

Структурні та хімічні неоднорідності у спечених титанових сплавах після інтенсивної пластичної деформації

Д. В. Павленко, кандидат технічних наук, професор кафедри технології
авіаційних двигунів, dvp1977dvp@gmail.com

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

Наведено результати досліджень пористості, мікротвердості, мікроструктури, фазового складу та розподілу легуючих елементів у зразках з титанових сплавів ВТ6 і ВТ8, синтезованих із суміші порошкових компонентів з різними режимами та підданих інтенсивній пластичній деформації методом кручення під високим тиском. Встановлені закономірності зміни мікротвердості і її розсіювання по перерізу зразків залежно від часу спікання і режимів наступної інтенсивної пластичної деформації. Показано, що незалежно від режимів спікання мікротвердість зразків після деформації вирівнюється по перерізу і не залежить від режимів обробки, що свідчить про насичення фрагментації та зміцнення. Проведений аналіз пористості вихідних зразків залежно від часу спікання і зразків, підданих крученню під високим тиском. Показано, що незалежно від вихідної величини інтенсивна пластична деформація дозволяє повністю усунути пористість по всьому перерізу зразків. Показано, що зразки після спікання мають значну хімічну неоднорідність, яка ефективно усувається у процесі деформації. З використанням методики введення до складу порошкової суміші хімічних елементів, що повільно дифундують, підтверджена роль виникаючих у зразках вихрових потоків, що сприяють ефективному масо-перенесенню. Враховуючи фізичну подібність процесів, що протікають у тонкому шарі зразків у процесі інтенсивної пластичної деформації методом гвинтової екструзії і кручення під високим тиском, зроблені висновки про ефективність застосування гвинтової екструзії для гомогенізації структурних і хімічних неоднорідностей в об'ємних заготовках зі спечених титанових сплавів.

Ключові слова: титановий сплав, порошкова металургія, інтенсивна пластична деформація, кручення під високим тиском, гвинтова екструзія, структура, мікротвердість, пористість, гомогенізація.

Титанові сплави широко використовуються в авіаційній і ракетно-космічній техніці, однак собівартість їх отримання відносно висока. Знизити її дозволяють методи порошкової металургії, найбільш економічним з яких є метод з використанням сумішей порошкових компонентів (СПК) [1]. Для отримання високих і стабільних характеристик порошкових сплавів необхідно розв'язати завдання усунення пористості і гомогенізації.

Практичний досвід показує, що подальше підвищення ефективності СПК і поліпшення механічних властивостей таких сплавів можливе шляхом поєднання технологій СПК із спечених напівфабрикатів методами

інтенсивної пластичної деформації (ІПД) [2, 3]. Це пов'язано з інтенсивним подрібненням зерен до субмікронних розмірів і утворенням нерівноважних великокутових границь, що у сукупності призводить до підвищення міцності матеріалів без істотного зниження їх пластичності [4, 5]. Крім того, характерний для ІПД високий гідростатичний тиск, що поєднується з деформацією простим зсувом, призводить практично повне усунення пористості оброблюваних матеріалів [6, 7]. Також, аномально швидкий масопереніс, пов'язаний більшою мірою з латентним «турбулентним» рухом матеріалу у площині деформування [8, 9], сприяє його гомогенізації. Однак, незважаючи на описані позитивні ефекти від застосування ІПД для титанових сплавів, відомо, що у деяких випадках вони можуть призвести до утворення фаз "високого" тиску або руйнування заготовок [10, 11].

У зв'язку з цим метою дослідження була оцінка впливу інтенсивної пластичної деформації методом кручення під високим тиском (НРТ) на гомогенізацію структури і хімічну неоднорідність у спечених титанових сплавах авіаційного призначення типу ВТ6 і ВТ8.

Матеріали і методи досліджень. Досліджували вплив ІПД на структуру і властивості зразків, отриманих методом СПК. Методика синтезу зразків зі сплаву ВТ6 описана у роботі [12], зі сплаву ВТ8 - у роботі [13]. Зразки зі сплаву ВТ6 спікали протягом 0,5 год і 4 год. Для оцінки ефективності процесів гомогенізації під час ІПД у порошкову суміш зразків зі сплаву ВТ6 додавали 1 % порошку ніобію, гомогенізація якого протягом 4 год спікання повністю не відбувалася. При цьому передбачалося, що наступна ІПД вплине на мікроструктуру та сприятиме подальшій гомогенізації хімічного складу і структури, а також усуненню пористості і зміцненню.

Після спікання з отриманих заготовок виготовляли циліндричні зразки висотою не більше 0,9...1,1 мм. Інтенсивну пластичну деформацію методом НРТ виконували при температурі 20 °С за методикою, описаною у роботі [3]. Збільшення температури зразків за рахунок пластичної деформації не перевищувало 120 °С. Для зразків зі сплаву ВТ6, спечених упродовж різного часу, режими деформування не змінювали.

Досліджували два режими зміцнення: режим №1 (тиск на тореці зразка 5 ГПа, кутова швидкість обертання пуансона 2 об/хв, число обертів пуансона 1) та режим №2 (5 ГПа, 2 об/хв, 5 обертів). Деформація на 2/3 радіуса зразка становила 110...134 для режиму №1 і 220...268 для режиму обробки № 2 при розрахунку за формулою Мізеса. Зміна висоти зразків до 0,6 мм, що спостерігалася для всіх досліджених режимів обробки, відповідало деформації поблизу центра зразків на рівні 4,84...5,35.

Пористість зразків оцінювали методом гідростатичного зважування і шляхом аналізу мікрофотографії поверхні шліфа.

Результати досліджень і їх аналіз. Мала товщина зразка дозволяла реалізовувати його деформацію при НРТ не чистим, а простим зсувом, аналогічно деформації об'ємних зразків методом гвинтової екструзії (ГЕ). Аналіз моделі простого зсуву у зоні деформації зразка при ГЕ, наведений у

роботі [14], а також дослідження, присвячені відхиленням ГЕ від простого зсуву [15], дозволили зробити висновок, що у першому наближенні деформація при ГЕ відбувається циклічним простим зсувом, подібним до деформації при НРТ (рис. 1). Враховуючи подібність деформацій, можна припустити, що отримані результати для зразків зі спечених титанових сплавів можуть бути поширені на зразки, деформовані методом ГЕ.

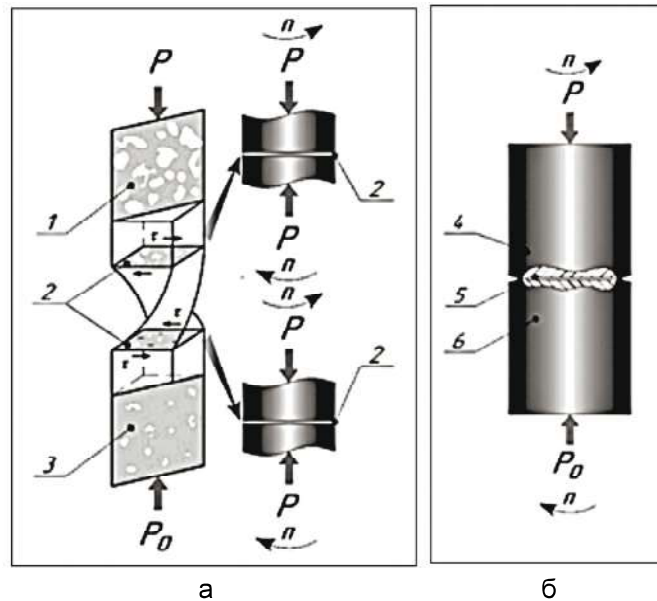


Рис. 1. Схема деформації спеченого зразка при ГЕ (а) і НРТ (б): 1 – зразок до деформації ГЕ; 2 – зона деформації при ГЕ; 3 – зразок після деформації ГЕ; 4 – верхній пуансон; 5 – зразок при НРТ; 6 – нижній пуансон.

Аналіз локальної мікротвердості сплаву після спікання і наступної інтенсивної пластичної деформації дозволив виявити ряд основних закономірностей зміцнення у процесі синтезу і НРТ. Так, про ступінь гомогенності сплаву 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 менші у порівнянні зі зразками після НРТ. При цьому мікротвердість зразка, спеченого упродовж 0,5 год, статистично значимо відрізнялася від мікротвердості зразка, спеченого впродовж 4 год. Підвищення твердості зі збільшенням часу спікання свідчить про закінчення процесів взаємодії легуючих елементів. Зменшення розсіювання мікротвердості більш 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 НРТ 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 НРТ 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 по перерізу. 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 протягом 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 порядку $7,93 \pm 3,4$ 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 і укрупнення близько розташованих пор. У зразку зі сплаву ВТ6, спеченого протягом 0,5 год, спостерігалась велика кількість пор, причому витягнутої неправильної форми, що свідчить про незакінченість процесів спікання. Спікання протягом 4 год приводило до формування сферичних пор, що свідчить про завершальну стадію процесу спікання, що приводить до процесів коагуляції і отримання однорідного матеріалу. У зразках, підданих НРТ, незалежно від марки сплаву і часу спікання, пористість по перерізу практично була відсутня, що свідчить про ефективність їх ущільнення.

Мікроструктура зразків зі сплаву ВТ8 у спеченому стані була характерною для сплавів типу ВТ8 [13] і являла собою прошарки α -зерен у β -перетвореному зерні. Зразки мали структуру пластинчастого типу. Загальна пористість зразків становила 5...7 %. Деформація центральної зони зразка суттєво відрізняється від периферійної як за характером, так і за величиною. У ній створюються найбільш несприятливі умови для усунення пористості, гомогенізації і подрібнення структурних елементів. Так, після НРТ зразків зі сплаву ВТ8 за режимом №1 у центрі зразка спостерігалися окремі пори. Однак, збільшення кількості циклів деформації і її швидкості (режим № 2) приводили до повного усунення пористості. Незважаючи на процеси заліковування пор у центральній частині зразків, ефективною деформації структурних елементів у ній не відбувалося. Розмір зерен у спечених зразках становив 30...50 мкм, у той час у периферійній частині після НРТ – порядку 0,26...0,3 мкм. При цьому розміри структурних елементів суттєво не залежали від режиму деформації, що, імовірно, може пояснюватися ефектом деформаційного насичення, обґрунтованому у роботі [17]. Враховуючи досить істотне підвищення мікротвердості і усунення

пористості у центральних частинах зразків, можна стверджувати про ефективність їх зміцнення.

Рентгенодифрактометричний аналіз дозволив встановити, що при обробленні досліджених сплавів за режимами ІПД та НРТ спостерігається значне зменшення розміру областей когерентного розсіювання (субзерен). Незалежно від початкового стану розмір областей когерентного розсіювання у зразках як зі сплаву ВТ6, так і зі сплаву ВТ8, підданих ІПД, становив 14...15 нм. Аналіз дифрактограм досліджених зразків показав, що кількість і положення дифракційних максимумів для зразків у спеченому стані і після ІПД як для сплаву ВТ6, так і для сплаву ВТ8 не змінюється. Це свідчить про те, що у зразках після ІПД не виникають фази високого тиску.

Аналіз карт розподілу легуючих елементів свідчить про їх більш рівномірний розподіл порівняно зі зразками у спеченому стані незалежно від часу спікання. 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 наближується 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.

Дослідження показали, що розподіл алюмінію вздовж лінії на шліфах зразків зі сплаву ВТ6 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 (порядку 5...6 % і 2...4 % відповідно). Ванадій має локальну концентрацію від 2 % 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 порядку 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 легуючих елементів в α - і β -фазах за α -стабілізаторами становила понад 2 рази, а по β -стабілізуючим елементам – понад 10 разів. Внаслідок деформації НРТ, що супроводжується деформацією за механізмом зсуву, відбувався перерозподіл основних легуючих елементів по границях структурних складових, що підтверджується їх більш рівномірною концентрацією. Після НРТ спостерігалось значне подрібнення пластинчастої структури на периферії зразків при різкому зниженні пористості. Спостерігався більш однорідний розподіл легуючих 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 методом НРТ, при якому умови перемішування матеріалу значно ускладнені у порівнянні, наприклад, з деформацією методом ГЕ.

Таким чином дослідження пористості, мікротвердості, мікроструктури і розподілу легуючих елементів у зразках з титанових сплавів ВТ6 і ВТ8, синтезованих методами порошкової металургії з різними режимами і підданих інтенсивній пластичній деформації методом кручення під високим тиском з різними режимами, дозволили встановити наступні закономірності.

1. 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 її значень на 20 %, що свідчить про підвищення ступеня гомогенності сплаву, підданого більш тривалому спіканню.

2. Інтенсивна пластична деформація методом НРТ зразків зі сплаву ВТ6 сприяє їх ефективному зміцненню. 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.

3. Незалежно від режиму деформації НРТ мікротвердість зразків зі сплаву ВТ8 збільшувалася від 3300 МПа до 4500...4700 МПа. Поряд з ефективним деформаційним зміцненням спостерігалось зниження розсіювання значень мікротвердості по перерізу зразка, що свідчить про його гомогенізацію.

4. Збільшення часу спікання від 0,5 до 4 год приводить до зменшення пористості зразків з 8,4 % до 3,7 %. Інтенсивна пластична деформація методом НРТ призводить до повного усунення пористості по всьому перерізу зразків зі сплаву ВТ6 і ВТ8 та формування субмікрокристалічної структури незалежно від досліджених режимів спікання і деформації. Появу фаз високого тиску не виявлено.

5. Встановлено, що у зразках після спікання спостерігалися ліквідації легуючих елементів і локальні концентрації ніобію, що повільно дифундує. Деформація зразків зі сплаву ВТ6 і ВТ8 сприяє ефективній гомогенізації.

Можна стверджувати, що інтенсивна пластична деформація є ефективним способом усунення структурних і хімічних неоднорідностей у спечених титанових сплавах. Беручи до уваги подібність процесів, що відбуваються у тонкому шарі при гвинтовій екструзії і при крученні під високим тиском, можна припустити, що деформація методом гвинтової екструзії для об'ємних заготовок зі спечених титанових сплавів забезпечить високий рівень їх гомогенізації та усунення пористості по всіх перерізах.

Література

1. Markovsky P.E., Savvakina 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. – № 28(2). – P. 5772-5792. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04263-0>
2. 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. <https://doi.org/10.1007/s11106-019-00041-8>
3. 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. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.08.139>
4. 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: Ten Years Later // JOM. – 2016. – № 68(4). – P. 1216-1226. <https://doi.org/10.1007/s11837-016-1820-6>
5. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science // Acta Materialia. – 2013. – № 61. – P. 782-817. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.10.038>
6. 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. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(94\)90170-8](https://doi.org/10.1016/0013-7944(94)90170-8)
7. 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, No. 3. – P. 179-186.
8. Beygelzimer Y. Vortices and Mixing in Metals during Severe Plastic Deformation // Materials Science Forum. – 2011. – Vol. 683. – P. 213-224. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.683.213>
9. Pavlenko D.V., Beygelzimer Y.E. Vortices in noncompact blanks during twist extrusion // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2016. – Vol. 54, No. 9-10. – P. 517-524. <https://doi.org/10.1007/s11106-016-9744-9>
10. 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 A. – 2017. – Vol. 688. – P. 498-504. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.032>
11. 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.
12. Павленко Д.В., Овчинникова И.А., Давыдов С.И., Скребцов А.А. Получение комплексных лигатур для синтеза сложнoleгированных титановых сплавов методом порошковой металлургии // Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. научных трудов: ПГАСА. – 2015. – Вып.80. – С. 235-240.
13. 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, No. 9-10. – P. 613-621. <https://doi.org/10.1007/s11106-020-00117-w>
14. Beygelzimer Y., Kulagin R., Estrin Y., Toth L.S., Kim H.S., Latypov M.I. Twist Extrusion as a Potent Tool for Obtaining Advanced Engineering Materials // Advanced engineering materials. – 2017. – P. 1-24.

15. Latypov M.J., Lee M.G., Beygelzimer Y., Kulagin R., Kim H.S. Simple Shear Model of Twist Extrusion and Its Deviations // *Met. Mater. Int.* – 2015. – Vol. 21, № 3. – P. 569-579. <https://doi.org/10.1007/s12540-015-4387-9>
16. Kilmametov A.R., Ivanisenko Yu., Mazilkin A.A., Straumal B.B., Gornakova A.S., Fabrichnaya O.B., Kriegel M.J., Rafaja D., Hahn H. The $\alpha \rightarrow \omega$ and $\beta \rightarrow \omega$ phase transformations in Ti-Fe alloys under high-pressure torsion // *Acta Mater.* – 2018. – No. 144. – P. 337-351. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.10.051>
17. 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. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070909-104445>

Reference

1. Markovsky P.E., Savvakín D.G., Ivasishin O.M., Bondarchuk V.I., Prikhodko S.V., *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019, No. 28 (2), pp. 5772-5792 [in English]. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04263-0>
2. Beygelzimer Y.E., Pavlenko D.V., Synkov O.S., Davydenko O.O., *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2019, Vol. 58, No. 1-2, pp. 7-12 [in English]. <https://doi.org/10.1007/s11106-019-00041-8>
3. Kulagin R., Mazilkin A., Savvakín D., Zverkova I., Oryshych D., *Materials Letters*, 2018, Vol. 233, pp. 31-34 [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.08.139>
4. Valiev R.Z., Estrin Y., Horita Z., Langdon T.G., Zehetbauer M.J., Zhu Y.T., *JOM*, 2016, No. 68 (4), pp. 1216-1226 [in English]. <https://doi.org/10.1007/s11837-016-1820-6>
5. Estrin Y., Vinogradov A., *Acta Materialia*, 2013, No. 61, pp. 782-817 [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.10.038>
6. Beigelzimer Y.E., Efros B., Varyukhin V., Khokhlov A. *Engineering Fracture Mechanics*, 1994, Vol. 48, No. 5, pp. 629-640 [in English]. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(94\)90170-8](https://doi.org/10.1016/0013-7944(94)90170-8)
7. Kulagin R., Zhao Y., Beygelzimer Y., Toth L.S., Shtern M., *Materials Research Letters*, 2017, Vol. 5, No. 3, pp. 179-186 [in English].
8. Beygelzimer Y. *Materials Science Forum*, 2011, Vol. 683, pp. 213-224 [in English]. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.683.213>
9. Pavlenko D.V., Beygelzimer Y.E., *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2016, Vol. 54, No. 9-10, pp. 517-524 [in English]. <https://doi.org/10.1007/s11106-016-9744-9>
10. Zhilyaev A.P., Ringot G., Huang Y., Cabrera J.M., Langdon T.G., *Materials Science and Engineering A*, 2017, Vol. 688, pp. 498-504 [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.032>
11. Gatina S.A., Semenova I.P., Poliakova V.V., *Vektor nauki TGU*, 2013, No. 3, pp. 128-131 [in Russian].
12. Pavlenko D.V., Ovchinnikova I.A., Davydov S.I., Skrebtsov A.A., *Stroitelstvo, materialovedenie, mashinostroenie*. Sb. nauchnykh trudov: PGASA, 2015, Vol.80, pp. 235-240 [in Russian].
13. Bykov I.O., Ovchinnikov A.V., Pavlenko D.V., Lechovitzer Z.V., *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2020, Vol. 58, No. 9-10, pp. 613-621 [in English]. <https://doi.org/10.1007/s11106-020-00117-w>

14. Beygelzimer Y., Kulagin R., Estrin Y., Toth L.S., Kim H.S., Latypov M.I., *Advanced engineering materials*, 2017, pp. 1-24 [in English].
15. Latypov M.J., Lee M.G., Beygelzimer Y., Kulagin R., Kim H.S., *Met. Mater. Int.*, 2015, Vol. 21, No. 3, pp. 569-579 [in English]. <https://doi.org/10.1007/s12540-015-4387-9>
16. Kilmametov A.R., Ivanisenko Yu., Mazilkin A.A., Straumal B.B., Gornakova A.S., Fabrichnaya O.B., Kriegel M.J., Rafaja D., Hahn H., *Acta Mater.*, 2018, No. 144, pp. 337-351 [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.10.051>
17. Pippin R., Scheriau S., Taylor A., Hafok M., Hohenwarter A., Bachmaier A., *Annual Review of Materials Research*, 2010, Vol.40, pp. 319-343 [in English]. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070909-104445>.

Одержано 07.07.20

D. V. Pavlenko

Structural and chemical inhomogeneities in the sintered titanium alloys after severe plastic deformation

Summary

The results of studies of porosity, microhardness, microstructure, phase composition, and distribution of alloying elements in samples of VT6 and VT8 titanium alloys are presented. They were synthesized from a mixture of powder components with various modes and subjected to severe plastic deformation by torsion under high pressure with multiple regimes. The effects of sintering time and the regimes of subsequent severe plastic deformation on the microhardness, and its dispersion through the cross-section of the samples were identified. It was shown that, regardless of the sintering regimes, the microhardness of the samples across the cross-section and does not depend on the processing regimes. Consequently, this serves as an indication of a saturation effect of fragmentation and hardening. The analysis of the porosity of the initial samples concerning both the sintering time and the samples subjected to high pressure torsion was conducted. It was demonstrated that irrespective of the initial value of porosity, severe plastic deformation enables the complete elimination of porosity across the entire cross-section of the samples. It was concluded that the formation of new phases does not occur in the samples of the studied titanium alloys during the process of the severe plastic deformation. It was shown that the samples after sintering obtain a significant chemical heterogeneity, which is effectively eliminated in the process of deformation. The beneficial role of the generated in the samples vortex flows, which facilitate efficient mass transfer was confirmed after adding slowly diffusing chemical elements into the composition of the powder mixture. Considering the physical similarity of the processes which occur in a thin deformable layer of samples during the severe plastic deformation by twist extrusion and high pressure torsion, conclusions on the effectiveness of using twist extrusion to homogenize structural and chemical inhomogeneities in bulk billets of the sintered titanium alloys were drawn.

Keywords: titanium alloys, powder metallurgy, severe plastic deformation, high pressure torsion, twist extrusion, structure, microhardness, porosity, homogenization.