення еквівалентних напружень і запаси статичної міцності лопаток ротора компресора

Стан матеріалу лопаток	Ступінь компресора / максимальна температура лопаток											
	I / 80°C		II / 100°C		III / 250°C		IV / 350°C		V / 475°C		VI / 575°C	
	σ_{\max} , МПа	n , од.	σ_{\max} , МПа	n , од.	σ_{\max} , МПа	n , од.	σ_{\max} , МПа	n , од.	σ_{\max} , МПа	n , од.	σ_{\max} , МПа	n , од.
BT8	480,2	1,77	481,1	1,77	805,8	1,05	893,3	0,95	717,6	1,19	864,5	0,98
BT8 _{ПД}	481,9	2,39	451,6	2,25	802,4	1,43	859,4	1,34	718,4	1,60	889,4	1,29
BT8 _{ПМ}	477,2	0,94	517,3	0,87	801,2	0,56	938,6	0,48	719,9	0,63	882,2	0,51
BT8 _{ПМ_ПД}	481,7	1,99	474,2	2,02	804,3	1,91	886,0	1,08	717,35	1,33	872,15	1,10

Таблиця 4.13 – Максимальні значення еквівалентних напружень і запаси статичної міцності лопаток статора компресора

Стан матеріалу лопаток	Ступінь компресора / максимальна температура лопаток											
	I / 25°C		II / 105°C		III / 325°C		IV / 395°C		V / 565°C		VI / 605°C	
	σ_{\max} , МПа	n , од.	σ_{\max} , МПа	n , од.	σ_{\max} , МПа	n , од.	σ_{\max} , МПа	n , од.	σ_{\max} , МПа	n , од.	σ_{\max} , МПа	n , од.
BT8	8,84	96,15	45,46	18,70	53,97	15,75	133,45	6,37	140,56	6,05	142,36	5,97
BT8 _{ПД}	8,87	129,65	43,62	26,36	53,74	21,40	128,38	8,96	140,79	8,17	146,46	7,85
BT8 _{спк}	8,78	51,25	48,88	9,21	53,66	8,39	140,22	3,21	141,08	3,19	145,27	3,10
BT8 _{спк_ПД}	8,87	84,55	44,80	16,74	53,87	13,92	132,35	5,67	140,58	5,34	143,62	5,22

Аналізуючи отримані дані, можна зробити висновок про можливість застосування розглянутих технологій отримання сплаву BT8 для виготовлення лопаток компресора малорозмірних ГТД (рис. 4.53).



1 – T , °C; 2 – VT8; 3 – VT8_{ІПД}; 4 – VT8_{ПМ}; 5 – VT8_{ПМ_ІПД}

Рисунок 4.53 – Номограма граничних температур і запасу міцності лопаток ротора (а) і статора (б) компресора зі сплаву VT8 в різних станах

Так, для робочих лопаток сплав VT8 у деформованому стані обмежується для лопаток I-II ступенів за рівнем їх міцнісної надійності (рис. 5.53, а). Застосування методів ІПД розширює область їх застосування до VII ступеня, однак за рівнем теплового стану область їх застосування обмежена лопатками V ступеня.

Рівень міцнісної надійності лопаток усіх ступенів компресора, виготовлених з титанового сплаву в спеченому стані, нижче допустимого значення для ГТД безпілотних літальних апаратів (1,1...1,15). Це не дозволяє їх застосовувати у виробках даного типу, незважаючи на суттєво більш низьку, у порівнянні зі сплавом у деформованому стані, собівартість отримання. Однак, застосування методів ІПД за рахунок усунення пористості, формування за перерізом заготовки СМК структури та гомогенізації легувальних елементів сприяє істотному підвищенню міцності й, як наслідок, розширенню області їх застосування на всі ступені. У той же час більш низька експлуатаційна температура сплаву в

субмікросталічному стані не дозволяє їх застосовувати для лопаток VI ступеня (рис. 5.53, а).

Враховуючи, що лопатки статора компресора піддаються навантаженням тільки від сил газового потоку, область застосування сплаву VT8 обмежується лише його робочою температурою незалежно від технології отримання (рис. 4.56, б). При цьому, незважаючи на більшу міцність, спечений сплав VT8, підданий ІПД, у порівнянні зі сплавом у спеченому стані має менший діапазон застосування у зв'язку з більш низькою робочою температурою. Беручи до уваги більш низьку собівартість отримання спечених титанових сплавів, можна стверджувати, що його застосування є раціональним для лопаток компресора I-V ступенів.

Слід зазначити, що розглянуті обмеження, пов'язані з температурним станом сплавів у СМК стані, визначено, виходячи з умов початку процесів рекристалізації. Враховуючи, що процеси рекристалізації протікають протягом тривалого часу, що перевищує польотний цикл ГТД одноразового застосування (крилаті ракети, одноразові розвідувальні апарати, аеродинамічні цілі і т.д.), для таких двигунів дане обмеження може бути зняте. У такому випадку їх застосування за рівнем максимально допустимої температури буде аналогічним сплавам у крупнокристалічному стані.

Аналіз теплового й напруженого стану пера лопаток ротора й статора компресора малорозмірного ГТД типу Р95-300, застосовуваного як маршовий двигун для безпілотного літального апарата, у комбінації з фізичними й механічними характеристиками сплаву VT8 у різних станах дозволив розробити рекомендації з їх застосування:

Встановлено, що лопатки статора I-V ступенів можуть бути виготовлені зі спеченого титанового сплаву VT8 без деформаційної обробки (VT8пм). Лопатки ротора компресора I-V ступенів можуть бути виготовлені зі спеченого титанового сплаву VT8, підданого ІПД (VT8пм_іпд).

Враховуючи встановлені особливості текстуроутворення, можна стверджувати, що мінімальна міцність і твердість заготовки після ГЕ буде

спостерігатися в осьовому напрямку, максимальні значення – у поперечному. При цьому міцність в обох поперечних напрямках буде однаковою, що забезпечить рівномірність пера лопаток. Виходячи із цього, вирізка індивідуальних заготовок лопаток з напівфабрикату виконується в поперечному напрямку (рис. 4.54).

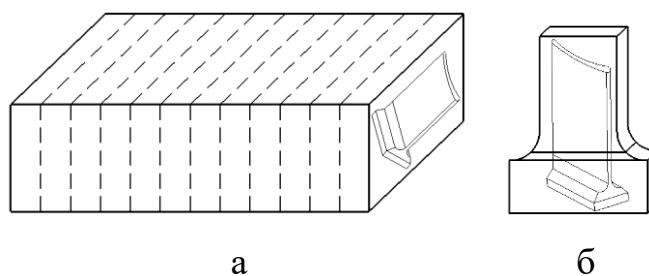


Рисунок 4.54 – Схема вирізки індивідуальних заготовок лопаток компресора з напівфабрикату після ГЕ (а) і індивідуальної (б)

Реалізація розробленої технології в дослідному виробництві підтвердила можливість виготовлення лопаток компресора ГТД зі спечених титанових заготовок з використанням ГЕ (рис. 4.55).

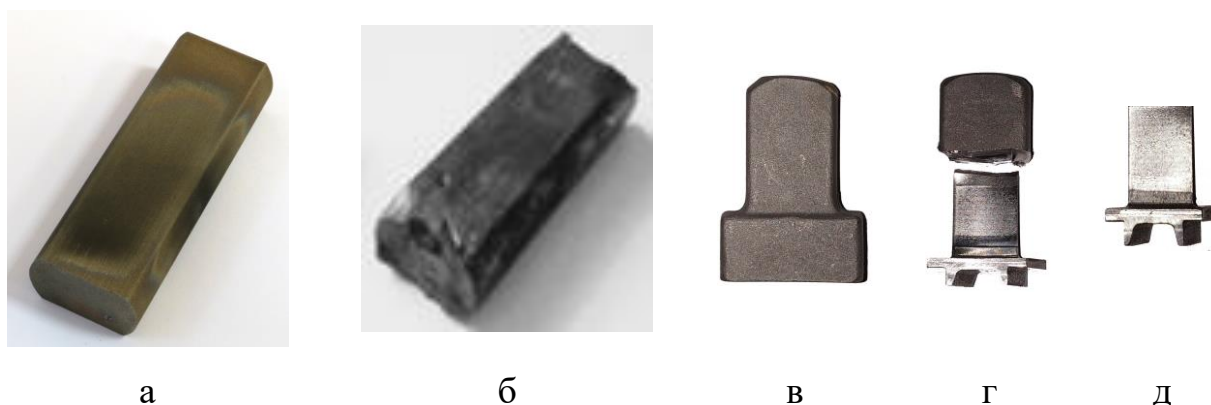
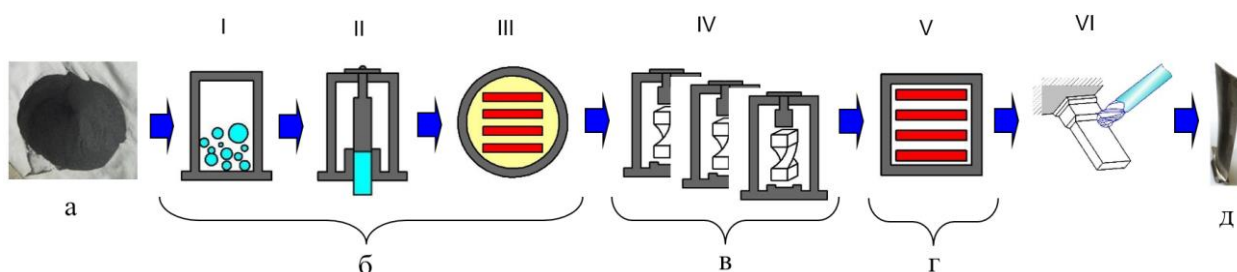


Рисунок 4.55 – Загальний вигляд спеченої заготовки (а), заготовки після ГЕ (б), індивідуальної заготовки (в), попередньої механічної обробки поверхонь пера й хвостовика (г), а також лопатки компресора після фрезерування (д)

На підставі результатів досліджень щодо розвитку наукових основ процесів виготовлення деталей з порошкових матеріалів для ГТД із

застосуванням методів ППД запропоновано технологічний цикл виробництва лопаток компресора. Відповідно до нього виробництво напівфабрикатів складнолегованих титанових сплавів типу ВТЗ-1, ВТ6, ВТ8 відбувається шляхом синтезу із суміші порошкових компонентів методами порошкової металургії з наступною обробкою гвинтовою екструзією (рис. 4.56). Для формування необхідного типу структури сплаву (рівновісної, бімодальної) заготовки піддають термічній обробці. Формоутворення аеродинамічних поверхонь лопаток виконується високошвидкісним фрезеруванням. Після цього поверхні піддають оздоблювальній обробці сталевими кульками.



I – шихтування; II – пресування; III – вакуумне спікання; IV – ППД гвинтовою екструзією; V – термічна обробка; VI – механічна обробка;

а – порошкова суміш; б – некомпактна, спечена заготовка;

в – компактний напівфабрикат з СМК структурою; г – заготовка лопатки з рівновісною, бімодальною структурою; д – лопатка ГТД

Рисунок 4.56 – Структура технологічного циклу виготовлення лопаток ГТД з порошкового матеріалу із застосуванням ППД

Основною особливістю розробленої технології є можливість зміни марки напівфабрикатів титанового сплаву. Комбінація методів порошкової металургії та ППД дозволяє отримувати високоміцні компактні напівфабрикати складнолегованих титанових сплавів, виключаючи енерговитратні операції металургійного переділу титану та гарячої деформаційної обробки.

Розроблена технологія була апробована для титанових сплавів марок ВТЗ-1, ВТ6 і ВТ8 для виробництва заготовок лопаток компресорів різної

номенклатури.

Результати досліджень викладено в роботах [121, 271, 272].

4.5 Висновки до розділу 4

На етапі деформаційної обробки спечених напівфабрикатів реалізуються процеси, що є найбільш важливими з погляду забезпечення якості напівфабрикатів і які дають можливість застосування порошкових матеріалів для навантажених деталей ГТД. Такими процесами є ущільнення, гомогенізація й зміцнення за рахунок формування СМК структури. Основною особливістю використовуваних для деформаційної обробки методів є низька пластичність, розвиненість порового простору та висока активність спечених титанових заготовок, що не дозволяє застосовувати такі традиційні методи ОМТ, як гаряче кування й штампування.

Теоретично обґрунтовано й експериментально доведено, що обробка таких матеріалів може бути реалізована методами, що забезпечують високий рівень гідростатичного тиску в осередку деформації. Встановлено, що ГЕ є одним з найбільш раціональних способів ПД спечених напівфабрикатів, що забезпечують реалізацію всього комплексу процесів, які підвищують якість напівфабрикатів. Це дає можливість використовувати гвинтову екструзію як основу для реалізації технології виготовлення деталей з порошкових матеріалів для газотурбінних двигунів.

Основні положення розділу 4 полягають у наступному:

1. Встановлено, що через особливі умови деформації гідроекструзія не може бути використана для отримання компактних напівфабрикатів з високою щільністю зі спечених титанових заготовок. В діапазоні витяжки заготовки, що не призводить до її повного руйнування (не більш 2,5), залишкова пористість становила 6...8%. Формувалась текстура деформації.

2. Гаряче ізостатичне пресування дозволяє ефективно усувати пористість у поверхневому шарі спечених заготовок товщиною не більше 1,5...1,6 мм. У центральних зонах заготовки пористість становить 8...9%, що відповідає пористості після спікання.

3. Кручення під високим тиском є ефективним способом обробки тонких спечених заготовок зі сплавів типу ВТ6, ВТ8. Залишкова пористість заготовок після КВТ становить менше 1%, розмір зерен – 0,26...0,3 мкм. Мікротвердість збільшується до 4200...4500 МПа для зразків зі сплаву ВТ6 та 4400...4600 МПа для сплаву типу ВТ8 і не залежить від режиму спікання та деформації. Фаз високого тиску при КВТ у досліджених сплавах не утворюється. Підвищується гомогенність розподілу легувальних елементів як за перерізом зразка, так і в окремих структурних складових.

4. Теоретичний аналіз ущільнення порошкових матеріалів на якісному рівні показав, що гвинтова екструзія є більш ефективним способом ущільнення об'ємних заготовок з порошкових матеріалів у порівнянні з одноосьовим пресуванням. Деформація ГЕ дозволяє досягти щільності зразків на 10...12% вище, ніж при одноосьовому пресуванні. Ефективність процесу ГЕ пов'язана з інтенсивними деформаціями зсуву під тиском. При цьому важливою умовою реалізації ГЕ є протитиск, величина якого повинна бути не менше 30% тиску пресування.

5. Експериментально встановлено, що ГЕ після 3 циклів призводить до значного зниження пористості як у периферійній, так і в центральній частинах призматичної заготовки. Встановлено, що ГЕ сприяє підвищенню комплексу міцнісних властивостей для сплавів у литому й деформованому станах, а також спечених. Найбільше зміцнення спостерігається для спечених заготовок. Для сплаву ВТ1-0 після 5-ти циклів деформації ГЕ підвищення міцнісних характеристик відносно сплаву в литому стані становить в 2...2,3 рази, пластичності – в 2,5...6 разів при зниженні роботи руйнування в 1,2 рази. Формується СМК структура з розміром зерен 200...500 нм.

6. Теоретично обґрунтовано й експериментально підтверджено

наявність в заготовках при ГЕ латентної деформації у вигляді множинних самоподібних вихорів. Основними наслідками їх виникнення, відносно до некомпактних зразків, є інтенсифікація процесів акомодатії частинок суміші порошкових компонентів внаслідок значно збільшеного, у порівнянні з концентричними лініями течії при деформації компактних матеріалів, інтегрального шляху деформації. Вихори викликають інтенсивне перемішування й масоперенос як на рівні, порівнянному з розміром перерізу зразків, так і на рівні, порівнянному з розміром зерен. Інтенсивний масоперенос призводить до хімічної й структурної гомогенізації, а також до усунення пористості.

7. Експериментально встановлено формування кристалографічної текстури в заготовках після ГЕ й анізотропії механічних властивостей. Анізотропія модуля пружності після 5-ти циклів деформації становила 14,0% і мала мінімальне значення 3,35% після відпалу при 250°C та максимальне значення 16,42% при 400°C. Коефіцієнти анізотропії границь міцності та плинності становили 32,0% після 5-ти циклів деформації й мали мінімальне значення 7,0% після відпалу при 250°C та максимальне значення 37,0% при 400°C.

8. Експериментально встановлено, що в діапазоні температур 20...550 °C титан у СМК і спеченому станах характеризується більшою величиною питомої теплоємності в порівнянні з литим. Для титану в литому стані фазове перетворення проходить в інтервалі температур 800...900 °C, у СМК – 850...950 °C, у спеченому – 800...950 °C. Встановлене статистично значуще збільшення температури фазового перетворення для сплаву в СМК стані, імовірно, пов'язане з розчиненням кисню в ґратці титану в процесі нагрівання й інтенсивної пластичної деформації. Температурний коефіцієнт лінійного розширення титану в дослідженому діапазоні температур 100...600 °C в СМК стані нижче, ніж у литому стані. Відпал зразків у СМК стані призводить до збільшення значення температурного коефіцієнта лінійного розширення, наближаючи його значення до титану в литому стані.

Температура початку рекристалізації СМК титану становить 385°C, що на 195°C нижче в порівнянні з титаном у крупнокристалічному стані.

9. На підставі моделі виникнення деформаційної пористості встановлено, що деформація заготовок ГЕ за рахунок диспергування крихкого оксидного каркаса по границях зерен сприяє істотному підвищенню рівня технологічної пластичності та призводить до збільшення допустимого ступеня деформації. Напівфабрикати в СМК стані можуть піддаватись методам ОМТ до деформації Мізеса 2,1...2,2. Допустимий ступінь деформації без руйнування при обробці лезовим інструментом перевищує 5.

10. Експериментально встановлено, що коефіцієнт деформаційного зміцнення титану в СМК стані зменшується на 23...25% відносно литого стану, що свідчить про наявність запасу технологічної пластичності. Висока схильність до деформаційного зміцнення напівфабрикатів після ІПД свідчить про ефективність застосування методів оздоблювально-зміцнювальної обробки поверхневого шару деталей, виготовлених зі сплавів у СМК стані, з метою додаткового підвищення їх міцності при змінних навантаженнях.

11. На підставі оцінювання фізичних і механічних властивостей заготовок зі сплаву ВТ8, отриманих шляхом ГЕ спечених заготовок, в комплексі з результатами моделювання напружено-деформованого стану лопаток компресора малорозмірного ГТД для безпілотних літальних апаратів встановлено ефективність їх застосування. Встановлено, що запас статистичної міцності лопаток задовольняє вимоги до їх міцності. Лопатки статора I-V ступенів можуть бути виготовлені зі спеченого титанового сплаву ВТ8 без деформаційної обробки. Лопатки ротора компресора I-V ступенів можуть бути виготовлені зі спеченого титанового сплаву ВТ8, підданого 5-ти циклам ГЕ. Для формування в лопатках структури відповідного типу вони мають бути піддані термічній обробці.

РОЗДІЛ 5. УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ОСНАЩЕННЯ, ОБЛАДНАННЯ ТА ТЕХНОЛОГІЇ ГВИНТОВОЇ ЕКСТРУЗІЇ

Особливості процесу ГЕ, фізичних та механічних властивостей спечених титанових сплавів, а також серійний тип виробництва деталей ГТД передумовлюють ряд вимог як до технологічного оснащення, так і до обладнання для його реалізації. У першу чергу технологічне оснащення повинно бути надійним і не руйнуватися при деформації високоміцних титанових сплавів типу ВТ8. Технологічне обладнання та процес обробки мають бути адаптованими до умов серійного типу виробництва, забезпечуючи при цьому стабільну якість партій напівфабрикатів. Розв'язання цих завдань потребує удосконалення технологічного оснащення для ГЕ спечених заготовок. Основними напрямками удосконалення є зниження навантажень на основні деталі, зниження сил тертя між заготовками та матрицями, а також автоматизація роботи установки для ГЕ.

5.1 Конструктивні аспекти проєктування та експлуатації оснащення для гвинтової екструзії

Одним з основних елементів установки для ГЕ, який багато в чому визначає ефективність процесу ПД, є гвинтова матриця. Оптимізація геометричних параметрів гвинтового каналу пов'язана з особливостями умов, необхідних для реалізації процесів ущільнення, гомогенізації та фрагментації структури. Нераціональна конструкція гвинтової матриці в комбінації з режимними параметрами процесу деформації не тільки не дозволяла досягати основних цілей ПД заготовок з порошкових матеріалів, але і, у деяких випадках, призводила до руйнування як технологічного оснащення (рис. 5.1, а), так і оброблюваної заготовки (рис. 5.1, б).



а



б

Рисунок 5.1 – Загальний вигляд зруйнованого оснащення (а) та заготовок (б)

Для виключення подібних явищ і отримання гомогенної СМК структури у всьому об'ємі заготовки необхідно дотримання ряду умов, у тому числі врахування розмірів заготовки і властивостей сплавів, що обробляються, при температурі деформування. Оснащення має забезпечувати наявність дотичних напружень, достатніх для подрібнення структурних елементів, а також зон «перетікання» матеріалу в межах поперечного перерізу заготовки для гомогенізації структурних елементів сплаву на макро- та мікрорівнях. Виконання цих умов можливе за рахунок оптимізації конструктивних параметрів гвинтової матриці. З урахуванням складності форми каналу гвинтової матриці його моделювання та оптимізацію ефективно виконувати чисельними методами.

Рівень протитиску, який є одним з найважливіших параметрів при гвинтовій екструзії загалом та обробці заготовок з порошкових матеріалів зокрема, визначали, виходячи з результатів моделювання та експериментальних досліджень. Величину протитиску пов'язували з тиском пресування гвинтовою екструзією, який розраховували з урахуванням фізичних та механічних характеристик сплаву, що піддається обробці, кута нахилу гвинтової лінії каналу гвинтової матриці, висоти гвинтового каналу та умов тертя за формулою (2.4), виходячи з рекомендацій роботи [87]. У результаті прикладання протитиску до переднього торця заготовки тиск пресування відповідно збільшувався. Для титанових порошкових заготовок експериментально було встановлено, що при рівні протитиску меншому за

25...30% від розрахункової величини тиску пресування заготовки відбувалось порушення її цілісності або значне розпушення.

У деяких випадках спостерігалось утворення до десяти її окремих частин. Значне збільшення рівня протитиску дозволяло усунути руйнування заготовок, але в цьому випадку спостерігалось значне збільшення потрібного тиску пресування, що іноді призводило до руйнування елементів технологічного оснащення. Таким чином було встановлено, що раціональною величиною протитиску є не менше однієї третини розрахункового рівня тиску пресування. Отримане експериментальне значення раціональної величини протитиску добре узгоджується з результатами оціночного моделювання його мінімального рівня, приведеного у четвертому розділі.

Моделювання деформації заготовок квадратного та прямокутного перерізу ГЕ та наступний аналіз розподілу дотичних напружень, еквівалентних деформацій і векторів переміщень у різних перерізах зразків показали, що максимальне значення інтенсивності швидкості деформації заготовок досягається у верхній і нижній площинах гвинтового каналу, де деформація здійснюється за схемою простого зсуву [273].

За поперечним перерізом заготовки деформація розподілена нерівномірно, з мінімумом на осі симетрії [273]. Залежно від завдань ГЕ прагнуть або вирівняти деформацію за перерізом, або навпаки, збільшити її градієнт.

В середній частині каналу відбувається «перетікання» матеріалу в межах поперечного перерізу заготовки [274]. Це сприяє явищу переміщування матеріалу, що є особливо важливим при деформації складнолегованих сплавів і порошкових заготовок, забезпечуючи гомогенізацію легувальних елементів за перерізом заготовки. При цьому найбільші переміщення та найбільш сприятливі умови для гомогенізації виникають у заготовці прямокутного перерізу.

Аналіз поведінки титанових сплавів при термомеханічній обробці

показав, що велике значення має температура технологічного оснащення. З метою виготовлення оснащення для гарячого штампування найчастіше використовують теплостійкі сталі типу Дн22 (4Х4ВМФС) та інші, що мають можливість працювати в діапазоні температур до 600 °С [275].

Якщо температура штампа нижча за температуру заготовки, то за рахунок інтенсивного тепловідводу в процесі контакту інструмента і заготовки її температура буде знижуватися. Охолодження оброблюваної заготовки може призводити до формування неоднорідної мікроструктури та її руйнування. При цьому напруження плинності матеріалу заготовки підвищується, збільшується і величина навантаження, необхідна для деформації. Одним зі способів зниження цього ефекту є використання підігріву штампів до більш високої температури (540...830 °С) залежно від застосовуваного матеріалу.

Однак, через важкі умови роботи технологічного оснащення в процесі ГЕ складно забезпечити його нагрівання вище температури 400...500 °С. Це обумовлюється високою вартістю інструментальних матеріалів, здатних витримувати необхідні навантаження при температурі більшій за 500 °С.

Особливо важливо контролювати температуру заготовки при ГЕ титанових сплавів, які відрізняються низькою теплопровідністю. Відомо, що обробка тиском жароміцних титанових сплавів без руйнування, наприклад, таких, як ВТ6, можлива тільки в області високих температур. Температура початку деформації при куванні даного сплаву становить 1100 °С, а температура закінчення деформації – 850 °С [276]. Однак, враховуючи високий рівень гідростатичного тиску в заготовці, характерний для ГЕ, обробку без руйнування можна виконувати при більш низькій температурі. Установлені в роботі [277] закономірності показали, що, наприклад, для сплаву ВТ8 у СМК стані, процеси рекристалізації протікають вже при температурі 550 °С. Практичний досвід свідчить, що ГЕ сплавів даного класу раціонально реалізовувати при температурі заготовки в діапазоні 450...650 °С, знижуючи температуру на останніх циклах обробки. Для

збереження її цілісності температура технологічного оснащення повинна підтримуватися на такому ж рівні.

Аналіз залежностей, запропонованих у роботі [278] для оцінки мінімальної та середніх величин еквівалентної деформації з урахуванням особливостей деформації металів простим зсувом, що реалізується при ГЕ, дозволив визначити, що діаметр описаної навколо поперечного перерізу заготовки окружності має перебувати в діапазоні від 25 мм до 50 мм, а її довжина становити не менш 2,5 діаметра. Виходячи із цього, для практичної реалізації процесу ГЕ прийнято розмір заготовки 18x25x70 мм із округленими бічними гранями (рис. 5.2, а). Враховуючи вимоги конструкційної та експлуатаційної технологічності оснащення, гвинтові матриці раціонально робити рознімними (рис. 5.2, б).

Враховуючи рівень механічних та фізичних характеристик жароміцних титанових сплавів, гвинтові матриці для реалізації процесу ГЕ потребують удосконалення з погляду зниження тиску пресування і забезпечення прийнятної, з урахуванням серійного типу виробництва деталей ГТД, довговічності роботи.

В основу удосконалення матриці покладене завдання зниження тертя бічних поверхонь заготовки і фальш-заготовок об стінки каналу контейнера і гвинтової матриці. Поставлене завдання вирішене за рахунок конструктивного виконання пуансонів і вихідного каналу матриці [279].

Процес деформування проводиться в контейнері 1, знизу якого розміщена гвинтова матриця 2. У порожнині матриці встановлена нижня фальш-заготовка 3, заготовка 4 і верхня фальш-заготовка 5, яка передає тиск на заготовку від пуансона 6 (рис. 5.3). Для створення в осередку деформації необхідного рівня гідростатичного тиску контрпуансон 7 упирається в нижню фальш-заготовку 3. Він розташований у порожнині приймального контейнера 8, в який відбувається пресування заготовки.

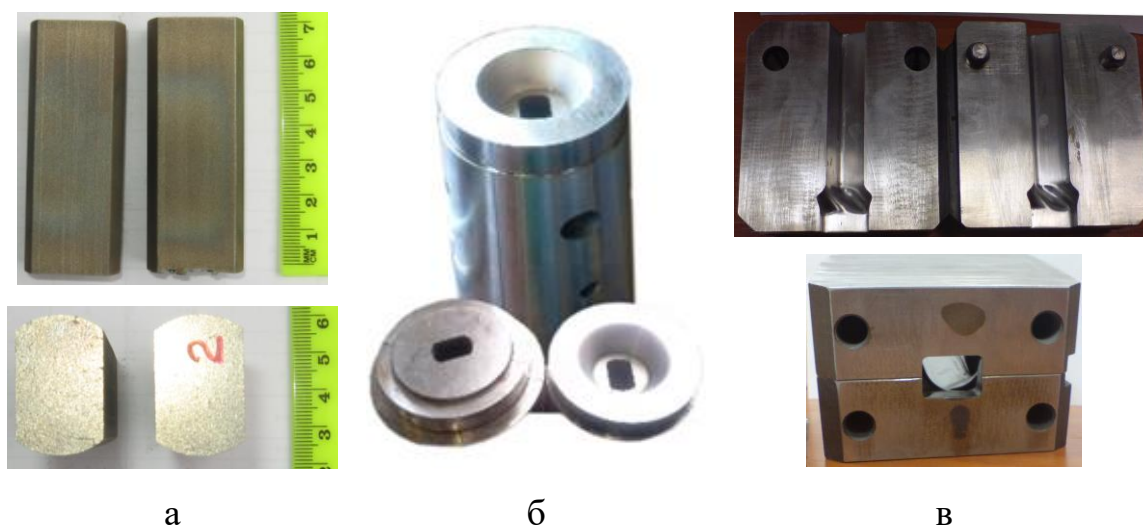


Рисунок 5.2 – Загальний вигляд спечених заготовок для ГЕ (а) і різних гвинтових матриць із каналом прямокутного перерізу (б, в)

На робочих торцях пуансона 6 і контрпуансона 7 є сферичні порожнини 9 і 10, які формують при деформуванні виступи 12 і 13 на торцях фальш-заготовок. Ці виступи утворюють на наступному циклі пресування порожнини під і над заготовкою 4, які заповнюють квазірідким мастилом 11. На ділянці виходу з матриці (частини калібруючого каналу матриці) виконаний рельєф у вигляді поздовжніх канавок 14 глибиною Н з радіусом западин R2 і виступів R1 для деформування бічних поверхонь заготовок і фальш-заготовок на виході з матриці.

Перед установкою заготовки 4 у контейнер 1 поздовжні канавки на поверхні заготовки 4 і порожнини 11 навколо виступів 12 і 13 фальш-заготовок 3 і 5 заповнюють мастилом. Таким чином, простір навколо заготовки 4 заповнено мастилом. У процесі пресування пуансон 6 переміщує верхню фальш-заготовку 5, заготовку 4 і нижню фальш-заготовку 3 униз через матрицю 2 у приймальний контейнер 8. Під дією технологічного тиску та протитиску, який створюють контрпуансоном 7, пуансон і контрпуансон формують нові виступи на торцях верхньої 5 і нижньої 3 фальш-заготовок

При цьому вихідні виступи 12 і 13 на фальш-заготовках 3 і 5 деформуються (змінюються), і мастило з порожнин 11 над і під заготовкою 4

видавлюється в зазор між заготовкою 4 і каналом матриці 2, а також у бічні канавки на поверхні заготовки 4 і фальш-заготовки 5 і зазори контейнера 1.

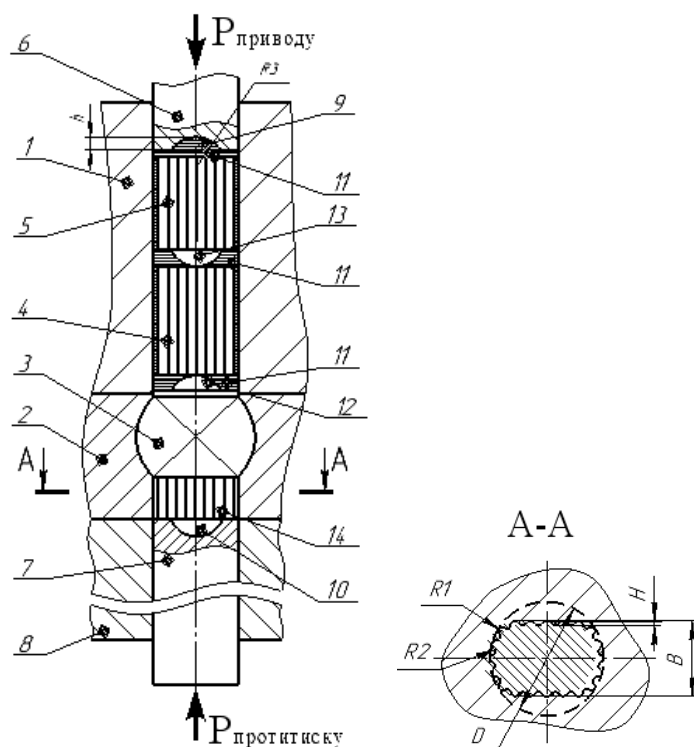


Рисунок 5.3 – Схема пристрою для реалізації багатоетапного пресування заготовок пластичним середовищем

Таким чином, поверхні заготовки 4 і фальш-заготовок 3 і 5 при переміщенні відносно контейнера 1 і матриці 2 перебувають в умовах, близьких до гідростатичного тертя, яке знижує тиск деформування і виключає налипання матеріалу фальш-заготовок на поверхні контейнера 1 і матриці 2. При цьому порожнини 11, що містять мастило, проходять через осередок пластичної деформації і забезпечують додаткове змащення поверхні матриці 2 перед і після пресування заготовки 4. У процесі деформування бічні канавки на поверхнях заготовки 4 і фальш-заготовки 5 змінюються, і мастило видавлюється між заготовкою 4, фальш-заготовкою 5 і інструментом 1 і 2, що також знижує тертя.

На виході з каналу матриці 14 на бічних поверхнях фальш-заготовки 3 і заготовки 4 формуються поздовжні канавки. Після цього заготовку 4 і

фальш-заготовку 3 випресовують із приймального контейнера 8 контрпуансоном 7, заготовку перевертають на 180° , щоб знизити деформацію в області торців заготовки 4, і повторюють процес деформування для накопичення необхідного ступеня деформації.

Застосування запропонованого способу деформації та удосконаленої гвинтової матриці з канавками для його реалізації дозволяє забезпечити зниження тертя бічних поверхонь заготовки та фальш-заготовок об стінки каналу контейнера і матриці, що призводить до зменшення тиску пресування у порівнянні з існуючими конструкціями оснащення для ГЕ. Це технічне рішення може бути застосоване для гвинтових матриць із різним поперечним перерізом. Головною особливістю деформації гвинтовою екструзією є накопичування великих деформацій в заготовці за рахунок її багатоциклової обробки. Ця важлива, з точки зору ідеології методів ПД, умова потребує пластичного відновлення первинного перерізу заготовки після кожного циклу деформації ГЕ, що забезпечить можливість багатоциклової обробки без проміжних операцій виправлення форми заготовки. Досвід проектування та експлуатації оснащення для гвинтової екструзії показав, що важливу роль у цьому відіграє конструкція гвинтової матриці. Окрім гвинтової ділянки каналу, на якій відбувається деформація простим зсувом, вона повинна мати ділянку, що калібрує. Ця ділянка, окрім виправлення форми заготовки, виконує також важливу функцію щодо защемлення переднього торця заготовки, що дає можливість реалізувати зсувну деформацію її поперечного перерізу. Також довжина цієї ділянки впливає на силу, яку потрібно прикласти до пуансона для реалізації деформування. Занадто широкий пасок каналу матриці (довжина ділянки, що калібрує) призводить до збільшення сил тертя між заготовкою та матрицею і, таким чином, потрібної сили на пуансоні. Таким чином, раціональне значення калібрувального паска матриці визначає як якість заготовок з порошкових матеріалів, так і силові параметри процесу деформування.

Для виключення явища викривлення заготовки при кожному циклі

деформування гвинтовою екструзією, що характеризується відносним закручуванням переднього та заднього торців заготовки, досліджено вплив ширини заготовки на довжину ділянки каналу матриці, що калібрує. Забезпечення викривлення на рівні $2...3^\circ$ важливо з точки зору можливості наступних циклів деформації заготовки без її виправлення.

Враховуючи можливі різні розміри поперечного перерізу заготовок, залежність довжини калібрувального каналу матриці від ширини заготовки була встановлена в безрозмірному вигляді. Це дало можливість використовувати її для заготовок різних розмірів. Довжину калібрувальної ділянки визначали відносно мінімального розміру перерізу заготовки

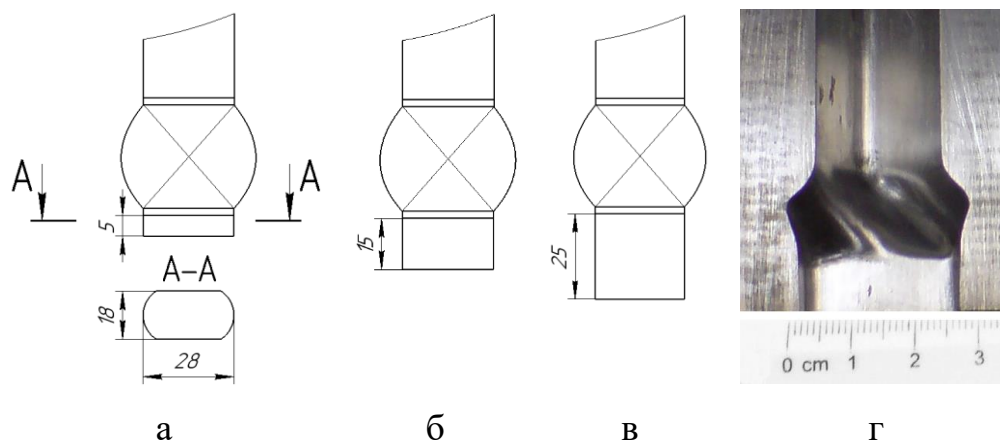
$$\bar{L} = \frac{l_M}{B_3}, \quad (5.1)$$

де l_M – довжина калібрувального каналу матриці (пасок), мм;

B_3 – ширина заготовки, мм.

На основі експериментального дослідження форми заготовки після ГЕ у випадку використання гвинтових матриць з різною геометрією паска каналу, що калібрує, було встановлено закономірності зміни форми заготовки від величини \bar{L} . Для визначення її раціонального значення було виготовлено три гвинтові матриці зі значеннями l_M 5, 15 та 30 мм та поперечними перерізами 18 x 28 мм та 25x40 мм (рис 5.4).

Збільшення довжини калібрувальної ділянки до $\bar{L} > 0,6$ дозволило усунути викривлення заготовки за рахунок пластичного відновлення первинного перерізу (рис. 5.5, б). Збільшення довжини калібрувальної ділянки до величини більшої за $\bar{L} > 1,0$ забезпечило отримання якісних, за критерієм збереження форми, заготовок. Однак у цьому випадку спостерігалось значне збільшення сили тертя між заготовкою та матрицею і, як наслідок, тиску пресування та навантаження деталей штампа.



а – $\bar{L} = 0,3$; б – $\bar{L} = 0,85$; в – $\bar{L} = 1,4$;

г – загальний вигляд гвинтової та калібрувальної частин каналу

Рисунок 5.4 – Схеми гвинтових матриць з різною відносною довжиною калібрувальної ділянки каналу



Рисунок 5.5 – Загальний вигляд (а) та поперечний переріз (б) заготовки

Для заготовки з поперечним перерізом 18x28 мм раціональна довжина калібрувальної ділянки каналу гвинтової матриці становить 10...18 мм. Для експериментальної матриці з $\bar{L} = 0,85$, ширина калібрувального паска якої становила 15 мм, викривлення заготовки (розворот торців) не перевищувало 3° , що дозволяло уникати її виправлення між циклами деформації. Для заготовок більшого поперечного перерізу довжину калібрувальної частини збільшували до 25...30 мм.

Таким чином, встановлені закономірності розширюють теоретичні основи щодо проектування технологічного оснащення для реалізації процесу гвинтової екструзії заготовок з титанових сплавів.

Результати досліджень опубліковані в роботах [279, 280, 281].

5.2 Удосконалення дослідно-промислової установки для гвинтової екструзії та процесу деформації заготовок з порошкових матеріалів

5.2.1 Аналіз вимог до конструкції штампа і установки для деформування заготовок гвинтовою екструзією

Основним напрямом удосконалення штампа і установки на його основі для реалізації ГЕ спечених заготовок в умовах серійного виробництва напівфабрикатів для виготовлення заготовок деталей ГТД була автоматизація основних переходів, що базується на розробці нових конструктивних і технологічних рішень.

Основні вимоги до конструкції установки для реалізації ГЕ спечених і компактних заготовок з титанових сплавів пов'язані з необхідністю збереження її цілісності та реалізації інтенсивної зсувної деформації. Отримані раніше результати моделювання деформації порошкових і спечених заготовок у процесі ГЕ дозволили встановити важливу умову ефективності їх ущільнення – наявність високого рівня протитиску. Так, за відсутності протитиску пористість в окремих частинах заготовки після ГЕ становила 30% [282]. Більше того, у результаті чисельного моделювання було встановлено, що за відсутності протитиску спостерігається помітне розпушення матеріалу, що призводить до зменшення його щільності. У той же час додавання до нижнього торця заготовки протитиску суттєво знижує пористість заготовок. Їх щільність зростає практично за всім об'ємом. Також встановлено, що наявність протитиску призводить до більш рівномірного характеру розподілу деформації твердої фази. Протитиск має бути прикладений до нижнього торця заготовки і протягом усього часу деформування, від моменту входження її переднього торця в матрицю до моменту виходу її заднього торця з ділянки каналу матриці, що калібрує. Таким чином встановлено, що найважливішою вимогою до конструкції

дослідно-промислової установки є необхідність деформації із протитиском, величина якого становить близько 30% від тиску пресування.

Удосконалена установка для деформації ГЕ спечених заготовок працює за технологією, відповідно до якої на поверхні заготовки і фальш-заготовок наносять шар мастила, розташовують у контейнері спочатку нижню фальш-заготовку, над нею розміщують основну заготовку, потім установлюють верхню фальш-заготовку і багаторазово продавлюють фальш-заготовки та заготовку пуансоном через канал матриці в приймальний контейнер.

У процесі деформування створюють протитиск контрпуансоном через нижню фальш-заготовку. Після деформації нижню фальш-заготовку і заготовку вилучають із контейнера, заготовку перевертають на 180° і повторюють процес для накопичення необхідного ступеня деформації.

Для усунення випадків руйнування елементів установки її конструкція має запобігати утворенню облою між усіма робочими елементами: частинами матриці, контейнером, пуансоном і матрицею. Після всіх циклів обробки заготовки повинні мати довжину ділянки з однорідною деформацією не меншу за два діаметри описаного навколо поперечного перерізу кола. Розміри перерізів не повинні відрізнятися від вихідних більш ніж на 0,5 мм по всьому контуру, кут розвороту торцевих перерізів кінцевих заготовок не має перевищувати 3° .

Для можливості обробки різних марок титанових сплавів вона повинна мати можливість стабільної підтримки температури внутрішньої поверхні контейнерів і матриці в діапазоні від 350°C до 550°C . Гідропресове обладнання має забезпечувати величину протитиску до 700 МПа, можливість задавати його з точністю 50 МПа, підтримувати відповідний до технології цикл роботи і точність переміщення рухомих частин до 0,5 мм. Конструкція приймального контейнера має передбачати можливість швидкого вилучення заготовки. Установка повинна забезпечувати обробку в режимі «заготовка за заготовкою», швидке розпресування матриці для обслуговування та монтажу до штампового блоку. Не більш ніж через 30 с після вилучення заготовки із

приймального контейнера установка має бути повністю готова до обробки наступної заготовки. Крім того, конструктивні рішення повинні забезпечувати повний цикл реалізації ГЕ на одній робочій позиції. Її конструкція також має бути універсальною та дозволяти використовувати матриці різної конфігурації.

5.2.2. Напрями удосконалення та особливості конструкції дослідно-промислової установки для гвинтової екструзії

Спроектowana перспективна установка для реалізації ГЕ містить ряд типових вузлів для забезпечення функціонування робочого інструмента, а також має ряд особливостей, пов'язаних з режимом пластичної деформації.

Робота її конструкції як єдиного цілого механізму забезпечується штамповим блоком, що має ряд функцій, пов'язаних з фіксацією та центруванням елементів робочого інструмента: пуансона, матриці, контрпуансона та приймального контейнера. Для цього блок оснащений колонками, які забезпечують центрування робочого інструмента незалежно від преса. У конструкції установки блок кріпиться до стола (нижня плита) і повзуна преса (верхня плита), а також до підсистеми виштовхування преса.

Деформування заготовок здійснюється в умовах теплої або гарячої деформації, у зв'язку із чим штампове оснащення необхідно нагрівати до високих температур. Його нагрівання здійснюється електричною піччю опору, установленною навколо бандажу гвинтової матриці, і не має призводити до істотного нагрівання базових елементів штампового блоку. Тому, крім підсистеми нагрівання, необхідна і підсистема охолодження базових деталей, що дозволить виключити їх температурні деформації та управляти температурним режимом деформування. У розробленій конструкції установки передбачене охолодження вузла кріплення пуансона,

який направляє втулки, і проміжної плити, на якій розміщена матриця, а також вертикальних опорних плит; це дозволяє знизити нагрівання нижньої плити, закріпленої на столі преса.

Підсистема кріплення робочого інструмента забезпечує не тільки його надійну фіксацію, але і швидку заміну, а також розпресування гвинтових напівматриць основним силовим циліндром пресу для обслуговування робочого каналу. Особливої уваги вимагає конструкція приймального контейнера, у який проводиться випресовування заготовки після деформації. Він має забезпечувати деформування заготовки із протитиском, а також можливість її випресовування після закінчення процесу. Оскільки випресовування здійснюється контрпуансоном, то переміщення приймального контейнера і контрпуансона повинні бути узгодженими кінематично.

Для виключення «витікання» металу в процесі пресування в зазор між гвинтовою матрицею та контейнером вони мають утворювати закриту порожнину. Для притиску контейнера до матриці та утримання його від переміщення у вертикальному напрямку розроблена підсистема фіксації приймального контейнера знімними клинами, що повинна звільняти його при виштовхуванні обробленої заготовки та фальш-заготовки. Переміщення приймального контейнера здійснюються основним силовим циліндром преса (униз для відводу від матриці) і зворотними циліндрами преса (нагору для притиску контейнера до матриці).

Враховуючи, що в процесі роботи на елементи установки діють навантаження, близькі до граничних характеристик використовуваних інструментальних матеріалів, для захисту оператора має застосовуватися захисне огороження, що виключає його травмування. Крім того, конструктивне виконання елементів, яке забезпечує тимчасову фіксацію рухомих частин робочого інструмента, дозволяє надалі виконати автоматизацію їх установки та видалення. Такий підхід дозволить підвищити

продуктивність роботи установки за рахунок механізації переміщення фіксаторів.

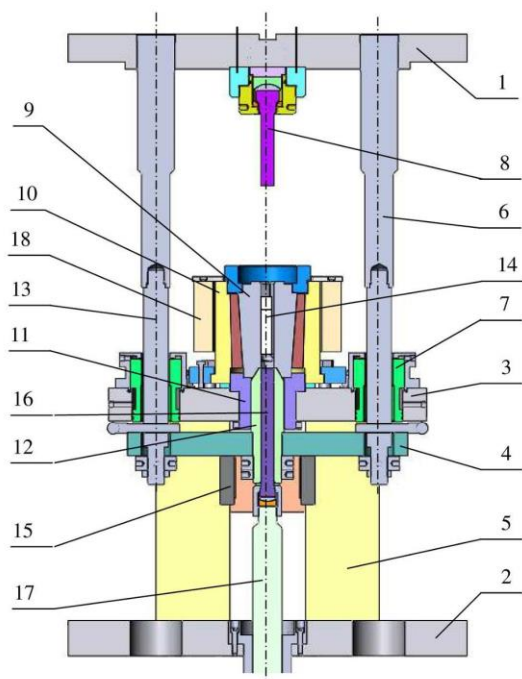
Нагрівання заготовок перед деформацією та нанесенням технологічного мастила здійснюється поза робочою зоною установки із застосуванням додаткового обладнання. Контроль положення рухомих частин, заготовок, фіксаторів, температури та інших параметрів у технологічному циклі пресування здійснюється оператором. Гідравлічний прес, на якому встановлена установка, забезпечується автоматизованою системою контролю, що спрощує визначення положення рухомих частин у процесі її експлуатації. Необхідно також відзначити, що надійна і безаварійна робота установки потребує відповідного налаштування тиску в гідравлічній системі пресу, що дозволить не перевищувати необхідні технологічні тиски при пресуванні, а також забезпечити обмеження тиску циліндрів повернення поперечки преса.

В основі конструкції спроектованої дослідно-промислової установки для ГЕ, що дозволяє реалізовувати спосіб багатоетапного пресування заготовок пластичним середовищем, лежить ряд запатентованих технічних рішень, а також практичний досвід проектування і експлуатації установок-аналогів.

Спеціальна дослідно-промислова установка удосконаленої конструкції для деформації титанових заготовок з порошкових матеріалів гвинтовою екструзією спроектована, виходячи з особливостей деформації титану [283]. Установка складається зі штампового блоку та робочого інструмента для виконання технологічних операцій (рис. 5.4).

Штамповий блок містить чотири попарно зв'язані плити 1, 4 і 2, 3. Верхня рухома плита 1 закріплена на повзуні преса. Плита 1 і рухома проміжна плита 4 утворюють силову раму для переміщення приймального контейнера 12, розміщеного на плиті 4. Зв'язок і позиціонування плит 1 і 3 відносно одна одної та робочого інструмента здійснюється за допомогою двох колонок 6 і втулок 7. Нерухома нижня плита 2 закріплена на столі преса

і з'єднана шпильками із плитою 3, яку встановлено на проставках 5 над нею. У такий спосіб плити 2 і 3 утворюють нерухому основу штампа.



а



б

1 – верхня рухома плита; 2 – нижня рухома плита; 3 – проміжна нерухома плита; 4 – проміжна рухома плита; 5 – опори; 6 – колонки; 7 – втулки; 8 – робочий пуансон; 9 – гвинтова матриця; 10 – контейнер; 11 – бандаж приймального контейнера; 12 – приймальний контейнер; 13 – тяги; 14 –заготовка; 15 – клини; 16 – нижній контрпуансон; 17 – проміжний шток; 18 – нагрівач.

Рисунок 5.4 – Схема (а) і загальний вигляд (б) установки для ПД заготовок ГЕ

Вузол кріплення робочого пуансона 8 встановлено на плиті 1. Контейнер 10 з матрицею 9 закріплений фланцем на проміжній плиті 3 і центрується відносно неї бандажем 11 приймального контейнера 12. Приймальний контейнер 12 призначений для створення протитиску на заготовку 14 і фальш-заготовку при екструзії через гвинтову матрицю 9. Він переміщується тягами 13 і направляється бандажем 11, до упору в нижній

торець матриці 9, а у верхньому положенні фіксується клинами 15. Рухома плита 4 зв'язана тягами 13 з колонками 6 і може фіксуватися від осьового зсуву бічними штифтами – фіксаторами.

Для створення гідростатичного тиску, що забезпечує збереження цілісності заготовки, і випресовування заготовки із приймального контейнера 12 установка містить нижній контрпуансон 16. Контрпуансон закріплено на штоку 17, який приводиться в дію циліндром виштовхувача преса. Для деформації жароміцних титанових сплавів штамповий блок оснащений нагрівачем 18, розташованим концентрично до контейнера 9.

У розробленій конструкції удосконаленої установки, на відміну від аналогів, описаних у роботах [284, 285, 286], штамповий блок виконаний таким чином, що передача робочого тиску з пуансона 8 на нижню плиту 2 і стіл преса відбувається через проміжну плиту 3 і вертикальні проставки 5. Це дозволяє вилучати заготовку 14 над нижньою плитою блоку 2. Також усунута передача робочого навантаження через рухомий опорний клин на нижню плиту 2, що мало місце в аналогу установки, і підвищена жорсткість її конструкції. За рахунок цього усунуті випадки руйнування приймального контейнера внаслідок передачі на нього осьового та радіального зусиль з робочого пуансона і заготовки при виході її із гвинтової матриці, характерні для аналогів.

Установлення проставок дозволило значно підвищити жорсткість фіксації положення робочої плити 3 відносно нижньої плити 2. Також передбачена можливість охолодження даного вузла, що дозволяє суттєво розширити температурний діапазон деформації заготовок. Шпильки кріплення плит 2 і 3 (на рис. 5.4 не показані) винесені з області нагрівання та частково компенсують прогин плити 3 за рахунок створення моменту противигину. У такий спосіб знижується теплове навантаження на нижню плиту блоку 2 і стіл преса.

За рахунок застосування шарнірної конструкції опори [287] забезпечено поліпшену рухомість кріплення верхнього (робочого) пуансона

13. Сферична опора пуансона знижує можливі згинальні моменти при екструзії. Виконання робочої матриці 9 рознімною полегшує її обслуговування. Між верхньою 1 і робочою 3 плитами встановлені напрямні колонки 6 і втулки 7, що значно поліпшує позиціонування пуансона 8 відносно матриці 9, що дозволяє усунути випадки його заклинювання. Направні колонки 6 зв'язані з нижніми тягами 13 для підвіски рухомої плити 4 і таким чином одночасно виконують функції верхніх частин тяг, на яких закріплена рухома плита 4 з бандажем приймального контейнера 12. Це дозволило спростити складання та розбирання вузла підвіски плити 4 і контейнера 12.

Для фіксації приймального контейнера використовуються клини 15. В процесі екструзії із протитиском вони сприймають тільки навантаження від тертя заготовки 14 об стінки приймального контейнера 12. При цьому тиск, необхідний для фіксації і звільнення приймального контейнера, створюється зворотними гідроциліндрами преса. Розміщення контейнера 12 усередині бандажа 11 значно підвищує його ресурс і виключає можливість руйнування при збільшенні протитиску.

Застосування в установках-аналогах з метою центрування всіх вузлів різних конструкторських баз у деяких випадках призводило до порушення плавності взаємного переміщення, осьових і кутових зсувів робочого інструмента та, як наслідок, заклинювання. В удосконаленій конструкції центрування вузлів відносно осі установки поліпшено за рахунок напрямку всіх базових елементів 9, 10 і 12 по бандажу приймального контейнера 11, встановленого в плиті блоку 3.

Ефективність роботи установки визначається не тільки досконалістю її конструкції з погляду можливості реалізації ГЕ титанових сплавів, але й рівнем її експлуатаційної технологічності та ремонтпридатності. В перспективній установці застосовано ряд конструктивних рішень, які дозволяють суттєво підвищити її пристосованість до технічного обслуговування в умовах експлуатації в порівнянні з установками-аналогами.

Так, для спрощення видалення заготовок і фальш-заготовок із гвинтового каналу матриці у випадку їх заклинювання конструкція гвинтової матриці 9 зроблена рознімною [288]. Механічна фіксація елементів матриці, а також її базування по конусній поверхні в бандажі 10 виключає можливість потрапляння матеріалу заготовки та фальш-заготовки в процесі деформації в площину рознімання. Застосування рознімної гвинтової матриці дозволяє підвищити технологічність за рахунок можливості роздільного пропалу гвинтового каналу повнопрофільним електродом. Однак, таке конструктивне рішення накладає певні обмеження на технологію виробництва елементів матриці, пов'язані з необхідністю усунення жолоблення сполучених поверхонь і появою зазорів у площині рознімання її частин.

Для виключення необхідності застосування додаткового пресового обладнання та, відповідно, підвищення експлуатаційних характеристик установки її конструкція передбачає установку бандажа 10 на знімні опори. Таке конструктивне рішення забезпечує контрольоване запресовування та розпресовування робочих вставок 9 тиском головного циліндра преса. При цьому запресовування і розпресовування робочої вставки 9 здійснюється додатковими проставками (на рис. 5.4 не показані).

Для забезпечення гарантованого і надійного запресовування частин гвинтової матриці 9 і виключення можливості її розпресовування через дію сили притиску на неї приймального контейнера 12, що створюється тиском зворотних циліндрів преса, її частини кріпляться в бандажі 10 додатковою кільцевою гайкою. З метою спрощення монтажу електричного нагрівача 18 кріплення вузла бандажа матриці 10 перенесене до нижнього торця. Базування приймального контейнера 12 у бандажі 11 також дозволило спростити конструкцію установки. Розміри рухомої плити 4 дозволяють витягти її за рахунок повороту уздовж її поздовжньої осі без розбирання кріплення проміжної плити 3 і нижньої плити 2 і таким чином полегшити розбирання та ремонт нижньої частини установки.

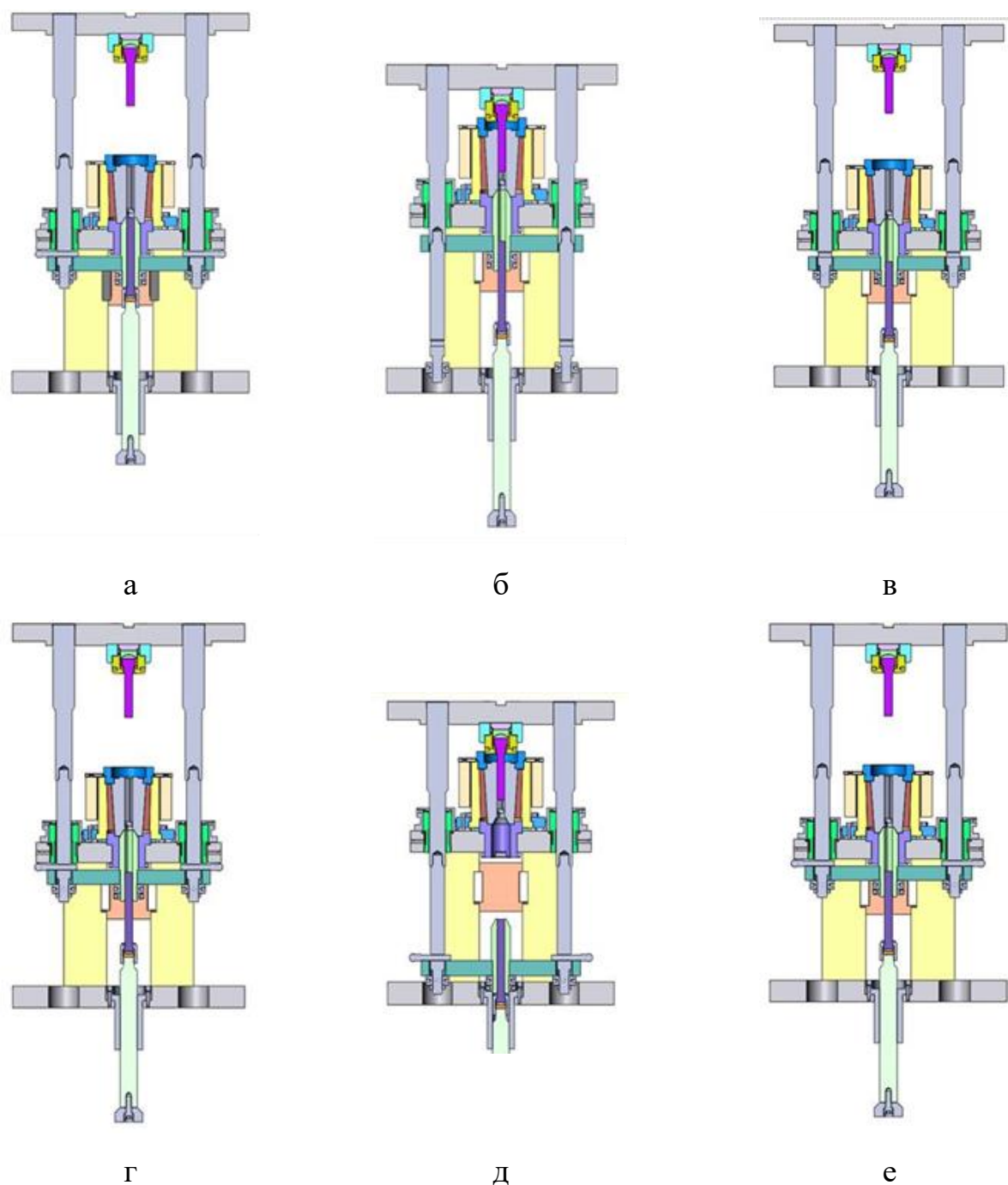
Беручи до уваги, що операції обробки тиском можуть бути небезпечними для оператора та супроводжуватися руйнуванням елементів технологічного оснащення, спроектована установка передбачає елементи захисту. Рухомий захист забезпечує огороження верхньої частини установки, де розміщені найбільш навантажені деталі (пуансон, матриця). Захист нижньої частини закриває приймальний контейнер і нижній контрпуансон 16, а також шток 17, які забезпечують створення протитиску. У процесі деформації робоча зона преса також закривається захисними екранами.

Таким чином, реалізовані конструктивні рішення дозволили забезпечити виконання основних кінематичних і силових умов, необхідних для ПД титанових заготовок на одній робочій позиції.

Цикл роботи установки складається з шести переходів (рис. 5.5).

У вихідному положенні плита 1 з робочим пуансоном 8 і плита 4 разом із приймальним контейнером 12 підняті у верхнє положення зусиллям зворотних циліндрів преса. При цьому приймальний контейнер притиснутий до робочої матриці та зафіксований клинами відносно проставок 5 (рис. 5.5, а). Перед початком обробки заготовок виконується нагрівання контейнера 10 з матрицею 9 до робочої температури. Потім з тяг 13 витягають бічні фіксатори, у матрицю 9 встановлюють фальш-заготовку і деформують її пуансоном 8 до моменту виходу з матриці. Після цього, у канал матриці 9 встановлюють титанову заготовку 14, верхню фальш-заготовку і виконують екструзію заготовки 14 разом з фальш-заготовками пуансоном 8 (рис. 5.5, б). При цьому нижній контрпуансон 16 із проміжним штоком 17 створюють зусилля протитиску на торець нижньої фальш-заготовки, що забезпечує необхідний рівень гідростатичного тиску. При екструзії вони переміщуються вниз разом із заготовкою.

Після робочого ходу пресування плиту 1 з робочим пуансоном 8 піднімають у верхнє положення (рис. 5.5, в), видаляють клини 15 і звільняють рухому плиту 4.



а – завантаження заготовки та фальш-заготовки; б – робочий хід;
 в – піднімання рухомої плити; г – вилучення клинів, встановлення
 фіксаторів; д – вилучення заготовки та фальш-заготовки; е – повернення у
 вихідне положення, встановлення клинів, вилучення фіксаторів

Рисунок 5.5 – Цикл роботи штампа для пресування гвинтовою
 екструзією з протитиском

Потім її фіксують відносно тяг 13 (рис. 5.5, г) і знову опускають плити 1 і 4 униз разом із приймальним контейнером 12, заготовкою 14, фальш-заготовкою і нижнім контрпуансоном 16. При цьому заготовку 14 і фальш-заготовку випресовують із приймального контейнера 12 контрпуансоном 16 (рис. 5.5, д).

Потім плиту 1 з робочим пуансоном 8 і плиту 4 піднімають у верхнє положення, при цьому приймальний контейнер 12 входить у бандаж 11 і закриває знизу робочу матрицю. Знизу плити 4 знову встановлюють клини 15, на які вона опирається (рис. 5.5, е). Після цього нижній контрпуансон 16 піднімають у верхнє положення та усі елементи установки повертаються у вихідний стан (див. рис. 5.5, а), після чого цикл деформації повторюється.

Проведений аналіз вимог до конструкції установки та умов деформації заготовок ГЕ, у комплексі з аналізом досвіду експлуатації установок-аналогів, дозволив обґрунтувати застосування раціональних технічних рішень для вузлів конструкції, а також вимоги до гідропресового обладнання. Конструкція розробленої установки дозволяє реалізувати необхідну кінематику і силовий режим деформування спечених порошкових заготовок з урахуванням установлених вимог.

Аналіз підсистем проєктованої установки дозволив цілеспрямовано здійснювати пошук раціональних технічних рішень для її окремих вузлів і деталей, а також загальної компоувальної схеми. Визначені вимоги до обладнання для реалізації процесу ПД титанових сплавів ГЕ, основні параметри технологічного процесу, вимоги до реалізації силового, кінематичного і термічного режимів роботи дослідно-промислової установки з урахуванням обробки некомпактних і компактних заготовок з титанових сплавів різних класів.

Наведені конструктивні рішення, прийняті в процесі розробки нової дослідно-промислової установки для деформації заготовок ГЕ, дозволили підвищити її довговічність, надійність і експлуатаційну технологічність, а також забезпечити якісну реалізацію технології деформації заготовок ГЕ на

гідравлічних пресах. Вони дозволяють витримувати вимоги до кінематики переміщення інструмента та силового режиму в технологічному циклі екструзії із заданим рівнем протитиску, що гарантує отримання якісних компактних напівфабрикатів із СМК структурою.

Запропонована схема базування та кріплення оснащення забезпечує можливість швидкої заміни пуансона і розпресування гвинтової матриці зусиллям головного циліндра преса для обслуговування, що підвищує надійність розбирання та технологічність конструкції.

Реалізовані конструктивні рішення підсистеми нагрівання матриці та охолодження елементів штампового блоку забезпечують інтенсифікацію роботи оснащення при підвищених температурах і керування термічним режимом роботи установки. Це дає можливість обробляти заготовки з компактних і некомпактних жароміцних титанових сплавів типу ВТ3-1, ВТ6, ВТ8.

Таким чином, конструкція розробленої дослідно-промислової установки дозволяє реалізувати деформацію заготовок з урахуванням установлених вимог, забезпечує необхідні технологічні операції та отримання титанових напівфабрикатів з високим рівнем механічних властивостей.

Результати дослідження опубліковані в роботах [289, 290].

5.3 Модернізація пресового обладнання для реалізації процесу гвинтової екструзії

Як було показано вище, реалізація процесу ГЕ спечених титанових заготовок з використанням розробленої установки можлива при застосуванні модернізованого пресового обладнання. У зв'язку із цим розроблені основні принципи та шляхи модернізації гідравлічних пресів. Для цього були

вирішені завдання, пов'язані з аналізом вимог до пресового обладнання, модернізацією системи керування пресом, гідравлічної та електричної систем.

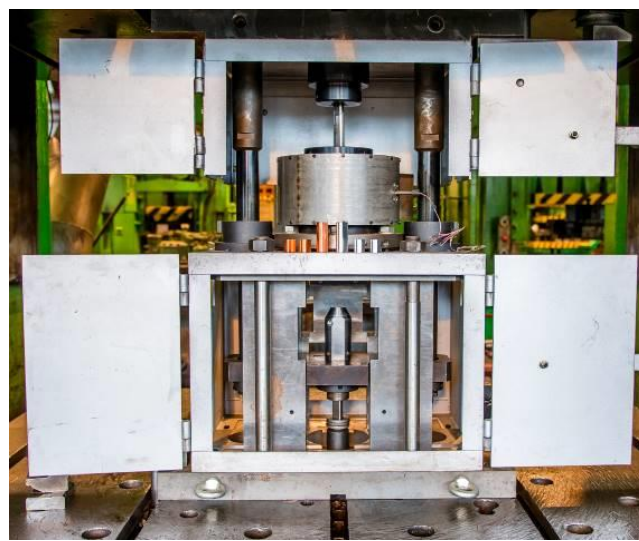
Залежно від розмірів поперечного перерізу заготовки і її матеріалу сила пресування для реалізації деформації гвинтовою екструзією може варіюватися від 63 до 630 МН. Незалежно від тиску, що розвивається головним циліндром преса, враховуючи особливості процесу ПД гвинтовою екструзією і конструкції спеціальної дослідно-промислової установки, він має забезпечувати контрольоване переміщення на всій траєкторії робочого та холостого ходів. Він також повинен мати можливість контролю та регулювання тиску пресування, мати функцію аварійного відключення при збільшенні тиску, що дозволить виключити руйнування установки для ГЕ у випадку заклинювання або «закушування» у процесі деформації основної або фальш-заготовки. Немаловажним аспектом застосовуваного пресового обладнання є також наявність зворотного циліндра – виштовхувача (маркета), що дозволяє реалізовувати деформацію із протитиском. При цьому до нього висуваються вимоги щодо контролю тиску і швидкості переміщення, аналогічні вимогам до основного гідроциліндру. Прес також має забезпечувати незалежне регулювання режимами роботи основного гідроциліндра та циліндра виштовхувача. Для усунення випадків руйнування заготовок з титанових сплавів внаслідок виникнення великих градієнтів температур через їх низьку теплопровідність прес повинен мати можливість забезпечувати досить високі швидкості переміщення, що потребує більшої витрати гідравлічної рідини. Розміри робочої зони, а також робочі та холості ходи повзуна і виштовхувача мають дозволяти реалізовувати цикл деформації ГЕ, пов'язаний з видаленням фальш-заготовки та деформацією пакета, що складається з двох фальш- і однієї основної заготовок. Для забезпечення вимог правил техніки безпеки він повинен передбачати захист від потрапляння в робочу зону сторонніх об'єктів, систему аварійного блокування та фіксації повзуна у верхньому положенні.

На цей час ряд закордонних фірм серійно випускає гідравлічні преси, які добре задовольняють вимоги до них щодо реалізації процесу ГЕ. Однак, враховуючи вартість пресового обладнання та наявність великого парку пресів попереднього покоління, на підприємстві АТ «Мотор Січ» пішли шляхом глибокої модернізації гідравлічних пресів моделей П-313, П-315, П-3434 і аналогічних. Конструктивно зазначені преси дозволяють реалізовувати деформацію ГЕ. Однак, у заводському виконанні вони не відповідають ряду зазначених вище вимог і, як наслідок, не можуть ефективно застосовуватися для реалізації цього процесу.

Для реалізації ГЕ середньогабаритних заготовок з титанових сплавів, враховуючи їх фізичні та механічні властивості, були модернізовані гідравлічні преси моделі П-315 (рис. 5.6, а).



а



б

Рисунок 5.6 – Загальний вигляд модернізованого гідравлічного преса П-315 (а) і розташованої в його робочій зоні дослідно-промислової установки для гвинтової екструзії (б)

Для реалізації характеристик пресу (табл. 5.1), що задовольняють умови роботи дослідно-промислової установки для ГЕ (рис. 5.6, б), були

модернізовані гідравлічна і електричні частини, включаючи автоматизацію шляхом оснащення системою числового програмного керування.

Модернізація системи охолодження мастила і його фільтрації дозволила забезпечити 9 – 11 клас його чистоти відповідно до ГОСТ 17216-71. Розроблений новий гідравлічний привід преса має ряд принципових відмінностей від серійного, який використовується на пресах даного типу.

Таблиця 5.1 – Характеристики модернізованого преса П-315

№ п\п	Параметр	Значення
1	Номінальна сила на повзуні	6300 кН
2	Номінальна сила на маркеті	2500 кН
3	Сила зворотного ходу повзуна	200 кН
4	Сила притискної плити виштовхувача	10...2500 кН
5	Найбільший хід повзуна	730 мм
6	Найбільший хід маркета	350 мм
7	Відстань між повзуном і плитою	1400 мм
8	Швидкість опускання повзуна, холостий хід	200 мм/с
9	Швидкість пресування, регульована	10...20 мм/с
10	Швидкість підймання повзуна	50...120 мм/с
11	Швидкість виштовхувача нагору	10...50 мм/с
12	Швидкість виштовхувача донизу	200 мм/с
13	Кількість робочих циліндрів: два основних, один прискореного ходу повзуна	3 шт
14	Тиск рідини в гідросистемі	20 МПа
15	Продуктивність гідронасоса	50...200 л/хв
16	Система охолодження мастила	водяна
17	Режим роботи гідропреса	напівавтоматичний

Гідропривід виконаний у вигляді єдиного модуля. Робочий тиск гідравлічної рідини становить 2...32 МПа та дистанційно регулюється за допомогою електромагнітного клапана. Витрата гідравлічної рідини дозволяє реалізовувати прискорений, у порівнянні із серійним гідравлічним приводом преса, робочий і холостий ходи повзуна та виштовхувача. Фільтрування і охолодження робочої рідини забезпечується самостійним напірним контуром. Для попередження засмічення фільтрів, а також контролю температурного режиму роботи гідравлічного приводу він оснащений контрольно-вимірною апаратурою, поєднаною із центральним блоком управління преса.

Модернізація електричної частини преса та оснащення його сучасною системою числового програмного керування були важливими складовими його адаптації для роботи з розробленою установкою для ГЕ. Це пов'язано з необхідністю її експлуатації в циклічному режимі із заданими параметрами на кожній з ділянок циклу. Для цього, поряд із заміною електрообладнання преса на сучасне, модернізація електричної частини передбачала розробку автоматизованої системи керування, установку гідророзподільників з автоматичним настроюванням тиску пресування і швидкості переміщення повзуна та виштовхувача.

Система керування електричною частиною модернізованого преса побудована на контролері фірми Siemens. Програмний комплекс дозволяє управляти роботою преса за допомогою панелі оператора, що є програмувальним пристроєм, призначеним для виконання операцій зміни та введення режимних параметрів пресування. Після введення вони можуть бути відтворені в автоматичному режимі.

Застосування автоматизованої системи керування дозволило реалізувати в автоматичному циклі керування тиском і швидкістю пресування, положенням повзуна та циліндра виштовхувача, а також сигналізацію основних відмов. Також є можливість вибору оператором заздалегідь запрограмованих циклів деформації залежно від марки

оброблюваного сплаву. Можливість роботи преса в автоматичному циклі дозволяє реалізовувати деформацію гвинтовою екструзією з контрольованими переміщеннями та тиском на повзуни та виштовхувачі, що виключає руйнування заготовки і технологічного оснащення. Крім контролю абсолютних і відносних значень переміщення, система дозволяє задавати габаритні розміри оснащення, що виключає можливість їх взаємного зіткнення при русі рухомих частин.

Враховуючи, що технологія деформації ГЕ передбачає застосування фальш-заготовок, а також наявність на гвинтовій матриці зон з високими градієнтами деформації заготовки, система керування пресом передбачає східчасте регулювання параметрів деформації. Робочий хід повзуна та виштовхувача розділений на 5 зон, у яких допускається незалежне регулювання основних параметрів. На кожній з п'яти ділянок є можливість задання положення, швидкості переміщення, прискорення та тиску незалежно як для повзуна, так і для виштовхувача. У процесі роботи на екрані панелі оператора відображаються запрограмовані значення параметрів і їх фактичні значення. Передбачений також режим задання граничних переміщень виштовхувача і повзуна, їх початкових положень, контроль вибігу, а також режим відображення статистики роботи та відмов. Виштовхувач дозволяє працювати в таких режимах, як притиск, виштовхування, обмежений рух, а також режим ручного керування. Для виключення пошкодження оснащення передбачене введення значень, що лімітують. Це дозволяє не допустити перевищення заданих параметрів на кожній з ділянок переміщення, що може призвести до аварійних ситуацій.

Таким чином, обґрунтовані і реалізовані заходи щодо модернізації гідравлічних пресів типу П-315 дозволили реалізувати процес ГЕ спечених заготовок. Автоматизація виконання основних операцій дозволила забезпечити високу якість отримуваних напівфабрикатів, виключити їх руйнування та підвищити рівень безпеки виконання робіт.

Результати дослідження опубліковані в роботі [291].

5.4 Основні ефекти від впровадження удосконаленого процесу ІПД

Незважаючи на встановлений раніше технічний ефект від застосування удосконаленого процесу ГЕ, що полягає в виробництві заготовок деталей з порошкових матеріалів для деталей ГТД високої якості, не менш важливими є економічний і екологічний ефекти. Вони оцінені за питомою собівартістю виготовлення напівфабрикатів, а також за витратами енергетичних ресурсів і кількістю забруднюючих речовин, що викидаються в атмосферу.

Враховуючи технологічні особливості виробництва, оснований на твердофазній ІПД-металургії титану, та потреби основних споживачів (виробників ГТД для безпілотних літальних апаратів – АТ «Мотор Січ» і ДП «Івченко-Прогрес») розрахунки собівартості виконано для прутків малого діаметра (до 18 мм).

Напівфабрикати з титанових сплавів ВТ1-0, ВТ3-1, ВТ6, ВТ8 та ін. купуються підприємствами на ринку у вигляді сортового прокату. Річний обсяг споживання титанового прокату малого діаметра становить близько 25...30 т (табл. 5.2) при середній закупівельній ціні прутків сплаву ВТ8 діаметром 16 мм близько 6...7 тис. грн. за 1 кг (на 2019 р.).

Очікуваний економічний ефект оцінено, виходячи з випуску 1 т напівфабрикатів (прутків малого діаметра) сплавів ВТ3-1, ВТ6, ВТ8. Технологія отримання напівфабрикатів містить 12 основних операцій: сушіння порошку титану, просіювання, шихтування, перемішування, пресування, вакуумне спікання, ГЕ, відпал, обдирання, об'ємна прокатка, контроль твердості та суцільності.

Розрахунки собівартості виконані з урахуванням вартості обладнання, оснащення, інструмента, витрат електричної та інших видів енергії. Вартість порошкової суміші розрахована з урахуванням вартості порошку титану ПТ5 і порошоків легувальних елементів, вміст яких відповідав хімічному складу сплаву. Наприклад, для сплаву ВТ8 необхідно: 90% (за масою) порошку

титану, 3,5% алюмінію, 4% молібдену й 0,3% цирконію; для сплаву ВТ3-1: 90% титану, 7% алюмінію, 2% хрому, 3% молібдену, 0,5% цирконію й 0,4% кремнію; для сплаву ВТ6: 90% титану, 6% алюмінію й 4% ванадію.

Таблиця 5.2 – Номенклатура та обсяг споживання титанових прутків малого діаметра АТ «Мотор Січ» (2019 р.)

Сплав	Діаметр прутка, мм	Нормативний документ	Річна потреба, кг	Ціна за 1 кг, грн.
ВТ3-1	12	ОСТ 1 90173-75	9000	5400
	14		100	
	16		350	
	18		300	
	12	ОСТ 1 90006-86	120	5500
	14		150	
18	700			
ВТ6	18	ОСТ 1 90173-75	10	5300
	16	ОСТ 1 90266-86	300	5400
	18		1000	
ВТ8	12	ОСТ 1 90173-75	100	6953,24
	16		100	
	18		20	
	12	ОСТ 1 90006-86	4000	7700
	14		1300	
	18		5000	
ВТ8М1	12	ОСТ 1 90006-86	120	8200
	14		50	
	16		270	

Джерело: Звіт управління головного металурга АТ «Мотор Січ»

Виходячи з річної потреби АТ «Мотор Січ» в титанових напівфабрикатах малого діаметра (до 18 мм) 23000 кг при середній кількості днів у році 252, денна норма виробітку повинна становити 90 кг на день. Розмір отриманого напівфабрикату з 1 заготовки складає 225x10x10 мм (маса 0,1 кг).

Економічний ефект розраховано, виходячи з порівняння 1 т купованого напівфабрикату та 1 т напівфабрикату, виробленого з використанням процесу ГЕ. Враховано, що для організації дільниці ПД необхідна виробнича площа 100 м².

Очікувані витрати на енергопостачання згідно з нормативами, установленими Національною комісією державного регулювання в сфері енергетики і комунальних послуг, та тарифами на електроенергію I і II класу напруги становлять понад 16,5 млн. грн. Витрати на водопостачання згідно діючих на 2019 р. тарифів на централізоване водопостачання та водовідвід з розрахунку на зазначену річну програму випуску напівфабрикатів становлять майже 6 тис. грн. У свою чергу витрати на тепlopостачання очікуються на рівні 45 тис. грн.

У зв'язку з тим, що реалізація технології передбачає залучення фахівців V розряду, зокрема, терміста, оператора преса та фрезерувальника, фахівців III розряду – оператора прокатного стану та підсобних робітників, а також контролера VI розряду, то очікувані витрати на оплату праці складають у межах 0,75 млн. грн. При цьому витрати за статтею «Резерв відпусток» (9,6% від фонду оплати праці) складуть понад 71 тис. грн. Витрати на соціальне страхування, виходячи зі ставки єдиного соціального внеску 22%, очікуються на рівні 0,18 млн. грн. Загальновиробничі та адміністративні витрати розподілені згідно з базою розподілу.

Аналізуючи отримані дані про виробничі витрати, визначена виробнича собівартість напівфабрикатів титанових сплавів малого діаметра (табл. 5.3).

Таблиця 5.3 – Калькуляція статей собівартості виготовлення 1 т напівфабрикатів титанових сплавів за технологією твердофазної ПД-металургії (2019 р.)

Статті калькуляції	Витрати, грн.
Матеріальні витрати	19837513
Вартість спожитих послуг, разом у т. ч. енергопостачання	16534355
Водопостачання	5855
Теплопостачання (інші)	44812 (174973)
Витрати на оплату праці	745200
Резерв відпусток	71539
Витрати на соціальне страхування	179682
Витрати на основні засоби (у т. ч. поточний ремонт)	1619280
Загальновиробничі витрати	3174002
Адміністративні витрати	1785376
Інші витрати	309465
Виробнича собівартість усього (в т. ч. за 1 кг)	44482052 (1934)
Витрати на збут	2317892
Загальна собівартість, усього (у т. ч. за 1 кг)	46799944 (2035)
Прибуток з розрахунку 25% на 1 кг	509
Відпускна ціна	2544
ПДВ 20%	509
Ціна реалізації	3053

З урахуванням витрат на збут, очікуваного прибутку на рівні 25% від суми понесених витрат і податку на додану вартість собівартість напівфабрикатів становить 2035 грн/кг при середній ціні закупівлі в імпортерів 6953 грн/кг (для прутків малого діаметра сплавів ВТ8). При цьому економія матеріальних витрат буде становити 113,1 млн. грн. на рік

(4,198 млн. грн. на 1 т).

Поряд з технічним і економічним ефектами удосконалення технології виготовлення напівфабрикатів дозволяє отримувати і екологічний ефект. Для його кількісної оцінки розраховано енергетичні витрати на реалізацію основних технологічних операцій (електрична енергія та природний газ), а також кількість забруднюючих речовин (пилу, сірчистого газу, оксидів сірки, азоту, вуглецю, вуглеводнів та ін.), що викидаються в атмосферу.

Основні енергетичні витрати та, відповідно, викиди забруднюючих речовин у навколишнє середовище характерні для етапів технологічного процесу отримання сплаву з порошкових матеріалів і забезпечення його структурної та хімічної гомогенності. Для технології отримання напівфабрикатів переплавом титану такими етапами є трикратний вакуумний переплав злитка і його деформаційна обробка. Для технології твердофазної ПД-металургії – вакуумне спікання та ПД. Такі операції, як сушіння, просівання, пресування, термічна та механічна обробки, також є причиною виділення забруднюючих речовин, однак вони є характерними для обох варіантів технологічних процесів і у зв'язку із цим не розглядалися.

Згідно з технологією виробництва титанових напівфабрикатів металургійним переділом плавка електрода здійснюється у вакуумі. Для усунення ліквацій легувальних елементів переплавлення злитку повторюють тричі. При цьому, з урахуванням часу виходу печі на режим загальний час плавки становить не менше 1,5 год. Споживання електричної енергії, наприклад, вакуумно-дуговою плавильно-заливною установкою ВДЛ-4, становить близько 2,5 МВт за годину. Маса зливка – 200 кг. Виходячи з розрахунку витрат електричної енергії на 1 т титану, споживання становить близько 56 МВт. Застосування для виробництва титанових злитків різних серій і різної маси плавильно-заливної установки фірми Neгаeus з відцентровим заливанням форм, наприклад моделі L1000SM, що забезпечує отримання злитка масою 1 т, супроводжується витратою електроенергії близько 61,5 МВт.

Деформаційна обробка литого сляба супроводжується його багаторазовим нагріванням до температури β -області ($>882^{\circ}\text{C}$), що призводить до витрати близько 360 м^3 природного газу з розрахунку на 1 т. При цьому витрати електричної енергії на привод гідравлічних кувальних пресів, оснащених двигуном головного руху потужністю 12 кВт (типу ПБ1341) та кантувачем злитків, становить близько 300 кВт.

Згідно з технологією виробництва титанових напівфабрикатів, оснований на твердофазній ПД-металургії, спікання порошкових пресовок виконують у вакуумі або у середовищі захисного газу. Спікання у вакуумних печах протягом 2...3 год з урахуванням часу виходу печі на режим і роботи вакуумних насосів призводить до витрат електричної енергії близько 9,6 МВт із розрахунку на 1 т.

Інтенсивна пластична деформація спечених заготовок виконується на гідравлічних пресах типу П-315 при температурі заготовки $400\text{...}700^{\circ}\text{C}$ залежно від марки сплаву. Попередньо заготовки підігріваються в електричній печі протягом 15...20 хв. Для підігрівання елементів технологічного оснащення в установці для ГЕ передбачена піч опору. Виконується 3-5 циклів деформації кожної заготовки в напівавтоматичному циклі. Загальні витрати електричної енергії на обробку гвинтовою екструзією 1 т заготовок становлять близько 0,5 МВт.

Розрахунки основних критеріїв, які визначають вплив технології переплаву і технології ПД на екологію і енергоефективність, здійснені за методиками, викладеними у роботах [292, 293, 294], показують істотну перевагу технології інтенсивного ущільнення порошкових заготовок за всіма основними показниками (табл. 5.4).

Таблиця 5.4 – Показники екологічності основних етапів альтернативних технологій виробництва титанових напівфабрикатів

Етап технологічного процесу (ТП)	Питомі енергетичні витрати		Питомі виділення забруднюючих речовин, кг/т			
	Енергія, МВт/т	Природний газ, м ³ /т	Пил	Оксиди азоту	Сірчистий ангідрид	Оксиди вуглецю
Технологія металургійного переділу						
Переплав	56	–	5,25	2,4	1,2	2,1
Кування	0,3	360	5,5	0,76	–	9,87
Усього за ТП 1	56,3	360	10,75	3,16	1,2	11,97
Технологія інтенсивного ущільнення порошкових матеріалів						
Спікання	9,6	–	–	–	–	–
ШД	0,5	–	2,3	–	–	4,25
Усього за ТП 2	10,1	–	2,3	–	–	4,25

Порівняльний аналіз енергоефективності та екологічності альтернативних варіантів технологічних процесів показує, що технологія інтенсивного ущільнення перевершує технологію металургійного переділу за всіма показниками. Так, витрата електроенергії знижується в 5,57 раза, природного газу на 360 м³ на 1 т. Виділення забруднюючих речовин зменшується в 4,67 раза за пилом та 2,82 раза за оксидами вуглецю. При цьому, на відміну від технології металургійного переділу, відсутні виділення оксидів азоту і сірчистого ангідриду, що досягається за рахунок того, що використання природного газу не передбачено.

5.5 Висновки до розділу 5

Аналіз умов деформації заготовок з порошкових матеріалів на основі титану, а також особливостей процесу ГЕ дозволив сформулювати вимоги до пресового обладнання, а також технологічного оснащення, що дозволяють удосконалити процес ІПД та отримати економічний і екологічний ефекти.

1. Розроблено технологічне оснащення для реалізації способу багатоетапного пресування заготовок пластичним середовищем (фальш-заготовкою). У процесі деформування заготовки пуансоном і контрпуансоном формують виступи на торцях верхньої та нижньої фальш-заготовок відповідно, після деформації в матриці на бічних поверхнях фальш-заготовки та заготовки формують поздовжні канавки (на ділянці біля виходу з каналу матриці), а перед і після установки заготовок в контейнер заповнюють канавки і порожнини навколо виступів фальш-заготовок мастилом. Це дозволяє забезпечити зниження тертя бічних поверхонь заготовки і фальш-заготовок об стінки каналу контейнера і гвинтової матриці, що призводить до зменшення тиску пресування заготовок пластичним середовищем.

2. Головною відмінністю розробленого штампа для пресування заготовок з протитиском є те, що бандаж приймального контейнера закріплений на верхній проміжній плиті, а приймальний контейнер – на нижній проміжній плиті, тяги закріплені на колонках, що встановлені на верхній базовій плиті і контактують з втулками, розміщеними на верхній проміжній плиті. Це забезпечує співвісність верхнього пуансона і матриці, клиновий пристрій виконано у вигляді двох симетрично розташованих відносно осі штампа клинів, встановлених між нижньою проміжною плитою і нерухомою основою штампа. Це дозволяє підвищити надійність його роботи.

3. Умовами реалізації процесу ГЕ на гідравлічних пресах є наявність циліндра – виштовхувача (маркета), можливість незалежного регулювання режимів роботи основного гідроциліндра та циліндра виштовхувача, керування тиском на верхній і нижній пуансон, контроль тиску деформації і переміщення пуансонів на робочому та холостому ходах, наявність функції аварійного відключення при збільшенні тиску. Розміри робочої зони преса, а також робочого та холостого ходів повзуна і виштовхувача повинні дозволяти реалізовувати цикл деформації ГЕ, пов'язаний з видаленням фальш-заготовки та деформацією пакета, що складається з двох фальш- і однієї основної заготовок.

4. Впровадження технології виробництва титанових напівфабрикатів на основі вдосконалених процесів ПД порошкових матеріалів дозволяє отримувати значні економічний та екологічний ефекти. Очікуваний економічний ефект становить 4918 тис. грн. із розрахунку на 1 т титанових напівфабрикатів малого діаметру. При цьому витрата електричної енергії знижується в 5,57 раза, природного газу – на 360 м³. Виділення пилу зменшується в 4,67 раза, оксидів вуглецю – в 2,82 раза в порівнянні з технологією, основою на металургійному переділі титану.

ВИСНОВКИ

У завершеній науково-дослідній дисертаційній роботі вирішено важливу науково-прикладну проблему підвищення якості заготовок з порошкових матеріалів обробкою тиском на базі розвитку наукових основ і удосконалення процесів інтенсивної пластичної деформації. Це дало можливість реалізувати енергоефективну технологію виробництва заготовок деталей газотурбінних двигунів на основі ПД спечених заготовок з наступною термічною обробкою.

Результати роботи дозволяють зробити такі основні висновки:

1. На підставі літературного аналізу встановлено проблеми ОМТ титанових порошкових заготовок, що стримують розвиток енергоефективних технологій виробництва деталей ГТД. Розглянуто шляхи розвитку процесів деформаційної обробки порошкових заготовок. Встановлено, що виготовлення заготовок з порошкових матеріалів є у 1,7 раза енергоефективнішою технологією у порівнянні з металургійним переділом титану. Визначено основні напрямки розвитку технологій обробки заготовок з порошкових матеріалів тиском, що полягають в удосконаленні процесів деформування шляхом створення високого рівня гідростатичного тиску в осередку деформації та активізації деформації зсувом.

2. Встановлено, що методи порошкової металургії дозволяють на основі серійного порошку титану ПТ5 отримувати спечені напівфабрикати складнолегованих титанових сплавів, які за хімічним та фазовим складом, а також домішками відповідають ОСТ 190013-81. Середня пористість спечених сплавів складає 8...9%, гранична концентрація кисню після інтенсивної пластичної деформації не перевищує 0,14%, азоту – 0,017%, що також відповідає вимогам ОСТ 190013-81. Структура та характеристики міцності спечених заготовок не задовольняють вимоги ОСТ 90006-70 до титанових

прутків і заготовок лопаток ГТД. Для підвищення якості вони мають бути піддані обробці тиском та термічній обробці.

3. Встановлено, що нормативний рівень запасу міцності робочих лопаток компресора ГТД у межах 1,5...1,8 за змінними напруженнями може бути забезпечений при пористості заготовок не більше 2,5% та розмірі пор не більшому ніж 1 мкм. Для забезпечення потрібного рівня запасу міцності спечені заготовки мають бути піддані обробці тиском. Найбільш раціональною, з погляду енергоефективності в умовах серійного типу виробництва деталей ГТД для ущільнення, гомогенізації та формування СМК структури в напівфабрикатах, є схема технологічного процесу, що містить операції пресування, спікання та однократну операцію ПД. Найбільш раціональним способом ПД спечених заготовок є гвинтова екструзія.

4. Встановлено, що 5 циклів деформації об'ємних спечених титанових заготовок гвинтовою екструзією при температурі на 50...100°C нижче за температуру початку рекристалізації сплаву дозволяють досягати основних цілей обробки тиском. Для збереження цілісності заготовок гвинтова екструзія повинна реалізовуватися з протитиском на рівні 30% від тиску пресування. Це призводить до ущільнення як периферійних, так і центральних частин заготовки. В них формується субмікрокристалічна структура з середнім розміром зерен 200...300 нм і областями когерентного розсіювання близько 30...40 нм при рівні удаваної пористості 1...2%. Це сприяє істотному підвищенню комплексу характеристик міцності при незначному зниженні ударної в'язкості, модуля пружності, тепло- і температуропровідності та коефіцієнта лінійного розширення.

5. Теоретично обґрунтовано та експериментально підтверджено наявність у площині деформації спечених заготовок під час обробки гвинтовою екструзією латентної деформації у вигляді мультимасштабних вихорів, що сприяють інтенсивному перемішуванню на мікро- та макрорівні. Це призводить до гомогенізації і усунення лікваций в напівфабрикатах.

6. Експериментально доведено, що у напівфабрикатах з титану після обробки гвинтовою екструзією формується кристалографічна текстура аксіального типу. Анізотропія модуля пружності після 5 циклів деформації заготовок зі сплаву ВТ1-0 має мінімальне значення 3,35% після відпалу при 250°C. Коефіцієнти анізотропії границь міцності та плинності мають мінімальне значення 7,0% після відпалу при 250°C. Це дозволило обґрунтувати схему вирізання заготовок лопаток з напівфабрикату та режим їх термічної обробки.

7. Із застосуванням моделі технологічної пластичності матеріалів встановлено, що після гвинтової екструзії спечені заготовки можуть оброблюватися методами ОМТ до рівня деформації Мізеса 2,1...2,2. Допустимий ступінь деформації без руйнування поверхневого шару при обробці лезовим інструментом перевищує 5. Експериментально встановлено, що коефіцієнт деформаційного зміцнення титану в субмікрокристалічному стані зменшується на 23...25% відносно литого стану. Це вказує на можливість ефективно обробляти спечені заготовки після гвинтової екструзії різанням, методами ОМТ та поверхнево-пластичним деформуванням для виготовлення з них деталей ГТД.

8. Експериментально встановлено, що застосування повздовжніх канавок у каналі гвинтової матриці призводить до зниження тертя, навантаження на силові елементи штампа та необхідного тиску пресування. Раціональна довжина калібрувального паска матриці становить 0,6...1 товщини заготовки, що забезпечує пластичне відновлення її первинного перерізу та можливість багатоциклового оброблювання. Розроблена конструкція штампа для пресування гвинтовою екструзією з протитиском забезпечує зниження робочих навантажень на його елементи та можливість роботи в напівавтоматичному режимі і дозволяє обробляти складнолеговані титанові сплави для деталей ГТД.

9. Очікуваний економічний ефект від впровадження вдосконалених процесів виготовлення заготовок деталей з порошкових матеріалів для газотурбінних двигунів становить 4918 тис. грн з розрахунку на 1 т титанових напівфабрикатів. Реальний економічний ефект склав 750 тис. грн.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Иноземцев А. А., Башкатов И. Г., Коряковцев А. С. Титановые сплавы в изделиях разработки ОАО «Авиадвигатель». *Современные титановые сплавы и проблемы их развития: сборник*. М.: ВИАМ, 2010. С. 43–45.
2. Как производится российский титан: технология настоящего. URL: <https://www.popmech.ru/made-in-russia/48114-kak-proizvoditsya-rossiyskiy-titan-tekhnologiya-nastoyashchego> (дата звернення: 02.01.2021)
3. Двигатели «Мотор Сич» для БПЛА. URL: <https://telesyk.livejournal.com/146218.html>
4. Кашапов О. С., Новак А. В., Ночовная Н. А., Павлов Т. В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД. *Труды ВИАМ*. 2013. № 3. URL: <http://viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/20.pdf>
5. Benini E. *Advances in Gas Turbine Technology*. InTech, 2011. 314 p.
6. Ivasishin O. M., Anokhin V. M., Demidik A. N., Savvakina D. G. Cost-Effective Blended Elemental Powder Metallurgy of Titanium Alloys for Transportation Application. *Key Engineering Materials*. 2000. Vol. 188. P. 55–62.
7. Богуслаев В. А., Жеманюк П. Д., Овчинников А. В., Леховицер З. В., Быков И. О. Применение титановых порошков для производства деталей газотурбинных двигателей методами порошковой металлургии. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2017. № 9. С. 86–91.
8. Герасименко О. В., Марков О. Є., Хващинський А. С., Маркова М. О., Різак П. І. Розробка ресурсозберігаючого процесу кування пустотілих поковок відповідального призначення. *Обработка материалов давлением*. 2018. № 2. С. 63–68.
9. Abakumov G., Duz V., Ivasishin O., Moxson V., Savvakina D. High

Performance Titanium Powder Metallurgy Components Produced from Hydrogenated Titanium Powder by Low Cost Blended Elemental Approach. *Ti 2011: materials of the 12th World Conference on Titanium* (Beijing, June 19-24, 2011). Beijing, 2012. P. 1639–1643.

10. Qian M., Froes F. *Titanium Powder Metallurgy*. Butterworth-Heinemann, 2015. 648 p.

11. Fang Zh. Z., Paramore J. D., Sun P., Chandran K. S. R., Zhang Y., Xia Y., Cao F., Koopman M., Free M. Powder metallurgy of titanium – past, present, and future. *International materials reviews*. 2018. Vol. 63 (7). P. 407–459.

12. Jackson M. Titanium – 21st century. *Materials world*. 2007. №3. P. 32–34.

13. Wang X., Hu M., Zhu Zh., Xu K., Li P. Influence of twist extrusion process on consolidation of pure aluminum powder in tubes by equal channel angular pressing. *Nonferrous Met. Soc. China*. 2015. № 25. P. 2122–2129.

14. Матвийчук М. В., Саввакин Д. Г. Синтез высоколегированных титановых сплавов методом порошковой металлургии. *Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні*. 2010. № 1. С. 81–84.

15. Камерный электрошлаковый переплав (КЭШП) – новый метод получения высококачественных слитков титана и титановых сплавов. URL: http://www.stcu.int/documents/reports/distribution/tpf/materials/ukrainian/SI_21_07_eng+ukr%2063.pdf (дата звернення: 01.01.2016)

16. Рябичева Л. А., Смоляк В. В. Экспериментальное исследование влияния исходной плотности на структуру и свойства порошковой меди при РКУ-прессовании. *Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні: зб. наук. праць*. 2010. С.18–27.

17. Iiong A. J.-K., Lee C.-I., Yeom J. K. J., Ti N.-K. P. Strip Properties Fabricated By Powder Rolling Method. *Surface Review and Letters*. 2010. Vol. 17. № 2. P. 229–234.

18. Haase C., Lapovok R., Ng H. P., Estrin Y. Production of Ti-6Al-4V billet through compaction of blended elemental powders by equal-channel angular

pressing. *Materials Science and Engineering: A*. 2012. Vol. 550. P. 263–272.

19. Lapovok R., Tomus D., Muddle B. C. Low-temperature compaction of Ti-6Al-4V powder using channel angular extrusion with back pressure. *Materials Science and Engineering: A*. 2008. Vol. 490. P. 171–180.

20. Luo P., Xie H., Paladugu M., Palanisamy S., Dargusch M. S., Xia K. Recycling of titanium machining chips by severe plastic deformation consolidate. *Materials Science*. 2010. Vol. 45. P. 4000–4612.

21. Технология производства жаропрочных сплавов и специальных сталей. URL: http://cmk-group.ru/technology/heat-resistant_and_special_alloys.

22. Ivasishin O. M., Eylon D., Bondarchuk V., Savvakin D. G. Diffusion during Powder Metallurgy Synthesis of Titanium Alloys. *Defect and Diffusion Forum*. 2008. Vol. 277. P. 177–185.

23. Skorokhod V. V., Shtern M. B. Rheological model of sintering and viscous flow of porous materials with 2D defects. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2019. Vol. 58. P. 399–405.

24. Markovsky P. E., Savvakin D. G., Ivasishin O. M., Bondarchuk V. I., Prikhodko S. V. Mechanical behavior of titanium-based layered structures fabricated using blended elemental powder metallurgy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019. Vol. 28. P. 5772–5792.

25. Ивасишин О. М., Саввакин Д. Г., Фроес Ф., Моксон В. С., Бондарева К. А. Синтез сплава Ti-6Al-4V с низкой остаточной пористостью методом порошковой металлургии. *Порошковая металлургия*. 2002. № 7–8. С. 54–64.

26. Саввакин Д. Г., Бондарева К. А., Белов И. С., Грипачевский А. Н., Тихонович В. В. Процессы химической гомогенизации при синтезе сплава Ti-6Al-4V из элементарных смесей. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2004. Т. 26. № 5. С. 675–690.

27. Ivasishin O. M., Savvakin D. G., Moxson V. S., Bondareva K. A., Froes H. High Integrity, Low Cost Titanium Powder Metallurgy Components. *High Performance Metallic Materials For Cost Sensitive Applications: a collection of*

papers from the 2002 TMS Annual Meeting and Exhibition. Wiley-TMS, 2002. P. 117–128.

28. Oh I.-H., Nomura N., Masahashi N., Hanada S. Mechanical properties of porous titanium compacts prepared by powder sintering. *Scripta Materialia*. 2003. № 49. P. 1197–1202.

29. Lin C.-W., Ju C.-P., Lin J.-H. C. Comparison of the fatigue behavior of cast Ti-7.5Mo with titanium, Ti-6AlV and Ti-13Nb-13Zr alloys. *Biomaterials*. 2005. № 26. P. 2899–2907.

30. Yavari S. A., Wauthle R., Stok J., Riemslag A.C., Janssen M., Mulier M., Kruth J.-P., Schrooten J., Weinans H., Zadpoor A. A. Fatigue behavior of porous biomaterials manufactured using selective laser melting. *Materials Science and Engineering: C*. 2013. Vol. 33. P. 4849–4858.

31. Leuders S., Thöne M., Riemer A. On the mechanical behavior of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. *International Journal of Fatigue*. 2013. № 48. P. 300–307.

32. Богуслаев В. А., Муравченко Ф. М., Жеманюк П. Д. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки турбины: монография. Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2007. 420 с.

33. Ивасишин О. М., Шпак А. П., Саввакин Д. Г. Экономичная технология получения титановых деталей методом порошковой металлургии. *Титан-2005 в СНГ*: материалы Междунар. конф. (Киев, 22-25 мая 2005 г.). Киев: Межгосуд. Асоц. «Титан», 2005. С. 322–330.

34. Ивасишин О. М., Шпак А. П., Саввакин Д. Г. Экономичная технология получения титановых деталей методом порошковой металлургии. *Титан*. 2006. № 1. С. 31–39.

35. Ivasishin O. M., Savvakina D. G., Bondareva K. A., Dekhtyar O. I. Synthesis of PM titanium alloys using titanium hydride powder: mechanism of densification. *Ti-2003: materials of 10th World conf. on Titanium* (Hamburg, July

13-18, 2003). Weinheim: Wiley-VCH, 2004.

36. Івасишин О. М., Саввакін Д. Г., Матвійчук М. В., Моляр О. Г. Вплив способу легування на мікроструктуру і властивості сплаву Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr, синтезованого методом сумішей порошкових компонентів. *Наукові вісми НТТУ «КПІ»*. 2009. № 4. С. 79–84.

37. Chen G. Z. The FFC cambridge process for metal production: principle, practice and prospect. *The Transition to Sustainable Materials Management: materials of 3rd International Slag Valorisation Symposium (Leuven, March 19-20, 2013)*. Leuven, 2013. P. 217–233.

38. Bixia W., Lian Z., Xinzhe L., Xicheng Z., Jingtao C. Cathode Preparation of Electrochemical Reduction Process of TiO₂ to Titanium. *Rare Metal Materials and Engineering*. 2010. Vol. 39. Issue 9. P. 1513–1518.

39. Axelsson S. Surface Characterization of Titanium Powders with X-ray Photoelectron Spectroscopy URL: <http://publications.lib.chalmers.se/records/fulltext/164534.pdf> (дата звернення: 01.11.2014)

40. Laptev A., Vyal O., Bram M., Buchkremer H. P., Stöver D. Green strength of powder compacts provided for production of highly porous titanium parts. *Powder Metallurgy*. 2005. Vol. 48. № 4. P. 358–364.

41. Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. М.: URSS, 2010. 444 с.

42. Инновационные технологические решения URL: <http://www.kodamet.com> (дата звернення: 09.05.2018)

43. Івасишин О. М., Бондарева К. А., Бондарчук В. И. Сопротивление усталости сплава Ti-6Al-4V, полученного методом порошковой металлургии. *Проблемы прочности*. 2004. № 3. С. 5–13.

44. Братухина А. Г., Язова Г. К., Карасева Б. Е. Современные технологии в производстве газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение, 1997. 416 с.

45. Bardet M. Processing of titanium-based composite materials with nanosized TiC and TiB reinforcements using different powder metallurgy

processes: hydrogenation/dehydrogenation sintering, and severe plastic deformation (Equal Channel Angular Pressing: ECAP): thesis for the degree of doctor of philosophy. Bordeaux: Université de Bordeaux, 2014. 131 p.

46. Vamsi K. B., Venugopal P., Prasad R. K. Inferences on plastic properties and coefficient of friction during simultaneous compression deformation of dissimilar sintered powder metallurgical preforms. *Materials Science and Technology*. 2004. Vol. 20. Issue 3. P. 322–334.

47. Compacting of metal powders URL: <https://mail.pk.edu.pl/~mnykiel/iim/KTM/MP/DOWNLOAD/pdf/CHAPT04.PDF> (дата звернення: 18.05.2018)

48. Sinka I. C. Modelling Powder Compaction. *KONA Powder and Particle Journal*. 2007. Vol. 25. P. 4–22.

49. Han L. H., Elliott J. A., Bentham A. C., Mills A., Amidon G. E., Hancock C. A modified Drucker-Prager Cap model for die compaction simulation of pharmaceutical powders. *International Journal of Solids and Structures*. 2008. Vol. 45. Issue 10. P. 3088–3106.

50. Леоха Ф. Л., Ратиев С. Н. Современные способы получения сплавов титана легированных кислородом. *Наукові праці ДонНТУ: Металургія*. 2012. Вип. 1 (14) – 2 (15). С. 85–94.

51. Белоусов Г. Г., Никитин А. Д., Шанявский А. А. Модель усталостного разрушения в эксплуатации титанового диска вентилятора двигателя ТА12-60. *Научный вестник МГТУГА*. 2013. № 187. С. 103–107.

52. Beygelzimer Y. Vortices and Mixing in Metals during Severe Plastic Deformation. *Materials Science Forum*. 2011. Vol. 683. P. 213–224.

53. Шаповалова О. М., Бабенко Е. П. Влияние температуры нагрева на процесс насыщения газами титановых порошков. *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. 2008. № 2. С. 93–96.

54. Шаповалова О. М., Бабенко Е. П. Особенности получения спеченных изделий из титановых порошков электролитического способа производства. *Вестник Харьковского национального автомобильно-*

дорожного университета. 2006. № 33. С. 33–36.

55. Лобода П. І., Биба Є. Г., Сисоєв М. О., Гуцу О. С. Структура і властивості титану, отриманого спіканням порошків TiH₂. *Фізика і хімія твердого тіла*. 2011. Т. 12. № 2. С. 465–469.

56. Трощенко В. Т. Пороговые коэффициенты интенсивности напряжений и пределы выносливости металлов. *Проблемы прочности*. 2000. № 5. С. 34–43.

57. Трощенко В. Т. Исследование пороговых коэффициентов интенсивности напряжений материалов при циклическом нагружении. Методики и результаты исследований. *Проблемы прочности*. 1998. № 4. С. 5–15.

58. Трощенко В. Т. Исследование пороговых коэффициентов интенсивности напряжений материалов при циклическом нагружении. Прогнозирование пределов выносливости и развития усталостных трещин. *Проблемы прочности*. 1998. № 5. С. 5–11.

59. Анциферов В. Н., Соколкин Ю. В., Чекалкин А. А., Бабушкин А. В. Численная модель циклической долговечности порошкового материала. *Порошковая металлургия*. 1994. № 5–6. С. 112–118.

60. Бейгельзимер Я. Е., Шевелев А. И., Сынков С. Г. Исследование возможности уплотнения образцов из алюминиевой стружки методом винтовой экструзии. *Порошковая металлургия*. 2004. № 11/12. С. 1–5.

61. Derakhshandeh-Haghighi R., Jahromi A. J., Jahromi B. E. Simulation of aluminum powder in tube compaction using equal channel angular extrusion. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2011. Vol. 21. P. 143–152.

62. Khor K. A., Yip C. S., Cheang P. Post-spray hot isostatic pressing of plasma sprayed Ti-6Al-4V hydroxyapatite composite coatings. *Journal of Materials Processing Technology*. 1997. № 71. P. 280–287.

63. Баглюк Г. А. Повышение эффективности уплотнения пористых заготовок за счет интенсификации сдвиговых деформаций. *Реологія, структура, властивості порошкових та композиційних матеріалів: збірник*

наук. праць. Луцьк: РВВ ЛДТУ, 2004. С. 35–48.

64. Валиев Р. З., Александрова И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы. Г.: ИКЦ Академкнига, 2007. 398 с.

65. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. *Acta materialia*. 2000. № 48. P. 1–29.

66. Тарасов А. Ф., Алтухов А. В. Моделирование процесса интенсивного пластического деформирования заготовок по схеме реверсивного сдвига. *Металлургические процессы и оборудование*. 2013. № 4. С. 47–54.

67. Perig A. V., Tarasov A. F., Zhbankov I. G., Romanko S. N. Effect of 2 θ -punch shape on material waste during ECAE through 2 θ -Die. *Materials and Manufacturing Processes*. 2015. Vol. 30. Issue 2. P. 222–231.

68. Sabirov I., Murashkin M. Y., Valiev R. Z. Nanostructure aluminum alloys produced by severe plastic deformation: new horizons in development. *Materials Science & Engineering*. 2013. Vol. 560. P. 1-24.

69. Бейгельзимер Я. Е., Штерн М. Б., Епифанцева Т. А., Сынков А. С. Получение неспеченных гетерогенных композиционных материалов методом винтовой экструзии. *Физика и техника высоких давлений*. 2009. Т. 19. № 3. С. 24–36.

70. Chertes V., Orban R. L., Vida-Simiti I., Salomie D. Effects of severe plastic deformation on microstructure and mechanical properties of phosphorous sintered steel parts. *Journal of Optoelectronics and advanced materials*. 2012. Vol. 14. № 5–6. P. 551–556.

71. Dvorak J., Kral P., Balog M., Simancik F., Sklenicka V. Microstructure and mechanical properties of powder aluminium prepared by severe plastic deformation. *Metal 2010: materials of the 19th World Conference (Rožnov pod Radhoštěm, May 18-20, 2010)*. Ostrava: Tanger, s.r.o., 2010. URL: http://konsys-t.tanger.cz/files/proceedings/metal_10/lists/papers/267.pdf

72. Кокорин В. Н. Прессование деталей и заготовок с использованием механических смесей с различным фазовым состоянием. Ульяновск: УЛГТУ,

2009. 51 с.

73. Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н., Сынков С. Г., Сапронов А. Н., Сынков В. Г. Новые схемы накопления больших пластических деформаций с использованием гидроэкструзии. *Физика и техника высоких давлений*. 1999. Т. 9. № 3. С. 109–111.

74. Хаймович П. А. От гидроэкструзии к барокриодеформированию. *Физика и техника высоких давлений*. 2013. Т. 23. № 1. С. 56–67.

75. Wojtaszek M., Sleboda T., Korpala G. Hot processing of cast and PM Ti-6Al-4V alloy. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2016. Vol. 61. № 2B. P. 1115–1120.

76. Klochihin V., Lysenko N., Naumyk V. Structure and properties of heat-resistant nickel alloys castings after hot isostatic pressing. *Materials Science and Technology Conference and Exhibition: materials of the conference*. (Pittsburgh, October 8–12, 2017). Red Hook (NY): Curran Associates, 2017. Vol. 2. P. 1370–1374.

77. Ran G., Zhou J., Wang Q.G. The effect of hot isostatic pressing on the microstructure and tensile properties of an unmodified A356-T6 cast aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2006. Vol. 421. P. 80–86.

78. Ходанов С. П., Телешов В. В., Захаров В. В., Головлева А. П. Влияние газостатирования на структуру и свойства слитков алюминиевого заклепочного сплава Д18. *Технология легких сплавов*. 2008. № 2. С. 81–90.

79. Качан А. Я., Лысенко Н. А., Дудников А. С., Уланов С. А. Качество отливок рабочих лопаток турбины, модифицированных наночастицами тугоплавких соединений и обработанных ГИП. *Вестник двигателестроения*. 2014. № 1. С. 75–81.

80. Rao G. A., Kumar M., Srinivas M., Sarma D. S. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel 718. *Materials Science and Engineering: A*. 2003. Vol. 355. P. 114–125.

81. Дехтяр А. И., Моисеева И. В., Невдача В. В., Саввакин Д. Г.

Структурно-фазовые превращения и механические свойства титановых сплавов, полученных методом порошковой металлургии, после горячего изостатического прессования. *Физика и техника высоких давлений*. 2012. Т. 22. № 4. С. 90–102.

82. Gerling R., Schimansky F. P., Wegmann G., Zhang J. X. Spray forming of Ti 48.9Al (at.%) and subsequent hot isostatic pressing and forging. *Materials Science and Engineering: A*. 2002. Vol. 326. P. 73–78.

83. Delo D. P., Piehler H. R. Early stage consolidation mechanisms during hot isostatic pressing of Ti-6Al-4V powder compacts. *Acta Materialia*. 1999. Vol. 47. № 9. P. 2841–2852.

84. Delo D. P., Dutton R. E., Semiatin S. L., Piehler H. R. Modeling of hot isostatic pressing and hot triaxial compaction of Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*. 1999. Vol. 47. Issue 11. P. 3159–3167.

85. Бейгельзимер Я. Е., Михайлов О. В., Сынков А. С., Штерн М. Б., Олевский Е. Винтовая экструзия порошковых заготовок. II. Эксперимент и обсуждение результатов. *Физика и техника высоких давлений*. 2008. Т. 18. № 2. С. 92–97.

86. Баглюк Г. А. Влияние деформационных параметров на структуру и свойства горячештампованных порошковых материалов. *Обработка материалов давлением*. 2011. № 1 (26). С. 139–145.

87. Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н., Орлов Д. В., Сынков С. Г. Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций. Донецк: ТЕАН, 2003. 87 с.

88. Beygelzimer Y., Varyukhin V., Synkov S., Orlov D. Useful properties of twist extrusion. *Materials Science and Engineering: A*. 2009. Vol. 503. P. 14–17.

89. Beygelzimer Y., Varyukhin V., Kulagin R., Prokof'eva O., Reshetov A. Twist extrusion – technique for structure formation. *10th International Conference on Technology of Plasticity: materials of the conference*. (Aachen, September 25–30, 2011). Aachen, 2011. P. 244–248.

90. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic

deformation: A wealth of challenging science. *Acta Materialia*. 2013. № 61. P. 782–817.

91. Valiev R. Z., Langdon T. G. The Art and Science of Tailoring Materials by Nanostructuring for Advanced Properties Using SPD Techniques. *Advanced Engineering Materials*. 2010. Vol. 12. Issue 8. P. 677–691.

92. Bachmaier A., Pippan R. Generation of metallic nanocomposites by severe plastic deformation. *International Materials Reviews*. 2013. Vol. 58. Issue 1. P. 41–62.

93. Beygelzimer Y., Estrin Y., Kulagin R. Synthesis of Hybrid Materials by Severe Plastic Deformation: A New Paradigm of SPD Processing. *Advanced Engineering Materials*. 2015. Vol. 17. Issue 1. P. 1853–1861.

94. Ashby M. F., Bréchet Y. Designing hybrid materials. *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51. P. 5801–5821.

95. Shpak A. P., Varyukhin V. N., Tkatch V. I., Maslov V. V., Beygelzimer Y. Y., Synkov S. G., Nosenko V. K., Rassolov S. G. Nanostructured $\text{Al}_{86}\text{Gd}_6\text{Ni}_6\text{Co}_2$ bulk alloy produced by twist extrusion of amorphous melt-spun ribbons. *Materials Science and Engineering*. 2006. Vol. 425. Issue 1–2. P. 172–177.

96. Бейгельзимер Я. Е., Михайлов О. В., Сынков А. С., Штерн М. Б., Олевский Е. Винтовая экструзия порошковых заготовок. I. Численный анализ методом конечного элемента. *Физика и техника высоких давлений*. 2008. Т. 18. № 1. С. 69–82.

97. Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н., Эфрос Б. М. Физическая механика гидростатической обработки материалов. Донецк: ДонФТИ НАНУ, 2000. 196 с.

98. Beygelzimer Y., Kulagin R., Estrin Y., Laszlo S., Latypov M. I. Twist extrusion as a potent tool for obtaining advanced engineering materials. *Advanced engineering materials*. 2017. Vol. 19. Issue 8. P. 160–173.

99. Алтухов А. В., Тарасов А. Ф., Периг А. В. Систематизация процессов интенсивного пластического деформирования для формирования

ультрамелкозернистых и нанокристаллических структур в объемных заготовках. *Письма о материалах*. 2012. Т. 2. № 1. С. 54–59.

100. Valiev R. Z., Estrin Y., Horita Z., Langdon T. G., Zehetbauer M. J., Zhu Y. T. Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation. *JOM*. 2006. Vol. 58. Issue 4. P. 33–39.

101. Утяшев Ф. З. Деформационные методы получения наноструктурированных материалов и возможности их использования в авиадвигателестроении. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2009. № 10 (67). С. 7–11.

102. Ивасишин О. М., Саввакин Д. Г., Бондарева К. А., Моксон В. С., Дузь В. А. Производство титановых сплавов и деталей экономичным методом порошковой металлургии для широкомасштабного промышленного применения. *Наука та інновації*. 2005. Т. 1. № 2. С. 44–57.

103. Бейгельзимер Я. Е. Простой сдвиг металлов: что это такое? *Физика и техника высоких давлений*. 2010. Т. 20. № 4. С. 40–52.

104. Beygelzimer Y., Varyukhin V., Reshetov A., Synkov S., Orlov D. Twist Extrusions Plus Spread Extrusion = Spatial Uniformity. *TMS 2006 Annual Meeting: materials of the conference* (San Antonio, March 12-16, 2006). San Antonio, 2006. P. 119–124.

105. Kulagin R., Mazilkin A., Savvakina D., Zverkova I., Oryshych D., Hahn H. Influence of High Pressure Torsion on structure and properties of Zr-Ti-Nb alloy synthesized from TiH₂, ZrH₂ and Nb powders. *Materials Letters*. 2018. Vol. 233. P. 31–34.

106. Beigelzimer Y. E., Efros B., Varyukhin V., Khokhlov A. A continuum model of a structurally-inhomogeneous porous body and its application for the study of stability and viscous fracture of materials deformed under pressure. *Engineering Fracture Mechanics*. 1994. Vol. 48. № 5. P. 629–640.

107. Kulagin R., Zhao Y., Beygelzimer Y., Toth L. S., Shtern M. Modeling strain and density distributions during high pressure torsion of pre-compacted powder materials. *Materials Research Letters*. 2017. Vol. 5. № 3. P. 179–186.

108. Zhilyaev A. P., Ringot G., Huang Y., Cabrera J. M., Langdon T. G. Mechanical behavior and microstructure properties of titanium powder consolidated by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering*. 2017. Vol. 688. P. 498–504.
109. Гатина С. А., Семенова И. П., Полякова В. В. Влияние интенсивной пластической деформации кручением на кинетику старения титанового сплава Ti-15Mo. *Вектор науки ТГУ*. 2013. № 3. С. 128–131.
110. Мильман Ю. В. Механическое поведение нанокристаллических и наноквазкристаллических материалов. *Нанотехнологии: наука и производство*. 2009. № 2 (3). С. 16–22.
111. Сынков С. Г., Бейгельзимер Я. Е., Шевелев А. И. Прессование прутков из стружки алюминиевых сплавов. *Металл и литье Украины*. 2003. № 9/10. С. 48–50.
112. Русин Н. М. Исследование особенностей пластического течения на макроскопическом уровне в порошковых телах при равноканальном угловом прессовании. *Перспективные материалы*. 2007. № 4. С. 83–91.
113. Майданюк А. П., Рябичева Л. А., Штерн М. Б., Баглюк Г. А. Эволюция распределения плотности при равноканальном угловом прессовании пористых заготовок. *Вісник Східноукраїнського нац. ін-ту ім. Володимира Даля*. 2008. Ч. 1. № 6 (124). С. 212–216.
114. Dobromyslov A. V., Churbaev R. V. Synthesis of nanocrystalline and amorphous alloys from elementary powders by intensive plastic deformation under high pressure. *International Journal of Modern Physics B*. 2010. Vol. 24. № 6–7. P. 722–729.
115. Овчинников А.В., Коваленко Т.А. Получение заготовок субмикроструктурных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов из слитков. *Теория и практика металлургии*. 2010. № 5–6. С. 11–15.
116. Коваленко Т.А., Овчинников А.В. Изготовление заготовок деталей ГТД из ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов с применением технологии ИПД. *Титан–2012: виробництво і застосування: матеріали III наук.-техн. конф.*

молод. вчених і спеціалістів. (Запоріжжя, 4–5 жовтня 2012 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2012. С. 96–98.

117. Грабовецкая Г. П., Колобов Ю. Р., Иванов К. В., Забудченко О. В. Влияние холодной пластической деформации на структуру, деформационное поведение и механические свойства ультрамелкозернистого титана. *Физическая мезомеханика*. 2004. № 7. С. 22–25.

118. Столяров В. В. Деформационные методы измельчения структуры. *Вест. Института развития*. 2013. № 4 (68). С. 29–35.

119. Ko Y. G., Lee C. S., Shin D. H. Deformation characteristics of submicrocrystalline Ti-6Al-4V. *Scripta Materialia*. 2008. № 58. P. 1094–1097.

120. Jia D., Wang Y. M., Ramesh K. T., Ma E., Zhu Y T., Valiev R. Z. Deformation behavior and plastic instabilities of ultrafine-grained titanium. *Applied Physics Letters*. 2001. Vol. 79. № 5. P. 611–613.

121. Спосіб виготовлення заготовки з титанових сплавів для лопаток газотурбінних двигунів: пат. 81692 Україна, МПК С22F-1/18 (2006.01). № у 2013 00173; заявл. 03.01.2013; опубл. 10.07.2013, Бюл. 13.

122. Періг О. В., Тарасов О. Ф., Алтухов О. В. Систематизація процесів інтенсивного пластичного деформування (ІПД) об'ємних заготовок на основі онтологічного підходу. *Вестник НТУ «ХПИ». Новые решения в современных технологиях*. 2012. № 46. С. 83–89.

123. Колесников А. Г., Шинкарев А. С. Анализ способов измельчения структуры при получении металлических конструкционных материалов. *Наука и Образование. Машиностроение и машиноведение*. 2014. № 11. С. 34–44.

124. Валиев Р. З., Еникеев Н. А., Мурашкин М. Ю., Утяшев Ф. З. Использование интенсивных пластических деформаций для получения объемных наноструктурных металлических. *Изв. РАН. МТТ*. 2012. № 4. С. 109–122.

125. Greger M., Widomská M., Kander L. Mechanical properties of ultra-fine grain titanium. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing*

Engineering. 2010. V. 40. Issue 1. P. 33–40.

126. Медведєв М. І., Фролов Я. В., Андрєєв В. В., Бобух О. С., Вовк А. С. Експериментальне дослідження максимальної пластичності та кривих зміцнення титанових сплавів за допомогою випробувань на гаряче крутіння. *Металургійна та гірничорудна промисловість*. 2019. № 5–6. С. 114–122.

127. Хорев А. И. Термическая, термомеханическая обработка и текстурное упрочнение свариваемых титановых сплавов. *Сварочное производство*. 2012. № 10. С. 11–20.

128. Усов В. В., Шкатуляк Н. М., Брюханов П. А., Бейгельзимер Я. Е. Текстура титана после винтовой экструзии. *Физика и техника высоких давлений*. 2011. Т. 21. № 2. С. 103–108.

129. Olshanetskii V. E., Stepanova L. P., Tkach D. V., Pavlenko D. V. About formation of crystallographic texture in VT1-0 titanium under helical extrusion. *Metal Science and Heat Treatment*. 2012. Vol. 53. P. 618–622.

130. Zeng Z., Zhang Y., Jonsson S. Microstructure and texture evolution of commercial pure titanium deformed at elevated temperatures. *Materials Science and Engineering: A*. 2009. Vol. 513–514. P. 83–90.

131. Won J. W., Park C. H., Hong S.-G., Lee C. S. Deformation anisotropy and associated mechanisms in rolling textured high purity titanium. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 651. P. 245–254.

132. Yapici G. G., Karaman I., Maier H. J. Mechanical flow anisotropy in severely deformed pure titanium. *Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 434. Issue 1–2. P. 294–302.

133. Nourbakhsh S., O'Brien T. D. Texture formation and transition in cold-rolled titanium. *Materials Science and Engineering: C*. 1988. Vol. 100. P. 109–114.

134. Suwas S., Beausir B., Tóth L. S., Fundenberger J.-J., Gottstein G. Texture evolution in commercially pure titanium after warm equal channel angular extrusion. *Acta Materialia*. 2011. Vol. 59. Issue 3. P. 1121–1133.

135. Orlov D. V., Stolyarov V. V., Salimgareyev H. Sh., Soshnikova E. P., Reshetov A. V., Beygelzimer Ya. Ye., Synkov S. G., Varyukhin V. N. Microstructure, mechanical properties and anisotropy of pure Ti processed by twist extrusion and cold rolling. *TMS 2004 Annual Meeting: International Symposium on Ultrafine Grained Materials: materials of the conference*. (Charlotte, March 14–18, 2004). Warrendale, 2004. P. 457–462.

136. Valiev R. Z., Aleksandrov I. V. A Paradox of Severe Plastic Deformation in Metals. *Doklady Physics*. 2001. Vol. 46. № 9. P. 633–635.

137. Амирханов Н. М., Валиев Р. З. Влияние температуры на полиморфные превращения в НК кобальте. «АгроКомплекс2009»: *Научное обеспечение устойчивого функционирования и развития АПК: материалы всероссийской научно-практической конференции*. (Уфа, 3–5 марта 2009 г.). Уфа: ФГОУ ВПО «Башкирский ГАУ», 2009. Ч. I. С. 166–169.

138. Валеев И. Ш., Сергеев В. И., Мулюков Х. Я. Термическое расширение кобальта в различных состояниях. *Физика твердого тела*. 2009. Т. 51. Вып. 3. С. 558–561.

139. Рябухин А. Г. Линейный коэффициент термического расширения металлов. *Известия Челябинского научного центра*. 1999. Вып. 3. С. 15–17.

140. Goldstein R. J., Ibele W. E., Patankar S. V. Heat transfer – a review of 2005 literature. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2010. Vol. 53. Issue 21–22. P. 4397–4447.

141. Коршунов А. В., Ильин А. П., Лыков А. И. Особенности окисления субмикроструктурного титана при нагревании в воздухе. *Известия Томского политехнического университета*. 2011. Т. 319. № 3. С. 10–16.

142. Пелецкий В. Э., Чеховской В. Я., Бельская Э. А. Теплофизические свойства титана и его сплавов. М.: Металлургия, 1985. 103 с.

143. Чертовских С. В. Обрабатываемость резанием ультрамелкозернистого титана ВТ1-0, полученного методом

равноканального углового прессования. *Вестник машиностроения*. 2007. № 5. С. 43–46.

144. Симонова А. А., Мовшович А. Я., Вerezуб Н. В. Особенности механической обработки титана с субмикроструктурной структурой. *Вісник КДПУ імені Михайла Остроградського*. 2009. Вып. 6 (59). Ч. 1. С. 70–75.

145. Islam M. A., Altenhof W. J., Alpas A. T. Determination of Deformation State of Ti-6Al-4V alloy Subjected to Orthogonal Cutting Using Experimental and Numerical Methods. *Virtual Machining Process Technology: materials of the 1st International Conference*. (Montreal, May 28 – June 1, 2012). Montreal, 2012.

146. Резников А. Н. Теплофизика процессов механической обработки материалов. М.: Машиностроение, 1981. 279 с.

147. Третьяченко Г. Н., Карпинос Б. С. Прочность и долговечность материалов при циклических тепловых воздействиях. К.: Наук. Думка, 1990. 256 с.

148. Hideki H., Yasunobu M., Tadayuki O. Minimization of heat-affected zone size in welded ultra-fine grained steel under cooling by liquid nitrogen during laser welding. *Materials Science and Engineering*. 2006. Vol. 426. Issue 1–2. P. 21–30.

149. Карпинос Б. С. Обобщенные относительные характеристики предельных состояний материалов при неизотермическом деформировании. *Проблемы прочности*. 2009. № 3. С. 45–57.

150. Богуслаев В. А., Жеманюк П. Д., Качан А. Я. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора: монография. Запорожье: АО «Мотор Сич», 2017. 500 с.

151. Крымов В. В., Елисеев Ю. С., Зудин К. И. Производство лопаток газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение, 2002. 376 с.

152. Богуслаев В. А., Долматов А. И., Колтун И. С. Изготовление

заготовок деталей газотурбинных двигателей из титановых сплавов. Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2000. 290 с.

153. Богуслаев В. А., Долматов А. И., Жеманюк П. Д., Войтенко В. С., Волков И. В. Исследование технологической наследственности при изготовлении деталей ГТД из титановых сплавов. Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2001. 120 с.

154. Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н. Винтовая экструзия в Донецком Физтехе. *Обработка материалов давлением*. 2016. №1(42). С. 3-10.

155. Евстратов В. А. Основы технологии выдавливания и конструирования штампов. Харьков: Вища школа, 1987. 143 с.

156. Sachin G., Yathish A. Design analysis and overview of press tool with its defects and remedies. *International Journal of Engineering Technology, Management and Applied Sciences*. 2015. Vol. 3. P. 1–10.

157. Тарасов А. Ф., Короткий С. А. Расчет напряженно-деформированного состояния в элементах штампов с использованием пакета конечно-элементного анализа. «COSMOS/Works». *Кузнечно-штамповочное производство*. 2004. № 8. С. 27–30.

158. Svyetlichnyy D., Nowak J., Biba N., Łach Ł. Flow stress models for deformation under varying condition finite element method simulation. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016. Vol. 87. Issue 1–4. P. 543–552.

159. Кривцов В.С., Кладова О.Ю., Нарыжный А.Г., Сапрыкин В.Н., Шехов А.В. Моделирование динамических процессов в технологическом оборудовании импульсной металлообработки. *Авиационно-космическая техника и технология*. Харьков: ХАИ. 1997. С.343-352.

160. Мовшович А. Я., Агарков В. В., Григоренко С. А. Моделирование процессов силового нагружения базовых элементов универсально-сборной переналаживаемой оснастки. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2013. № 3 (100). С. 42–45.

161. Тітов В. А., Злочевска Н. К., Герасимова О. В. Вплив форми

каналу матриці на параметри процесу деформування заготовок при гвинтовому уширяючому пресуванні. *Вісник НТУУ «КПІ»: машинобудування*. 2014. № 3 (72). С. 124–129.

162. Кулагин Р. Ю. Совершенствование технологии и устройств винтовой экструзии на основе оценки деформированного состояния заготовок: дис. ... канд. техн. наук: защищена 06.03.14; утв. 15.07.14. Краматорск, 2014. 172 с.

163. Процес пресування високоміцних та низькопластичних матеріалів: пат. 16486 Україна, МПК В21С 29/00. № и 2006 01069; заявл. 06.02.2006; опубл. 15.08.2006, Бюл. 8. 7 с.

164. Головин Ю. И. Введение в нанотехнику: монография. М.: Машиностроение, 2007. 496 с.

165. Gaurav C., Adlinge R. S., Raut D. N. Rathod study and analysis of press tool design. *International Journal of Engineering Research & Technology*. 2017. Vol. 6. Issue 7. P. 40–45.

166. Herold F., Schmidt A., Frint P., Götze U., Wagner M. F.-X. Technical-economic evaluation of severe plastic deformation processing technologies—methodology and use case of lever-arm-shaped aircraft lightweight components. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017. Vol. 94. P. 3619–3632.

167. Силенко О. М. Оцінювання ефективності виробництва за ресурсозберігаючою технологією напівфабрикатів титанових сплавів для авіа- та ракетно-космічного машинобудування. *Сталий розвиток економіки*. 2019. № 4. С. 88–95.

168. Lowe T. C. Towards comparison of alternative methods for producing bulk nanostructured metals by severe plastic deformation. *Nanostructured Materials by High-Pressure Severe Plastic Deformation: collection of scientific works*. Springer, 2006. P. 21–28.

169. Iavicoli I., Leso V., Ricciardi W., Hodson L. L., Hoover M. D. Opportunities and challenges of nanotechnology in the green economy.

Environmental health. 2014. Vol. 13. № 78.

170. Кульков С. Н., Томаш Я., Буякова С. П. Фрактальная размерность поверхностей пористых керамических материалов. *Письма в ЖТФ*. 2006. Т. 32. Вып. 2. С. 51–55.

171. Prokof'eva O. V., Beygelzimer Y. Y., Kulagin R. Y., Estrin Y. Z., Varyukhin V. N. Producing of ultrafine grained composites with a large uniform elongation by twist extrusion: mathematical simulation. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2017. № 3. P. 226–230.

172. Pavlenko D. V., Beygelzimer Y. E. Vortices in noncompact blanks during twist extrusion. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2016. Vol. 54. № 9–10. P. 517–524.

173. Beygelzimer Y., Toth L. S., Jonas J. J. Some Physical Characteristics of Strain Hardening in Severe Plastic Deformation. *Advanced engineering materials*. 2015. Vol. 17. Issue 12. P. 1783–1791.

174. Beygelzimer Y., Kulagin R., Toth L. S., Ivanisenko Y. The self-similarity theory of high pressure torsion. *Beilstein Journal Of Nanotechnology*. 2016. № 7. P. 1267–1277.

175. Шевелев А. И., Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н. Деформационная обработка вторичного алюминия и алюмосодержащих отходов. Донецк: Ноулидж, 2010. 271 с.

176. Павленко Д. В. Закономерности диссипации энергии в образцах из сплава ВТ1-0 с субмикроструктурной структурой в интервале рабочих температур. *Вестник двигателестроения*. 2013. № 1. С. 65–71.

177. Школьник Л. М. Методика усталостных испытаний: справочник. М.: Металлургия, 1978. 304 с.

178. Instrument X-ray Optics: Reflection Geometry. URL: <http://pd.chem.ucl.ac.uk/pdnn/inst1/optics1.htm>

179. Morris P. R. Reducing the Effects of Nonuniform Pole Distribution in Inverse Pole Figure Studies. *Journal of Applied Physics*. 1959. Vol. 30. № 4. P. 595–596.

180. Двирный Я. В., Павленко Д. В. Предельное состояние осевого компрессора ГТД эксплуатируемого в условиях запыленной атмосферы. *Системи озброєння і військова техніка*. 2018. № 2 (54). С. 30–37.
181. Червоный И. Ф., Листопад Д. А. Альтернативные технологии производства титана. URL: <http://www.74rif.ru/Ti-new.html>
182. Тарасов А. В. Металлургия титана. М.: Академкнига, 2003. 327 с.
183. Моисеев В. Н., Сысоева Н. В., Ишунькина Т. В. Металлургия гранул высокопрочного титанового сплава. ВИАМ, 1995. 8 с.
184. Бабич Б. Н., Вершинина Е. В., Глебов В. А. Металлические порошки и порошковые материалы: справочник. М.: ЭКОМЕТ, 2005. 520 с.
185. Павленко Д. В., Овчинников А. В. Техничко-экономические аспекты технологических схем получения заготовок из титановых сплавов для лопаток ГТД. *Вестник двигателестроения*. 2014. № 1. С. 98–103.
186. Орлов А. И. Экспертные оценки. М., 2002. 31 с.
187. Павленко Д. В. Альтернативные схемы технологического процесса получения полуфабрикатов для лопаток ГТД методами порошковой металлургии. *Технологические системы*. 2014. № 4. С. 51–57.
188. Кипарисов С. С., Либенсон Г. А. Порошковая металлургия. М.: Металлургия, 1980. 496 с.
189. Slotwinski J. Properties of Metal Powders for Additive Manufacturing: A Review of the State of the Art of Metal Powder Property Testing. URL: <http://dx.doi.org/10.6028/NIST.IR.7873> (дата звернення: 01.11.2014)
190. Павленко Д. В. Влияние параметров порошков титана на прочность спеченных полуфабрикатов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2014. № 2. С. 87–92.
191. Михайлов О.В., Бейгельзимер Я.Е., Штерн М.Б. Моделирование процесса винтовой экструзии порошковых заготовок. *Физика и техника высоких давлений*. 2015. Т. 25, № 3-4. С. 38-46.
192. Robertson I. M., Schaffer G. B. Swelling during sintering of titanium

alloys based on titanium hydride powder. *Powder Metallurgy*. 2010. Vol. 53. Issue 1. P. 27–33.

193. Цеменко В. Н. Процессы порошковой металлургии. Теория и физические основы уплотнения порошковых материалов. Санкт-Петербург: СПбГПУ, 2005. 126 с.

194. Павленко Д. В. Закономерности уплотнения титановых прессовок. *Вестник двигателестроения*. 2018. № 1. С. 106–115.

195. Ivasishin O. M., Savvakina D. G., Gumenyak M. M., Bondarchuk O. V. Role of surface contamination in titanium PM. *Engineering Materials*. 2012. Vol. 520. P. 121–132.

196. Нечаев Н. П., Кудрявский Ю. П., Мушков С. В. Физико-химическая очистка титановых порошков от вредных примесей. *Успехи современного естествознания*. 2005. № 8. С. 45–46.

197. Шаповалова О. М., Бабенко Е. П. Исследование структуры и свойств кристаллов рафинированного титана повышенной чистоты при нагреве. *Вестник двигателестроения*. 2009. № 1. С. 134–138.

198. Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т.: Т. 3. М.: Машиностроение, 2001. 872 с.

199. Vaquila I., Vergara I., Passeggi M. Chemical reactions at surfaces: titanium oxidation. *Surface and Coatings Technology*. 1999. Vol. 122. Issue 1. P. 67–71.

200. Снижко О. А., Пашинский В. В. Особенности структурообразования сплавов системы титан–кислород, полученных методом камерного электрошлакового переплава. *Физика и техника высоких давлений*. 2011. Т. 21. № 4. С. 139–147.

201. Овчинников А. В. Влияние легирования кислородом титана губчатого на структуру и механические свойства литого титана. «Ti-2007 в СНГ»: материалы междунар. конф. (Ялта, 15–18 апреля 2007 г.). Ялта, 2007. С. 170–173.

202. Рябцев А. Д., Давыдов С. И., Троянский А. А., Шварцман Л. Я.,

Рябцева О. А., Пашинский В. В., Феофанов К. Л. Получение титана повышенной прочности путем легирования кислородом в процессе камерного электрошлакового переплава. *Электрошлаковая технология*. 2007. № 3. С. 3–6.

203. Pavlenko D. V., Ovchinnikov A. V. Effect of deformation by the method of screw extrusion on the structure and properties of VT1-0 alloy in different states. *Materials Science*. 2015. Vol. 51. Issue 1. P. 52–60.

204. Павленко Д. В. Технологические методы уплотнения спеченных титановых заготовок. *Вестник двигателестроения*. 2015. № 1. С. 87–93.

205. Павленко Д. В. Материаловедческие аспекты ресурсосберегающей технологии получения титановых полуфабрикатов. *Технологические системы*. 2013. № 4 (65). С. 21–29.

206. Карнаухов А. П. Адсорбция. Текстура дисперсных и пористых материалов. Новосибирск: Наука. Сиб. предприятие РАН, 1999. 469 с.

207. Богуслаев В. А., Яценко В. К., Притченко В. Ф. Технологическое обеспечение и прогнозирование несущей способности деталей ГТД. Запорожье: АО «Мотор Сич», 2006. 336 с.

208. Pavlenko D. V. Assessment of Gas Saturation of Titanium Alloys Synthesized From Powders Using Twist Extrusion. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2017. Vol. 56. Issue 5–6. P. 46–59.

209. Ивасишин О. М., Бондарева К. А., Дехтяр А. И., Саввакин Д. Г., Грипачевский А. Н., Тихонович В. В. Синтез сплавов Ti–Fe и Ti–Al–Fe из элементарных порошковых смесей. *Металлофизика и новейш. технологии*. 2004. Т. 26. № 7. С. 963–980.

210. Павленко Д. В., Овчинникова И. А., Давыдов С. И., Скребцов А. А. Получение комплексных лигатур для синтеза сложнолегированных титановых сплавов методом порошковой металлургии. *Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. тр.* Днепропетровск: ПГАСА, 2015. Вып. 80. С. 235–240.

211. Павлова Т. В., Кашапов О. С., Ночовная Н. А. Титановые сплавы

для газотурбинных двигателей. *Все материалы. Энциклопед. справ.* 2012. № 5. С. 8–14.

212. Жеманюк П. Д., Овчинников А. В., Басов Ю. Ф., Леховицер З. В., Быков И. О., Скребцов А. А., Павленко Д. В. Синтез сложнолегированных титановых сплавов для деталей ГТД. *Авиационно-космическая техника и технология.* 2016. Вып. 5/132. С. 15–21.

213. Vykov I. O., Ovchinnikov A. V., Pavlenko D. V., Lechovitzer Z. V. Composition, Structure, and Properties of Sintered Silicon-Containing Titanium Alloys. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics.* 2020. Vol. 58 (9). P. 613–621.

214. Кем А. Ю., Арестова Л. А. Особенности совокупной консолидации и фрактальная размерность поверхности порошковых материалов системы Al-Cu на основе гранулированного алюминия. *Вестник ДГТУ.* 2010. Т. 10. № 2. С. 189–199.

215. Айтимбетова А. Н., Каныгина О. Н. Фрактальная размерность поверхности порового пространства волластонитовой керамики. *Вестник КРСУ.* 2010. Т. 10. № 10. С. 118–123.

216. Авиационные правила «Нормы летной годности двигателей воздушных судов». Межгосударственный авиационный комитет, 2004. Ч. 33. 44 с.

217. Серенсен С. В, Когаев В. П., Шнейдерович Р. М. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность: руководство и справочное пособие. М.: Машиностроение, 1975. 488 с.

218. Серенсен С. В. Квазистатическое и усталостное разрушение материалов и элементов конструкции: в 3 т.: Т. 3. К.: Наукова думка, 1985. 232 с.

219. Троценко В. Т., Сосновский Л. А. Сопротивление усталости металлов и сплавов: в 2 ч.: Ч. 1. Киев: Наукова Думка, 1987. 347 с.

220. Биргер И. А., Балашов Б. Ф., Дульнев Р. А. Конструкционная прочность материалов и деталей газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение, 1981. 222 с.

221. Pavlenko D. V. Effect of porosity parameters on the strength of gas turbine compressor blades made of titanium alloys. *Strength of Materials*. 2020. Vol. 51 (6). P. 887–899.

222. Трусделл К. Первоначальный курс рациональной механики сплошных сред. М.: Мир, 1975. 592 с.

223. Павленко Д. В. Повышение технологической пластичности спеченных титановых сплавов. *Процеси механічної обробки в машинобудуванні*. 2015. Вип. 15. С. 1–14.

224. Павленко Д. В., Бейгельзимер Я. Е. Вихри в некомпактных заготовках при деформации винтовой экструзией. *Порошковая металлургия*. 2015. № 9–10. С. 12–22.

225. Кузьмов А. В., Штерн М. Б., Киркова Е. Г., Бейгельзимер Я. Е., Павленко Д. В. Анализ винтовой экструзии порошковых заготовок методами модифицированных теорий пластичности пористых тел. *Порошковая металлургия*. 2015. № 11–12. С. 3–14.

226. Павленко Д. В., Овчинников А. В. Уплотнение спеченных титановых заготовок гидроэкструзией. *Вестник двигателестроения*. 2016. № 1. С. 58–61.

227. Павленко Д. В. Особенности уплотнения спеченных титановых сплавов методами обработки давлением. *Обработка материалов давлением*. 2017. № 1 (44). С. 174–180.

228. Pippan R., Scheriau S., Taylor A., Hafok M., Hohenwarter A., Bachmaier A. Saturation of Fragmentation During Severe Plastic Deformation. *Annual Review of Materials Research*. 2010. Vol. 40. P. 319–343.

229. Kulagin R., Beygelzimer Y., Ivanisenko Y., Mazilkin A., Hahn H. High Pressure Torsion: from Laminar Flow to Turbulence. *7th International Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation: materials of internat. conf.* (Sydney, July 2–7, 2017). IOP Publishing, 2017.

230. Павленко Д. В. Структурні та хімічні неоднорідності у спечених титанових сплавах після інтенсивної пластичної деформації.

Матеріалознавство та обробка металів. 2020. № 2. С. 43–52.

231. Штерн М. Б., Сердюк Г. Г., Максименко Л. А., Трухан Ю. В., Шуляков Ю. М. Феноменологические теории прессования порошков. Киев: Наукова думка, 1982. 140 с.

232. Штерн М. Б. Развитие теории прессования и пластического деформирования порошковых материалов. *Порошковая металлургия.* 1992. № 9. С. 12–24.

233. Каракозов Э. С. Соединение металлов в твердой фазе. Москва: Металлургия, 1976. 264 с.

234. Beygelzimer Y. E., Pavlenko D. V., Synkov O. S., Davydenko O. O. The Efficiency of Twist Extrusion for Compaction of Powder Materials. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics.* 2019. Vol. 58. № 1–2. P. 7–12.

235. Штерн М. Б., Михайлов О. В. Модифицированные модели деформирования порошковых материалов на основе пластичных и труднодеформируемых порошков. *Вісник НТУУ «КПІ»: Машинобудування.* 2011. № 62. С. 13–19.

236. DiMaggio F. L., Sandler I. S. Material model for granular soils. *Journal of the Engineering Mechanics Division.* 1971. Vol. 97. Issue 3. P. 935–950.

237. Рудь В. Д. Експериментальна механіка структурно-неоднорідних матеріалів. Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2010. 272 с.

238. Штерн М. Б., Рудь В. Д. Механічні та комп'ютерні моделі консолідації гранульованих середовищ. Київ, Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2010. 232 с.

239. Kergadallan J., Puente G., Doremus P., Pavier E. Compression of an axisymmetric part with an instrumented press. *Modelling of Metal Powder Forming Processes: materials of internat. workshop.* (Grenoble, July 21–23, 1997). Grenoble, 1997. P. 277–285.

240. Shima S., Oyane M. Plasticity Theory for Porous Metals. *International Journal of Mechanical Sciences.* 1976. Vol. 18. Issue 6. P. 285–291.

241. Green R. A plasticity theory for porous solids. *International Journal*

of Mechanical Sciences. 1972. Vol. 14. Issue 4. P. 215–224.

242. Martinova I. F., Shtern M. B. Plasticity Equation of Porous Body Accounting the Real Deformations of Material's Base. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 1978. Vol. 17. Issue 17–21. P. 19–23.

243. Chang M.-F., Teh C. I., Cao L. F. Critical state strength parameters of saturated clays from the modified Cam clay model. *Canadian Geotechnical Journal*. 1999. Vol. 36. Issue 5. P. 876–890.

244. Штерн М. Б., Кузьмов А. В., Павлова Т. И. Моделирование вдавливания сферического индентора у незворотно стисливых та дилатантний матеріал. *Математическое моделирование в материаловедении*. 2011. Вып. 16. С. 9–16.

245. Скороход В. В. Среднеквадратичные напряжения и скорости деформации в вязко-деформируемом пористом теле. *Порошковая металлургия*. 1965. № 12. С. 31–35.

246. Hill R. A self-consistent mechanics of composite materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1965. Vol. 13. Issue 4. P. 213–222.

247. Булычев С. И., Алехин В. П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение, 1990. 224 с.

248. Orlov D., Beygelzimer Y., Synkov S., Varyukhin V., Tsuji N., Horita Z. Microstructure Evolution in Pure Al Processed with Twist Extrusion. *Materials Transactions*. 2009. Vol. 50. Issue 1. P. 96–100.

249. Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н., Сынков С. Г., Решетов А. В., Орлов Д. В., Прокофьева О. В., Сынков А. С., Кулагин Р. Ю. Вихри и перемешивание при винтовой экструзии. URL: hunch.net/~yan/talks/vortex.at.te.ppt.

250. Федер Е. Фракталы. М.: Мир, 1991. 261 с.

251. Ольшанецкий В. Е., Степанова Л. П., Ткач Д. В., Павленко Д. В. О формировании кристаллографической текстуры в титане ВТ1-0 при винтовой экструзии. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 11. С. 29–33.

252. Павленко Д. В., Овчинников А. В., Качан А. Я., Шевченко В. Г., Бейгельзимер Я. Е., Решетов А. В., Кулагин Р. Ю. Формирование субкристаллической структуры в сложнолегированных титановых сплавах. *Перспективные материалы*. 2009. № 7. С. 240–244.

253. Бейгельзимер Я. Е. Некоторые соображения по поводу больших пластических деформаций, основанные на их аналогии с турбулентностью. *Физика и техника высоких давлений*. 2008. Т. 18. № 4. С. 77–87.

254. Горелик С. С., Добаткин С. В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 2005. 432 с.

255. Никоворов В. М. Технология металлов и других конструкционных материалов. Санкт-Петербург: Политехника, 2015. 382 с.

256. Марочник металлов: Титан, сплав и марки. URL: http://metallichekiy-portal.ru/marki_metallov/tit

257. Skiba J., Kulczyk M., Pachla W., Wiśniewski T. S., Smalc-Koziorowska J., Kubiś M., Wróblewska M., Przybysz M. Effect of Severe Plastic Deformation Realized by Hydrostatic Extrusion on Heat Transfer in CP Ti Grade 2 and 316L Austenitic Stainless Steel. *Journal of Nanomedicine & Nanotechnology*. 2018. Vol. 9. Issue 4.

258. Kubina T., Dlouhý J., Köver M., Dománková M., Hodek J. Preparation and thermal stability of ultra-fine and nano-grained commercially pure titanium wires using conform equipment. *Materials and Technology*. 2015. Vol. 49. № 2. P. 213–217.

259. Gubicza J., Nam N. H., Balogh L., Hellmig R. J., Stolyarov V. V., Estrin Y., Ungár T. Microstructure of severely deformed metals determined by X-ray peak profile analysis. *Journal of Alloys and Compounds*. 2004. Vol. 378. Issue 1–2. P. 248–252.

260. Kearns J. J. Thermal Expansion and Preferred Orientation in Zircaloy: technical report. Pittsburgh, 1965. 40 p.

261. Grytsyna V., Malykhin D., Yurkova T., Kovtun K., Chernyayeva T., Kovtun G., Tantsura I., Voyevodin V. On structural aspects of texture changes

during rolling of Zr-2.5% Nb alloy. *East European Journal of Physics*. 2019. Vol. 3. P. 38–45.

262. Karpinos B. S., Pavlenko D. V., Kachan O. Y. Deformation of a submicrocrystalline VT1-0 titanium alloy under static loading. *Strength of Materials*. 2012. Vol. 44. Issue 1. P. 100–107.

263. Анциферов В. Н., Акименко В. Б., Гревнов Л. М. Порошковые легированные стали. М.: Металлургия, 1991. 320 с.

264. Pavlenko D. V., Tkach D. V., Danilova-Tret'yak S. M., Evseeva L. E. Thermophysical properties and temperature of the start of titanium recrystallization in different structural states. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. 2017. Vol. 90. Issue 3. P. 685–696.

265. Павленко Д. В., Коваленко Т. А., Овчинников А. В. Влияние термического воздействия на структуру и свойства титанового сплава ВТ8М в субмикроструктурном состоянии. *Технологические системы*. 2016. № 1. С. 60–67.

266. Beygeizimer Y. E., Efros B. M., Varukchin V. N., Khokhlov A. V. Continuum model of the structural inhomogeneous porous body and its application for the study of stability and viscous fracture of materials deformed under pressure. *Engineering Fracture Mechanics*. 1994. Vol. 48. Issue 5. P. 629–640.

267. Черемской П. Г., Слезов В. В., Бетехтин В. И. Поры в твердом теле. М.: Энергоатомиздат, 1990. 376 с.

268. Ткач Д. В., Павленко Д. В., Ольшанецкий В. Е. Особенности структуры и разрушения титана марки ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии при циклическом нагружении. *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. 2011. № 1. С. 11–18.

269. Павленко Д. В. Упрочняемость сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии при сжатии. *Вестник двигателестроения*. 2012. № 1. С. 161–168.

270. Павленко Д. В. Методология обработки давлением спеченных

сплавов при изготовлении деталей газотурбинных двигателей. *Вестник двигателестроения*. 2017. № 1. С. 83–92.

271. Pavlenko D., Dvirnyk Y., Przysowa R. Advanced materials and technologies for compressor blades of small turbofan engines. *Aerospace*. 2021. Vol. 8. Issue 1. P. 1–16.

272. Спосіб виготовлення напівфабрикатів з суміші порошків на основі титану методом інтенсивної пластичної деформації: пат. 107549 Україна, МПК С22С 1/04 (2006.01), В22F 3/00, С22F 1/16. № u 2015 12866; заявл. 25.12.2015; опубл. 10.06.2016, Бюл. 11.

273. Кулагин Р. Ю., Бейгельзимер Я. Е., Латаев А. П. Моделирование процесса винтовой экструзии. *Обработка материалов давлением*. 2011. № 2 (27). С. 19-22.

274. Kulagin R., Latypov M., Kim H. S. Cross Flow During Twist Extrusion: Theory, Experiment, and Application. *Metallurgical and Materials Transactions*. 2013. Vol. 44a. P. 3211–3220.

275. Позняк Л. А. Инструментальные стали: справочник. М.: Металлургия, 1977. 168 с.

276. Мажарова Г. Е., Комановский А. З., Чечулин В. Б., Важецин С. Ф. Обработка титановых сплавов давлением. М.: Металлургия, 1977. 96 с.

277. Шевченко В.Г., Глотка Т.А., Коваленко Т.А., Перепелкина М.Н. Формирование структуры и механических свойств при термообработке субмикроструктурных $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов. *Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. тр.* Днепропетровск: ПГАСА, 2012. Вып. 64. С. 453–457.

278. Кулагин Р. Ю. Особенности разработки технологии винтовой экструзии. *Физика и техника высоких давлений*. 2010. Т. 20, № 3. С. 93-100.

279. Спосіб багатоступового пресування заготовок пластичним середовищем (фальш-заготовкою): пат. 110125 Україна, МПК В21D 22/02 (2006.01), В21С 23/32 (2016.01) В21J 5/00. № u201603315; заявл. 30.03.2016; опубл. 26.09.2016, Бюл. 18.

280. Павленко Д. В., Тарасов А. Ф., Бейгельзимер Я. Е., Коцюба В. Ю. Конструктивные аспекты оснастки для винтовой экструзии. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2018. Вып. 8/152. С. 42–53.
281. Павленко Д. В. Методика оптимизации канала матриц для винтовой экструзии. *Журнал инженерных наук*. 2015. Т. 2. № 1. С. 8–15.
282. Kuzmov A. V., Shtern M. B., Kirkova E. G., Beygel'zimer Ya. E., Pavlenko D. V. Analysing the twist extrusion of porous blanks using modified theories of plasticity for porous bodies. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2016. Vol. 54, № 11-12. P. 631-640.
283. Бобрук, Е. В., Семенова И. П., Валиев Р.З. Современные методы деформационно-термической обработки: от традиционных материалов до наноструктурных: учебное пособие. Уфа: Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т, 2015. 112 с.
284. Тарасов А. Ф., Короткий С. А. Влияние конструкции штампа на деформацию элементов штампового блока и рабочего инструмента штампа. *Кузнечно-штамповочное производство*. 2006. № 2. С. 34–37.
285. Тарасов А. Ф., Короткий С. А. Анализ способов повышения надежности штамповой оснастки. *Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: зб. наук. праць*. Краматорськ: ДДМА, 2001. С. 124–127.
286. Варюхин В.Н., Бейгельзимер Я.Е., Сынков С.Г., Решетов А.В., Кулагин Р.Ю. Опытнo-промышленная установка винтовой экструзии для проведения маркетинговых исследований объемных наноматериалов. *Металл и литье Украины*. 2010. № 4. С. 19-23.
287. Шарнірний вузол кріплення верхньої плити штампа до повзуна преса: пат. 81285 Україна, МПК (2006), В 21 D 37/00. № у 2013 00128; заявл. 03.01.2013; опубл. 25.06.2013, Бюл. 12.
288. Роз'ємна матриця для гвинтової екструзії: пат. 71855 Україна, МПК (2006), В 21С 25/00. № у 2012 01260; заявл. 07.02.2012; опубл. 25.07.2012, Бюл. 14.

289. Тарасов А. Ф., Бейгельзимер Я. Ю., Павленко Д. В., Штерн М. Б. Совершенствование технологических процессов и оснастки для деформирования порошковых заготовок с применением интенсивной пластической деформации. *Обработка материалов давлением*. 2015. № 2 (41). С. 336–344.

290. Штамп для пресування заготовок з протитиском: пат. 104922 Україна, МПК В21D 22/02 (2006.01). № u201508328; заявл. 25.08.2015; опубл. 25.02.2016, Бюл. 4.

291. Богуслаев В. А., Коцюба В. Ю., Павленко Д. В. Модернизация прессового оборудования для реализации технологий интенсивной пластической деформации сплавов для авиационной техники. *Технологические системы*. 2017. № 4 (81). С. 7–14.

292. Сборник методик по расчету выбросов в атмосферу загрязняющих веществ различными производствами. Л.: Гидрометеиздат, 1986. 142 с.

293. ММ1.4.1038-82. Расчет количественных характеристик выбросов вредных веществ в атмосферу от основных видов технологического оборудования предприятий отрасли.. М.: Научно-исследовательский институт технологии и организации производства НИАТ, 1981. 139 с.

294. Выделение вредных веществ в атмосферу при различных технологических операциях промышленных производств. М.: Промэкознание, 1992. 124 с.

ДОДАТОК А. ДОКУМЕНТИ ЗДОБУВАЧА ЩОДО ПРОМИСЛОВОЇ АПРОБАЦІЇ РЕЗУЛЬТАТІВ РОБОТИ

ЗАТВЕРДЖУЮ
Головний інженер
АТ «Мотор Січ», канд. техн. наук
 К.Б. Балушок
"1" квітня 2020 р.

АКТ ВПРОВАДЖЕННЯ

Комісія у складі:

голова: головний технолог, канд. техн. наук Мозговий В.Ф.
член комісії: заступник начальника управління головного технолога,
д-р. техн. наук, проф. Качан О.Я.
заступник начальника управління головного технолога,
Самоходський С.В.,

склала цей акт про те, що за результатами досліджень, що отримані в докторській дисертації Павленка Д.В. на тему «Розвиток наукових основ і удосконалення процесів виготовлення деталей з порошкових матеріалів для газотурбінних двигунів із застосуванням інтенсивної пластичної деформації», впроваджено у виробництво на АТ «МОТОР СІЧ»:

- спосіб виготовлення напівфабрикатів титанових сплавів для деталей газотурбінних двигунів з порошкових матеріалів із застосуванням ПІД, що дозволяє знизити витрати на виробництво і сприяє розширенню номенклатури виробів;
- спосіб багатоетапного пресування спечених заготовок пластичним середовищем (фальш-заготовкою);
- конструкції штампа для пресування спечених заготовок з протитиском та технологічного оснащення для реалізації гвинтової екструзії титанових заготовок;
- рекомендації щодо застосування технологій виготовлення напівфабрикатів титанових сплавів з порошкових матеріалів для лопаток компресора малорозмірних ГТД;


Результати, що було впроваджено, дозволили реалізувати технологічний процес виробництва напівфабрикатів зі сплаву ВТ8, які за хімічним складом та механічними властивостями відповідають вимогам до заготовок лопаток компресора ГТД.

Очікуваний економічний ефект від впровадження, отриманий за рахунок зниження вартості титанових напівфабрикатів малого діаметру із розрахунку споживання на 1 т, становить 4918 тис. грн. Реальний економічний ефект становив 750 тис. грн. за рівнем цін 2019 р.

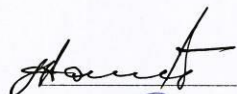
Акт призначено для спеціалізованих вчених рад з захисту докторських та кандидатських дисертацій та не є основою для висування фінансових вимог.

Розрахунок економічного ефекту не наводиться, оскільки містить елементи комерційної таємниці АТ «МОТОР СІЧ».

Голова комісії,
головний технолог, канд. техн. наук

 В.Ф. Мозговий

Члени комісії:
Заступник начальника
управління головного технолога,
д-р. техн. наук., проф.

 О.Я. Качан

Заступник начальника
управління головного технолога

 С.В. Самоходський

МОТОР СІЧ

Ukraine

MOTOR SICH JSC

пр. Моторобудівників, 15, м. Запоріжжя, 69068
 Факс: (061) 720-50-00
 E-mail: motor@motorsich.com
 www.motorsich.com



15, Motorostroiteley Av., Zaporozhye, 69068
 Fax: (38061) 720-50-00
 E-mail: motor@motorsich.com
 www.motorsich.com

15.08.2020 № ОКБ/Г-9658
 На № _____

ЗАТВЕРДЖУЮ

Головний інженер
 канд. техн. наук

[Signature]
 "15" ЧЕРВНЯ 2020 р.



АКТ

оцінки перспективи впровадження
 результатів дисертаційної роботи к.т.н., доц. Павленка Дмитра Вікторовича

У рамках співробітництва між кафедрою технології авіаційних двигунів НУ «Запорізька політехніка» та АТ "МОТОР СІЧ" виконана оцінка перспективи впровадження технології виготовлення лопаток компресора малорозмірних газотурбінних двигунів з суміші порошкових компонентів на основі порошку титана із застосуванням методу інтенсивної пластичної деформації потребам розвитку сучасної авіаційної промисловості. Зокрема, зацікавленість конструкторів авіаційних двигунів полягає у:

- результатах теплового та міцнісного аналізів, на підставі яких визначено поля діючих напружень та температур для лопаток ротора і статора компресора з урахуванням фізико-механічних властивостей титанового сплаву ВТ8 у спеченому та субмікросталічному станах;

- результатах оцінки міцнісної надійності лопаток, на підставі яких встановлені запаси їх міцності та побудовані номограми, що дозволяють оцінити можливість застосування розглянутих матеріалів і технологій їх отримання за критерієм припустимої температури експлуатації та запасу міцності пера лопаток;

- встановлені раціональні, з погляду собівартості отримання та умов експлуатації, технології виготовлення порошкових титанових сплавів для лопаток ротора і статора різних ступенів компресора малорозмірного ГТД для безпілотних літальних апаратів.

Результати роботи показують, що лопатки статора I-V ступенів компресора типового малорозмірного ГТД можуть бути виготовлені зі спеченого титанового сплаву ВТ8 без додаткової деформаційної обробки. Лопатки ротора I-V ступенів компресора можуть бути виготовлені зі спеченого титанового сплаву ВТ8, який після спікання додатково піддається деформаційній обробці методом гвинтової екструзії.

Заступник генерального
 конструктора із створення та
 модернізації вертолітної техніки

В.Ю. Коцюба

Головний конструктор-начальник УВТ ДКБ

М.І. Москаленко

00089

ЗАТВЕРДЖУЮ
Головний інженер

О.В. Подобний
ПІБ



АКТ

впровадження результатів докторської дисертації канд. техн. наук, професора кафедри технології авіаційних двигунів НУ «Запорізька політехніка» Павленка Д.В.
«Розвиток наукових основ і удосконалення процесів виготовлення деталей з порошкових матеріалів для газотурбінних двигунів із застосуванням інтенсивної пластичної деформації»

Комісія у складі:

голова: головний технолог, канд. техн. наук Кондратюк Е.В.

члени комісії: головний металург Бехтер Р.В.

начальник відділу прогресивних технологічних процесів Шурша А.В.

склала цей акт про те, що теоретичні та практичні результати, отримані Павленком Д.В. в докторській дисертації, є актуальними для розвитку вітчизняного авіадвигунобудування та передані для впровадження на ДП «Івченко-Прогрес». Зокрема представляють практичний інтерес спосіб виготовлення напівфабрикатів титанових сплавів з порошкових матеріалів із застосуванням інтенсивної пластичної деформації; спосіб багатоетапного пресування заготовок деталей газотурбінних двигунів пластичним середовищем; властивості титанових сплавів з порошкових матеріалів в субмікросталічному стані та рекомендації щодо застосування технологій виготовлення напівфабрикатів титанових сплавів з порошкових матеріалів для лопаток ротора та статора компресора малорозмірних газотурбінних двигунів на основі міцнісного аналізу. Також для виробництва лопаток компресору сучасних ГТД представляє інтерес конструкція штампа для пресування порошкових заготовок з протитиском та технологічного оснащення для реалізації способу гвинтової екструзії.

Результати дисертаційної роботи використовуються при розробці технологічних процесів виготовлення лопаток перспективних ГТД із титанових сплавів. Перевагою виготовлення лопаток за технологією, що запропоновано, є можливість отримання широкого кола марок титанових сплавів шляхом твердофазного синтезу з наступним ущільненням інтенсивною пластичною деформацією. Це дозволяє реалізувати повний замкнутий цикл виробництва лопаток ГТД в умовах підприємства.

Результати дисертаційної роботи забезпечують незалежність вітчизняних виробників авіаційної техніки від зовнішніх постачальників титанових напівфабрикатів, потрібний рівень запасу міцності лопаток компресору та значний економічний ефект.

Голова комісії,
головний технолог, канд. техн. наук

Е.В. Кондратюк

Члени комісії,
Головний металург

Р.В. Бехтер

Начальник відділу прогресивних
технологічних процесів

А.В. Шурша



ЗАТВЕРДЖУЮ

в.о. ректора НУ «Запорізька політехніка»

д.т.н., проф. С.Б. Беліков

Підпис

ПІБ

"02" вересня 2020 р.

АКТ

впровадження результатів докторської дисертації канд. техн. наук, професора кафедри технології авіаційних двигунів Павленка Дмитра Вікторовича на тему «Розвиток наукових основ і удосконалення процесів виготовлення деталей з порошкових матеріалів для газотурбінних двигунів із застосуванням інтенсивної пластичної деформації»

Комісія у складі:

голова: проректор з науковою роботи та міжнародної діяльності,
д-р. техн. наук, проф. Наумик В.В.

члени комісії: завідувач кафедри технології авіаційних двигунів,
д-р. техн. наук, проф. Качан О.Я.
доцент кафедри технології авіаційних двигунів,
канд. техн. наук, доц. Сахнюк Н.В.

Комісія провела роботу щодо визначення фактичного впровадження результатів отриманих Павленком Д.В. під час виконання ним докторської дисертації, у вигляді наукових основ та процесів виготовлення деталей з порошкових матеріалів для газотурбінних двигунів із застосуванням інтенсивної пластичної деформації у навчальний процес НУ «Запорізька політехніка» та науково-дослідні проекти, які фінансувалися Міністерством освіти і науки України.

Комісія склала цей акт про те, що результати роботи використовуються в навчальному процесі для підготовки лекційних, лабораторних та практичних занять для студентів зі спеціальностей 134 «Авіаційно та ракетно-космічна техніка» та 132 «Фізичне матеріалознавство» у вигляді методичних вказівок та навчального

посібника «Принципы формирования микро- и наносистем. Навчальний посібник. / Качан О.Я., Павленко Д.В., Ткач Д.В., Уланов С.О.– Запоріжжя: Запорізький національний технічний університет, 2016. – 282 с.»

Результати роботи є складовою частиною держбюджетних науково-дослідних робіт виконаних в НУ «Запорізька політехніка»:

ДБ 03318 (№ держ. реєстрації 0108U000277) «Розробка та дослідження титанових сплавів у наноструктурованому стані для авіаційної техніки»;

ДБ 01110 (№ держ. реєстрації 0110U001144) «Розробка та дослідження технології виготовлення і ремонту деталей авіаційної техніки із наноструктурованих титанових сплавів»;

ДБ 01112 (№ держ. реєстрації 0109U008904) «Розробка та дослідження технології отримання і обробки титанових сплавів у наноструктурованому стані для авіаційної промисловості»;

ДБ 01115 (№ держ. реєстрації 0115U002239) «Розробка та дослідження ресурсозберігаючих технологій виготовлення відповідальних деталей авіаційних двигунів із титанових сплавів»;

ДБ 03817 (№ держ. реєстрації 0117U000613) «Дослідження та розробка технологій виготовлення лопаток для двигунів безпілотних літальних апаратів з використанням методів інтенсивної пластичної деформації».

Складено в 2 прим.: 1-й прим. В НУ «Запорізька політехніка»

2-й прим. Павленко Д.В.

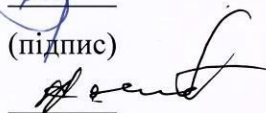
Голова комісії


(підпис)

В.В. Наумик

(ініціали, прізвище)

Члени комісії


(підпис)

О.Я. Качан

(ініціали, прізвище)


(підпис)

Н.В. Сахнюк

(ініціали, прізвище)

ДОДАТОК Б. ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Публікації у виданнях, що входять до міжнародної наукометричної бази SCOPUS:

1. Karpinos B. S., Pavlenko D. V., Kachan O. Ya. Deformation of a submicrocrys-talline VT1-0 titanium alloy under static loading. *Strength of Materials*. 2012. Vol. 44 (1). P. 100–107.
2. Olshanetskii V. E., Stepanova L. P., Tkach D. V., Pavlenko D. V. About for-formation of crystallographic texture in VT1-0 titanium under helical extrusion. *Metal Science and Heat Treatment*. 2012. № 53 (11-12). P. 618–622.
3. Olshanetskii V. E., Stepanova L. P., Greshta V. L., Pavlenko D. V., Tkach D. V. Deformation behavior of titanium VT1-0 with submicrocrystalline structure formed by the method of helical extrusion. *Metal Science and Heat Treatment*. 2014. Vol. 55. Issue 11–12. P. 603–607.
4. Pavlenko D. V., Ovchinnikov A. V. Effect of Deformation by the Method of Screw Extrusion on the Structure and Properties of VT1-0 Alloy in Different States. *Materials Science*. 2015. Vol. 51. Issue 1. P. 52–60.
5. Vasylyev M.O., Mordyuk B.M., Pavlenko D. V., Yatsenko L.F. Ultrasonic impact processing of surface layer of the BT1-0 titanium in a submicrocrystalline state. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2015. Vol. 37. P. 121–134.
6. Kuzmov A. V., Shtern M. B., Kirkova E. G., Beygel'zimer Ya. E., Pavlenko D. V. Analysing the twist extrusion of porous blanks using modified theories of plasticity for porous bodies. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2016. Vol. 54. № 11–12. P. 631–640.
7. Pavlenko D. V., Beygel'zimer Ya. E. Vortices in noncompact blanks during twist extrusion. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2016. Vol. 54. № 9–10. P. 517–524.

8. Pavlenko D. V., Tkach D. V., Danilova-Tret'yak S. M., Evseeva L. E. Thermo-physical properties and temperature of the start of titanium recrystallization in different structural states. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. 2017. Vol. 90. № 3. P. 685–696.

9. Pavlenko D. V. Assessment of Gas Saturation of Titanium Alloys Synthesized From Powders Using Twist Extrusion. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2017. Vol. 56. Issue 5–6. P. 46–59.

10. Beygelzimer Ya. E., Pavlenko D. V., Synkov O. S., Davydenko O. O. The Efficiency of Twist Extrusion for Compaction of Powder Materials. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2019. Vol. 58. № 1–2. P. 7–12.

11. Pavlenko D. V. Effect of porosity parameters on the strength of gas turbine compressor blades made of titanium alloys. *Strength of Materials*. 2019. Vol. 51. № 6. P. 887–899.

12. Bykov I. O., Ovchinnikov A. V., Pavlenko D. V., Lechovitzer Z. V. Composition, Structure, and Properties of Sintered Silicon-Containing Titanium Alloys. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2020. Vol. 58 (9). P. 613–621.

13. Pavlenko D., Dvirnyk Ya., Przysowa R. Advanced materials and technologies for compressor blades of small turbofan engines. *Aerospace*. 2021. Vol. 8. Issue 1. P. 1–16.

Публікації у міжнародних наукових журналах:

14. Павленко Д. В., Овчинников А. В., Качан А. Я., Шевченко В. Г., Бейгельзимер Я. Е., Решетов А. В., Кулагин Р. Ю. Формирование субкристаллической структуры в сложнолегированных титановых сплавах. *Перспективные материалы*. 2009. № 7. С. 240–244.

Публікації у фахових виданнях України:

15. Овчинников А. В., Павленко Д. В., Качан А. Я., Шевченко В. Г. Оценка эффективности применения интенсивной пластической деформации для получения нанокристаллической структуры в титановом сплаве ВТЗ-1.

Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. 2007. № 1. С. 27–31.

16. Павленко Д. В., Ткач Д. В., Грешта В. Л. Деформационное поведение и выносливость сплава ВТ1-0 с субмикроструктурной структурой. *Вестник двигателестроения*. 2011. № 1. С. 125–131.

17. Павленко Д. В. Упрочняемость сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии при сжатии. *Вестник двигателестроения*. 2012. № 1. С. 161–168.

18. Павленко Д. В. Закономерности диссипации энергии в образцах из сплава ВТ1-0 с субмикроструктурной структурой в интервале рабочих температур. *Вестник двигателестроения*. 2013. № 1. С. 65–71.

19. Павленко Д. В. Материаловедческие аспекты ресурсосберегающей технологии получения титановых полуфабрикатов. *Технологические системы*. 2013. № 4 (65). С. 21–29.

20. Павленко Д. В., Овчинников А. В. Технично-экономические аспекты технологических схем получения заготовок из титановых сплавов для лопаток ГТД. *Вестник двигателестроения*. 2014. № 1. С. 98–103.

21. Павленко Д. В. Альтернативные схемы технологического процесса получения полуфабрикатов для лопаток ГТД методами порошковой металлургии. *Технологические системы*. 2014. № 4. С. 51–57.

22. Павленко Д. В. Влияние параметров порошков титана на прочность спеченных полуфабрикатов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2014. № 2. С. 87–92.

23. Павленко Д. В. Технологические методы уплотнения спеченных титановых заготовок. *Вестник двигателестроения*. 2015. № 1. С. 87–93.

24. Павленко Д. В. Повышение технологической пластичности спеченных титановых сплавов. *Процеси механічної обробки в машинобудуванні*. 2015. Вип. 15. С. 1–14.

25. Тарасов А. Ф., Бейгельзимер Я. Ю., Павленко Д. В., Штерн М. Б. Совершенствование технологических процессов и оснастки для

деформирования порошковых заготовок с применением интенсивной пластической деформации. *Обработка материалов давлением*. 2015. № 2 (41). С. 336–344.

26. Павленко Д. В. Методика оптимизации канала матриц для винтовой экструзии. *Журнал инженерных наук*. 2015. Т. 2. № 1. С. 8–15.

27. Павленко Д. В., Овчинников А. В. Уплотнение спеченных титановых заготовок гидроэкструзией. *Вестник двигателестроения*. 2016. № 1. С. 58–61.

28. Павленко Д. В., Коваленко Т. А., Овчинников А. В. Влияние термического воздействия на структуру и свойства титанового сплава ВТ8М в субмикроструктурном состоянии. *Технологические системы*. 2016. № 1. С. 60–67.

29. Павленко Д. В. Особенности уплотнения спеченных титановых сплавов методами обработки давлением. *Обработка материалов давлением*. 2017. № 1 (44). С. 174–180.

30. Павленко Д. В. Методология обработки давлением спеченных сплавов при изготовлении деталей газотурбинных двигателей. *Вестник двигателестроения*. 2017. № 1. С. 83–92.

31. Богуслаев В. А., Коцюба В. Ю., Павленко Д. В. Модернизация прессового оборудования для реализации технологий интенсивной пластической деформации сплавов для авиационной техники. *Технологические системы*. 2017. № 4 (81). С. 7–14.

32. Павленко Д. В., Тарасов А. Ф., Бейгельзимер Я. Е., Коцюба В. Ю. Конструктивные аспекты оснастки для винтовой экструзии. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2018. Вып. 8/152. С. 42–53.

33. Павленко Д. В. Закономерности уплотнения титановых прессовок. *Вестник двигателестроения*. 2018. № 1. С. 106–115.

34. Павленко Д. В. Моделирование теплового состояния зоны резания сплава ВТ8 в различных структурных состояниях. *Вестник двигателестроения*. 2019. № 1. С. 75–88.

35. Павленко Д. В. Структурні та хімічні неоднорідності у спечених титанових сплавах після інтенсивної пластичної деформації. *Матеріалознавство та обробка металів*. 2020. № 3. С. 43–52.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

36. Павленко Д. В. Экспериментально-статистическая методика определения пределов выносливости материалов. Титан-2008: производство и применение: материалы I науч.-техн. конф. молод. ученых и специалистов. (Запорожье, 1-2 октября 2008 г.). Запорожье: ЗНТУ, 2008. С. 80–82.

37. Варюхин В. Н., Бейгельзимер Я. Е., Кулагин Р. Ю., Овчинников А. В., Павленко Д. В. Перспективы применения винтовой экструзии в авиадвигателестроении. *Титан-2010: производство и применение*: материалы II науч.-техн. конф. молод. ученых и специалистов. (Запорожье, 1-2 декабря 2010 г.). Запорожье: ЗНТУ, 2010. С. 11.

38. Павленко Д. В. Конструктивно-технологические аспекты применения нано и субмикроструктурных сплавов в авиадвигателестроении. *Прогрессивные технологии жизненного цикла авиационных двигателей и энергетических установок*: материалы IX Междунар. науч.-техн. конф. (Запорожье, 24-29 сентября 2012 г.). Запорожье: АО «Мотор Сич», 2012. С. 86–93.

39. Васильев М. О., Павленко Д. В., Яценко Л. Ф. Зміна фізико-хімічного стану поверхні титанових сплавів після ультразвукової ударної обробки. *Титан-2012: виробництво і застосування*: матеріали III наук.-техн. конф. молод. вчених і спеціалістів. (Запоріжжя, 4-5 жовтня 2012 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2012. С. 14–15.

40. Павленко Д. В. Аспекты механической и отделочно-упрочняющей обработки титановых сплавов в субмикроструктурном состоянии. *Прогрессивные технологии жизненного цикла авиационных двигателей и энергетических установок*: материалы IX Междунар. науч.-техн. конф. (Запорожье, 24-29 сентября 2012 г.). Запорожье: АО «Мотор

Сич», 2012. С. 133–136.

41. Павленко Д. В. Ресурсосберегающая технология получения компактных заготовок сложнолегированных титановых сплавов. *Прогрессивные технологии жизненного цикла авиационных двигателей и энергетических установок: материалы X Междунар. науч.-техн. конф. (Запорожье, 23-28 сентября 2013 г.)*. Запорожье: АО «Мотор Сич», 2013. С. 14–17.

42. Павленко Д. В., Овчинников А. В., Капустян А. Е., Скребцов А. А. Получение деформированных заготовок из титановых сплавов на основе методов порошковой металлургии. *Ti-2013 в СНГ: сборник трудов международной конференции. (Донецк, 26-29 мая, 2013 г.)*. Киев: ИМФ, 2013. С. 307–312.

43. Павленко Д. В. Структура и свойства титановых сплавов, полученных по технологии интенсивного уплотнения спеченных полуфабрикатов. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів: матеріали XIII Міжнар. наук.-техн. конф. (Запоріжжя, 7-9 жовтня 2014 р.)*. Запоріжжя: ЗНТУ, 2014. С. 22–24.

44. Павленко Д. В. Ресурсосберегающая технология изготовления нагруженных титановых деталей авиационных двигателей. *Теоретические и прикладные проблемы создания авиационных двигателей и энергетических установок: материалы Междунар. науч.-техн. конф. (Запорожье, 16-17 октября 2014 г.)*. Запорожье: АО «Мотор Сич», 2014. С. 76–78.

45. Павленко Д. В., Овчинников О. В. Ресурсосберегающая технология получения деформированных полуфабрикатов для авиационной техники на основе метода интенсивной пластической деформации. *New technologies and achievement in metallurgy, material engineering and production engineering: materials of XVI International scientific conference. Czestochowa, 2015. P. 205–208.*

46. Павленко Д. В., Гавриленко А. А. Формирование

субмикроструктурной структуры в заготовках из спеченных титановых сплавов. *Людина і Космос: матеріали XVII Міжнар. молод. наук.-практ. конф. (Дніпропетровськ, 8-10 квітня 2015 р.)*. Дніпропетровськ: НЦАОМ ім. О.М. Макарова, 2015. С. 356.

47. Панин В. В., Павленко Д. В. Закономерности порообразования при получении полуфабрикатов спеченных титановых сплавов. *Людина і Космос: матеріали XVII Міжнар. молод. наук.-практ. конф. (Дніпропетровськ, 8-10 квітня 2015 р.)*. Дніпропетровськ: НЦАОМ ім. О.М. Макарова, 2015. С. 383.

48. Павленко Д. В., Бейгельзимер Я. Е., Кулагин Р. Ю., Давиденко А. А., Распорня Д. В. Массоперенос при винтовой экструзии как важный фактор обеспечения качества порошковых полуфабрикатов для ответственных деталей ГТД. *Титан-2016: производство и применение в авиационной промышленности: материалы IV науч.-техн. конф. молод. ученых и специалистов. (Запорожье, 3-4 ноября 2016 г.)*. Запорожье: АО «Мотор Сич», 2016. С. 119–123.

49. Павленко Д. В., Прибора Т. И., Коцюба В. Ю., Пахолка С. Н. Перспективные материалы и технологии для деталей ротора компрессора ГТД. *XXI міжнародний конгрес двигунобудівників*. Харків: Нац. аерокосмічний ун-т «ХАІ», 2016. С. 71.

50. Павленко Д. В. Ресурсосберегающая технология получения сложнолегированных сплавов. *Приборостроение-2016: материалы XIX Междунар. науч.-техн. конф. (Минск, 23-25 ноября 2016 г.)*. Минск: БНТУ, 2016. С. 121–122.

51. Павленко Д. В. Ресурсосберегающая, импортозамещающая технология производства полуфабрикатов сложнолегированных титановых сплавов. *Титан-2016: производство и применение в авиационной промышленности: материалы IV науч.-техн. конф. молод. ученых и специалистов. (Запорожье, 3-4 ноября 2016 г.)*. Запорожье: АО «Мотор Сич», 2016. С. 60–64.

52. Бейгельзимер Я. Е., Павленко Д. В., Тарасов А. Ф., Коцюба В. Ю., Кулагин Р. Ю., Давиденко А. А. Простой сдвиг в обработке

матеріалів тиском і якості фахової освіти: матеріали ІХ Міжнар. наук.-техн. конф. (Київ-Херсон, 28 травня – 1 червня 2018 р.). Київ: НТУУ «КПІ», 2018. С.28–30.

53. Павленко Д. В., Щетініна М. О. Закономірності пороутворення в титанових сплавах, синтезованих з порошків. *XI Міжнарод. молод. науч.-техн. чтения им. А.Ф. Можайского*. (Запорожье-Приморск, 14-17 мая 2018 г.). Запорожье: АО «Мотор Сич», 2018. С. 203–204.

54. Павленко Д. В., Тарасов О. Ф., Лоскутов С. В., Щетініна М. О. Прогресивна технологія виготовлення лопаток компресору ГТД з використанням інтенсивної пластичної деформації та устаткування для її реалізації. *Прогресивна техніка, технологія та інженерна освіта: матеріали ХІХ міжнар. наук.-техн. конф.* (Київ, 19-22 червня 2018 р.). Київ: НТУУ «КПІ», 2018. С. 22–24.

55. Kulagin R., Estrin Y., Beygelzimer Y., Mazilkin A., Pavlenko D., Hahn H. Features of nanostructured materials for micromanufacturing. *Materials Science and Engineering-2018 (MSE): European congress and exhibition on advanced materials and processes*. (Darmstadt, September 26-28, 2018). Darmstadt, 2018.

56. Павленко Д. В. Ресурсосберегающие технологии получения титановых сплавов для авиационно-космической техники. *China-Jiaxing Aerospace and Hundreds People's Association-2019 and 1-th Yangtze River Delta Global Science and Technology Innovation Project Roadshow*. (Jiaxing, April 27-29, 2019). Jiaxing, 2019.

57. Щетініна М. О., Павленко Д. В. Гомогенізація спечених титанових сплавів інтенсивною пластичною деформацією. *XII Міжнарод. молод. науч.-техн. чтения им. А.Ф. Можайского*. (Запорожье-Приморск, 20-23 мая 2019 г.). Запорожье: АО «Мотор Сич», 2019. С. 125–127.

58. Павленко Д. В. Перспективы и пути применения интенсивной пластической деформации в аэрокосмической отрасли. *Нові сталі та сплави*

і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів: матеріали XIV міжнар. наук.-техн. конф. (Запоріжжя, 8-10 жовтня 2019 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2019. С. 26–28.

59. Pavlenko D., Dvirnyk Y., Przysowa R. Advanced Materials and Technologies for Compressor Blades of Small Turbofan Engines. *10th EASN Virtual International Conference on Innovation in Aviation & Space to the Satisfaction of the European Citizens*. (September 2-4, 2020). P. 135.

Додатково наукові результати дисертації відображені в роботах:

60. Спосіб виготовлення заготовки з титанових сплавів для лопаток газотурбінних двигунів: пат. 81692 Україна, МПК С22F-1/18 (2006.01). № u201300173; заявл. 03.01.2013; опубл. 10.07.2013, Бюл. 13.

61. Спосіб виготовлення напівфабрикатів з суміші порошків на основі титану методом інтенсивної пластичної деформації: пат. 107549 Україна, МПК С22С 1/04 (2006.01), В22F 3/00, С22F 1/16. № u201512866; заявл. 25.12.2015; опубл. 10.06.2016, Бюл. 11.

62. Штамп для пресування заготовок з протитиском: пат. 104922 Україна, МПК В21D 22/02 (2006.01). № u201508328; заявл. 25.08.2015; опубл. 25.02.2016, Бюл. 4.

63. Спосіб багатоступового пресування заготовок пластичним середовищем (фальш-заготовкою): пат. 110125 Україна, МПК В21D 22/02 (2006.01), В21С 23/32 (2016.01) В21J 5/00. № u201603315; заявл. 30.03.2016; опубл. 26.09.2016, Бюл. 18.