

## Експериментальне оцінювання поверхневих пошкоджень статично деформованого сплаву Д16чТ

П. О. Марущак<sup>а,1</sup>, М. Г. Чаусов<sup>б</sup>, А. П. Пилипенко<sup>б</sup>, І. М. Закієв<sup>в</sup>

<sup>а</sup> Тернопільський національний технічний університет ім. Івана Пулюя, Тернопіль, Україна

<sup>б</sup> Національний університет біоресурсів і природокористування України, Київ, Україна

<sup>в</sup> Національний авіаційний університет, Київ, Україна

<sup>1</sup> Maruschak.tu.edu@gmail.com

*Установлено основні закономірності пластичного деформування полікристалічного сплаву Д16чТ. Властивості поверхні деформованого матеріалу досліджено методом інденування та склерометрії. Проаналізовано фізико-механічні явища просторової самоорганізації структурно-механічних поверхневих дефектів і описано їх зв'язок із пороутворенням та деформаційними процесами у внутрішніх шарах матеріалу.*

**Ключові слова:** деградація, пошкоженість, діагностування, метод інденування та склерометрії, деформація.

**Вступ.** Відомо, що алюмінієвий сплав Д16чТ широко використовується для виготовлення несівних частин авіаконструкцій, зокрема лонжеронів та ін. [1]. Їх застосування зумовлено наявністю певної стадійності накопичення експлуатаційних пошкоджень як самоорганізованого деформаційного процесу [2, 3].

На фізичному рівні деформаційні властивості проявляються у впорядкуванні зміни дислокаційної структури під час тривалого напруження, що зумовлює високу тріщиностійкість алюмінієвого сплаву Д16чТ [4]. Відомо, що матеріал добре витримує короткотривалі перенавантаження навіть за наявності у ньому втомних тріщин [5]. Разом із тим значні пластичні деформації впливають на властивості матеріалу, що призводить до зниження його пластичності та локалізації пластичних деформацій. На жаль, на сьогодні відомо мало робіт, присвячених експериментальному дослідженню механічної поведінки даного сплаву та його закордонних аналогів після попереднього пружно-пластичного деформування. У цих роботах виявлено ряд специфічних особливостей деформування матеріалів до та після реалізації динамічного незрівноваженого процесу, які проявляються в першу чергу різким підвищенням пластифікації деяких матеріалів при наступному статичному розтязі внаслідок утворення дисипативних структур [6].

Відомо, що навіть за статичного деформування в алюмінієвих сплавах формуються дві чітко виражені зони, зокрема: поверхнева, коли у тонкому шарі мікро- або мезорозміром накопичуються мікродефекти і можуть виникати тріщини, і внутрішня, що відповідає за пороутворення та макроруйнування. Для статичного випадку подібні ефекти було змодельовано в роботах [7, 8]. Запропоновано тривимірну модель, яка враховує фізичні закономірності ротаційного зміщення зерен і їх конгломератів та дозволяє одержати просторовий і часовий розподіли утворених дисипативних структур [9]. Такі дані є дуже корисними для прогнозування впливу технологічних факторів виготовлення авіаційних матеріалів на їх міцність, пластичність та тріщиностійкість.

Разом із тим для підвищення достовірності оцінювання технічного стану авіаконструкцій необхідно встановити взаємозв'язок між параметрами поверхневих та внутрішніх шарів сплаву Д16чТ. Такі закономірності є передумовою розробки

експрес-методів неруйнівного контролю і дозволять підвищити достовірність оцінювання технічного стану літаків після тривалого напрацювання. Окрім того, подібні підходи є базовим для проектування нових конструкцій сенсорів втомленості матеріалів на основі знання про кінетику пошкодження матеріалу [10].

У роботі використано ряд методів контролю стану матеріалів, зокрема інденування, склерометрії та метод повних діаграм, що дозволяє оцінити вплив зміни напружено-деформованого стану матеріалу на кінетику пороутворення і накопичення дефектів у поверхневому шарі алюмінієвого сплаву Д16чТ. Руйнування матеріалу розглянуто як завершальну фазу багатоетапного процесу накопичення пошкоджень внаслідок самоорганізації та еволюції дисипативних структур у межах визначеної ієрархічної послідовності.

Метою роботи є дослідження впливу пластичного деформування на стан поверхні сплаву Д16чТ та виявлення кінетики накопичення внутрішніх дефектів.

**Методика досліджень.** Вибір алюмінієвого сплаву Д16чТ для досліджень зумовлений тим, що він має схильність до поверхневих хвильових процесів при пластичному деформуванні. Це дозволяє чітко фіксувати пошкодженість діагностованого об'єкта. Випробування проводили на модернізованій гідравлічній установці для статичних випробувань ZD-100Pu, в якій реалізовано принцип регульованої жорсткості навантажувальної системи. Окрім того, установка обладнана комп'ютеризованою вимірювальною системою для обробки результатів випробувань. Під час експерименту фіксували поперечне і поздовжнє звуження зразка за допомогою тензодатчиків. Досліджували плоскі зразки з розмірами робочої частини 10×50 мм, товщиною 5 мм.

Повну деформацію обчислювали за підходами [11] як

$$\varepsilon = \varepsilon_p + \varepsilon_{II}, \quad (1)$$

де  $\varepsilon_p$  – деформація розпушування;  $\varepsilon_{II}$  – пластична деформація.

Кінетику накопичення розсіяних пошкоджень визначали за деформацією розпушування:

$$\varepsilon_p = (1 - 2\mu(\varepsilon))\varepsilon. \quad (2)$$

Тут  $\mu(\varepsilon)$  – поточний коефіцієнт поперечної деформації;  $\varepsilon$  – відносна деформація;

$$\mu = -\frac{\varepsilon'}{\varepsilon}, \quad (3)$$

де  $\varepsilon'$  – поперечна деформація.

Властивості поверхні статично деформованого сплаву Д16чТ досліджували методом інструментованого інденування та склерометрії із застосуванням нанотестеру "Мікрон-Гамма". Із використанням записаних параметрів діаграми інденування визначали мікротвердість за Віккерсом (в ГПа) по формулі [12]

$$H_i = 37,84 \frac{P}{h_i^2}, \quad (4)$$

де  $P$  – зусилля інденування (Н);  $h_i$  – глибина інденування (мкм).

Склерометрію (дряпання) поверхні алюмінієвого сплаву Д16чТ виконували на базі 0,5 мм із зусиллям інденування 40 Н. Реєстрували силу тертя, тобто опір переміщенню інденатора у матеріалі у напрямку, протилежному щодо переміщення інденатора.

**Результати деформування.** Відомо, що локалізація пластичного деформування відбувається стадійно на різних масштабних рівнях [13]. Вона виникає на мікрорівні ще до досягнення умовної границі плинності. А за її досягнення проявляється на макрорівні і завершується при досягненні умовної границі міцності. Стадійність цього процесу досліджували шляхом повного розвантаження зразків алюмінієвого сплаву Д16чТ на різних стадіях пластичного деформування. Таким чином було одержано серію зразків із різними стадіями пошкодженості.

На рис. 1 наведено криві статичного розтягу зразків до різного рівня залишкових деформацій з параметрами деформації розпушування ( $\varepsilon_p$ ), що дозволило зрозуміти кінетику накопичення розсіяних дефектів у матеріалі. Залежність  $\sigma - \varepsilon_p$  є практично лінійною до залишкової деформації  $\varepsilon = 11\%$  (рис. 1,б). Це свідчить про “одно-рідність” накопичення структурних дефектів у матеріалі, що зумовило збільшення відносного подовження зразків. Однак при  $\varepsilon < 11\%$  мають місце хвилеподібні коливання амплітудою 2...3%, що свідчить про об’єднання дефектів з утворенням мікропор. Це може вказувати на те, що дисипативна структура утворюється переважно на заключному етапі такого специфічного коливання  $\varepsilon_p$ . Дані експерименту показують, що на цій ділянці змінюється густина матеріалу (накопичуються структурні дефекти). Це дає підстави стверджувати, що значно зростає ступінь розпушування матеріалу внаслідок істотної зміни його структури порівняно з деформаційними процесами за менших деформацій [14].

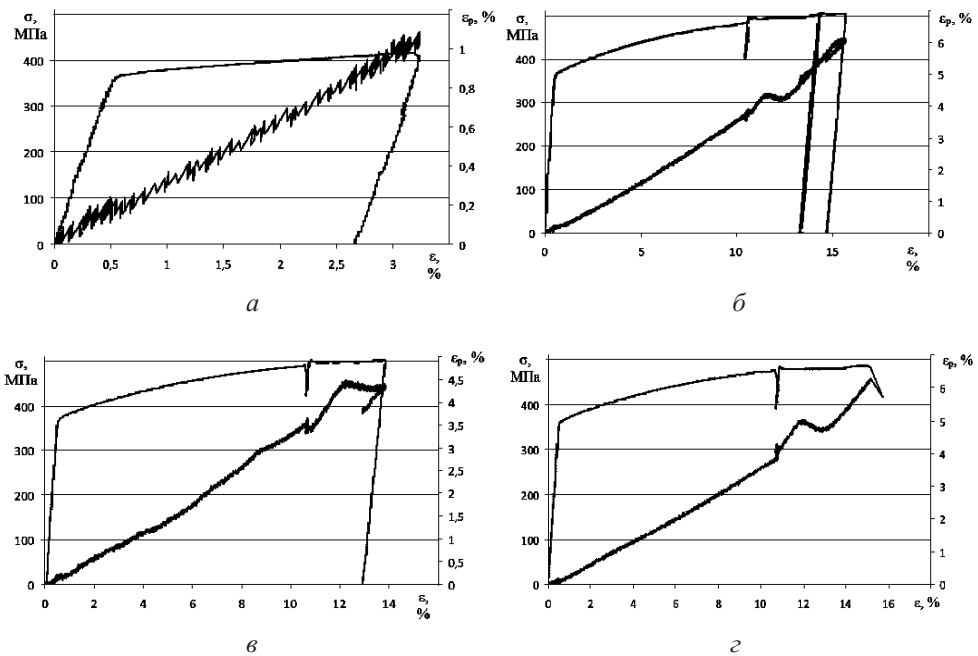


Рис. 1. Криві статичного деформування зразків алюмінієвого сплаву Д16чТ та значення деформації розпушування при відносній деформації  $\varepsilon = 2,6$  (а), 13,0 (б), 14,6 (в) і 15,5% (г).

Слід відзначити, що особливості процесу деформування алюмінієвого сплаву можна пояснити з позиції оцінки поточної пошкодженості, накопиченої внаслідок деформування (табл. 1).

Відомо, що хоча за допомогою макропараметрів можна оцінити стан матеріалу, все-таки вони мають обмеження щодо фізико-механічної інтерпретації, оскільки однакові макровідклики матеріалу можуть бути досягнуті за різних значень мікро- та

Т а б л и ц я 1

**Значення деформації розпушування при деформаціях розвантаження повної діаграми сплаву Д16чТ**

Вид деформації	$\varepsilon, \%$			
	2,6	13,0	14,6	15,5 (руйнування)
Поздовжня	2,6	13,0	14,6	15,5 (руйнування)
Розпушування	0,8	4,8	5,6	6,2

мезопошкодженості [15, 16]. Тому будемо застосовувати методи склерометрії та мікроіндентування, які дозволяють оцінити стан матеріалу на макрорівні, вплив полікристалічної будови, деформаційного і зернограничного зміцнення та ін.

**Вимірювання мікротвердості.** Деформування алюмінієвого сплаву Д16чТ призводить до збільшення мікротвердості  $H_{\mu}$  з 2,20 до 2,78 ГПа, що найпомітніше при невеликих деформаціях (табл. 2). У подальшому відбувається насичення поверхні матеріалу структурними дефектами та стабілізація значень мікротвердості. На ділянках множинного розтріскування значення мікротвердості не перевищує 2,51 ГПа.

Т а б л и ц я 2

**Значення мікротвердості та модуля Юнга поверхні деформованого зразка сплаву Д16чТ**

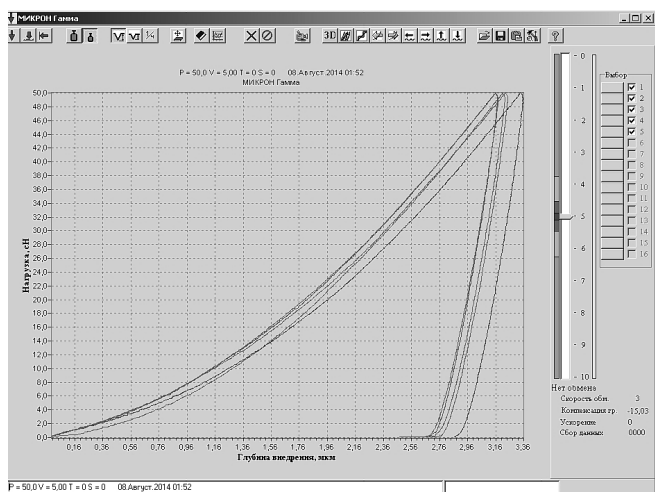
Параметр	$\varepsilon, \%$			
	2,6	13,0	14,6	15,5 (руйнування)
Мікротвердість $H_{\mu}$ , ГПа	$\frac{2,280}{0,129}$	$\frac{2,510}{0,147}$	$\frac{2,780}{0,220}$	$\frac{2,520}{0,158}$
Модуль Юнга $E$ , ГПа	$\frac{89,66}{6,71}$	$\frac{86,12}{6,47}$	$\frac{93,14}{5,90}$	$\frac{88,58}{7,97}$

**Примітка.** Над рискою приведено абсолютні значення параметра, під рискою – його дисперсія.

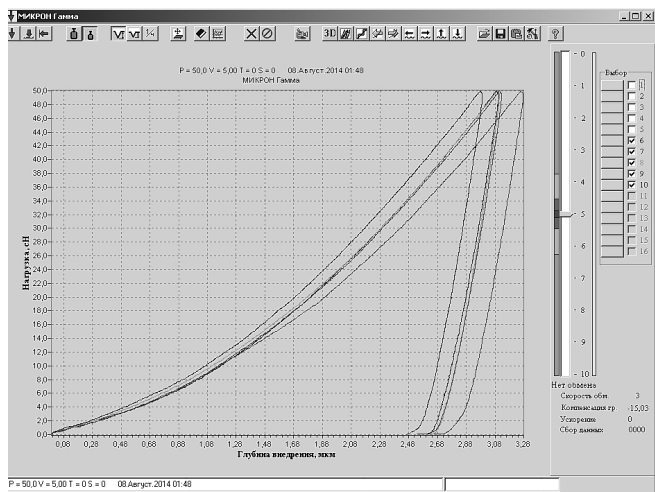
Ще одним важливим показником, виявленим при індентуванні сплаву Д16чТ, є зростання мікротвердості зі збільшенням пластичного деформування, про що свідчать накопичення дефектів, локалізація деформаційних процесів та рельєфоутворення. Дані індентування представлено у табл. 2.

На діаграмах індентування відмічаються навантажувальна і розвантажувальна ділянки. Крива навантажування свідчить про опір матеріалу індентуванню з пружними і пластичними властивостями, а крива розвантажування є відображенням пружного відновлення відбитку індентора. Аналіз даних на рис. 2 показує добрий збіг результатів індентування у різних точках матеріалу за всіх досліджених деформацій.

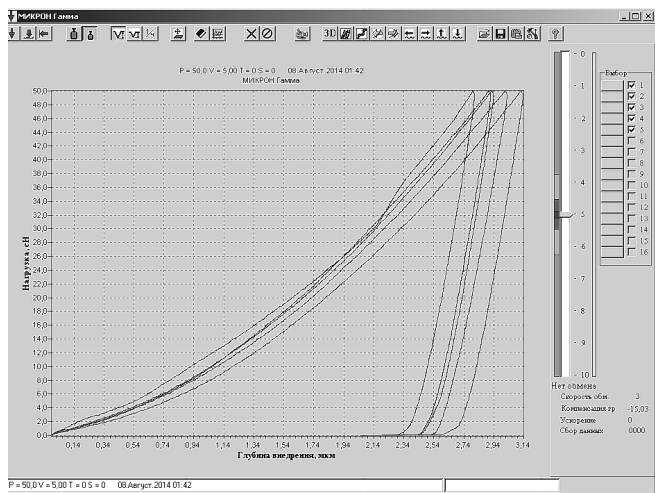
Виявлено зростання розкиду мікротвердості матеріалу зі збільшенням значень його відносної деформації (рис. 2). Саме деформаційні процеси на поверхні алюмінієвого сплаву Д16чТ зумовили утворення поверхневого шару з деформованою структурою, властивості якої визначають кінетику процесу індентування. Дані склерометрії є подібними як за значеннями, так і за фізичним змістом до даних індентування. Коливання сили тертя вздовж напрямку сканування розглядали як сигнал відклику матеріалу на деформаційний вплив, що проявився у трансформації структури.



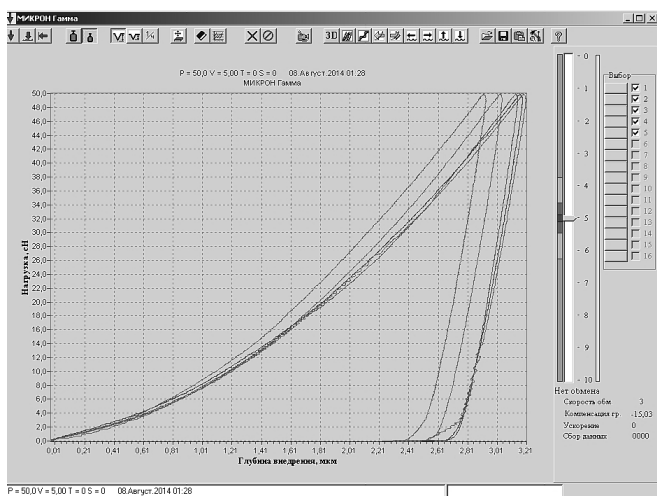
а



б



6



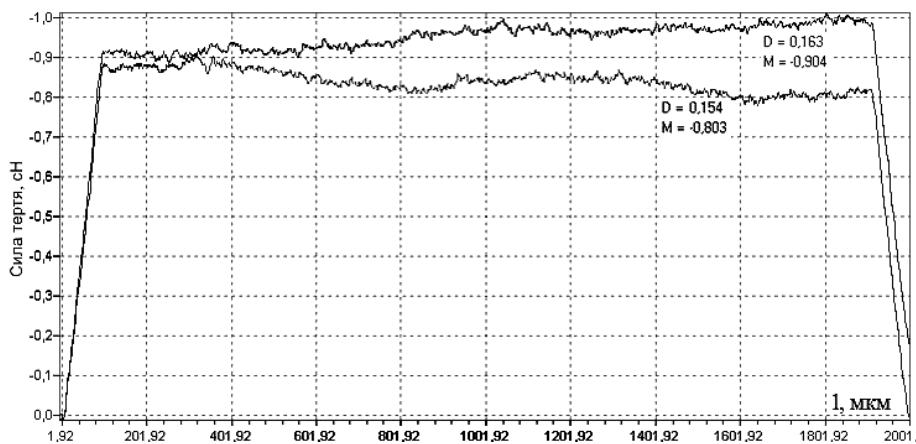
2

Рис. 2. Графіки індування деформованого сплаву Д16чТ при відносній деформації  $\epsilon = 2,6$  (а), 13,0 (б), 14,6 (в) і 15,5% (г).

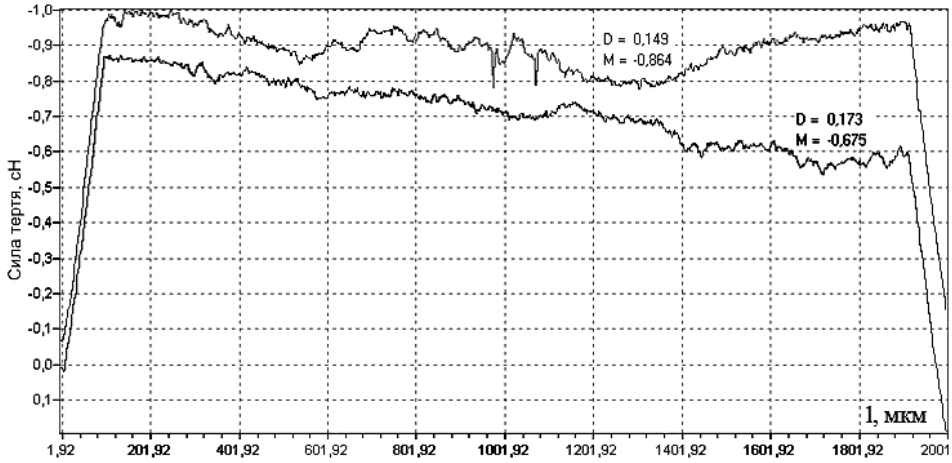
Виявлено, що зі збільшенням значення відносної деформації зростає амплітуда коливань сили тертя (рис. 3). Наприклад, якщо при  $\epsilon = 2,6\%$  має місце накладання сили тертя для різних значень зусилля склерометрії, то при  $\epsilon = 13,0\%$  – значні відмінності цих залежностей, наявність низькоамплітудних осциляцій, які були одержані під час дослідження вертикальної смуги пластичності, вкритої множинними тріщинами.

При великих деформаціях зразка  $\epsilon = 14,6$  і  $15,5\%$  помітні коливання сили тертя вздовж напрямку сканування, що інтегрально вказує на значний градієнт властивостей поверхні (її зміцнення та шорсткість), оскільки контакт індентора при терті відбувається на дискретних ділянках, зокрема на нерівностях поверхні (горбки, западини).

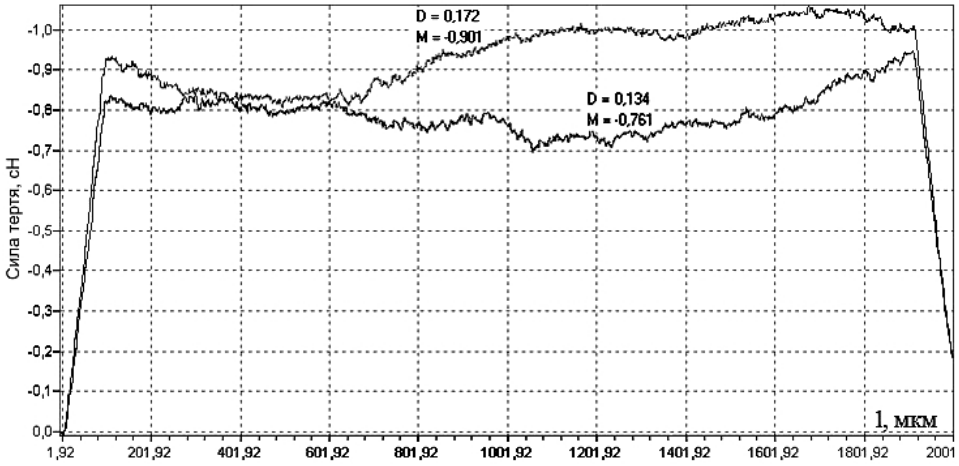
Оскільки на ділянки контакту діє однакове зусилля, опір дряпанню пропорційний твердості матеріалу. Тому одержані криві є фізично коректним явищем, що характеризує властивості досліджених поверхонь, а коливання сигналу сили тертя є відображенням впливу структурно-механічних неоднорідностей: смуг рельєфу, мікротріщин.



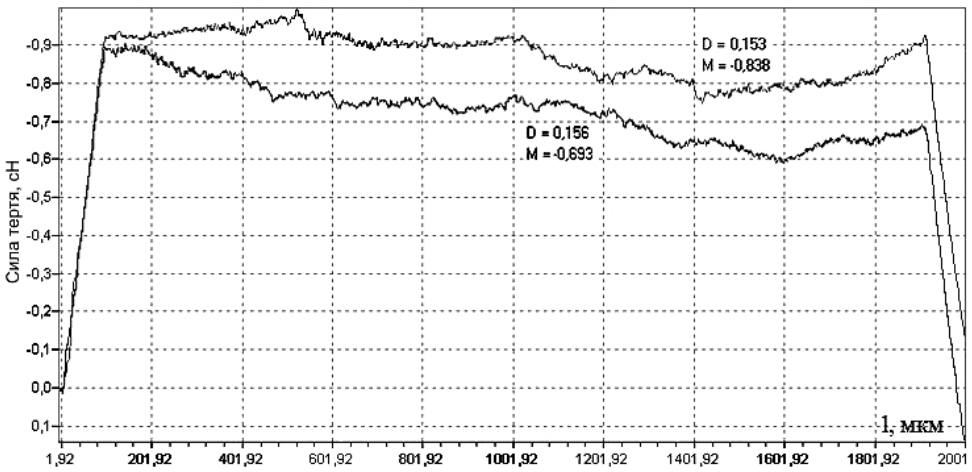
а



б



в



г

Рис. 3. Графіки склерометрії деформованого сплаву Д16сТ при відносній деформації  $\varepsilon = 2,6$  (а), 13,0 (б), 14,6 (в), 15,5% (г) за зусилля 40 Н.

Сліди склерометрії ілюструють досліджену поверхню з нанесеною подряпиною, яка є відображенням процесів пружного і пластичного деформування поверхні сплаву Д16чТ (рис. 4). Із рис. 4,а,б видно, що процеси пластичного деформування зосереджуються в області перед індентором, і дряпання відбулось без утворення здуття або відколів.

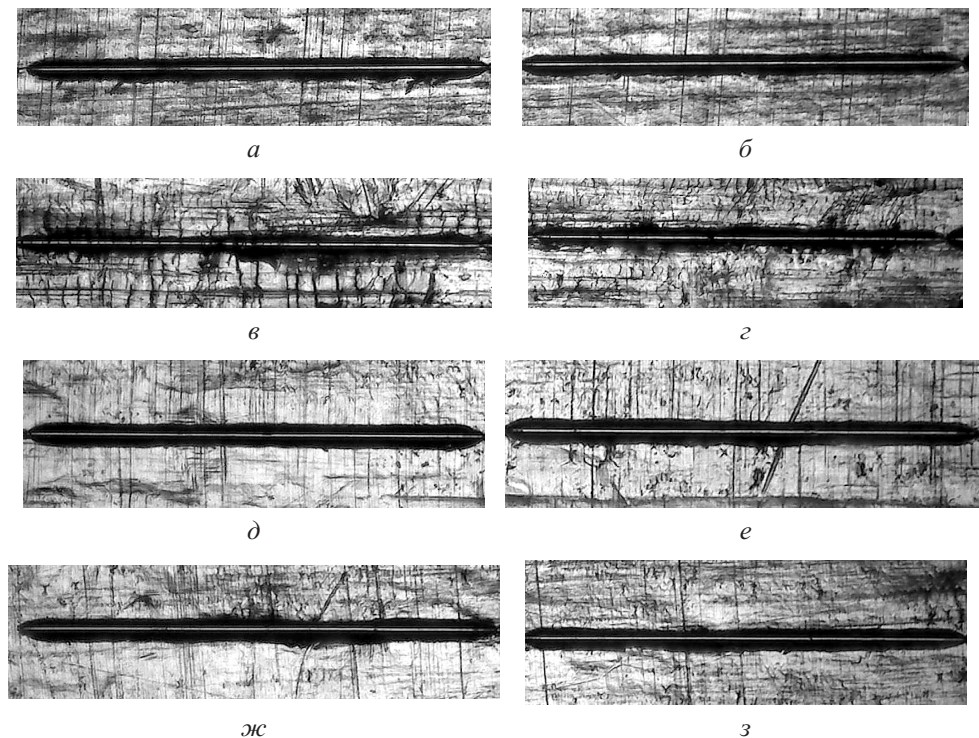


Рис. 4. Сліди склерометрії деформованого сплаву Д16чТ при відносній деформації  $\varepsilon = 2,6$  (а, б), 13,0 (в, г), 14,6 (д, е) і 15,5% (ж, з).

На рис. 4,в,г зображена ділянка склерометрії, яка потрапила у смугу пластичності, що вкрита множинними тріщинами, перпендикулярними до напрямку навантаження. Ця ділянка зазнавала деформацій розтягу, що спричинило множинні дефекти, частина з яких є дещо розкритими. Це вказує на наявність не лише розтягуючих, а й зсувних напружень.

Виявлені множинні дефекти є одним із проявів релаксації напружень та самоорганізації матеріалу зразка. Під час проходження індентора через фронт цих тріщин було виявлено і зафіксовано локальну неоднорідність (сингулярність) властивостей цієї ділянки (рис. 3,б). На оптичних зображеннях також видно, що подряпина у цих зонах мала змінну ширину та, очевидно, змінну глибину (рис. 4,в,г). На рис. 4,д–з помітні ознаки макропластичної деформації сплаву Д16чТ.

**Результати експериментів та їх обговорення.** Проведені експериментальні дослідження локалізації деформаційних процесів у сплаві Д16чТ дозволили встановити ряд закономірностей, важливих для розвитку методів діагностування проявів локалізованої деформації:

пластична деформація супроводжується появою, розвитком та впорядкованою еволюцією ділянок макроскопічної локалізації, які складаються з мікроджерел локалізованої пластичності. На поверхні з'являються мікрозсуви, які, на нашу думку, виникають переважно поблизу границь зерен;



кожна ділянка макроскопічної локалізації пластичності сформована внаслідок зсувних процесів на поверхні матеріалу, які є відкликом останнього на накопичення та об'єднання пор у внутрішніх шарах матеріалу. Тобто макролокалізація деформації, яка виникла на певній стадії пластичного деформування, може бути описана як параметрами деформаційного розпушування, так і площею деформованої поверхні, між якими існує кореляційний зв'язок;

на поверхні виникають вертикальні смуги локалізованої пластичності, вкриті мікротріщинами, орієнтованими нормально до напрямку навантажування. Ці прояви самовпорядкування та рельєфоутворення можна розглядати як періодичні процеси, а множинні мікротріщини – як поверхневі релаксаційні прояви;

при досягненні стану передруйнування виникає рельєфоутворення (гофрування) поверхні.

Метод тензометрії дозволяє інтегрально оцінювати пошкодженість матеріалу, що зазнає одновісного статичного деформування. Проте, на нашу думку, він є малоінформативним щодо оцінювання локалізації деформацій на мезо- та макрорівнях. Його доповнення мікроіндентуванням і склерометрією дозволяє кількісно описати деформаційні процеси у сплаві Д16чТ на різних структурних рівнях. Апробований підхід є перспективним для аналізу пошкодженості в околі колоподібних концентраторів напружень у авіаконструкціях [17, 18].

## Висновки

1. Установлено основні закономірності деформування алюмінієвого сплаву Д16чТ.

2. На зразках алюмінієвого сплаву Д16чТ проведено попереднє оцінювання взаємозв'язку деформації розпушування матеріалу і мікротвердістю поверхні зразків.

3. Виявлено, що на локальних ділянках зразка з найбільш інтенсивною деформацією відбулось мікророзтріскування матеріалу, на менш деформованих ділянках – короблення поверхні зразка.

Таким чином експериментально підтверджено, що утворення самоорганізованих поверхневих структур на поверхні алюмінієвих сплавів пов'язано з накопиченням та коалесценцією структурно-механічних дефектів у їх внутрішніх шарах.

## Резюме

Установлены основные закономерности пластического деформирования поликристаллического сплава Д16чТ. Свойства поверхности деформированного материала исследованы методом индентирования и склерометрии. Проанализированы физико-механические явления пространственной самоорганизации структурно-механических поверхностных дефектов и описана их связь с порообразованием и деформационными процессами во внутренних слоях материала.

1. *Карускевич М. В.* Методологія визначення відпрацювання ресурсу літальних апаратів за параметрами деформаційного рельєфу поверхні конструктивних елементів та зразків-свідків: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Київ, 2012. – 40 с.
2. *Зубов В. И., Олисов А. Н., Степанов Г. В. и др.* Влияние размеров зерна сплава Д16Т на неоднородность его деформирования при статическом и динамическом нагружении // Пробл. прочности. – 2012. – № 5. – С. 120–126.
3. *Nesterenko B. G. and Nesterenko G. I.* A way to secure operational safety for an aircraft structure according to a strength criterion // J. Machin. Manuf. Reliab. – 2013. – 42. – P. 62–75.

4. *Nykyforchyn H. M., Ostash O. P., Tsyruł'nyk O. T., et al.* Electrochemical evaluation of the inservice degradation of an aircraft aluminum alloy // *Mater. Sci.* – 2008. – **44**. – P. 254–259.
5. *Ясній П. В., Пиндус Ю. І., Ясній О. П.* Міцність і довговічність елементів конструкцій за змінної амплітуди навантаження. – Тернопіль: Терн. нац. техн. ун-т ім. І. Пулюя, 2013. – 173 с.
6. *Zasimchuk E., Markashova L., Baskova O., et al.* Influence of combined loading on microstructure and properties of aluminum alloy 2024-T3 // *J. Mater. Eng. Perform.* – 2013. – **22**. – P. 3421–3429.
7. *Romanova V. A., Balokhonov R. R., and Schmauder S.* Numerical study of mesoscale surface roughening in aluminum polycrystals under tension // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2013. – **564**. – P. 255–263.
8. *Zinovieva O., Romanova V., Balokhonov R., et al.* Numerical study of the influence of grain size and loading conditions on the deformation of a polycrystalline aluminum alloy // *J. Appl. Math. Phys.* – 2014. – **2**. – P. 425–430.
9. *Jeong D. Y. and Tong P.* Threshold of multiple site damage in aging airplanes // *ASME Aerospace Division.* – 1995. – **47**. – P. 63–71.
10. *Ignatovich S. R., Menou A., Karuskevich M. V., and Maruschak P. O.* Fatigue damage and sensor development for aircraft structural health monitoring // *Theor. Appl. Fract. Mech.* – 2013. – **65**. – P. 23–27.
11. *Лебедев А. А., Чаусов Н. Г., Богинич И. О., Недосека С. А.* Модель накопления повреждений в металлических материалах при статическом растяжении // *Пробл. прочности.* – 1995. – № 7. – С. 31–40.
12. *Игнатович С. Р., Закієв І. М., Борисов Д. І.* Оценка структурно-деформационной неоднородности тонкого поверхностного слоя материалов методом царапания // Там же. – 2008. – № 3. – С. 70–81.
13. *Panin V. E. and Panin S. V.* Mesoscale plastic deformation of aluminum polycrystals // *Russ. Phys. J.* – 1997. – **40**. – P. 28–34.
14. *Balokhonov R., Romanova V., and Schmauder S.* Numerical simulation of intermittent yielding at the macro and mesolevels // *Comput. Mater. Sci.* – 2005. – **32**. – P. 261–267.
15. *Stoudt M. R., Levine L. E., Creuziger A., and Hubbard J. B.* The fundamental relationships between grain orientation, deformation-induced surface roughness and strain localization in an aluminum alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2011. – **530**. – P. 107–116.
16. *Kahl S., Peng R. L., Calmunger M., et al.* In situ EBSD during tensile test of aluminum AA3003 sheet // *Micron.* – 2014. – **58**. – P. 15–24.
17. *Игнатович С. Р., Карускевич М. В., Дорошенко Е. Ю.* Математическая модель формирования кластеров деформационного рельефа на поверхности плакирующего слоя конструкционных алюминиевых сплавов // *Вестн. двигателестроения.* – 2011. – № 2. – С. 223–228.
18. *Карускевич М. В., Корчук О. Ю., Маслак Т. П., Чжан Ч. Х.* Фрактальність деформаційного рельєфу полікристалічного алюмінію // *Вісн. нац. авіац. ун-ту.* – 2006. – № 2. – С. 78–81.

Поступила 09. 12. 2014