

PACS numbers: 61.72.Lk, 62.20.-x, 62.20.M-, 62.50.-p, 81.40.Vw, 83.50.Uv, 83.60.Uv

Процес гідроекструзії як наслідок виникнення гідродинамічного стану матеріалу в полі зовнішнього концентратора напружень

П. Ю. Волосевич, Д. Л. Ващук, О. А. Давиденко*

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

**Донецький фізико-технічний інститут ім. О. О. Галкіна НАН України,
просп. Науки, 46,
03028 Київ, Україна*

Мета роботи полягала у побудові відсутньої на сьогодні фізико-механічної моделі процесу циклічної гідроекструзії. Представлена модель створена на підґрунті сучасних уявлень механіки і фізики металів про принципи й закономірності росту та релаксації напружень у вершинах концентраторів, не тільки завжди присутніх всередині реальних металічних матеріалів, а й зовнішніх, представлених у випадку гідроекструзії формоутворювальними матрицями. Експериментальну частину роботи виконано на інварних стопах Fe–Ni–C з вмістом Карбону 0,03% та 1,23% в умовах гідростатичних тисків до 1,6 ГПа. Методами металографії, електронної мікроскопії та дюрOMETрії досліджено особливості формування структури поверхонь та механічні властивості хвостових частин зразків у випадках завершеного та незавершеного останнього циклу двох проходів гідроекструзії. Одержані результати демонструють роль зовнішнього концентратора напружень в утворенні та взаємодії зон пластичних та пружних релаксацій, а також гідродинамічного стану матеріалу вздовж поверхонь та

Corresponding author: Denys Leonidovych Vashchuk
E-mail: vashch@ukr.net

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

**Donetsk Institute for Physics and Engineering Named after O. O. Galkin, N.A.S. of Ukraine,
46 Nauky Ave., UA-03028 Kyiv, Ukraine*

Citation: P. Yu. Volosevich, D. L. Vashchuk, and O. A. Davydenko, Process of Hydroextrusion as a Result of Occurrence of Hydrodynamic State of Material in Field of External Stress Concentrator, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 8: 1149–1168 (2020) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.42.08.1149](https://doi.org/10.15407/mfint.42.08.1149).

всередині зразків залежно від величини тиску в контейнері екструдера. Поява гідродинамічного стану зменшує сили тертя вздовж стінок матриці, що полегшує (робить можливим) процес гідроекструзії з одного боку, а з другого — забезпечує вихід (викидання) вздовж циліндричної поверхні зразка матеріалу у напрямку його хвостової частини на прикінцевому етапі останнього циклу проходу. У випадку незавершеного проходу цей процес відбувається в умовах значно меншого послаблення тримкості хвостової частини. Це супроводжується випинанням її поверхні в екструдері через тиск гідродинамічного стану з середини зразка та утворенням значно зміцненої «головки», яка зупиняє екструзію. Результати, одержані за запропонованою моделлю, добре збігаються з експериментальними і теоретичними даними, що дозволяє прогнозувати процеси, які відбуваються.

Ключові слова: гідроекструзія, інвар, концентратори напружень, гідродинамічний стан, крихке руйнування, тертя.

The aim of this work is a developing of the physical and mechanical model of the cyclic hydroextrusion process, which is absent today, based on such modern concepts of mechanics and metal physics as the principles and patterns of growth and relaxation of stresses at the apices of concentrators not only always present inside real metallic materials, but also external ones presented in the case of hydroextrusion forming matrix. The experimental part of the work is carried out on Fe–Ni–C invar alloys containing 0.03% and 1.23% of carbon under hydrostatic conditions up to 1.6 GPa. Methods of metallography, electron microscopy, and durometry are used to study the features of surface structure formation and mechanical properties of sample tail parts in cases of the completed and incomplete last cycle after two hydroextrusion passes. The obtained results demonstrate the role of the external stress concentrator in the formation and interaction of plastic and elastic relaxation zones, as well as the hydrodynamic state of the material along the surfaces and inside the samples, depending on the pressure in the extruder container. The appearance of the hydrodynamic state reduces the friction forces along the surface of the matrix. It facilitates (makes possible) the process of hydroextrusion on the one hand, and on the other—provides the release (ejection) along the cylindrical surface of the sample material in the direction of its tail part which is in the matrix at the final stage of the last cycle of passage. In the case of an incomplete passage, this process is realized under conditions of considerably less weakening of the tail part. It is accompanied by the swelling of its surface under the influence of the opposite hydrodynamic pressure inside the sample and the formation of a significantly strengthened 'knob' that stops extrusion. The suggested model is in good agreement with the experimental and theoretical results and allows us to predict the processes taking place.

Key words: hydrostatic extrusion, invar, stress concentrators, hydrodynamic state, brittle fracture, friction.

(Отримано 22 лютого 2019 р.; остаточн. варіант — 2 червня 2020 р.)

1. ВСТУП

Особливості поведінки технологічних концентраторів напружень, присутніх в реальних металах і стопах в умовах обробки тиском всебічного гідростатичного стискання відомі [1] і пов'язані, насамперед, з їх «заліковуванням» — нівелюванням дії. У більшості випадків це супроводжується підвищенням тріщиностійкості не тільки зразків, а й поліпшенням технічних характеристик виробів. Подібні обставини привели до створення цілої низки прогресивних методів обробки матеріалів, зокрема за допомогою гідроекструзії. Разом з тим фізична модель процесу гідроекструзії не розроблена [2]. Однією з причин цього може бути її відносна схожість з волочінням, яке пов'язано з подібним проходженням оброблюваного матеріалу через формувальні інструменти (фільтри, матриці).

Основна відмінна риса двох цих способів обробки полягає у точках прикладання зовнішньої (макроскопічної) сили, напрямок дії якої в обох випадках збігається. Однак під час волочіння сила, прикладена до одного з двох вільних кінців заготовки, сприяє витягуванню її з фільтри в умовах атмосферного тиску і напружень, що лежать в межах значень $\sigma_t - \sigma_v$ матеріалу, а при гідроекструзії заготовка виштовхується крізь матрицю під дією тиску рідини, яка стискається в екструдері. Швидкість витікання і величина екструзійного в одному циклі обсягу матеріалу після досягнення деякого критичного тиску в камері екструдера знаходяться у прямо пропорційній залежності та можуть змінюватися від мінімальних значень до «пострілу екструдера» [2]. Цей процес реалізується при тисках у камері по нормалі до напрямку переміщення поверхні зразка, які значно перевищують його механічні характеристики, у тому числі і σ_{xp} .

Крім цього, інтерес представляють факти непроходження заготовок через формувальні матриці в умовах останнього циклу одного з повних проходів циклічної гідроекструзії. У літературі це явище не розглядалося, не зважаючи на те, що при застосуванні цього методу воно спостерігається фактично зупиняючи процес. Повне усунення зупинок вимагало б або вдосконалення обладнання, або поєднання гідроекструзії з елементами процесу волочіння [2] для остаточного витягування заготовки з матриці.

Сказане вище зумовило мету цієї роботи, пов'язану з розробкою фізико-механічної моделі процесу циклічної гідроекструзії, яка б дозволяла пояснювати і передбачати явища, що спостерігаються, на підставі сучасних уявлень механіки і фізики металів. В основу моделі покладено принципи та закономірності росту і релаксації напружень у вершинах концентраторів, не тільки присутніх всередині реальних металевих матеріалів, а й зовнішніх, представлених формувальними матрицями.

2. МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Експериментальну частину роботи виконано на пресі з навантаженням 1 МН за тисків 1,2–1,6 ГПа. Обробку циклічною гідроекструзією проведено на інварних стопах Fe–Ni–C з двома концентраціями Карбону 0,03% і 1,23% (табл. 1).

Маршрут двох повних проходів циклічної гідроекструзії зразка крізь матрицю із зазначенням робочих тисків (МПа), початкової і кінцевої твердості (*HV*), а також величин істинних (логарифмічних) деформацій (*e*) після кожного проходу зображено на рис. 1, а.

Відзначимо, що кожен повний прохід складається з відповідної кількості циклів гідроекструзії, які змінюються залежно від довжини зразка. Стопи Н36 і 1Н31 вивчали у станах незавершеного і завершеного другого повного проходу гідроекструзії (Ø10) відповідно.

На відміну від однофазного стопу Н36 з ГЦК-ґратницею і твердістю 148 *HV*, структура 1Н31 містила дві фази з об'ємними частками 37,5% і 62,5%. Перша належить глобулярному графіту з дисперсністю виділень від 0,1 до 100 мкм за максимально ймовірного розміру 22 мкм, а друга — високовуглецевому аустеніту з ГЦК-ґратницею і твердістю 253 *HV*. Вихідна структура стопів сформувалась у результаті нагрівання до 1100°C у вакуумі з витримкою 30 хв. і подальшим гартуванням в оліві. У стопі Н36 вона складалася із зерен аустеніту, розміри яких лежали в інтервалі 10–160 мкм за найбільш ймовірного значення 50 мкм.

Дисперсність зерен стопу 1Н31 знаходилася в межах 5–250 мкм за найбільш ймовірного значення 94 мкм. Внутрішня структура та структури поверхонь зразків вивчали методами металографії, трансмісійної та сканувальної електронної мікроскопії на приладах НЕОРНОТ-32, JEOL 200СХ та TESCAN.

Методами дюрометрії, зокрема і дряпанням чотиригранною алмазною пірамідкою ребром вперед за навантаження на індентор 50 г на приладі ПМТ-3, відповідно до ГОСТ [3] за схемою, зображеною

ТАБЛИЦЯ 1. Вміст легуючих елементів у досліджених інварних стопах.

TABLE 1. The chemical composition of the investigated invar alloys.

Елемент, % ваг.	Fe–35% Ni–0,49% Mn, (Н36)	Fe–30,9% Ni–1,23% С, (1Н31)
Ni	35,0	30,9
Mn	0,49	–
C	0,03	1,23
Cu	0,07	0,03
Co	0,03	–
Fe	Баланс	Баланс

на рис. 1, *в*, проведено дослідження особливостей зміни мікротвердості вздовж подряпин 4–7.

Подряпини розташовані паралельно одна одній (по нормалі до осі деформації) вздовж поздовжнього перерізу хвостової частини зразка, який не завершив останній цикл другого ($\varnothing 10$) повного проходу обробки гідроекструзією (рис. 1, *б*). Подряпину 4 було нанесено у середній частині головки зразка 1, яка утворилася, і знаходилась в камері тиску екструдера; подряпини 5, 6 — розташовані біля входу

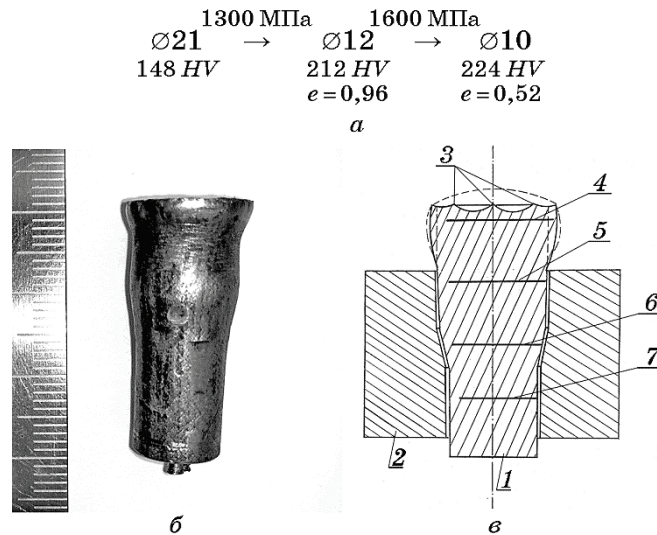


Рис. 1. Маршрут (*a*) двох повних проходів (→) зразка крізь матрицю при обробці циклічною гідроекструзією із зазначенням діаметрів (\varnothing), робочих тисків (МПа), твердості (*HV*) і логарифмічних ступенів пластичної деформації (*e*) після кожного. Загальний вигляд зразка зі стопу Н36 (*б*), який не завершив останній цикл другого проходу і схема (*в*) його поздовжнього перерізу (*1*) в матриці (*2*), де суцільними паралельними лініями (*4–7*) позначено місця нанесення подряпин для вимірювання мікротвердості. Внутрішньою і зовнішньою пунктирними лініями позначено розміри зразка після попереднього і незавершеного останнього циклу другого проходу гідроекструзії відповідно.

Fig. 1. Route (*a*) of two full passes (→) of the sample through the matrix during cyclic hydroextrusion with the values of diameters (\varnothing), working pressures (MPa), hardness (*HV*) and logarithmic degrees of plastic deformation (*e*) after each pass. General view of the sample of the H36 alloy (*б*) that did not complete the last extrusion cycle of the second pass and scheme (*в*) of its longitudinal section (*1*) in the matrix (*2*), where solid parallel lines (*4–7*) indicate scratches to measure microhardness. The inner and outer dashed lines indicate the sample dimensions after the previous and incomplete last cycle of the second hydroextrusion pass, respectively.

і в нижній частині камери стискання матриці 2, а подряпина 7 — на виході з матриці (рис. 1, *в*).

Схема (рис. 1, *в*) в масштабі відображає загальний вигляд зразка, який застряг у матриці (рис. 1, *б*). Частина, яка не увійшла в матрицю, нагадує форму головки від нюта з особливостями (3) на поверхні (рис. 1, *в*). Структуру зразків досліджували за допомогою трансмісійної електронної мікроскопії тонкої фольги на багатофункціональному електронному мікроскопі JEM-200СХ.

Зразки для досліджень (шайби) потоншували хімічним способом у реактиві складу $\text{H}_3\text{PO}_4 + \text{H}_2\text{O}_2$ і електролітичним методом Болмана (у фторопластовому тримачі) із застосуванням електроліту, який охолоджувався водою та містив 133 мл крижаної оцтової кислоти, 25 г хромового ангідриду та 10–20 мл дистильованої води.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Зовнішній огляд, проведений після вилучення з матриці зразка, який не пройшов останній цикл другого повного проходу гідроекструзії, показав, що очевидною причиною зупинки процесу є утворення перед входом у матрицю «головки» висотою 3,5–4 мм з округлою бічною поверхнею. На ній не виявлено слідів контакту зі стінками матриці, а максимальний діаметр становить 14 мм, що на 2 мм більше кінцевого діаметра зразка після попереднього повного проходу з деформацією $e = 0,96$. Ця обставина, що виникла за невідомих причин, стала перешкодою для завершення останнього циклу другого повного проходу гідроекструзії. Оскільки поверхня «головки» у нашому випадку є одним з головних свідків явищ, що відбулися, зокрема і всередині матеріалу, вона була детально вивчена за допомогою сканувальної електронної мікроскопії. Загальний вигляд поверхні «головки» і результати детальних досліджень зображено на рис. 2.

Аналіз загального вигляду зразка у поперечному перерізі свідчить про те, що торцева поверхня його хвостової частини змінилась із гладкої і плоскої у вихідному стані на хвилеподібну з невеликою (діаметром до 6 мм і висотою 0,6 мм) випуклістю в середній частині. Рельєф поверхні, який добре проглядається, дозволяє виявити центральну і ще дві системи крихких тріщин. Перша складається з розбіжних віялоподібних, практично безперервних, радіально спрямованих променів — тріщин із шириною розкриття, що зростає по мірі наближення до бічної поверхні зразка. Друга — представлена послідовно розташованими у напрямку бічної поверхні переривчастими крихкими тріщинами, що формують концентричні кола зі зростаючими радіусами. Відзначимо, що на відстані близько $2/3$ радіуса ця система тріщин містить грубіші злами, позначені на рис. 1, *в* як позиція 3 і наведені на фрактограмі рис. 2, *в*.

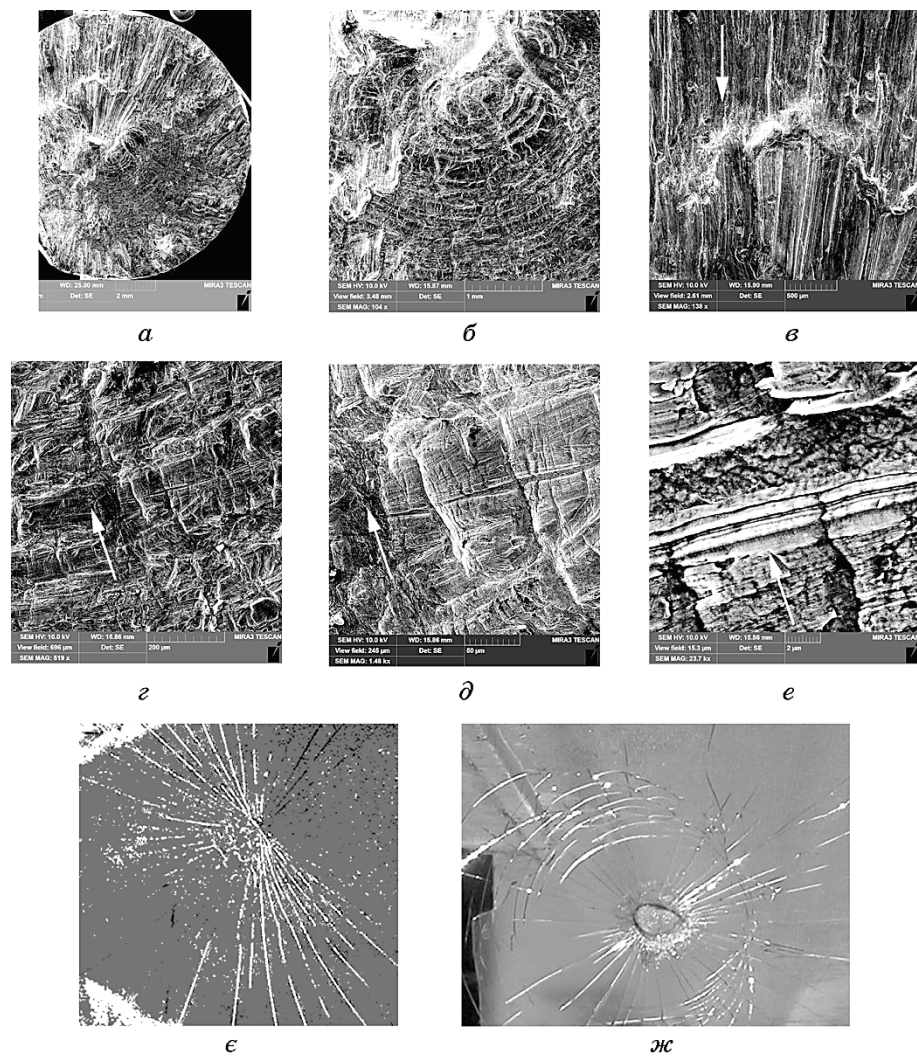


Рис. 2. Загальний вигляд поверхні (а) та особливостей структури випnutих елементів (б) (рис. 1, в) на хвостовій частині зразка зі ступу Н36 (б–е), нормальній до напрямку гідроекструзії, після незавершеного останнього циклу другого проходу крізь матрицю та дві різні схеми поширення крихких тріщин в автомобільному склі після ударних випробувань зі швидкостями до 50 і понад 150 м/с (е, ж) за масштабів зображень 1:4 і 1:10 відповідно.

Fig. 2. General view of the surface (a) and features of the structure of the expanded elements (б) (Fig. 1, в) on the tail part of the sample of the H36 alloy (б–е), normal to the direction of hydroextrusion after the incomplete last cycle of second passage through the matrix and peculiarities of the propagation of brittle cracks in an automobile glass of a cab after impact tests with speeds up to 50 and more than 150 m/s (е, ж) at image scales of 1:4 and 1:10, respectively.

Необхідно зазначити, що розглянуті на рис. 2, *a* і *б* зображення і схеми розподілу на них тріщин є точною копією характеру розподілу крихких тріщин у склі (рис. 2, *є* і *ж*), одержаних в умовах ударних випробувань скла. До того ж напрямок їхнього розкриття збігається в усіх випадках з напрямком прикладеної сили, у той час, як на зразку стопу НЗ6 цей напрямок збігається з поздовжньою віссю зразка, що виходить у бік камери стискання екструдера, тобто протилежно тиску рідини, який діє на торцеву поверхню хвостової частини. Зазначені обставини, а також результати, наведені на рис. 2, *з-е*, свідчать про те, що характер розкриття тріщин у випадку металевого зразка є крихким, а схема їхнього розподілу відповідає такій, яка формується у склі в умовах максимальної потужності ударних випробувань.

Таким чином, причина виникнення систем крихких тріщин на хвостовій поверхні зразка зі стопу НЗ6 пов'язана, очевидно, з швидкоплинним релаксаційним процесом внутрішніх розтягувальних напружень, який протікає від середини зразка у напрямку протидії тиску з боку рідини в екструдері.

Варто зазначити і те, що бічні поверхні абсолютної більшості розкритих тріщин не містять слідів залишкових пластичних релаксацій у вигляді течій, а також меж елементів структури (рис. 2, *е*), що спостерігаються у металах, як правило, в умовах квазікрихкого руйнування, де не повністю заборонена діяльність механізмів пластичних релаксацій.

Виявлені у зразку гладкі бічні поверхні крихких тріщин характерні для безструктурного сколювання, який формується відповідно до [4–6] в умовах значно вищих швидкостей зміни (> 800 м/с) і величин макроскопічної сили, яка гарантовано перешкоджає роботі відомих механізмів пластичних релаксацій на всіх рівнях структурної ієрархії зразка. Розміри розглянутих тріщин (ширина і протяжність) обох видів і їхньої глибини лежать в діапазоні значень 0,04–23 мм і 0,01–12 мкм, збільшуючись у напрямку бічної поверхні. Відзначимо й те, що ширина проміжків між найбільшими крихкими тріщинами обох систем (рис. 2, *д*) лежить у діапазоні значень 5–12 мкм і вони заповнені подібними системами більш дрібних крихких тріщин різних розмірів, відстані між якими залежать від ширини проміжку і лежать в інтервалі значень 1,5–6 мкм. Це явище має більш виражений характер у проміжках між тріщинами, витягнутими у радіальному напрямку (показано стрілками на рис. 2, *в-е*).

Відмінною особливістю більш дрібних тріщин є фрагментація їхніх бічних поверхонь розкриття на елементи різної форми (від глобулярної до витягнутої) з розмірами радіусів вписаних кіл від 0,15 до 0,3 мкм. Подібні елементи з межами, які легко виявити, спостерігаються і на ділянках поверхні зразка між дрібними трі-

щинами у вигляді рельєфу, що з'явився. Цей ефект, очевидно, пов'язаний з розмірами елементів внутрішньої структури матеріалу і свідчить про квазікрихкий характер руйнувань з обмеженою участю механізмів пластичних релаксацій на фінішній стадії загасного швидкісного коливального процесу випинання–втягування (рис. 2, *e–e*), який протікає від внутрішньої частини зразка в напрямку його хвостової поверхні. Разом з тим, подібне явище не заперечує і крихкого механізму руйнування, що реалізується на першій стадії максимального випинання металу за подальшого прояву структурних елементів з мінімальними розмірами, що формуються у процесі загасання коливань кристалічної ґратниці.

Максимальний ефект крихкого тріщиноутворення зосереджений уздовж бічної поверхні головки, де структура матеріалу місцями буквально роздроблена на фрагменти (рис. 2, *a* і *b*), а крихкі тріщини досягають максимальних розмірів. Усе сказане добре вписується в узагальнену систему сучасних уявлень [5, 6] про закономірності розвитку параболічних залежностей пластичних і крихких релаксацій від величини і швидкості зміни прикладених керувальних сил може свідчити про те, що у часовому інтервалі завершального циклу повного проходу зразка через матрицю всередині його хвостової частини виникають пружні сили, які протидіють прикладеному з боку камери екструдера тиску. Вони, досягнувши максимальних значень, з великими швидкостями релаксують у вигляді загасних коливань у бік плоскої (торцевої) хвостової поверхні зразка, що сприяє у початковий момент швидкому її випинанню до певної межі (позначеної пунктирною лінією на схемі (рис. 1, *e*)) з наступним поверненням у фінішне положення. Висока швидкість цього процесу відповідно до [5, 6] в умовах пригальмованих пластичних релаксацій і максимально зростальних у приповерхневому шарі величин нормальних розтягувальних у двох взаємно перпендикулярних напрямках напружень максимального рівня супроводжується формуванням двох систем крихких тріщин.

Тріщини ростуть і розкриваються у відповідних напрямках на етапі першого випинання у площині поверхневого шару хвостової частини зразка, повторюючи ситуацію і схему розподілу подібних тріщин у склі в умовах максимальної потужності ударних випробувань. Крім цього, поява на торцевій поверхні зразка величезної кількості розкритих крихких і квазікрихких тріщин різних розмірів, очевидно, є наслідком відповідного зменшення амплітуди коливального процесу у приповерхневому шарі.

Результати вивчення змін мікротвердості вздовж поздовжнього перерізу зразка, який не пройшов останній цикл другого повного проходу гідроекструзії, наведено на рис. 3.

Аналіз одержаних даних свідчить про наступне: 1 — відхилення значень мікротвердості мінімальне в головці зразка за максималь-

них середніх її значень (подряпина 4); 2 — максимум значень мікротвердості з їх максимальним розкидом спостерігається у центральній частині камери стискання і біля її бічної поверхні (подряпина 5); 3 — в камері стискання розкид значень становить 607 МПа (подряпина 6).

Таким чином, максимальний розкид значень спостерігається в об'ємі зразка, що знаходиться у середній частині камери стискання і біля її поверхні (подряпина 5), зменшуючись поступово до мінімуму (546 МПа, подряпина 7) на виході з матриці. Одержані результати свідчать про значне, рівномірне зміцнення матеріалу голівки зразка, середнє значення мікротвердості якого за мінімально-

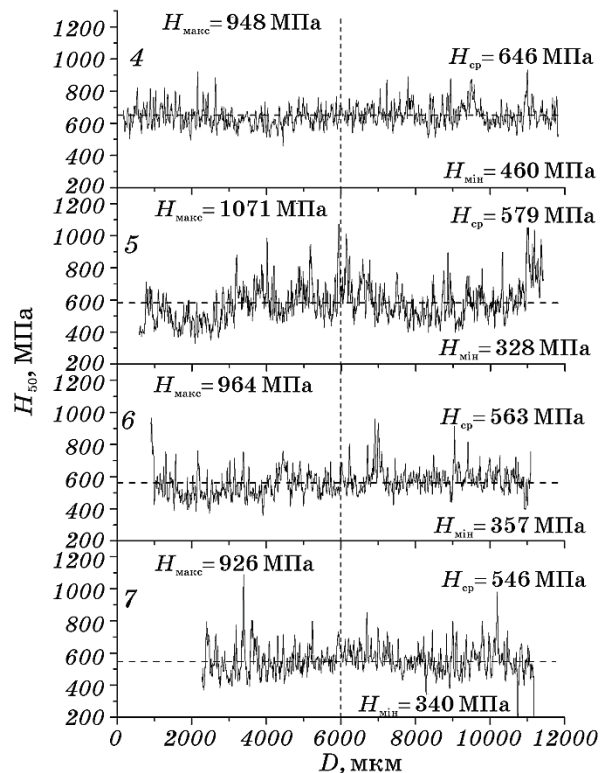


Рис. 3. Результати вимірювання мікротвердості з кроком 10 мкм уздовж подряпин 4–7, розташованих відповідно до схеми, зображеної на рис. 1, *в*, вздовж поздовжнього перерізу зразка стопу НЗ6, який не пройшов останній цикл другого проходу гідроекструзії.

Fig. 3. The results of microhardness measurements with a step of 10 μm along scratches 4–7 located in accordance with the scheme (Fig. 1, *в*) on a longitudinal section of a sample of alloy НЗ6 that did not pass the last cycle of the second hydrostatic passage.

го розкиду значень перевищує на 100 МПа середнє максимальне зміцнення, що спостерігається на виході з камери стискання (подряпина 7) за максимального розкиду значень.

Одержані результати, на наш погляд, можуть свідчити про те, що центр коливального процесу в даному випадку зосереджено всередині об'єму зразка, який знаходиться у середній частині камери стискання матриці.

Вивчення особливостей структурних змін хвостової частини зразка зі ступу 1Н31, який безперешкодно пройшов останній цикл другого повного проходу гідроекструзії, показало, що його вихідна плоска хвостова поверхня перетворилася у представлену на рис. 4.

Її загальний вигляд характеризується впадиною глибиною до 4,5 мм у центральній частині з краями у вигляді випинань основного металу, розділених у більшості випадків виділеннями іншої фази у

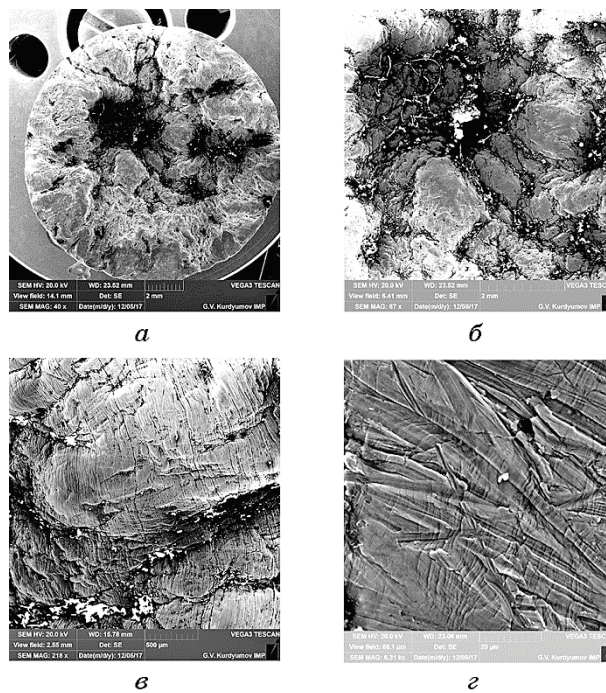


Рис. 4. Загальний вигляд (*a*) та особливості структури випнутих елементів поверхні хвостової частини зразка ступу 1Н31 (*б-г*), нормальної до напрямку гідроекструзії, після успішного завершення її другого проходу крізь матрицю.

Fig. 4. General view (*a*) and peculiarities of the structure of the expanded elements of the surface of the tail part of the sample of 1Н31 alloy (*б-г*), normal to the direction of hydroextrusion, after the successful completion of its second passage through the matrix.

вигляді графіту з глобулярною морфологією, що знаходиться в заглибленнях між випнутими елементами (рис. 4, *a–e*). Розмірні характеристики і висота випинань зростають у випадку віддалення від середини поверхні до її периферії, об'єднавшись та досягнувши 4 мм у діаметрі. Як і у першому випадку, більшість випнутих елементів хвостового перерізу зразка також містять дисперсні крихкі тріщини двох систем з радіальним і витягнутим характером розташування уздовж кілець із зростальними радіусами.

Радіальна система містить прямолінійні тріщини великих розмірів, декоровані виділеннями глобулярного графіту (рис. 4, *b і e*), у той час, як інша представлена великою кількістю дрібних дугоподібних тріщин (рис. 4, *e і z*). Відмінною особливістю двох розглянутих випадків формування рельєфів поверхонь хвостових частин зразків є те, що у стопі НЗ6 центр випинання локалізований всередині центральної частини хвостової поверхні зразка, у той час, як у стопі 1НЗ1 область максимальних випинань зосереджена вздовж його циліндричної бічної поверхні.

З усього розглянутого стає абсолютно очевидним однотипність природи процесів, які спостерігаються в обох досліджених випадках. Вона може бути пов'язана з різною потужністю, кількістю і місцями розташування центрів випинань біля поверхневих шарів матеріалу з різними товщинами. Відмінності між ними, найімовірніше, пов'язані з величинами і розміщенням у зразку, що знаходиться в середній частині камери стискування, об'ємів із значними, але різними накопиченими потенційними енергіями в період останнього циклу другого проходу гідроекструзії, а також висотою (міцністю) і особливостями структур обох матеріалів. У випадку стопу 1НЗ1 це пов'язано із завершальною стадією останнього у проході циклу, коли об'єм матеріалу і внутрішній тиск у зразку і камері екструдера мінімізуються, а процес випинання локалізується вздовж його бічної циліндричної поверхні.

Сказане вимагає розгляду явищ, що відбуваються всередині зразка, де сили, які виникають у камері стискування, немонотонно змінюються з моменту початку набору тиску в екструдері на стадії останнього циклу повного проходу аж до його завершення. Водночас необхідно послідовно оцінити зміну умови рівноваги між гальмівними і такими, що сприяють переміщенню зразка, силами.

У найзагальнішому випадку така рівновага може бути представлена у вигляді рівняння, ліва частина якого складається із суми двох сил тертя $F_1 + F_2$, що виникають уздовж робочих поверхонь матриці у кожній з камер,

$$F_1 + F_2 = F, \quad \text{де } F = f\left(P, \frac{dP}{dt}, \frac{S}{S_1}, T, K\right). \quad (1)$$

Права частина рівняння пов'язана з величиною і швидкістю змі-

ни сили тиску на стінки матриці F . Вона є функцією від величини тиску P і швидкості його зміни в циклі dP/dt , а також співвідношення площ S/S_1 з паралельним і нормальним напрямками дії тиску відносно поздовжньої осі зразка, температури T і коефіцієнта тертя K . Ця сила з одного боку впливає на особливості відповідних зон пружної і пластичної релаксацій, які послідовно формуються у зразку уздовж його поверхні і пов'язаної з реакціями взаємодії зразка з рідиною у камері екструдера і матеріалом матриці у кожній з її камер. Сказане дає підставу вважати, що кожна з сил F_1 і F_2 , які утримують зразок в матриці, є функцією від деформаційних залежностей меж пружності і плинності (σ_{ye} , σ_{re}) матеріалу зразка за незмінних, значно переважальних характеристик самої матриці. Вони забезпечують її цілісність в умовах досягнення напружень аж до крихких — заборонених в даній ситуації релаксацій всередині зразка. Одержані експериментальні дані вказують на те, що під знак функції кожної з сил тертя може бути внесено практично всі значення граничних механічних характеристик зразка, включаючи переважальні напруження його крихкого руйнування (σ_{xp}). З іншого боку, ці обставини свідчать про постійно зростальні пропорційно тиску сили тертя, сума яких утримує зразок в матриці. У подібних умовах стає очевидною неможливість порушення рівноваги у системі взаємозалежних від керувальної сили факторів, здатних привести до її нестійкості, а відповідно і до циклічного витискання зразка з матриці. Послідовно розглянемо природу цих сил, що виникають в умовах зростального гідростатичного тиску в камері екструдера, на загальну поверхню зразка, яка зменшується та уздовж якої всередині нього починають формуватися відповідні зони пластичної (2) і пружної (1) релаксацій (рис. 5, а). Ці зони по-різному збільшуються у місцях контакту зразка з поверхнями камер формувальної матриці з появою відповідних силових реакцій, вектори яких паралельні і нормальні до площин кожної з поверхонь.

Перша, відповідно до схеми (рис. 1, в) і розмірних параметрів вилученого з матриці зразка, може бути представлена бічними сторонами двох перевернутих урізаних конусів різної висоти, з різними кутами нахилу з боку більшої основи. Відповідно до сучасних уявлень механіки подібна система формування напруженого стану в зразку в камері стискання може бути представлена як результат діяльності зовнішнього кільцевого концентратора напружень певної потужності. До того ж, діяльні вектори силових реакцій, спрямованих всередину зразка від його кільцевої вершини (розташована уздовж KK_1 на рис. 5) і кожної з бічних площин, формують, у міру проходження зразка крізь камеру стискання, зростальне силове поле напружень у вигляді кільця, яке поступово сходиться в точці O . Його зростання пропорційне діяльному тиску, потужності концентратора і протяжності поверхні камери стискання, що забезпечує зросталь-

ний темп деформаційного зміцнення у вершині концентратора в міру переміщення зразка під дією зростаючого до P_3 тиску (рис. 5, в).

У міру просування зразка (заповнення камери стискання) до вихі-

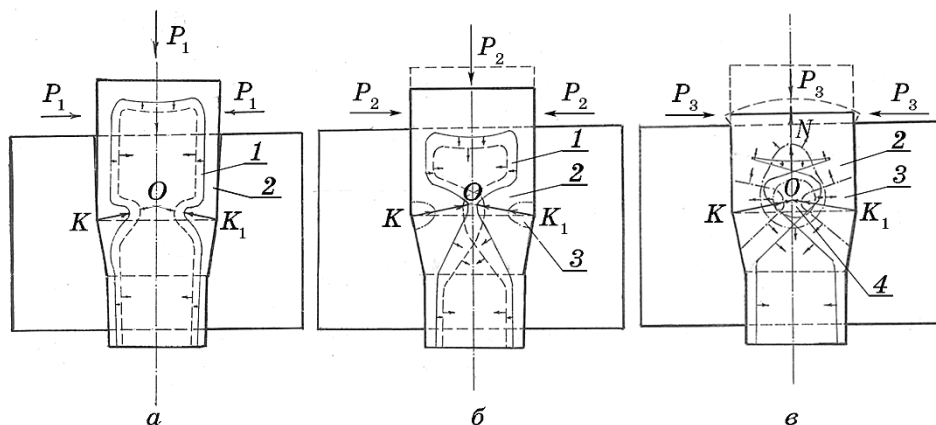


Рис. 5. Схеми розподілу діяльних сил і процесів, що відбуваються всередині зразка в матриці, яка представляє зовнішній кільцевий концентратор напружень з вершиною уздовж кола KK_1 , на різних етапах зростання тиску в циклі (а-в) — у початковий момент при заповненій зразком матриці і тиску P_1 , що сприяє формуванню відповідних зон пружного (1) і пластичного (2) впливу, зокрема, і у вершині концентратора (а), а також за тиску $P_2 = P_{\text{ГДС}} > P_1$, сприятливому для утворення зародків гідродинамічного стану (зона 3) (б), які формують у міру подальшого підвищення тиску до P_3 , зону гідродинамічної субстанції (ГДС), яка зростає і просуває зони 1 і 2 у напрямку точки O . Їх перекриття призводить до різкого збільшення потенційної енергії системи з формуванням нового осередку (4) зародження ГДС-матеріалу в її околі (в). Стрілками вказано напрямки поширення кожної зони у процесі збільшення тиску.

Fig. 5. Schemas of the distribution of the acting forces and the processes occurring inside the sample located in the matrix, which is an external ring stress concentrator with top (peak) along the KK_1 ring, at various stages of pressure increasing in the cycle (а-в) at the initial moment when the matrix filled with the sample and some pressure P_1 , which contributes to the formation of the corresponding zones of elastic (1) and plastic (2) effects, including at the top (peak) of the concentrator (а), and under the pressure $P_2 = P_{\text{ГДС}} > P_1$, which facilitates the formation of the nuclei of the hydrodynamic state (zone 3) (б), forming with the pressure increasing to P_3 , the growing zone of the hydrodynamic substance (ГДС), ahead of which in the direction of point O , zones 1 and 2 are moving. Their overlapping leads to a sharp increase in the potential energy of the system with the formation of a new center (4) of the nucleation of the HDS material in its vicinity (в). The arrows indicate the direction of evolution of each zone in the process of increasing pressure.

дно діаметра у вершині кільцевого концентратора (уздовж точок, розташованих на колі KK_1) буде спостерігатися збільшення виникаючих напружень, пропорційне тиску і потужності концентратора.

Напрямки їхньої дії лежать під прямими кутами до поверхні концентратора (внутрішньої поверхні матриці) і складають у камері стискання кут $(90 - \alpha)$ з напрямком переміщення зразка. Водночас їх результуюча ON після злиття зон пластичних релаксацій в точці O зростає пропорційно зазначеним параметрам, фактично протидіючи P_3 . Глибина проникнення зон пластичних і пружних релаксацій у зразок збільшується прямо пропорційно тиску, як в камері екструдера, так і в камері стискання матриці. До того ж сила тертя на внутрішній її поверхні буде рости пропорційно двом протидіючим і врівноваженим силам стискання з боку концентратора і від протидіючих пружних сил з боку зразка.

Сказане робить функціонально залежною F_2 від зростальних величин механічних властивостей вихідного кристалічного стану, припускаючи в інтервалі деформаційної залежності його межі плинності постійне її збільшення. Цей процес, після «заліковування» — дисоціації внутрішніх концентраторів у зразку, пов'язаний зі збільшенням густини тільки точкових дефектів втілення, що веде до формування гідродинамічного стану матеріялу. Механізми і особливості цих явищ в умовах присутності різних концентраторів напружень у полі- і монокристалах розглянуто в [7]. Все сказане сприяє поступовому накопиченню потенційної енергії системи і супроводжується на цьому етапі утворенням зони (3) гідродинамічного стану матеріялу вздовж поверхні камери стискання (рис. 5, б). Другий етап пов'язаний зі злиттям всередині зразка зон пластичної і пружної релаксацій з утворенням у його центральній частині (у точці O) нової, зростальної у напрямку хвостової поверхні, ділянки (4), яка містить гідродинамічний стан матеріялу (рис. 5, в). Зі збільшенням тиску в екструдері обидві зони гідродинамічного стану зливаються. Зі своєї боку, це супроводжується відповідним збільшенням сили, що діє в напрямку вектора ON і протидіє силі P_3 з боку камери стискання.

Як свідчать експериментальні дані, ці сили і викликані ними напруження у піковий момент випинання хвостової поверхні зразка з великою швидкістю (рис. 2, 4 і 5, в) у багато разів перевищують не тільки максимальні значення деформаційної залежності меж плинності обох стопів, а й величини напружень їх крихкості. Це підтверджується експериментально, супроводжуючись явищами безструктурного сколювання, перші акти якого реалізуються у торцевих поверхневих шарах хвостових частин заготовок в умовах повного блокування процесів пластичних релаксацій. Для стопу 1НЗ1 характерна нерівномірність таких проривів, максимально високих по периметру хвостової поверхні зразка. Сказане може бути

зумовлено і тим, що момент завершення останнього циклу повного другого проходу реалізується в умовах, коли хвостова частина зразка вже увійшла в камеру стискання і наближається до матриці у разі зниження P_3 і практичній релаксації зони 4 (в силу реалізації основної частини циклу) до вершини кільцевого концентратора. Водночас мінімізується ділянка 3 гідродинамічного стану біля стінки матриці на момент завершення останнього циклу у проході гідроекструзії. Ця обставина, а також двохфазний стан зразка, очевидно, є причинами формування різних випинань металу хвостової поверхні. Їхній напрямок також протилежний тиску в камері екструдера під час локалізації по периметру циліндричної поверхні хвостової частини, де деформаційні явища регламентуються стінками камери і наявністю графіту, який послаблює зв'язки між елементами структури. Усе сказане вище дає підстави вважати, що у даному випадку сила, яка виникає в області дії зовнішнього концентратора біля поверхні матеріалу, буде зростати в міру заповнення зразком камери стискання. До того ж швидкість її зміни і величина тиску біля вершини концентратора зростає в міру просування зразка вздовж конусної поверхні камери стискання, випереджаючи величину тиску в екструдері і створюючи передумови уздовж конусної поверхні зразка для виникнення нового стану матеріалу, іменованого у літературі [8, 9] гідродинамічним (зони 3, 4, рис. 5, б і в). Відповідно до синергетичних закономірностей зародження нових станів гідродинамічний стан також передбачає наявність стадії зародкоутворення і подальшого злиття цих зародків у відповідну субстанцію. У даному випадку роль зародків можуть відігравати флюктууючі з основною матричною ґратницею зразка кластери дефектів втілення, які складаються з її власних або інших (другої фази) атомів. Водночас параметри ґратниці таких флюктууючих кластерів відрізняються вищим темпом їхнього зменшення відносно параметра ґратниці вихідного матеріалу, який пружно зменшується меншими темпами [7].

Об'єм вихідного стану з ростом і злиттям зародків у новий ГДС також зменшується до утворення за деякого значення $P_{ГД}$ гідродинамічної субстанції. Вона поступово заповнює об'єм зразка, який збільшується, як уздовж кільцевої поверхні концентратора, так і у напрямку KO (до осі зразка) рис. 5, в.

Розглянуті процеси формування такої потенційно високорухливої субстанції у камері стискання матриці мають супроводжуватися істотним зниженням сили тертя, яка діє уздовж поверхні концентратора ($F_1 \rightarrow \min$). До того ж в умовах швидкої зміни форми нової субстанції всередині зразка у кулясту за рахунок злиття зон 3 і 4 відбувається зміна сил зв'язку між матеріалом зразка, який знаходиться у камері екструдера і на виході з матриці, де діє сила тертя F_2 . Подолання опору у вигляді сили тертя уздовж стінок камери не

викликає труднощів, тим більше, що матеріал у гідродинамічному стані, який знаходиться вздовж поверхні матриці у камері стискання, може слугувати «мастилом», яке додатково полегшує витікання аж до моменту падіння тиску в камері стискання нижче $P_{гд}$. Після чого все повторюється спочатку, якщо процес релаксації в повній мірі не реалізується у протилежному напрямку, як в першому з розглянутих нами випадків, коли хвостова частина зразка, яка не увійшла в зону активного стискання, фактично «відділяється» від його частини на виході з матриці, зростає обсягом гідродинамічної субстанції і випинається з утворенням «голівки».

Такий процес відбувається у тих випадках, коли сили тертя на виході з матриці перевищують ті, які необхідно подолати для виштовхування матеріалу шляхом випинання у напрямку, протилежному, діяльному з боку екструдера тиску P_3 . Це відбувається в умовах активного формування всередині зразка зони 4 (рис. 5, в), максимальні розміри якої повинні досягатися на момент середини часового інтервалу реалізації кожного циклу гідроекструзії.

Такий підхід дозволяє по-новому оцінити і закономірності (механізм) утворень внутрішньої структури зразків у результаті гідроекструзії. Поклавши в основу намагання гідродинамічного стану матеріалу до швидкого відновлення до вихідного (кристалічного) стану в умовах скидання тиску, можна очікувати успадкування структури кристалічним станом. Тим більше, що це відбувається в умовах швидкісних змін об'єму, температури і тиску, які забезпечують відставання розвитку релаксаційних процесів.

До того ж розміри нових структурних елементів повинні наближатися зі збільшенням цього відставання до розмірних параметрів угруповань атомів у гідродинамічному стані. Це підтверджується експериментально [10] під час формування у процесі циклічної гідроекструзії в приповерхневому шарі поперечного перерізу зразка (діаметром 3 мм) комірок з розмірами від 45 до 180 нм.

Водночас структурні утворення у поздовжніх перерізах у вигляді витягнутих у напрямку руху зразка текстурних меж найімовірніше пов'язані з подальшим спрямованим проходженням матеріалу через калібрувальну камеру. Це відбувається в умовах досить високих радіальних стискальних напружень, пов'язаних, зокрема, і з присутністю уздовж його поверхні в момент виходу з камери стискання прошарку матеріалу в гідродинамічному стані.

Необхідно відзначити, що деформаційний контраст вздовж меж комірок мінімальних розмірів, як і їх об'єднань у групи з розмірами до 800 нм, не виявляє ознак присутності дислокацій, а також значних азимутальних розорієнтацій між сусідами всередині груп (рис. 6, а). До того ж контрасти між сусідніми групами великих розмірів, які об'єднують дрібні елементи, істотно відрізняються, що свідчить про зростаєлу розорієнтацію між ними (рис. 6). Її азиму-

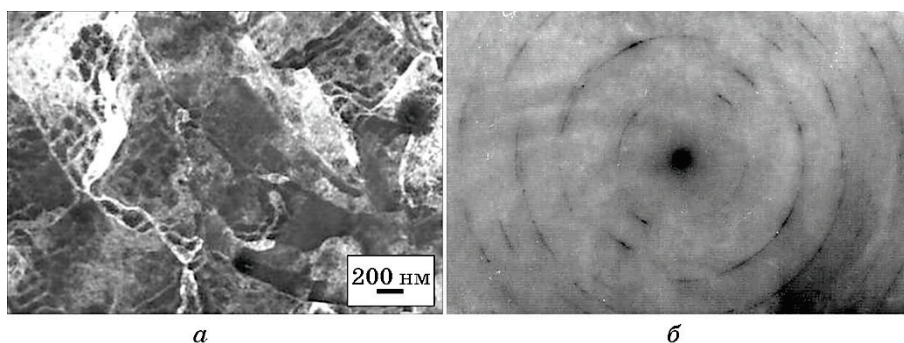


Рис. 6. Мікроструктура стопу Н36 після гідроекструзії із сумарним обтисненням $e = 3,47$ (а) та електроннограма (б) з наведеної ділянки.

Fig. 6. The microstructure of the alloy N36 (a) and the electron diffraction pattern (b) from the given section after hydroextrusion with a total deformation degree of $e = 3.47$.

тальна складова на електроннограмі від наведеної ділянки досягає $\pm 15^\circ$ (рис. 6, б) за наявності сильного фону і розмитості рефлексів, які свідчать про високий рівень залишкових пружних спотворень стискання, за яких зародження дефектів вилучення мало ймовірно.

Сказане дає підстави вважати, що походження подібного виду структур пов'язано з надлишком нерелаксованих точкових дефектів втілення, зосереджених біля меж нових елементів структури, які формуються під час переходу з гідродинамічного стану.

У комплексі це може свідчити про переважну роль дефектів втілення вакансійного типу у формуванні меж між структурними елементами мінімальних розмірів, які наближаються до розмірів зародків гідродинамічної субстанції, і їх об'єднань у групи в умовах зростаючих неузгодженостей коливальних процесів атомів між сусідами зі збільшенням розмірів структурних елементів нового полікристалічного стану.

Таким чином, механізм формування (появи) коміркових структур з максимальною дисперсністю до 45 нм, найімовірніше, пов'язаний з успадкуванням елементів структурної організації гідродинамічного стану матеріалу за подальшого набування ним текстурної складової у процесі проходження через калібрувальну камеру. Зазначене добре узгоджується не тільки з передбаченнями моделі, а й зі змінами мікротвердості, яка демонструє більш високі значення в областях формування (існування) гідродинамічного стану як всередині, так і біля поверхні зразка, який не завершив останній цикл другого проходу гідроекструзії (подряпини 5–7, рис. 3). Це пов'язано з максимальним ступенем дисперсності, рівновісних коміркових структур, які утворюються у відповідних зо-

нах і не спостерігалися після волочіння [11].

4. ВИСНОВКИ

У роботі продемонстровано роль зовнішнього концентратора напружень, у вигляді внутрішньої поверхні камери стискання формувальної матриці, в утворенні зон пластичних і пружних релаксацій напружень, а також двох зон гідродинамічного стану матеріалу — уздовж поверхні і всередині зразка. Перша зменшує сили його тертя об стінки у кожній з камер матриці, що забезпечує гідроекструзію, а друга, за загального сприяння процесу, у разі її утворення на етапі ослабленої хвостової частини зразка в кінці останнього циклу викликає утворення головки і зупинку проходу. Це свідчить про значно перевищувальний тиск з боку внутрішньої частини зразка, який протидіє тиску з боку камери екструдера. Водночас процес релаксації, у вигляді випинання хвостової частини зразків, супроводжується не тільки її значним рівномірним зміцненням, а й формуванням на поверхні двох систем крихких тріщин, які свідчать про гранично високі швидкості його реалізації.

Висловлено міркування і показано, що розглянуті у роботі явища (як і гідроекструзія у цілому) можуть бути реалізовані тільки в умовах зародження і утворення нової субстанції в матеріалі зразка, яка має гідродинамічні властивості і сприяє не тільки зниженню утримувальних сил тертя в матриці, а й, очевидно, накопиченню значної потенційної енергії, здатної в певних умовах релаксувати у напрямку протидії тиску камери екструдера.

Випадок непроходження зразка через матрицю в останньому циклі другого проходу гідроекструзії пов'язаний з перетворенням потенційної енергії атомів гідродинамічного стану внутрішньої частини зразка на завершальній стадії останнього циклу в кінетичну енергію їхнього руху, спрямованого в сторону хвостової частини за недостатньої її тримкості.

Результати, одержані за запропонованою моделлю, добре узгоджуються з експериментальними і теоретичними результатами, демонструючи можливості прогнозування процесів, що відбуваються.

Автори дякують М. А. Скорику за сприяння у проведенні електронно-мікроскопічних досліджень структури поверхонь.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. И. Зайцев, *Физика пластичности гидростатически сжатых кристаллов* (Киев: Наукова думка: 1983).
2. В. А. Белошенко, В. Н. Варюхин, В. З. Спусканюк, *Теория и практика гид-*

- роэкструзии* (Киев: Накова думка: 2007).
3. ГОСТ 21318-82, *Измерение микротвердости царапанием алмазными наконечниками* (Москва: Изд-во стандартов: 1983).
 4. П. Ю. Волосевич, *Зб. наук. праць 5-ї Міжнародної конференції «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій» (24–27 червня 2014 р.)* (Львів: ТОВ «Простір-М»: 2014), с. 157.
 5. П. Ю. Волосевич, *Успехи физики металлов*, **12**, № 3: 367 (2011).
 6. П. Ю. Волосевич, А. В. Шиян, *Сталь*, № 6: 58 (2015).
 7. П. Ю. Волосевич, *Успехи физики металлов*, **19**, № 2: 223 (2018).
 8. В. И. Засимчук, Е. Э. Засимчук, Ю. Г. Гордиенко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **36**, № 4: 445 (2014).
 9. E. E. Zasimchuk and L. I. Markashova, *Mater. Sci. Eng. A*, **127**: 33 (1990).
 10. В. М. Надутов, Д. Л. Ващук, П. Ю. Волосевич, Е. А. Свистунов, В. А. Белошенко, В. З. Спусканюк, А. А. Давиденко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **34**, № 3: 395 (2012).
 11. В. М. Надутов, Д. Л. Ващук, П. Ю. Волосевич, В. А. Белошенко, В. З. Спусканюк, А. А. Давиденко, *Физика и техника высоких давлений*, **22**, № 2: 125 (2012).

REFERENCES

1. V. I. Zaitsev, *Fizika Plastichnosti Hidrostaticheski Szhatykh Kristallov* [Physics of Plasticity of Hydrodynamically Compressed Crystals] (Kyiv: Naukova Dumka: 1983) (in Russian).
2. V. A. Beloshenko, V. N. Varyukhin, and V. Z. Spuskanyuk, *Teoriya i Praktika Gidroekstruzii* [Theory and Practice of Hydroextrusion] (Kyiv: Naukova Dumka: 2007) (in Russian).
3. GOST 21318-82, *Измерение Микротвердости Царапанием Алмазными Наконечниками* [Measurement of Microhardness by Scratching with Diamond Tips] (Moscow: Izd-vo Standartov: 1983) (in Russian).
4. P. Yu. Volosevich, *Abstr. of the 5-th Int. Conf. 'Mechanics of Materials Fracture and Structural Strength' (Jun. 24–27, 2014)* (Lviv: Tz OV 'Prostir-M': 2014), p. 157 (in Ukrainian).
5. P. Yu. Volosevych, *Usp. Fiz. Met.*, **12**, No. 3: 367 (2011) (in Russian).
6. P. Yu. Volosevich and A. V. Shiyan, *Stal'*, No. 6: 58 (2015) (in Russian).
7. P. Yu. Volosevich, *Usp. Fiz. Met.*, **19**, No. 2: 223 (2018) (in Russian).
8. V. I. Zasimchuk, O. Eh. Zasimchuk, and Yu. G. Gordienko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 4: 445 (2014) (in Russian).
9. E. E. Zasimchuk and L. I. Markashova, *Mater. Sci. Eng. A*, **127**: 33 (1990).
10. V. M. Nadutov, D. L. Vashchuk, P. Ju. Volosevych, Ye. O. Svistunov, V. A. Beloshenko, V. Z. Spuskanyuk, and A. A. Davidenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 3: 395 (2012) (in Russian).
11. V. M. Nadutov, D. L. Vashchuk, P. Ju. Volosevich, V. A. Beloshenko, V. Z. Spuskanyuk, and A. A. Davidenko, *Fizika i Tekhnika Vysokikh Davleniy*, **22**, No. 2: 125 (2012) (in Russian).