

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПОРОШКОВОГО ТИТАНУ В ПРОЦЕСІ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Наведено результати досліджень особливостей розподілу локальних деформацій, ущільнення та характеру формування структури порошкового титану по об'єму пористої заготовки в процесі гарячої деформації (при закритому штампуванні та з елементами витікання). Виявлено вплив схеми напружено-здеформованого стану та створення додаткових локальних зон деформації на формування заданої zdeформованої однорідної, рівноущільненої структури металу по об'єму заготовки, що забезпечує отримання широкого класу порошкових титанових матеріалів і виробів при визначених властивостях деталей різного експлуатаційного призначення.

Ключові слова: порошкова заготовка, ущільнення, формування структури, схема деформації, застійна зона, додаткова локальна зона деформації, напружено-здеформований стан, закриті штампування, штампування з елементами витікання.

Традиційні технології виготовлення порошкових матеріалів та виробів, які поєднують холодне пресування заготовок і наступне спікання, дозволяють отримувати достатньо різноманітну номенклатуру деталей. Але внаслідок невисокої щільності, недостатньо zdeформованої структури і, відповідно, низького рівня механічних властивостей отримуваних матеріалів, ці технології не повною мірою задовільняють сучасні вимоги до деталей різного призначення, що значно обмежує сферу їх застосування. Отримання виробів із щільністю, близькою до литого zdeформованого металу, можливо при застосуванні додаткової деформації пористих заготовок, наприклад, у процесі гарячого штампування.

Рівень щільності та характер структури визначають властивості міцності та пластичності отримуваних матеріалів, що обумовлюються функціональним призначенням, конкретними умовами експлуатації та працездатністю деталей. Отримання порошкових матеріалів із наперед заданим рівнем щільності та контрольованою структурою по об'єму виготовлюваних деталей є одним із пріоритетних напрямів розвитку технології порошкової металургії. Тому дослідження особливостей формування щільності та структури по об'єму порошкової заготовки в процесі гарячої деформації при забезпеченні виробництва широкого класу порошкових титанових матеріалів та виробів різного експлуатаційного призначення є важливою науково-практичною проблемою.

Метою роботи є дослідження особливостей ущільнення та формування структури по об'єму порошкової заготовки в процесі гарячого штампування в закритому штампі та із елементами витікання при отриманні широкого класу титанових матеріалів і виробів різного експлуатаційного призначення.

Дослідження процесу ущільнення та формування

структури при різних схемах гарячого штампування проводили на холоднопресованих заготовках із порошку титану ПТЕС-1, ПТЕК-1. При аналізі зміни напружено-здеформованого стану по об'єму металу в процесі деформації використовували метод координатних сіток, які наносили на меридіональний переріз заготовок. Компоненти тензору деформацій T_ε для кожної комірки сітки визначали відповідно до методики [1]. Характер розподілу zdeформованого стану та його впливу на ущільнення та формування структури оцінювали за інтенсивністю деформацій зсуву

$$G_i = \sqrt{\frac{2}{3} \left[(\varepsilon_z - \varepsilon_r)^2 + (\varepsilon_r - \varepsilon_\theta)^2 + (\varepsilon_\theta - \varepsilon_z)^2 \right] + \frac{3}{2} \gamma_{rz}^2}.$$

Форму, розміри та об'єми додаткових локальних зон деформації при різних схемах штампування з елементами витікання, кількості та місцерозташування компенсаційних щілин визначали аналізом характеру викривлення координатної сітки та її аналітичним розрахунком згідно з методикою [2]. Використовували коефіцієнт витікання

$$k_{\text{вит}} = \frac{B}{S},$$

де B, S – відповідно, характерний розмір виробу та висота компенсаційної щілини залежно від схеми штампування.

При розміщенні компенсаційної щілини за висотою порожнини матриці додаткова локальна зона деформації має сферичну форму, а її висота описується виразом

$$H_0 = \frac{5H}{k_{\text{вит}}},$$

де H – висота заготовки.

При розмішуванні компенсаційної щілини за периметром порожнини матриці додаткова локальна зона деформації має форму циліндру з висотою

$$H'_0 = \frac{R\sqrt{k_{\text{вум}} - 2}}{k_{\text{вум}}},$$

де R – радіус заготовки.

Ці дані задовільно узгоджуються з літературними [3, 4].

Для аналізу процесу формування, зміни та розподілу характеру структури в об'ємі порошкового металу при різних схемах гарячого штампування проводили мікроструктурні дослідження меридіонального перерізу заготовок. Шліфи виготовляли поліруванням та травленням відповідно до рекомендацій [5].

У процесі досліджень виявлено наявність та вплив різних розподілу локальних деформацій ($\varepsilon_z, \varepsilon_r, \varepsilon_\theta, \gamma_{rz}$), інтенсивності деформацій зсуву Γ_i та граничних умов при закритому штампуванні та з елементами витікання на формування зон різної щільності та структури матеріалу по об'єму zdeформованих заготовок. Враховуючи симетрію заготовок діаграми розподілу компонентів T_ε, Γ_i , відносної щільності θ наведено для однієї чверті меридіонального перерізу заготовки. Для більшої наочності дано абсолютні значення деформацій.

Після першої стадії штампування (вільна осадка заготовок на рівні технологічної пластичності) середня відносна щільність металу становить $\theta = 86 - 95\%$ залежно від вихідної щільності заготовок ($\theta_0 = 70 - 90\%$). Ріст ступеня деформації ε_0 призводить до збільшення компонент тензора деформацій T_ε (локальних деформацій $\varepsilon_z, \varepsilon_r, \varepsilon_\theta, \gamma_{rz}$), інтенсивності деформацій зсуву Γ_i та щільності металу (рис. 1–4). Значення компонент $\varepsilon_z, \varepsilon_r, \varepsilon_\theta$, а також Γ_i і θ зменшується, а γ_{rz} збільшується від центральної частини заготовки до периферійних зон. Нерівномірність Γ_i зростає, а нерівномірність щільності по об'єму заготовки зменшується. Так, при осадці циліндричної заготовки ($\theta_0 = 80\%$, $H/D = 1,0$, де H – висота заготовки, D – діаметр) зі ступенем деформації $\varepsilon_0 = 10, 30, 50\%$ на периферії отримано $\Gamma_{i\text{min}} = 0,1; 0,56; 1,09$ та $\theta_{\text{min}} = 82,4; 89,0; 93,2\%$, а в центральній частині заготовки $\Gamma_{i\text{max}} = 0,4; 1,2; 1,99$ та $\theta_{\text{max}} = 87,6; 93,0; 96,5\%$ відповідно. Нерівномірність інтенсивності деформацій зсуву і ущільнення ($n_i = \Gamma_{i\text{max}} - \Gamma_{i\text{min}}$, $n_\theta = \theta_{\text{max}} - \theta_{\text{min}}$), відповідно, дорівнює $n_i = 0,3; 0,64; 0,9$ і $n_\theta = 5,2; 4,0; 3,3\%$.

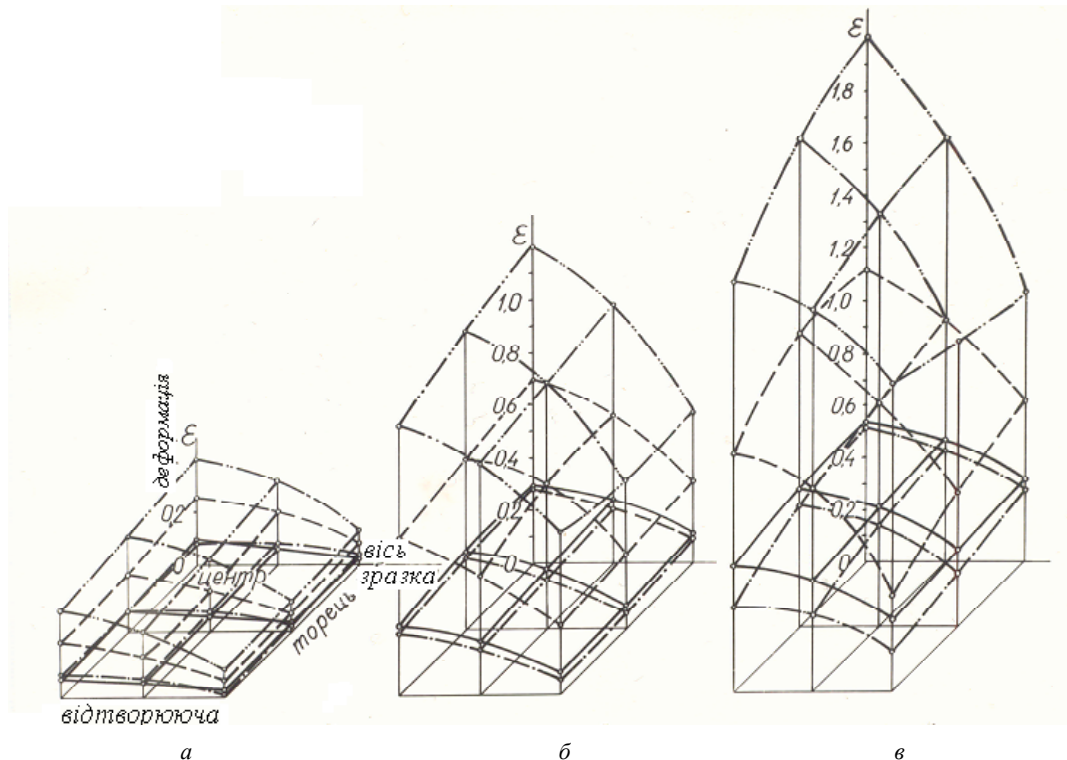


Рис. 1. Діаграми розподілу деформацій та інтенсивності деформацій зсуву при осадці циліндричної заготовки відносної щільності $\theta_0 = 80\%$ зі ступенем деформації:

a, b, c – 10, 30, 50%; —•••— Γ_i , — — — ε_z , — — — ε_θ , — — — ε_r

Це пояснюється тим, що на початку осадки зростання ущільнення та Γ_i у центральній частині заготовки переважає над периферійними зонами, збільшення Γ_i незначне. При подальшій деформації ущільнення центральної, більш щільної частини заготовки відбувається менш інтенсивно і при більших значеннях та зростанні Γ_i , ніж у периферійних зонах. У кінцевому підсумку при зростаючій нерівномірності Γ_i нерівномірність ущільнення зменшується. Таким чином, щоб зменшити нерівномірність щільності після першої стадії штампування, її необхідно проводити з максимально допустимою деформацією, обумовленою технологічною пластичністю [6].

Осадка заготовки з відносною щільністю

$\theta_0 = 70, 80, 90\%$ при постійному ступені деформації $\varepsilon_0 = 30\%$ призводить до збільшення компонент T_ε , Γ_i та θ , а також їх нерівномірності ($n_i = 0,50; 0,64; 0,76$ і $n_\theta = 3,8; 4,0; 4,5\%$ відповідно).

Периферійні зони заготовки (рис. 5–1), що прилеглі до торців, деформуються не суттєво, містять окремі дрібні та крупні пори, мають крупнозернисту рівновісну структуру металу. Ущільнення в них відбувається, в основному, за рахунок переміщення металу в напрямку прикладання тиску. Поперечне пластичне стікання металу стримується наявністю тертя на контактних поверхнях штампного оснащення. Напружено-дефор-

мований стан наближається до всебічного рівномірного стискування (рис. 6а), що перешкоджає ущільненню та формуванню деформованої дрібнозернистої структури.

Центральна частина заготовки (рис. 5–2) є зоною інтенсивної деформації та ущільнення порошкового металу. В результаті деформації і пластичного стікання металу скорочується кількість та зменшуються розміри пор. Крупні пори відсутні, спостерігаються дрібні пори. Структура металу деформована, дрібнозерниста. Наявні окремі середні та крупні зерна. Форма зерна витягнута в напрямку стікання металу. Напружено-деформований стан наближається до всебічного нерівномірного стискування (рис. 6б), що сприяє стіканню металу, ущільненню та утворенню дрібнозернистої структури.

Периферійна зона, що прилягає до відтворювальної заготовки (рис. 5–3), за значенням деформації займає проміжне положення, містить рівновісні зерна без явно означених слідів пластичної деформації. Спостерігаються дрібні та крупні пори. У процесі осадки мають місце стискальні осеві та розтягувальні колові напруження. При збільшенні ступеня деформації розтягувальні напруження зростають, тому щільність металу в цій зоні має мінімальне значення.

Друга (заповнення порожнини матриці) і третя (допресування металу) стадії штампування відбуваються зі зростанням компонентів T_ε , Γ_i та θ (рис. 7–9). Характер їх розподілу аналогічний першій стадії. Нерівномірність Γ_i із збільшенням щільності заготовки ($\theta_0 = 70, 80, 90\%$) зростає і після другої та третьої стадій

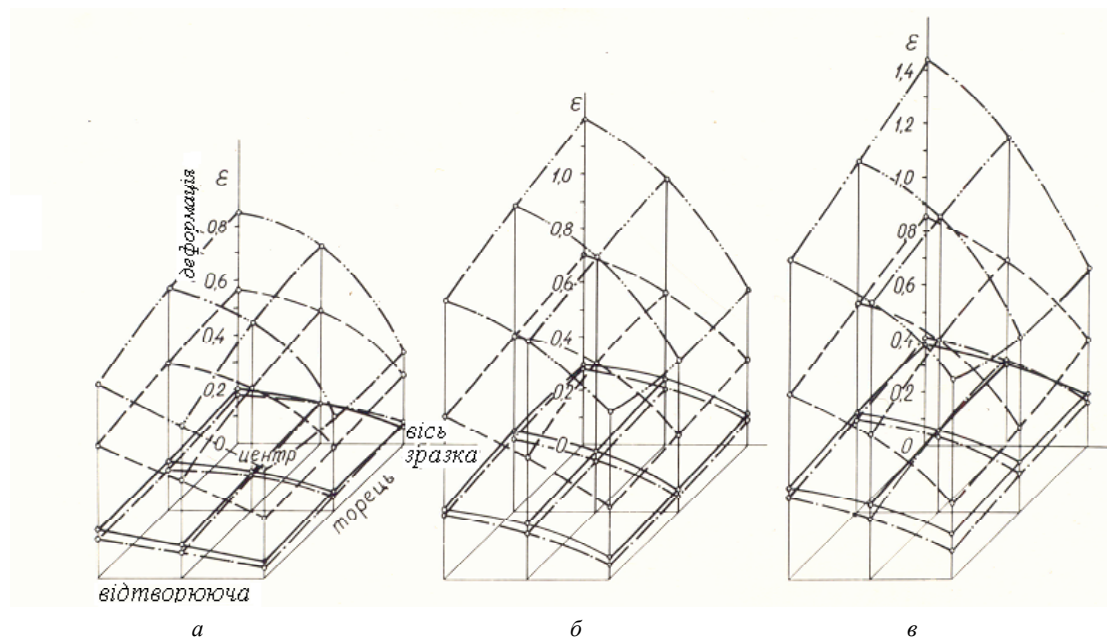


Рис. 2. Діаграми розподілу деформацій та інтенсивності деформацій зсуву при осадці із ступенем деформації $\varepsilon_0 = 30\%$ циліндричної заготовки відносною щільності:

а, б, в – 70, 80, 90%; —•••— Γ_i , — — — ε_z , — — — ε_θ , —•••—

штампування, відповідно, дорівнює $n_i = 0,66; 0,78; 0,86$ та $n_i = 0,17; 0,32; 1,26$. При цьому нерівномірність ущільнення зменшується і становить $n_\theta = 3,6; 3,3; 2,9\%$. Деяке збільшення нерівномірності на третій стадії, порівняно із другою, відбувається внаслідок зміни граничних умов деформації та негативного впливу контактної тертя.

Так, при переході від другої до третьої стадії штампування схема напружено-деформованого стану максимально наближається до всебічного рівномірного стискування (рис. 6а). При цьому для заготовок із відносною щільністю $\theta_0 = 70$ і 80% нерівномірність Γ_i зменшується, її різниця становить $\Delta n_i = 0,49$ та $\Delta n_i = 0,46$, відповідно, а для заготовок $\theta_0 = 90\%$ – збільшується при

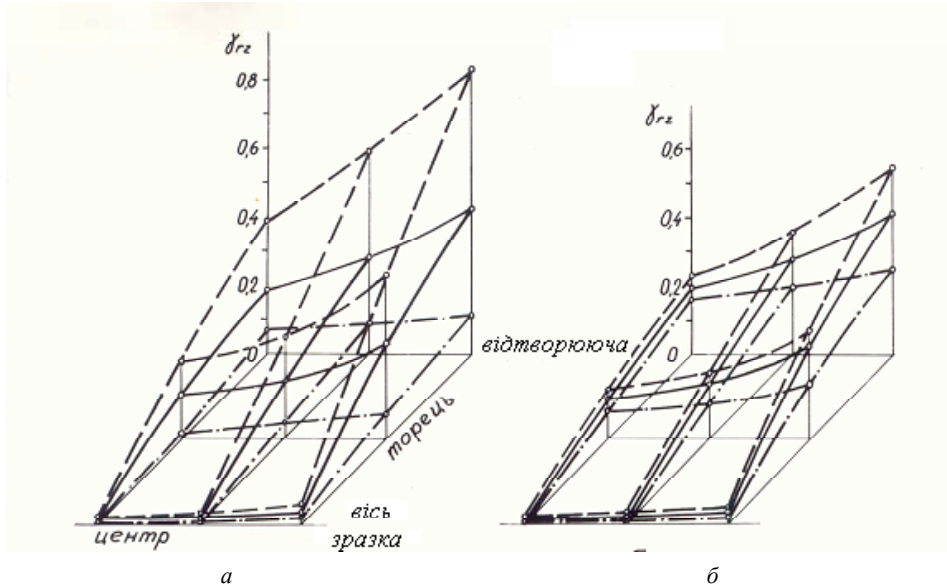


Рис. 3. Діаграми розподілу деформації зсуву γ_{rz} при осадці циліндричної заготовки:

а) відносна щільність заготовки $\theta_0 = 80\%$; ступінь деформації $\epsilon_0 = 10\%$ (— · —); $\epsilon_0 = 30\%$ (—); $\epsilon_0 = 50\%$ (— · —); б) ступінь деформації $\epsilon_0 = 30\%$; відносна щільність заготовки $\theta_0 = 70\%$ (— · —); $\theta_0 = 80\%$ (—); $\theta_0 = 90\%$ (— · —)

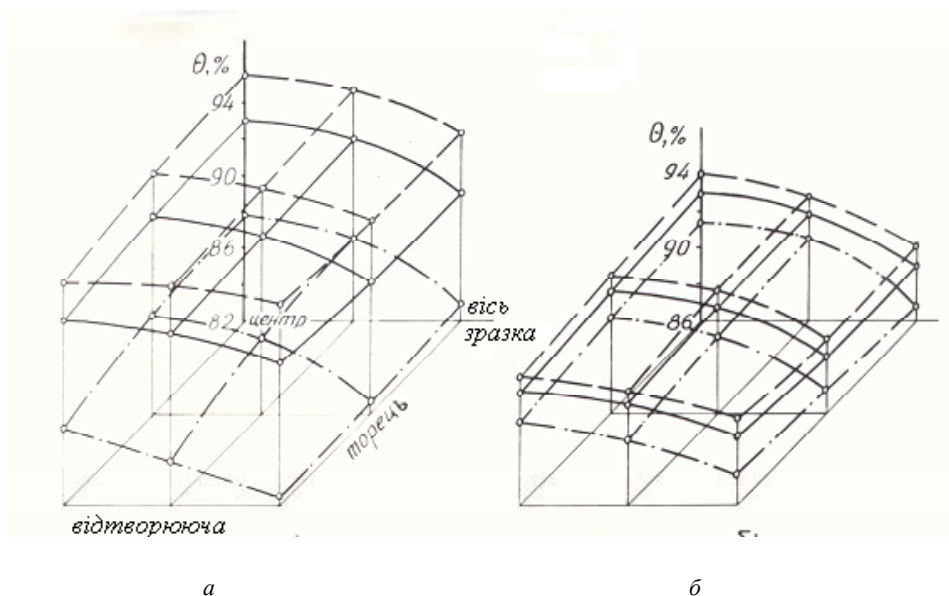


Рис. 4. Діаграми розподілу відносної щільності при осадці циліндричної заготовки:

а) $\theta_0 = 80\%$; $\epsilon_0 = 10\%$ (— · —); $\epsilon_0 = 30\%$ (—); $\epsilon_0 = 50\%$ (— · —); б) $\epsilon_0 = 30\%$; $\theta_0 = 70\%$ (— · —); $\theta_0 = 80\%$ (—); $\theta_0 = 90\%$ (— · —)

різниці $\Delta n_i = 0,40$. Більше значення n_i на третій стадії порівняно з другою для заготовок із $\theta_0 = 90\%$ обумовлено значно більшим приростом Γ_i в центральній частині заготовки ($\Delta\Gamma_i = 0,72$) порівняно з периферійними зонами ($\Delta\Gamma_i = 0,32$) і пояснюється тим, що деформація та ущільнення металу при допресовуванні (від $\theta_{II} = 97,5\%$ до $\theta_{III} = 98,5\%$) відбувається більш інтенсивно із перетіканням центральної, найбільше здеформованої та ущільненої частини заготовки в периферійні приконтатні зони, які внаслідок наявності тертя є застійними. Для менш щільних заготовок ($\theta_0 = 80$ і 70%) приріст Γ_i у периферійних зонах ($\Delta\Gamma_i = 0,78$ і $0,61$ відповідно) переважає порівняно з центром

($\Delta\Gamma_i = 0,32$ і $0,12$ відповідно), тому що ущільнення заготовок (від $\theta_{II} = 95,7$ і $93,2\%$ до $\theta_{III} = 98,3$ і $98,5\%$ відповідно), внаслідок зменшення їх вихідної щільності і, відповідно, допустимого ступеня деформації на рівні технологічної пластичності [6], зміни напружено-здеформованого стану, відбувається із меншими деформацією та стіканням металу центральної частини заготовки в застійні приконтатні зони.

У периферійних приконтатних зонах (рис. 10а–1), прилеглих до торців заготовки, спостерігається незначна деформація, крупнозерниста та рівноосна структура металу. Ущільнення в них відбувається так само, як у відповідній зоні на першій стадії. Характерною є наявність пор.

Деформація центральної частини заготовки (рис. 10а–2) має явно особливий характер. Ущільнення відбувається за рахунок переміщення окремих шарів

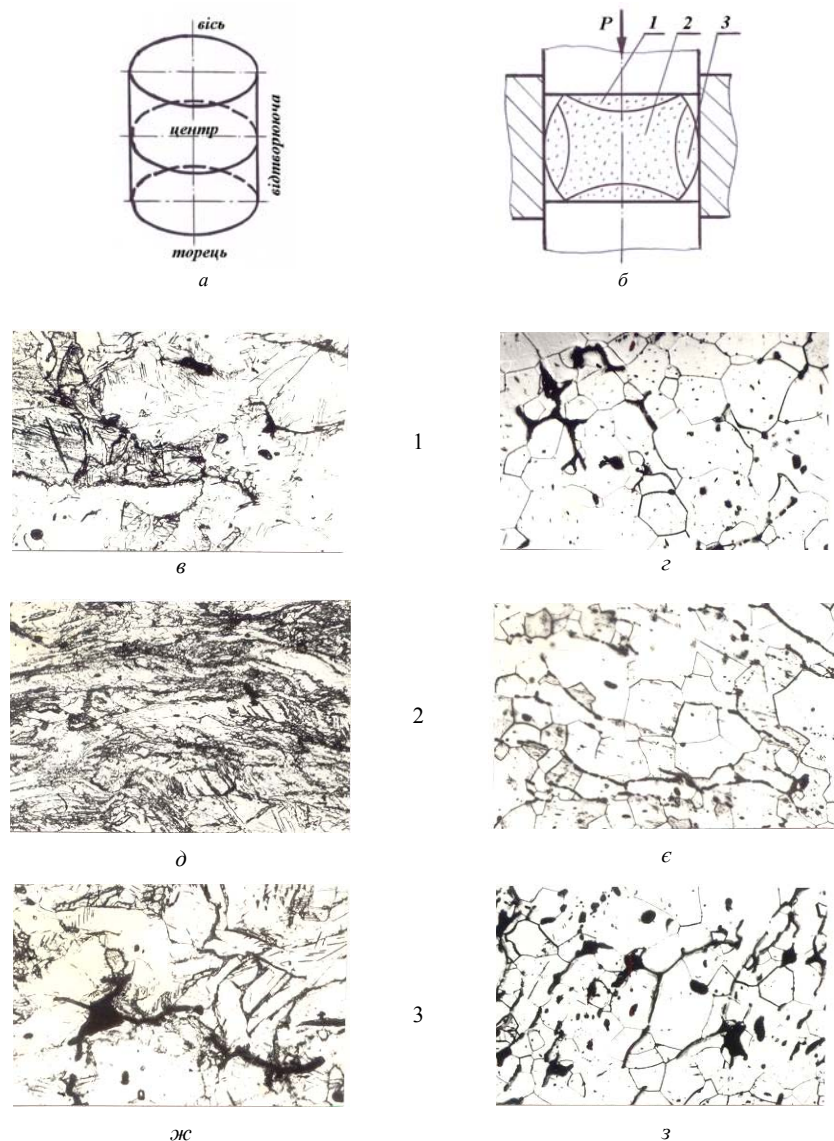


Рис. 5. Схеми: порошкової заготовки (а); вільної осадки (б) – перша стадія штампування. Мікроструктури порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1: 1,3 – зони утрудненої деформації; 2 – зона інтенсивної деформації; в, д, ж – після деформації при $T = 950\text{ }^\circ\text{C}$; з, е, з – після деформації та відпалу у вакуумі $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па при $T = 800\text{ }^\circ\text{C}$, витримка 2 години ($\times 100$)

металу в напрямку прикладання навантаження і пластичного стікання у поперечному напрямку. Структура металу однорідна, дрібнозерниста, здеформована. Наявність пор не виявлено.

Периферійні, прилеглі до торців та відтворювальної заготовки, зони (кутові у меридіональному перерізі зони заготовки – рис. 10а–4) здеформовані більшою мірою, ніж приконтатні, прилеглі до торців зони. Це відбувається внаслідок стікання металу із сильно здеформованої, на першій стадії процесу, центральної частини заготовки на приконтатні поверхні. Структура металу неоднорідна, наявні середні та крупні зерна, які дещо витягнуті в напрямку стікання. Характерна наявність окремих пор. Ущільнення відбувається за рахунок переміщення шарів заготовки у напрямку прикладання навантаження, а також стікання металу центральної частини заготовки до приконтатних поверхонь і стримується наявністю контактної тертя між заготовкою та інструментом.

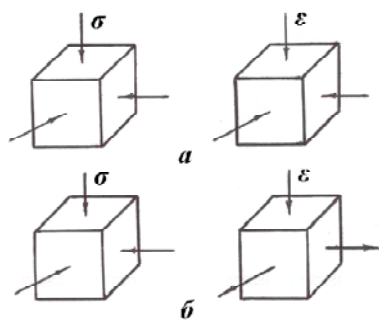


Рис. 6. Механічна схема деформації:

а – закриті штампування (всєбічне рівномірне стискування); б – штампування із елементами витікання (всєбічне нерівномірне стискування)

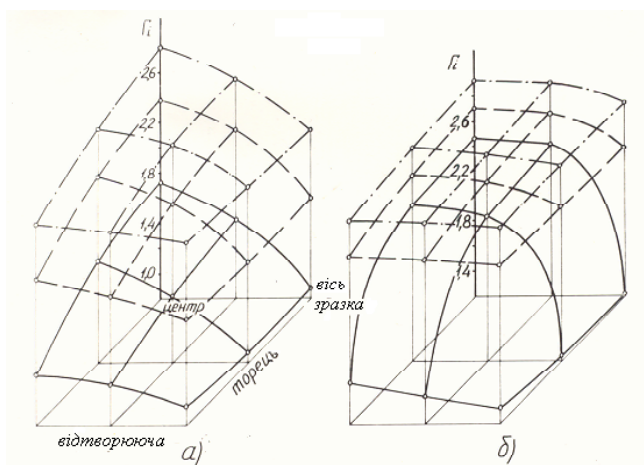


Рис. 7. Діаграми розподілу інтенсивності деформацій зсуву після другої (а) та третьої (б) стадій штампування циліндричної заготовки:

$$\theta_0 = 70\% \text{ (---)}; \theta_0 = 80\% \text{ (----)};$$

$$\theta_0 = 90\% \text{ (————)}$$

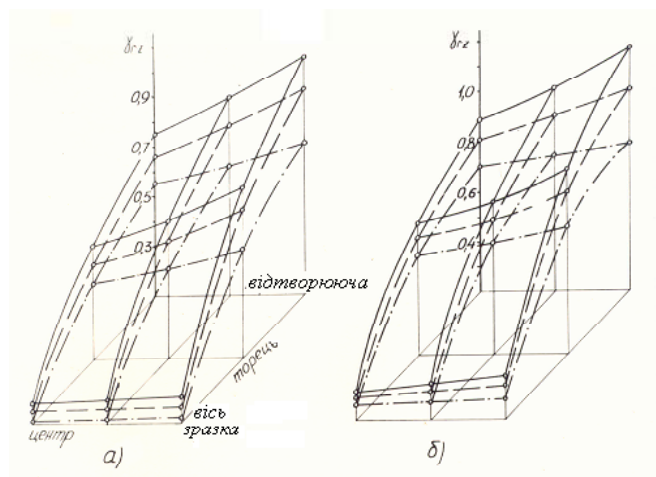


Рис. 8. Діаграми розподілу деформації зсуву після другої (а) та третьої (б) стадій штампування циліндричної заготовки:

$$\theta_0 = 70\% \text{ (---)}; \theta_0 = 80\% \text{ (----)};$$

$$\theta_0 = 90\% \text{ (————)}$$

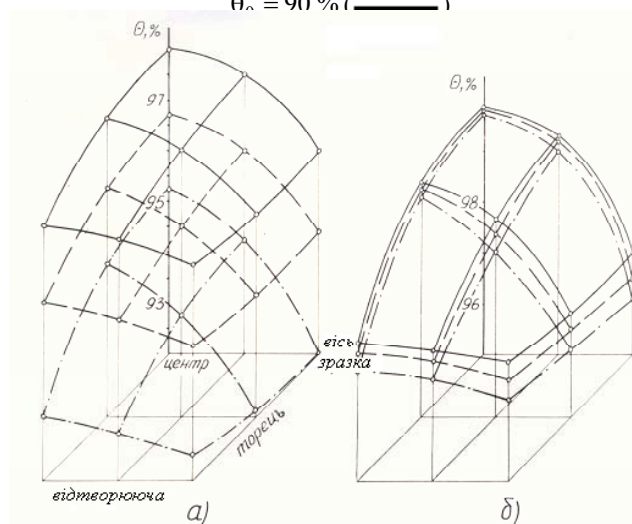


Рис. 9. Діаграми розподілу відносної щільності після другої (а) та третьої (б) стадій штампування циліндричної заготовки:

$$\theta_0 = 70\% \text{ (---)}; \theta_0 = 80\% \text{ (----)};$$

$$\theta_0 = 90\% \text{ (————)}$$

Деформація в зоні, прилеглій до відтворювальної заготовки (рис. 10а–3), має проміжне значення порівняно з найбільш здеформованою центральною частиною та приконтатними кутовими зонами заготовки. Метал здеформований, у структурі наявні дрібні та середні зерна, окремі дрібні пори. На ущільнення негативно впливає контактне тертя та обмеження стікання металу в поперечному напрямі.

Третя стадія є заключною для процесу закритого штампування порошкових заготовок. Середня відносна щільність виробів становить $\theta = 98 - 98,5\%$. Наявність пор виявлено в периферійних приконтатних зонах утрудненої деформації (рис. 10а–1, 3, 4). Схема напру-

жено-здеформованого стану максимально наближується до всебічного рівномірного стискування (рис. 6а), що перешкоджає подальшій деформації та ущільненню заготовки, отриманню більш zdeформованої, однорідної дрібнозернистої, рівноущільненої структури металу у виробках.

Четверта стадія (штампування із елементами витікання металу в компенсаційні щілини) відбувається при подальшому зростанні компонентів T_e, Γ_i, θ та зміні характеру їх розподілу (рис. 11).

При схемі штампування, за якої компенсаційна щілина розташована по периметру порожнини матриці (в кутковій зоні меридіонального перерізу заготовки) спостерігається зростання $\Gamma_i, \gamma_{rz}, \theta$ у верхній приконтатній зоні,

прилеглий до торця заготовки (рис. 12а–2), де створюється додаткова локальна зона деформації (рис. 12а–1). Нерівномірність Γ_i і θ становить $n_i = 0,4; 0,41; 1,13$ та $n_\theta = 2,7; 2,6; 2,3$ %. Зони утрудненої деформації (рис. 10а–1,4), які виникають при закритому штампуванні, перекриваються частково або повністю, залежно від розмірів компенсаційної щілини, додатковою зоною деформації. Подальше ущільнення відбувається в процесі зміни напружено-здеформованого стану і стікання металу в напрямку розміщення компенсаційної щілини. Найвність пор не виявлено. Структура zdeформована, рівноущільнена дрібнозерниста. Характерними є окремі середні зерна. Зерна дещо витягнуті в напрямку стікання металу (рис. 13–1).

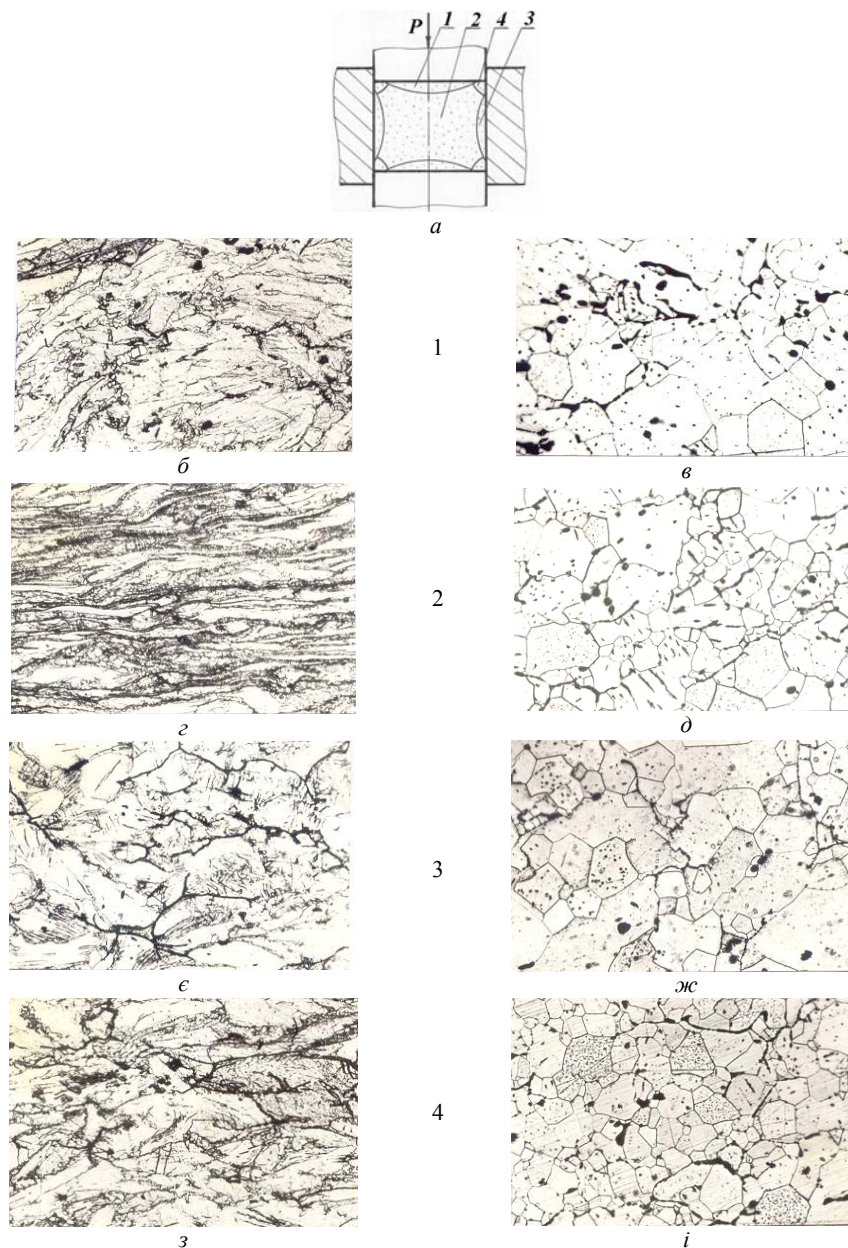


Рис. 10. Схема допресовування металу (третя стадія) при закритому штампуванні (а) та мікроструктури порошкового титану ПТЕС – 1, ПТЕК – 1: 1, 3, 4 – зони утрудненої деформації; 2 – зона інтенсивної деформації; б, в, е, з – після деформації при $T = 950$ °С; в, д, ж, і – після деформації та відпалу у вакуумі $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па при $T = 800$ °С, витримка 2 години ($\times 100$)

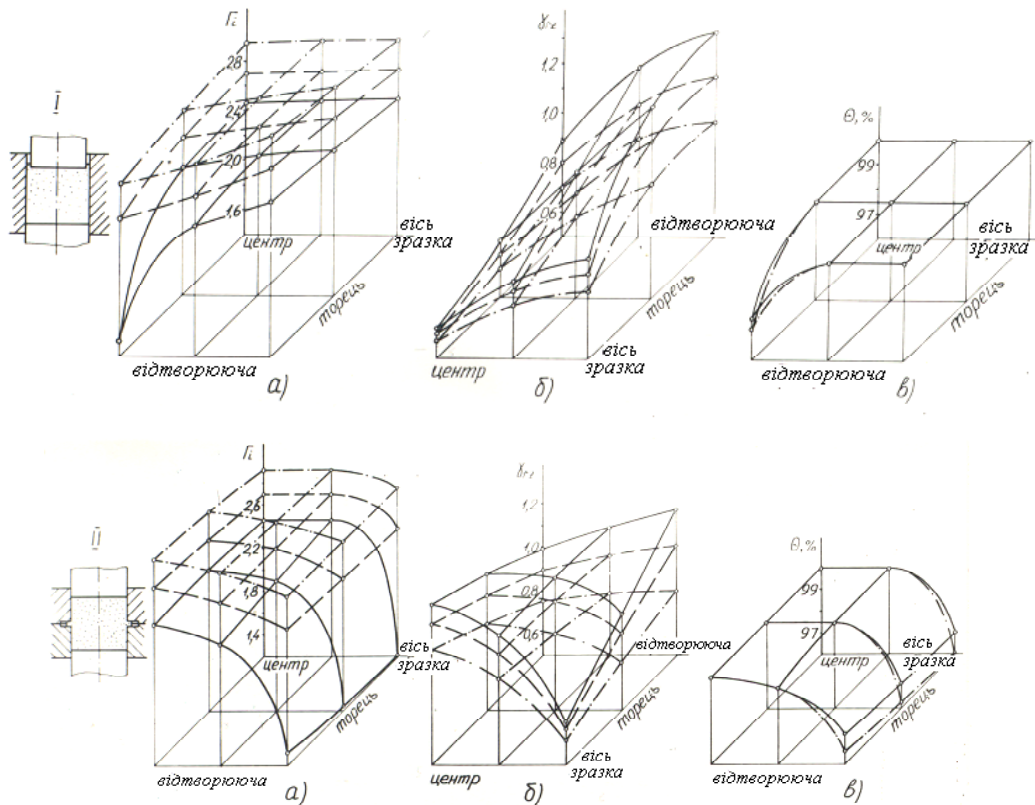


Рис. 11. Схеми штампування циліндричної заготовки з елементами витікання (I, II) та діаграми розподілу інтенсивності деформацій зсуву (а), деформацій зсуву (б), відносної щільності (в): $\theta_0 = 70\%$ (— · — · —); $\theta_0 = 80\%$ (— · — · —); $\theta_0 = 90\%$ (————)

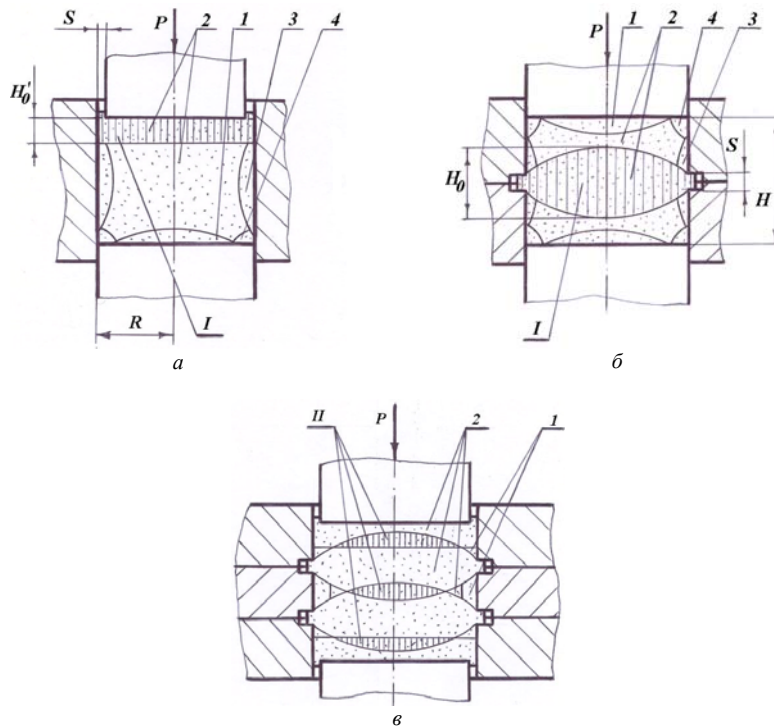


Рис. 12. Схеми деформації з елементами витікання металу (четверта стадія штампування): а – розташування компенсаційної щілини за периметром порожнини матриці; б – розташування компенсаційної щілини за висотою порожнини матриці; в – комбіноване розташування компенсаційних щілин; 1, 3, 4 – зони утрудненої деформації; 2 – зони інтенсивної деформації; I – додаткові локальні зони деформації; II – об'єми перекриття додаткових локальних зон деформації

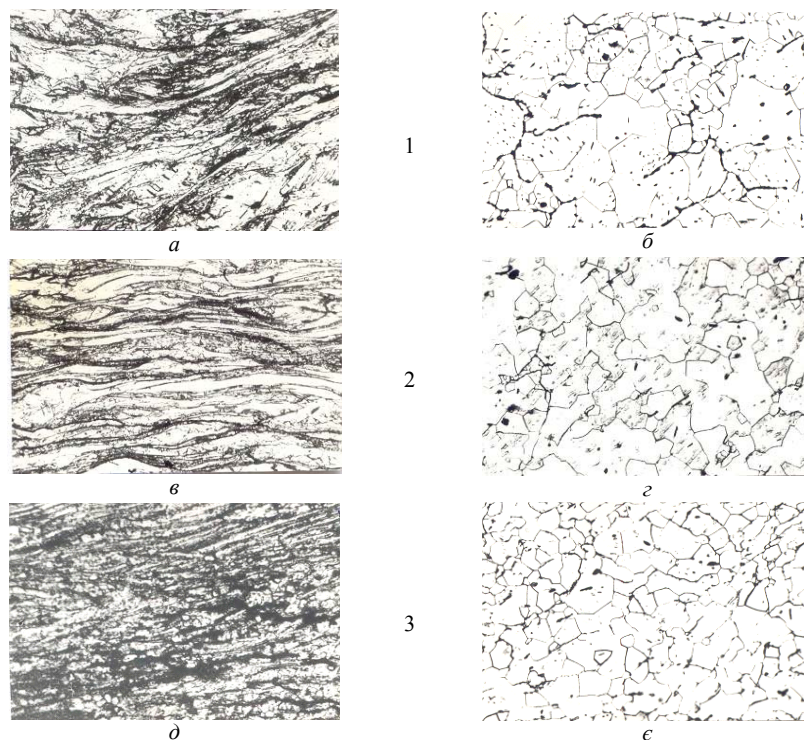


Рис. 13. Мікроструктури порошкового титану ПТЕС – 1, ПТЕК – 1: 1 – додаткова локальна зона деформації (рис. 12а – I); 2 – додаткова локальна зона деформації (рис. 12б – I); 3 – об’єми перекриття додаткових локальних зон деформації (рис. 12в – II); а, в, д – після деформації при $T = 950$ °С; б, з, е – після деформації та відпалу у вакуумі $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па, при $T = 800$ °С, витримка 2 години ($\times 100$)

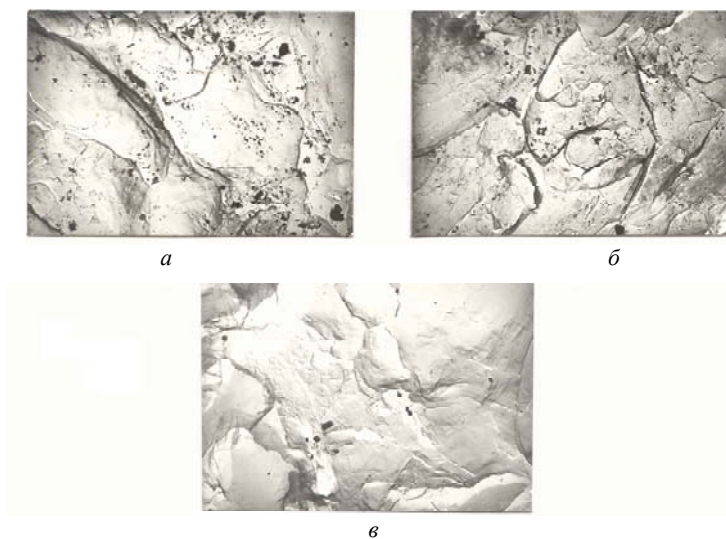


Рис. 14. Мікрофрактограми зламу деформованих зразків порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1: а – штампування в закритому штампі (всесічне рівномірне стискування); б – штампування з елементами витікання (всесічне нерівномірне стискування), $T = 950$ °С; в – штампування з елементами витікання і відпал при $T_B = 800$ °С,

При розміщенні компенсаційної щілини за висотою порожнини матриці зростання $\Gamma_i, \gamma_{rz}, \theta$ відбувається в зоні, прилеглої до неї та в центральній частині заготовки (рис. 12б–2). При такій схемі штампування створюється додаткова локальна зона деформації (рис. 12б–I) в центральній частині заготовки, зменшується зона утрудненої деформації, прилегла до відтворювальної за-

готовки, яка виникає в процесі закритого штампування (рис. 10а–3). Нерівномірність Γ_i і θ становить $n_i = 0,16; 0,46; 1,31$ та $n_0 = 4,0; 3,7; 3,0$ %. Зміна деформованого стану та ущільнення відбувається внаслідок стікання металу до відтворювальної заготовки в напрямку компенсаційної щілини. Структура металу

здеформована, дрібнозерниста, безпориста. Зерна витягнуті в напрямку стікання металу (рис. 13–2).

При комбінованому розміщенні компенсаційних щілин у порожнині матриці можливе виникнення об'ємів перекриття додаткових локальних зон деформації (рис. 12б–II). Це відбувається при визначених схемах штампування з елементами витікання, кількості та місцезосташування компенсаційних щілин. Схема напружено-здеформованого стану – всебічне нерівномірне стискування, дозволяє при цьому забезпечити підвищення значення компонентів T_e, G_i, θ практично по всьому об'єму заготовки. Структура металу zdeформована, дрібнозерниста. Наявність пор не виявлено (рис. 13–3).

Характер zdeформованого стану, ущільнення та структури металу в зонах заготовки, в яких при різних схемах штампування з елементами витікання не було створено додаткових локальних зон деформації (рис. 12а – 1,3,4; рис. 12б – 1,3,4; рис. 12в – 1), аналогічний закритому штампуванню (рис. 10).

Слід відзначити, що об'єми металу, прилегли до додаткових локальних зон деформації, мають певною мірою більше zdeформовану однорідну, рівноущільнену структуру, ніж загальна частина заготовки. При цьому, залежно від схеми штампування, відбувається зростання сумарного об'єму додаткових локальних зон деформації і, відповідно, відносного zdeформованого об'єму заготовки [2], що позитивно впливає на формування структури металу.

Створюючи умови всебічного нерівномірного стискування (рис. 6б) та пластичного стікання металу при різних схемах гарячого штампування з елементами витікання, додаткові локальні зони деформації при використанні компенсаційних щілин із визначеними кількістю, розмірами та місцезосташуванням можна керувати процесом ущільнення та формування структури в об'ємі порошкової заготовки. У цих випадках, при зменшенні нерівномірності, середня відносна щільність заготовки становить $\theta = 99,8 - 100 \%$, структура металу zdeформована, практично однорідна, дрібнозерниста. Деяке збільшення розмірів зерна та наявність одиничних дрібних пор спостерігається в прикордонних зонах утрудненої деформації, де не забезпечено необхідних zdeформованого стану та стікання металу.

Якісну оцінку впливу схеми напружено-здеформованого стану на формування структури визначали при мікрофрактографічних дослідженнях зламу зразків після гарячої деформації (проводили на мікроаналізаторі MAP-1). При всебічному рівномірному стискуванні злам зразків переважно міжзернений, наявні окремі ділянки в'язкого руйнування (рис. 14). На границях зерен утворюються скупчення оксидних плівок, частина яких після відпалу лишається включеннями, частина заміщується порами. Кількість ділянок крихкого міжзе-

ренного зламу в зразках зменшується при переході від рівномірного до нерівномірного стискування, що сприяє рівномірному розподілу оксидних плівок на границях зерен по об'єму металу зі збільшенням кількості зон їх розриву та підсиленню дифузії в процесі деформації [7]. При відпалі злам в'язкий усередині зерен, тонкі плівки розчиняються по об'єму металу без порушення його суцільності.

Отже, використовуючи конкретні схеми гарячого штампування, можливо забезпечити керування розподілом ущільнення та характером структури, яка формується, по об'єму металу порошкової заготовки, що визначає рівень механічних властивостей матеріалів і виробів, який пред'являється вимогами експлуатації деталей. Це досягається створенням умов всебічного нерівномірного стискування, додаткових локальних зон деформації і необхідного пластичного стікання металу в застійних зонах утрудненої деформації та загрозливих перерізах деталей, при визначених розмірах, кількості та місцезосташуванні компенсаційних щілин у порожнині матриці.

Таким чином, у результаті проведених досліджень встановлено особливості формування заданої zdeформованої рівноущільненої, практично безпористої структури порошкового титану в процесі гарячого штампування пористих заготовок у закритому штампі та з елементами витікання, що забезпечує отримання широкого класу матеріалів та виробів при визначених експлуатаційних властивостях деталей різного функційного призначення.

Список літератури

1. Павлов В. А. / Исследование горячей деформации и уплотнения порошковых металлов / Павлов В. А., Носенко М. И. // Порошковая металлургия. – 1988. – № 1. – С. 1–6.
2. Носенко М. І. / Дослідження гарячого штампування порошкових заготовок / Носенко М. І., Павлов В. О. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 2. – С. 51–55.
3. Сторожев М. В. Теория обработки металлов давлением / М. В. Сторожев, Е. А. Попов. – М. : Машиностроение, 1977. – 424 с.
4. Овчинников А. Г. Основы теории штамповки выдавливанием на прессах / А. Г. Овчинников. – М. : Машиностроение, 1983. – 200 с.
5. Металлография титановых сплавов / Под ред. С. Г. Глазунова, Б. А. Калачева. – М. : Металлургия, 1980. – 464 с.
6. Изменение деформационных характеристик пористых заготовок из порошков титана, меди и алюминия / [В. А. Павлов, М. И. Носенко, Б. В. Попов и др.] // Порошковая металлургия. – 1987. – № 9. – С. 20–24.
7. Носенко М. І. Формування структури порошкових конструкційних титанових матеріалів при гарячому штампуванні / Носенко М. І., Павлов В. О., Ляшенко О. П. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 2. – С. 14–16.

Одержано 16.12.2016

Носенко М.И. Особенности формирования структуры порошкового титана в процессе горячей деформации

Приведены результаты исследований особенностей распределения локальных деформаций, уплотнения и характера формирования структуры порошкового титана по объему пористой заготовки в процессе горячей деформации (при закрытой штамповке и с элементами истечения). Выявлено влияние схемы напряженно-деформированного состояния и создания дополнительных локальных зон деформации на формирование заданной деформированной однородной, равноуплотненной структуры металла по объему заготовки, что обеспечивает получение широкого класса порошковых титановых материалов и изделий при определенных свойствах деталей различного эксплуатационного назначения.

Ключевые слова: порошковая заготовка, уплотнение, формирование структуры, схема деформации, застойная зона, дополнительная локальная зона деформации, напряженно-деформированное состояние, закрытая штамповка, штамповка с элементами истечения.

Nosenko M. Properties of the powder forming the titanium structure during hot deformation

The results of studies of the distribution of local strain, compression and character formation of the structure of titanium powder by volume of the porous preform in the process of hot deformation (with a closed and stamped with the expiration of the elements) are given. The effect of the scheme of the stress-strain state and the creation of additional local deformation zones in the formation of a given deformed homogeneous well compacted metal structure in terms of harvesting, which provides a broad class of powdered titanium materials and products in certain properties of the details of various operational purposes is found.

Key words: powder blank, seal, structure formation, deformation scheme, stagnation zone, additional local deformation zone, the stress-strain state, closed punching, punching with elements of expiration.
