

УДК 621.777.1

Бейгельзімер Я. Ю.
Решетов О. В.
Кулагін Р. Ю.
Коршунов О. І.
Давиденко О. А.

НЕОДНОРІДНІСТЬ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ІДЕАЛЬНА ПЛАСТИЧНІСТЬ ТИТАНУ ПРИ ГВИНТОВІЙ ЕКСТРУЗІЇ

В процесах інтенсивних пластичних деформацій (ІПД) використовується великий гідростатичний тиск для отримання дуже великої деформації в об'ємних матеріалах та винятково дрібного зерна без внесення суттєвих змін у загальні розміри зразка [1]. З точки зору поліпшення якості зерна та поліпшення механічних властивостей процес кручення під високим тиском (КВТ) можна вважати найбільш ефективним [1]. Метод КВТ реалізує простий режим деформації зсуву і дозволяє обробляти матеріал під високим гідростатичним тиском, рівень якого може досягати значення 9 ГПа [2]. Ці характерні риси процесу КВТ дозволяють подрібнити початкову структуру зерна до наномасштабного рівня, тобто отримати середній розмір зерна менший за 100 нм. Основним обмеженням цього методу ІПД є невеликий розмір оброблених зразків, які зазвичай мають форму диска та розміри поперечного перерізу в діапазоні діаметрів від 10 до 15 мм та товщиною біля 1 мм.

Гвинтова екструзія (ГЕ) – це інша методика ІПД [3], схема якої для реалізації простої деформації зсуву близька до тієї, що використовується в КВТ. ГЕ може розглядатися в деякій мірі як промисловий варіант КВТ, призначений для обробки об'ємних заготовок [3]. В першому наближенні можна вважати, що кожен фізичний поперечний переріз заготовки деформується таким же чином, як тонкий диск під час обробки КВТ. Спочатку досягається кручення до певного кута в одному напрямку, а потім знову перекручується на той самий кут в протилежному напрямку, тобто деформація циклічна з амплітудою квазімонотонної частини, що дорівнює половині повної деформації. Для зазвичай використовуваних матриць накопичена деформація за прохід становить близько 1,2. Оскільки форма поперечного перерізу заготовки є постійною вздовж напрямку екструзії, можна провести декілька проходів ГЕ для накопичення великих пластичних деформацій у обробленому матеріалі.

Внаслідок того, що ГЕ часто асоціюється з КВТ, деякі дослідники визначають в ГЕ такі ж самі недоліки [1, 4], а саме: значна неоднорідність деформації, що призводить до нерівномірних властивостей уздовж поперечного перерізу зразка, а також слабку (або навіть повну відсутність) деформацію матеріалу поблизу осі екструзії (вздовж осі екструзії). Проблема деформації в центрі зразка під час КВТ була досліджена в роботах [5, 6, 7]. У літературі є певна полеміка з даної тематики, оскільки показано як однорідний [5, 8] так неоднорідний [6, 7] розподіл розмірів зерен та мікротвердість у поперечному перерізі зразка. Деякі дослідники підтверджують, що після великої кількості оборотів КВТ матеріал у поперечному перерізі накопичує великі пластичні деформації, що приводить до збільшення механічних властивостей та подрібнення зерна в тій же мірі, що і в більш віддалених областях [8]. Інша група дослідників прийшла до висновку, що оброблений матеріал, який знаходиться точно на осі обертання, залишається недеформованим навіть після великої кількості обертів КВТ [6].

Виходячи з вищесказаного, особливий інтерес представляють деформація, що накопичується в центрі, подрібнення мікроструктури та механічні властивості в осевій зоні заготовок, оброблених ГЕ, оскільки існує деяка подібність схем обробки ГЕ та КВТ. Детальний аналіз цієї теми поки що не проводився.

Метою роботи є – вивчення деформованого стану та механічних властивостей у перерізі титанових заготовок, а також визначення умов для виникнення в них ідеального пластичного стану при ГЕ.

Гарячекатаний титан BT1-0, що містить (мас. %) O – 0,12 %; H – 0,01 %; N – 0,04 %; C – 0,07 % та Fe – 0,18 % оброблювали ГЕ. Умови обробки титанових заготовок наведені в табл. 1.

Таблиця 1

Умови обробки титанових заготовок

№ Заготовки	Умови обробки
Заготовка № 1	Вихідний стан – гарячекатаний пруток
Заготовка № 2	Два проходи ГЕ при 350 °С та 200 МПа протитиску
Заготовка № 3	Чотири проходи ГЕ при 350 °С та 200 МПа протитиску

ГЕ титану проводили при температурі 350 °С через гвинтову матрицю, яка закручена проти годинникової стрілки з кутом матриці $\beta = 60^\circ$. Форма та розміри каналу матриці наведені на рис. 1, а. До нижнього кінця заготовки під час усіх проходів ГЕ прикладався протитиск величиною 200 МПа.

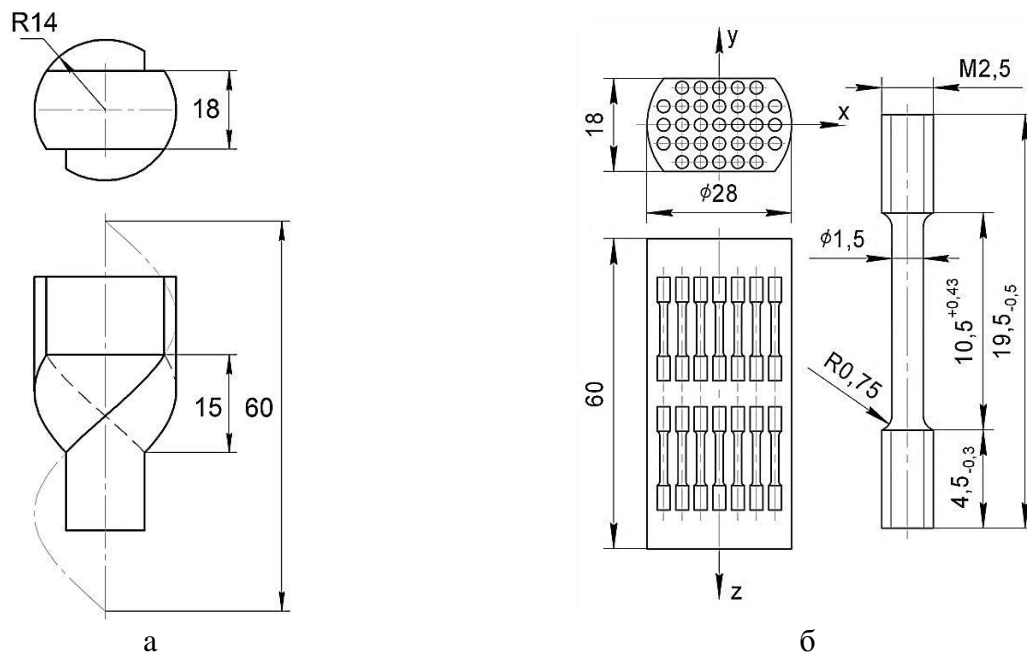


Рис. 1. Схема гвинтової матриці для обробки титанових заготовок (а); схема порізки заготовки та карта зразків на розтягнення (б)

Для оцінки однорідності механічних властивостей поперечних перетинів заготовок вони були вирізані в поздовжньому напрямку та випробувані на розтягнення. Схема порізки заготовки показана на рис. 1, б. З кожної заготовки вирізані дві секції довжиною 19,5 мм. В кожній секції було вирізано паралельно осі екструзії Z до 31 малорозмірних зразків на розтягнення, як показано на рис. 1, б. Заготовки мали номінальний діаметр 1,5 мм і робочу довжину стрижня 7,5 мм. Було досліджено механічні властивості в 31 точці кожного поперечного перерізу. Механічні випробування проводились для кожної контрольної точки поперечного перерізу за двома зразками. Середнє арифметичне значення було визначено для механічних властивостей у кожній точці.

Для оцінки змін механічних властивостей у поперечному перерізі заготовки було розраховано коефіцієнт варіації v (як відношення стандартного відхилення S до середнього значення \bar{x}):

$$v = \frac{S}{x}, \text{ де } S = \sqrt{\frac{\sum (x - \bar{x})^2}{n}}, \bar{x} = \frac{1}{n} \sum x, \quad (1)$$

де x – величина механічної характеристики для кожного експерименту.

Випробування проводились на випробувальній машині INSTRON 1185 при кімнатній температурі та швидкості деформації $\sim 7 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. У випробуваннях були визначені наступні механічні характеристики: межа міцності σ_{UTS} , межа плину σ_{YS} , подовження до руйнування δ і відносне звуження ψ .

Відомо, що деформаційний стан в процесі ГЕ [9] є неоднорідним по всьому перерізу зразка. Значення еквівалентної пластичної деформації збільшується в бік до периферійних областей поперечного перерізу та є найменшим на осі екструзії. Тому кожен зразок, вирізаний з конкретної ділянки поперечного перерізу заготовки після обробки ГЕ, має відповідне значення накопиченої пластичної деформації. Таким чином, величини деформації робочих зразків з центральної та периферійної областей можуть відрізнятися один від одного більш ніж удвічі. Тому для точного аналізу деформаційного стану у поперечному перерізі заготовки та визначення накопиченої пластичної деформації для кожного малорозмірного випробувального зразка проводили моделювання методом кінцевих елементів (МКЕ). Дані, отримані з аналізу методу кінцевих елементів (МКЕ) та випробувань на розтягування, були використані для побудови деформаційних кривих істинне напруження – істинна деформація, що описують поведінку деформаційного зміцнення титану, обробленого ГЕ.

Всі МКЕ моделювання процесу ГЕ були виконані з використанням пакета DEFORM 3DTM Ver.11.0.2 FE. Геометрія інструменту, діаметр каналу і розмір зразка були такими самими, як у фактичних експериментах (рис. 1, а). Матриця і плунжер моделювалися жорсткими елементами, а для зразків було використано 50 тис. тетрадральних елементів. Адаптивна сітка використовувалася для акомодатії великих деформацій під час моделювання. Всі моделювання виконували зі швидкістю головного плунжера 3 мм/с.

Було використано пластичну модель Мізеса та співвідношення напруження-деформація у формі функції типу Холомонової, отримані шляхом підгонки результатів випробувань на стиснення [10]:

$$\sigma = 330 \cdot \varepsilon^{0.19}, \quad (2)$$

де σ та ε – істинне напруження та деформація Мізеса, відповідно.

Один прохід ГЕ моделювали за допомогою моделі МКЕ та еквівалентними пластичними деформаціями, визначеними для кожного малорозмірного випробувального зразка на розтягування. Щоб з'ясувати значення накопиченої пластичної деформації для кожного зразка після декількох проходів ГЕ, еквівалентна деформація після першого проходу була помножена на кількість проходів ГЕ.

На рис. 2 показано результати МКЕ моделювання для 1 переходу ГЕ. Відповідно до МКЕ моделювання, еквівалентна пластична деформація радіально збільшується зі значень 0,3–0,5 в центрі, до 2,0–2,5 на периферії поперечного перерізу (рис. 2, а). На рис. 2, б показані траєкторії накопичення пластичної деформації уздовж каналу матриці ГЕ, побудованого за деякими опорними точками. Таким чином, результати МКЕ моделювання підтверджують наявність пластичної деформації в центрі заготовки після 1 переходу ГЕ (див. траєкторію для точки 1 на рис. 2, б). Як було показано у дослідженні [10], величина деформації, накопиченої наприкінці багатопрохідної обробки ГЕ, може бути отримана в першому наближенні шляхом множення деформації після одного проходу на кількість проходів ГЕ. Це означає, що багатопрохідна обробка ГЕ може призвести до появи великих пластичних деформацій у центрі профілю. Наведені нижче експериментальні результати свідчать про значне деформаційне зміцнення осьової зони.

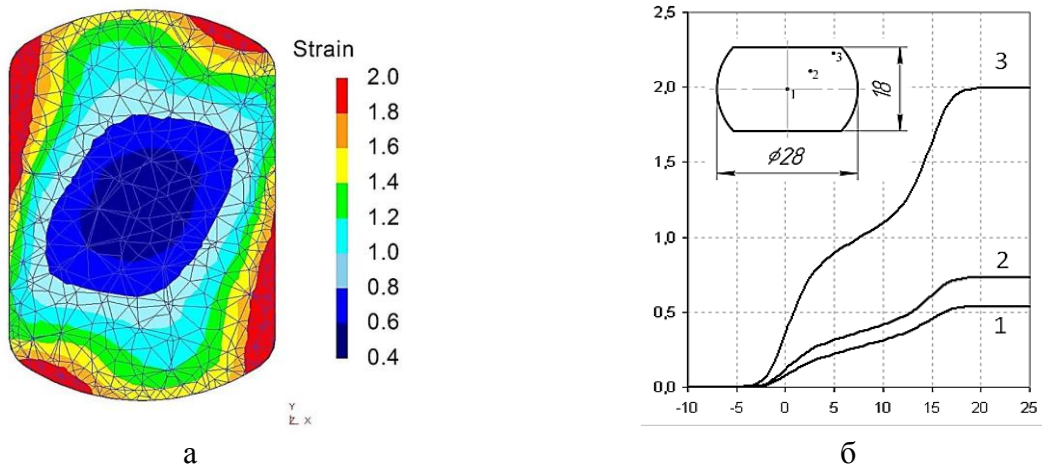


Рис. 2. Розподілення еквівалентної деформації в поперечному перерізі заготовки (а) та уздовж каналу матриці (б) після одного переходу ГЕ (МКЕ – моделювання)

Результати випробувань на розтягування, виконані на мікрорізках, наведені на рис. 3 та на рис. 4, які показують розподіл властивостей міцності поперечного перерізу заготовки після 2 та 4 ГЕ відповідно.

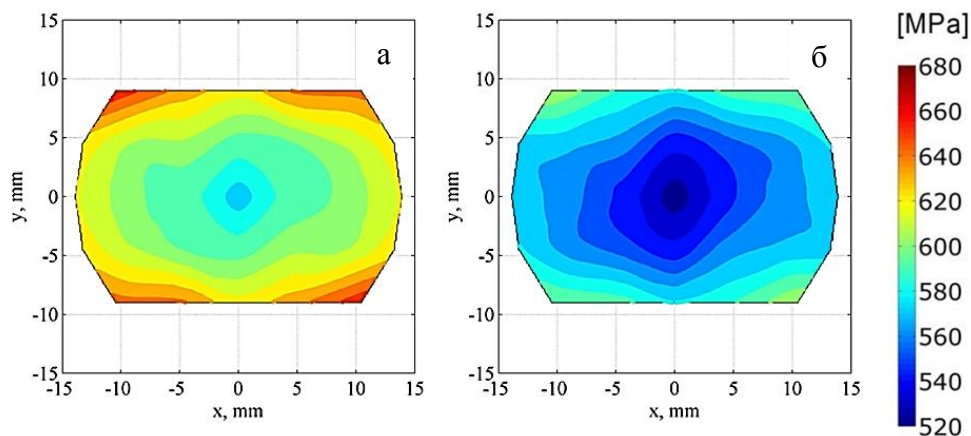


Рис. 3. Розподіл механічних властивостей в поперечному перерізі заготовки № 2 (2 проходи ГЕ при 350 °С та протитиску в 200 МПа): а – межа міцності, МПа; б – межа плину, МПа

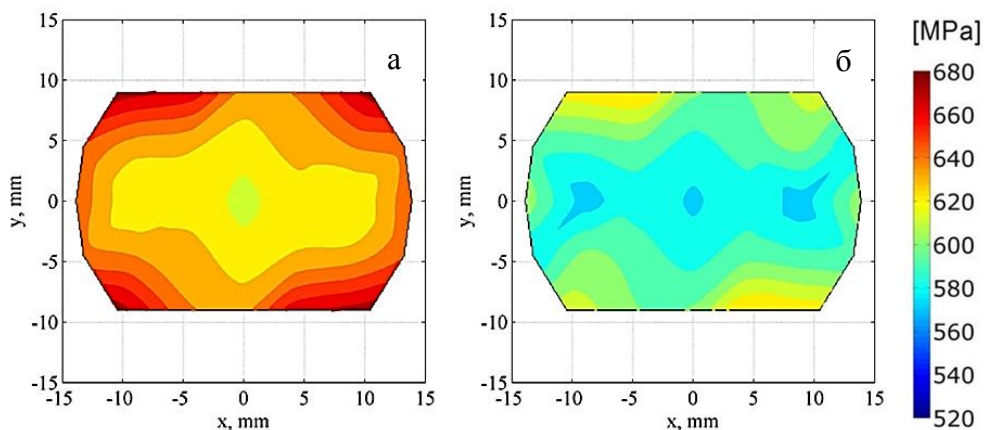


Рис. 4. Розподіл механічних властивостей в поперечному перерізі заготовки № 3 (4 проходи ГЕ при 350 °С та протитиску в 200 МПа): а – межа міцності, МПа; б – межа плину, МПа

Як і очікувалося, значення властивостей міцності неоднорідні в поперечному перерізі заготовки після двох проходів ГЕ: з нижчими значеннями в центрі і монотонно зростаючими в напрямку до краю (рис. 3). Ці результати відповідають розподілу еквівалентної пластичної деформації в поперечному перерізі заготовки, показаної на рис. 2, а. Розкид у значеннях деформації викликав коливання механічних властивостей.

Проте існує тенденція до зменшення неоднорідності властивостей міцності в поперечному перерізі заготовки зі збільшенням кількості проходів ГЕ. Як видно з рис. 4, область поперечного перерізу зі зниженими міцностями перемістилася від центру до периферії заготовки після четвертого проходу ГЕ. Кількісна оцінка властивостей заготовок після двох та чотирьох проходів ГЕ показана в табл. 2.

З табл. 2 видно, що межа міцності σ_{UTS} та межа плинності σ_{YS} заготовки, обробленої двома циклами ГЕ, у порівнянні з початковим станом збільшилися відповідно на 30 % та 60 %. Неоднорідність розподілу напружень міцності до руйнування та напружень плинності збільшилася після ГЕ у порівнянні з вихідним станом: коефіцієнт варіації збільшився до 3,4 % та 3,9 % відповідно. Стандартне відхилення властивостей міцності – невелике і становить 18–22 МПа. У той же час неоднорідність пластичних властивостей залишається майже на одному рівні.

Таблиця 2

Механічні властивості титану та значення коефіцієнта варіації v^*

Заготовка	Умови обробки	Середнє значення (коефіцієнт варіації v , %)			
		σ_{UTS} , МПа	σ_{YS} , МПа	δ , %	ψ , %
Зразок № 1	Вихідний стан	473 (1,4)	358 (2,5)	31 (9,4)	68 (2,8)
Зразок № 2	2 проходи ГЕ при 350 °С	617 (3,4)	572 (3,9)	17,5 (8,8)	68 (3,3)
Зразок № 3	4 проходи ГЕ при 350 °С	641 (3,2)	597 (3,1)	17,7 (6,9)	67 (3,2)

*Значення коефіцієнта варіації v (%) для кожного значення механічних властивостей наведені в дужках і розраховувались за співвідношенням (1)

Наступні два проходи ГЕ не дали такого значного підвищення міцності (див. Зразок № 3 в табл. 2). Обробка заготовки 4 проходками ГЕ збільшила напруження міцності до руйнування та напруження плинності лише на 4 % у порівнянні з заготовкою, обробленою 2 проходками ГЕ. Проте спостерігалася тенденція зменшення неоднорідності властивостей міцності в поперечному перерізі заготовки. Коефіцієнт варіації для механічних властивостей трохи знизився після четвертого проходу ГЕ. Таким чином, незважаючи на неоднорідність деформації, властивості матеріалу, як правило, вирівнюються з наступними проходками ГЕ.

Подовження до руйнування δ знизилося після ГЕ з 31 % до 17,5 %. Ця характеристика включає однорідне подовження і місцеве подовження, яке характеризується зменшенням площі ψ . Як видно з табл. 2, величина зменшення площі залишалася на тому ж рівні. Цей факт вказує на високу технологічну пластичність матеріалу після ГЕ, тобто її здатність до подальшої обробки в кінцевий продукт за допомогою звичайних методів формування металів. Тому основною причиною зменшення подовження до руйнування δ є зменшення рівномірного подовження до появи шийки. Це зменшення однорідного подовження пов'язане зі зміцненням матеріалу після двох циклів ГЕ. Це припущення також підтверджується тим, що розрив між значеннями σ_{UTS} та σ_{YS} значно зменшилося, мабуть, зміцнення матеріалу досягло значень, близьких до межі при вибраних параметрах процесу.

На рис. 5 наведені результати всіх випробувань на розтягування та показано їх як залежності механічних властивостей від накопиченої пластичної деформації. Ці криві побудовані шляхом об'єднання результатів випробувань на розтягування, виконаних на мікрозразках, вирізаних із заготовок після 2 та 4 проходів ГЕ, з картами розподілу деформацій у поперечному перерізі заготовки після обробки багатопрохідною ГЕ, отриманих за допомогою МКЕ (рис. 2, а). Кожна точка на рис. 5 відповідає конкретному малорозмірному зразку з певним значенням накопиченої пластичної деформації.

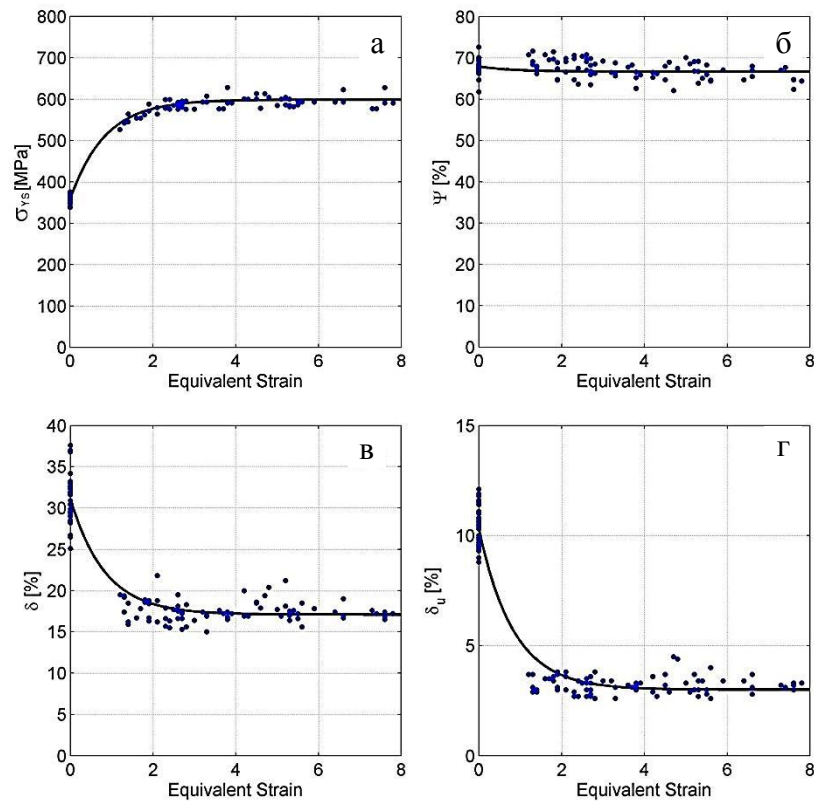


Рис. 5. Механічні властивості від накопиченої пластичної деформації: а – межа плину, σ_{YS} , МПа; б – відносне звуження ψ , %; в – відносне подовження до руйнування δ ; г – рівномірне подовження δ_u

Діаграми, показані на рис. 5, показують, що міцність і пластичні властивості заготовок титану після ГЕ досягають рівня насичення з підвищенням накопиченої пластичної деформації, тобто оброблений матеріал не демонструє ні деформаційного зміцнення, ні руйнування. Цей факт свідчить про виникнення ідеального пластичного стану. Розумно припустити, що його настання викликано стабілізацією мікроструктури в обробленому матеріалі. Насиченість властивостей виникає тоді, коли накопичена пластична деформація перевищує якийсь рівень насичення e_s . Цей ефект насичення був отриманий для заготовок Ті, оброблених ГЕ за таких умов: тиск у зоні деформації в діапазоні від 300 до 700 МПа; еквівалентна пластична деформація в діапазоні від 4 до 6,5; діапазон температур 300–400 °С.

У випадку Ті, обробленого за вищезазначених умов, рівень насичення деформації $e_s \approx 4$. З рис. 5 видно, що титан ВТ1-0 демонструє ідеальний пластичний плин у діапазоні еквівалентних деформацій від ~ 4 до $\sim 6,5$. При цьому середнє значення межі плину уздовж поперечного перерізу заготовки після 4 циклів ГЕ збільшилося на 67 % в порівнянні з вихідним станом, від $\sigma_{YS} = 360$ МПа до $\sigma_{YS} = 600$ МПа (табл. 2). Максимальні значення напруження плину були досягнуті для зразків, які розташовані у найбільш віддалених від осі областях обертання, а саме – в кутах поперечного перетину заготовки. Напруження плину в цих областях досягає значень $\sigma_{YS} \approx 640$ МПа. Важливо також зазначити, що основна сила приросту (95 % загального зміцнення після 4 проходів ГЕ) була отримана після досягнення еквівалентної деформації $e \approx 2,5$. З подальшим збільшенням деформації механічні властивості починають досягати рівня насичення. Поряд з цим, відносне подовження до руйнування і відносне звуження зберігає постійні значення ~ 18 % та ~ 67 %, відповідно, коли досягається рівень насичення деформації $e_s \approx 4$. Зі збільшенням кількості проходів, зона, де деформація перевищує порогове насичення, поступово заповнює весь поперечний переріз. Це призводить до вирівнювання мікроструктурних характеристик та властивостей поперечного перерізу [3, 11].

Виходячи з наведених вище спостережень, а також враховуючи той факт, що еквівалентна деформація в центрі поперечного перерізу заготовки після 1 ГЕ дорівнює $\approx 0,5$

(рис. 2, а), можна припустити, що механічні властивості в осьовій області будуть наближатися до тих, що знаходяться в кутах заготовки, після 8 ГЕ, після того, як в центральній області буде накоплена деформація $e_s \approx 4$.

Такі стабілізація мікроструктури та насичення властивостей міцності не є унікальною для ГЕ. Вони, як правило, присутні в будь-якому методі деформації на основі простого зсуву; наприклад, насичення відбувається при КВТ. Цей ефект зафіксований у широкому діапазоні матеріалів [6, 7, 8, 12]. Можливий механізм, який пояснює даний ефект в процесах ПД розглядається в роботах [12, 13].

На рис. 6 показано розподіл напружень плинину у поперечному перерізі заготовки після ГЕ як функцію відстані від центру.

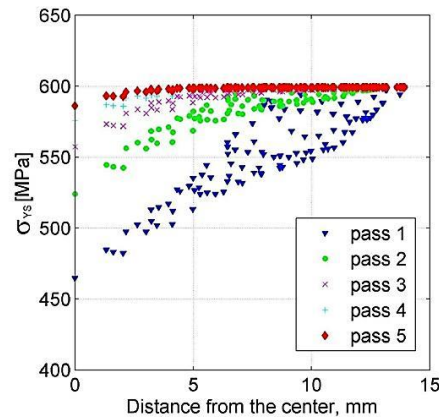


Рис. 6. Величина межі плинину σ_{YS} розрахована після різної кількості проходів ГЕ

Для цього розрахунку експериментальні дані випробувань на розтягування (рис. 5, а) були апроксимовані за співвідношенням:

$$\sigma = \sigma_S - (\sigma_S - \sigma_{YS}) \cdot \exp[-N \cdot e], \quad (3)$$

де σ_S – напруження плинину (599,1 МПа);

σ_{YS} – межа плинину (358,3 МПа);

N – безрозмірна константа матеріалу (3).

Експериментальні дані, наведені на рис. 6, підтверджують вищезазначені міркування щодо зміцнення центральної частини поперечного перерізу заготовки. З рис. 6 випливає, що осьова зона заготовки (при $R = 0$) демонструє значне деформаційне зміцнення вже після другого проходу ГЕ, тоді як після четвертого проходу ГЕ, напруження плинину в центрі поперечного перетину практично дорівнює його максимальному значенню.

ВИСНОВКИ

Під час обробки ГЕ, характеристики міцності та пластичні титану VT1-0 досягають насичення за умови виконання наступних умов: тиск у зоні деформації в діапазоні від 300 до 700 МПа; еквівалентна пластична деформація в діапазоні від 4 до 6,5; діапазон температур 300–400 °С. У цих умовах матеріал не демонструє ні деформаційного зміцнення, ні руйнування, тобто межа плинину та пластичні властивості (відносно звуження, відносно подовження до руйнування та рівномірне подовження) досягають свого насичення. Цей факт вказує на виникнення ідеального пластичного стану в обробленому матеріалі.

Показано, що значення механічних властивостей у центрі титанової заготовки цілком порівняні зі значеннями в периферійних зонах вже після 8 ГЕ, коли накопичена пластична деформація на осі досягає рівня насичення $e_s \approx 4$. Центральна частина заготовки деформується завдяки несиметричному поперечному перерізу каналу гвинтової матриці.

REFERENCES

1. Estrin Y. *Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science* / Y. Estrin, A. Vinogradov // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61. – P. 782–817.
2. Zhilyaev A. P. *Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications* / A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon // *Progress in Materials Science*. – 2008. – Vol. 53. – P. 893–979.
3. *Features of twist extrusion: Method, structures & material properties* / Y. Beygelzimer, D. Orlov, A. Korshunov, S. Synkov, V. Varyukhin, I. Vedernikova, A. Reshetov, A. Synkov, L. Polyakov, I. Korotchenkova // *Solid State Phenomena*. – 2006. – Vol. 114. – P. 69–78.
4. Valiev R. Z. *Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications* / R. Z. Valiev, A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon // TMS, Published by John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey. – ISBN: 978-1-118-74257-0. September 2013, 456 pages.
5. Chuan Ting Wang *Microstructural evolution in ultrafine-grained titanium processed by high-pressure torsion under different pressures* / Chuan Ting Wang, Alan G. Fox, Terence G. Langdon // *J. Mater. Sci.* – 2014. – Vol. 14, № 49. – P. 6558–6564.
6. Vorhauer A. *On the homogeneity of deformation by high pressure torsion* / A. Vorhauer, R. Pippan // *Scripta Materialia*. – 2004. – Vol. 51, № 9. – P. 921–925.
7. Tian Y. Z. *Formation of nanostructure and abnormal annealing behavior of a Cu–Ag–Zr alloy processed by high-pressure torsion* / Y. Z. Tian, J. Freudenberger, Z. F. Zhang // *Materials Science & Engineering A*. – 2013. – Vol. 568. – P. 184–194.
8. Kawasaki M. *Development of hardness homogeneity and superplastic behavior in an aluminum–copper eutectic alloy processed by high-pressure torsion* / M. Kawasaki, J. Foissey, T. G. Langdon // *Materials Science & Engineering A*. – 2013. – Vol. 561. – P. 118–125.
9. Latypov M. I. *Simple shear model of twist extrusion and its deviations* / M. I. Latypov // *Metals and Materials International*. – 2015. – Vol. 21, № 3. – P. 569–579.
10. *Cross flow during twist extrusion: theory, experiment, and application* / R. Kulagin, M. Latypov, H. S. Kim, V. Varyukhin, Y. Beygelzimer // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2013. – Vol. 44, № 7. – P. 3211–3220.
11. *Distribution of mechanical properties by volume in titanium billets processed by Twist Extrusion* / A. Reshetov, A. Korshunov, A. Smolyakov, Y. Beygelzimer, V. Varyukhin, I. Kaganova, A. Morozov // *Materials Science Forum*. – 2011. – Vol. 667-669. – P. 851–856.
12. *The Limits of Refinement by Severe Plastic Deformation* / R. Pippan, F. Wetscher, M. Hafok, A. Vorhauer, I. Sabirov // *Advanced Engineering Materials*. – 2006. – Vol. 8, № 11. – P. 1046–1056.
13. Beygelzimer Y. *Perfect plasticity of metals under simple shear as the result of percolation transition on grain boundaries* / Y. Beygelzimer and N. Lavrinenko // *Fizika i tehnika vysokih davleniy*. – 2012. – T. 22, № 4. – С. 10–27.

Бейгельзімер Я. Ю. – д-р техн. наук, проф., голов. науч. співроб. ДонФТІ НАНУ;
Решетов О. В. – канд. техн. наук, researcher AFRC, University of Strathclyde;
Кулагін Р. Ю. – канд. техн. наук, researcher INT, KIT;
Коршунов О. І. – д-р техн. наук, зав. від. РФЯЦ-ВНИИЭФ;
Давиденко О. А. – канд. техн. наук, старш. науч. сотрудн. ДонФТІ НАНУ.

ДонФТІ НАНУ – Донецький фізико-технічний інститут ім. О. О. Галкіна Національної академії наук України, м. Київ.

AFRC – Advanced Forming Research Centre, United Kingdom.

INT, KIT – Institute of Nanotechnology, Karlsruhe Institute of Technology, Germany.

РФЯЦ-ВНИИЭФ – Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики, г. Саров, РФ.

E-mail: yanbeygel@gmail.com

Статья поступила в редакцию 11.03.2018 г.