

PACS numbers: 43.35.+d, 61.72.Ff, 61.72.Lk, 61.72.Mm, 68.37.Lp, 81.65.-b, 83.50.Uv

Особливості механізму структуроутворення в поверхневих шарах латуні ЛС59-1 за ультразвукового ударного оброблення

П. Ю. Волосевич, Б. М. Мордюк

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

Методом трансмісійної електронної мікроскопії досліджено особливості формування деформаційних структур і фазового стану зразків латуні ЛС59-1 після ультразвукового ударного оброблення (УЗУО) за різних температур (в аргоні та рідкому азоті) і ступенів деформації. Продemonстровано, що на тлі нерівномірного екстремального подрібнення вихідних зерен і формування субструктурних елементів збільшення часу УЗУО супроводжується пригніченням механізму деформаційного мікродвійникування, яке активно розвивається в ГЦК- α -фазі на початкових стадіях оброблення. Деформація β -фази з ОЦК-ґратницею на цих стадіях відбувається без участі мікродвійникування за активного зростання густини дислокацій і збільшення кількості подрібнених виділень олива, що зосереджуються на дислокаційних скупченнях. Обговорено особливості розподілу концентраторів напружень і сприятливі умови для активації механізмів релаксації, у тому числі мікродвійникування. Підтверджено факт відсутності β -фази за умов значних деформацій, які ведуть до подрібнення усіх структурних елементів, що може бути пов'язане із підвищенням швидкості перебігу дифузійних процесів, спроможних пришвидшувати її перетворення на суміш α -фази (ГЦК) та γ -фази з ГЦК-ґратницею.

Corresponding author: Pavlo Yuriyevych Volosevych
E-mail: volosp@imp.kiev.ua

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

Citation: P. Yu. Volosevych and B. M. Morduk, Peculiarities of the Mechanism of Structure Formation in the Surface Layers of Cu39Zn1Pb Brass under Ultrasonic Impact Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 12: 1319–1334 (2025), DOI: [10.15407/mfint.47.12.1319](https://doi.org/10.15407/mfint.47.12.1319)

© Publisher PH “Akadempriodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

Ключові слова: Cu–Zn-латунь, мікроструктура, механізми деформації, двійникування, ультразвукове ударне оброблення.

The transmission electron microscopy is used to study the features of the formation of deformation structures and the phase state of Cu₃₉Zn₁Pb brass samples during ultrasonic impact treatment (UIT) at different temperatures (in the argon gas and liquid nitrogen) and strain extents. As shown, on the background of uneven extreme grain refinement and substructure formation, an increase in the UIT duration is accompanied by the suppression of the deformation microtwinning mechanism, which actively develops in the f.c.c. α -phase at the initial stages of treatment. At these stages, the deformation of the β -phase with a b.c.c. lattice occurs without the participation of microtwinning with an active increase in the dislocation density, and an increase in the number of the refined precipitates of lead concentrated on the dislocation tangles/bundles. The features of the stress-concentrators' distribution and favourable conditions for activation of relaxation mechanisms, including microtwinning, are discussed. The fact of the absence of the β -phase under conditions of significant deformations, which results in the crushing of all structural elements, is confirmed, that may be associated with an increase in the rate of diffusion processes capable of accelerating its transformation into a mixture of the α -phase (f.c.c.) and the γ -phase with the f.c.c. lattice.

Key words: Cu–Zn brass, microstructure, deformation mechanisms, twinning, ultrasonic impact treatment.

(Отримано 21 серпня 2025 р.; остаточн. варіант — 1 вересня 2025 р.)

1. ВСТУП

Однією з основних вимог до сучасних конструкційних матеріалів є оптимальне поєднання їхніх міцності та пластичності. Показано, що таке поєднання часто притаманне металам і стопам із ультрадисперсними або нанорозмірними елементами структури та, як наслідок, підвищеною міцністю й задовільною пластичністю порівняно з полікристалічними аналогами з мікронним і навіть субмікронним (0,1–1,0 мкм) розміром зерна [1–4].

Підвищеними механічними властивостями також характеризуються металеві матеріали з поверхневими шарами, які мають ґradientну структуру, що містить структурні елементи, які змінюються з віддаленням від поверхні від нано- до субмікро- та мікророзмірних. Зміцнення металевих виробів вдається досягти за рахунок формування у їхніх поверхневих шарах ґradientних структур шляхом застосування різних метод деформаційного оброблення поверхні [5], серед яких — шротоструминне [6], піскоструминне [7], лазерне ударне оброблення [8] та інші. Все ширше використовуються ультразвукові методи модифікування поверхні [9, 10], в тому числі

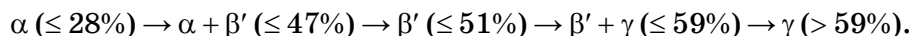
ультразвукове ударне оброблення (УЗУО) [11–14].

Останнім часом, із розвитком високочастотної УЗУО з'явилися роботи, що стосуються впливу його на формування деформаційних структур і фазового складу та зумовлені ними зміни твердості поверхневих шарів латуней системи Cu–Zn [13–20]. Аналізувалися зміни об'ємної частки фаз і величини зон когерентного розсіювання [15–20], а також ймовірність деформаційного двійникування [13, 16, 19, 20].

Мідні стопи, зокрема латуні системи Cu–Zn, знайшли широке промислове використання завдяки високим механічним властивостям і корозійній стійкості. У ряді робіт показано, що застосуванням деформації за різних швидкостей і температур можна сформувати заданий структурно-фазовий стан латуней, а також досягти оптимальне поєднання їхніх міцності та пластичності [1–4, 21–23]. Показано також, що структурно-фазові зміни у латуні системи Cu–Zn можуть відбуватись із залученням різних деформаційних механізмів, перебіг яких залежить як від хемічного складу, що зумовлює величину енергії дефектів пакування (ЕДП) [4, 22], так і зовнішніх чинників, а саме: швидкості деформації $\dot{\epsilon}$ та/або температури T [3, 4, 23]. Здатність до двійникування та щільність двійників зростають із пониженням ЕДП (зростанням концентрації Цинку) та температури, підвищенням швидкості деформації, а також залежать від розмірів зерен і товщини двійників [3, 4].

Зокрема, латунь ЛС59-1, яка достатньо широко використовується в практиці, містить три структурних складових, межа міцності яких за розтягу залежить від виду попереднього оброблення й стану структури та змінюється від 335 до 610 МПа [24] за видовження від 50 до 4% відповідно. Фазовий склад латуней системи Cu–Zn добре вивчено у залежності від вмісту Zn (рис. 1) [25].

У відповідності до діаграми станів, за кімнатної температури зростання кількості Zn веде до зміни фазового складу в наступній послідовності (в дужках вказано концентрацію Цинку) [25]:



Згідно з [24], β - і β' -фази мають однаковий хемічний склад (CuZn) і відрізняються лише просторовими групами ($Im\bar{3}m$ і $Pm\bar{3}m$) та структурними типами ($A2$ і $B2$) своїх ґратниць відповідно. В роботі [18] було зазначено, що у зв'язку із малою швидкістю дифузії за евтектичної температури перетворення високотемпературної β -фази ($\beta \rightarrow \beta + \beta' \rightarrow \alpha + \gamma$) відбувається за охолодження дуже повільно, завдяки чому β' не було визначено у попередніх дослідженнях [24]. Інші фази мають ГЦК (α -фаза) й ОЦК (β -фаза) ґратниці. Їхні параметри 0,36327–0,36898 нм і 0,29498–0,29522 нм залежать від вмісту Zn в інтервалах 11,41–33,56 ат.% і 48,23–49,30 ат.% відпо-

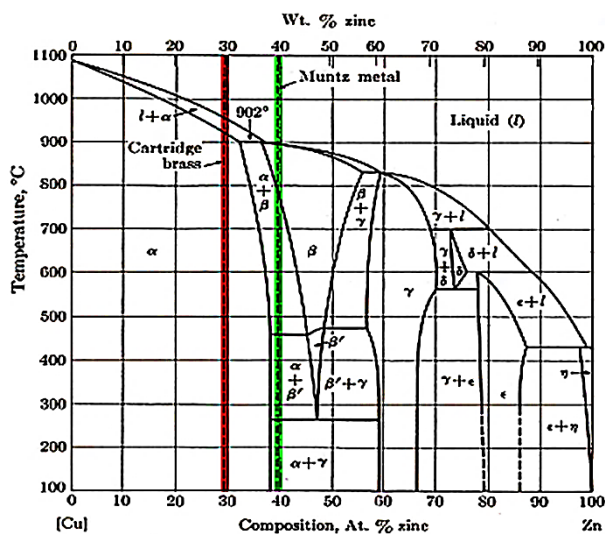


Рис. 1. Фазова діаграма системи Cu–Zn [25].

Fig. 1. Phase diagram of Cu–Zn system [25].

відно [24]. За даними [26] γ -фаза має стехіометрію Cu_5Zn_8 із складною кубічною впорядкованою ґратницею, а ϵ -фаза (CuZn_3), що містить переважальну кількість Zn (> 79 ат.%), — ГЦП-структуру.

Зазначається також, що формозміна β -латуні (39–60 ат.% Цинку) за певних температурних умов і вмісту Zn може бути пов'язана з фазовими перетвореннями мартенситного [24, 26] або бейнітного ($\beta \leftrightarrow \beta'$) [27, 28] типу. Разом з тим, механізми деформації окремих фазових складових латуні ЛС59-1 потребують додаткових досліджень, оскільки поведінка матеріалу під час механічних оброблень і наступної експлуатації залежить від структуроутворення та зміцнення фазових складових.

Метою даної роботи є дослідження особливостей деформаційного структуроутворення латуні ЛС59-1 за умов УЗУО, зокрема визначення особливостей двійникування у фазових складових, механізму зменшення кількості β -фази та поведінки Pb.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Дослідження проведено на зразках латуні ЛС59-1, яка містить Цинк, Плюмбум і незначні частки інших легувальних елементів, наведені у табл. 1.

У відповідності з фазовою діаграмою латунь ЛС59-1 має трифазний стан (рис. 1). На діаграмі двома вертикальними лініями позначено хемічні склади найбільш поширених з точки зору промислово-

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад латуні ЛС59-1 (ваг.%).

TABLE 1. Chemical composition of Cu39Zn1Pb brass (wt.%).

Масова частка елементу, %							
Cu	Zn	Pb	Si	Fe	Mn	Ni	Sn
58,9	39,6	1,05	0,43	0,05	0,03	0,03	0,01

го застосування латуней цієї системи, а саме, картриджної (червоної) латуні (Cu–30 ваг.% Zn) і так званої зеленої латуні (Muntz metal — Cu–40 ваг.% Zn) [25]. Досліджуваний стоп знаходиться на діаграмі на межі між однофазною областю існування α -фази й областей існування сумішей фаз $\alpha + \beta'$ і $\alpha + \gamma$. Кількість γ - та β -фаз у вихідному стані досліджуваної латуні за результатами рентгеноструктурної аналізи складає 54,1% та 45,3% [15].

УЗУО здійснювалося за однакових режимів із використанням двох схем навантаження, перша з яких (УЗУО-1) передбачала розташування зразка у заглибленні ковадла (рис. 2, а) [15–18]. Оскільки навантаження за цією схемою відбувалось у квазіізостатичному режимі, то зразок зазнавав менших деформацій (розширення зразка в радіальних напрямках було обмежене стінками заглиблення). За оброблення за другою схемою (УЗУО-2) зразок розташовувався на плоскому ковадлі (рис. 2, б) [29, 30], що уможливило одержувати під час оброблення (на повітрі, в захисній атмосфері з аргону та за охолодження в рідкому азоті) зразки значно більших розмірів, що істотно поліпшує не тільки умови проведення експе-

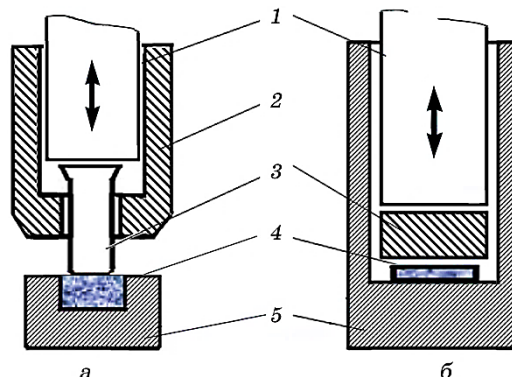


Рис. 2. Схеми УЗУО у квазіізостатичному (УЗУО-1) (а) і нормальному (УЗУО-2) (б) режимах.

Fig. 2. Schemes for UIT in quasi-isostatic (a) and normal (b) regimes.

риментів, а й підвищує надійність одержаних результатів, розширюючи можливості використання значно більшої кількості дослідницьких методів, у тому числі й механічних випробувань. Водночас частота УЗ-коливань ($f = 21,6$ кГц) була постійною, частота ударних імпульсів складала $0,6\text{--}1,2$ кГц [29, 30], амплітуда $A = 20$ мкм і час оброблення становив $t = 20, 50$ і 100 с.

Структурні дослідження проводились із використанням світлової та трансмісійної електронної мікроскопії. Зразки у вигляді тонких фольг для електронно-мікроскопічних досліджень полірували електрохімічною метою у струмені електроліту складу H_3PO_4 (65 мл) + H_2SO_4 (15 мл) + Cr_2O_3 (6 г) + H_2O (14 мл) за Болмановою метою (платинова (або олив'яна) катода та місце для зразків у тримачі з фторопласту) за напруги постійного струму до 80 В та струму $I = 0,8\text{--}1$ А. У процесі полірування електроліт охолоджувався проточною водою температурою в межах $12\text{--}15^\circ\text{C}$.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Результати досліджень у світловому оптичному мікроскопі зразків вихідного стану латуні ЛС59-1 наведено на рис. 3. Аналіза них свідчить про те, що їхній фазовий склад відповідає літературним даним і представлений у вигляді двох γ - і β -фаз за наявності виділень олива з ГЦК-ґратницею ($a = 0,49505$ нм). Мікроструктура містить матричну (світлу) γ -фазу та темну β (або β')-фазу, а також глобулярні виділення олива розмірами від $0,2$ до 10 мкм, розподіл яких на поверхні шліфа є практично рівномірним. Стрічки β -фази із незначними глобулярними потовщеннями, розташовані вздовж меж зерен γ -фази, мають темний контраст, оскільки ОЦК- β -фаза зазнає під-

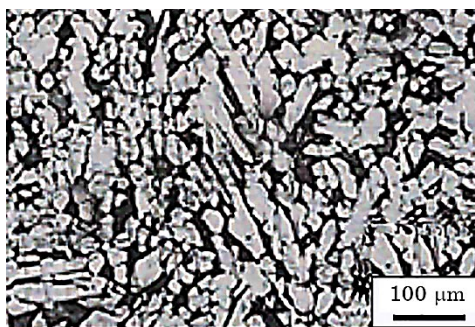


Рис. 3. Оптично-мікроскопічне зображення структури поверхні латуні ЛС59-1 у вихідному стані.

Fig. 3. Light-optical microscopy image of the Cu39Zn1Pb brass surface structure in initial state.

вищеного хемічного щавлення.

Наявність означених складових у вихідному стані латуні підтверджується результатами аналізу трансмісійних електронно-мікроскопічних досліджень структури тонких фолій, а також одержаних електронограм із визначенням площин віддзеркалення та рефлексів від кожної з фаз (рис. 4). Зазначимо, що густина розташування дислокацій втілення в обох фазах вихідного стану лежить у межах $5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ за незначної присутності в ГЦК- γ -фазі тонких двійників, очевидно, деформаційного походження (рис. 4, а). Про приналежність дислокацій до типу дефектів втілення свідчить наявність біля них деформаційного контрасту, завдяки якому вони визначаються на електронно-мікроскопічних зображеннях. Подібні особливості не притаманні дефектам типу вилучення, які на рівні вакансій і дислокацій практично не спостерігаються у подібних дослідженнях. Відомо, що лише наявність дефектів типу втілення у вигляді вакансій і дислокацій може й забезпечує відповідне деформаційне зміцнення за різних видів пластичних деформацій [31, 32].

Слід відзначити, що у вихідному стані різниця між дислокаційними структурами γ - і β -фаз (за умов, що β -фаза не встигає розпастися на α - і γ -фази) практично не виявляється (окрім мікродвійникування, яке зрідка зустрічається в γ -фазі вихідного стану). Надійно розрізнити фази у вихідному стані у дослідженнях за допомогою трансмісійної електронної мікроскопії можливо тільки за електро-

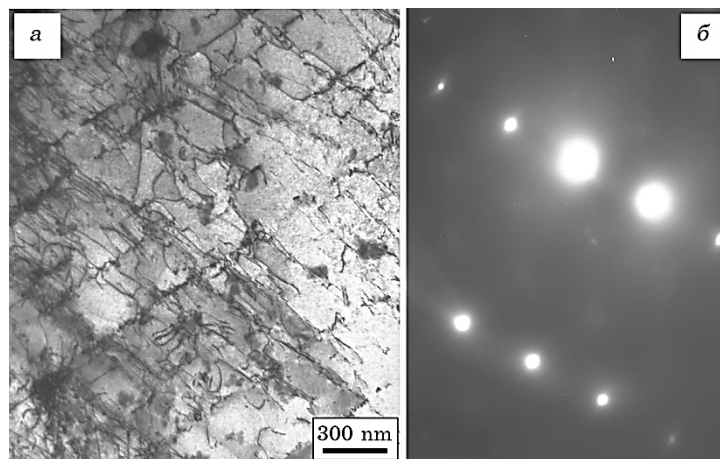


Рис. 4. ТЕМ-зображення мікроструктури ГЦК- α -фази у площині вальцювання у фолії латуні ЛС59-1 у вихідному стані (а) та електронограма (б) з наведеної на (а) ділянки.

Fig. 4. TEM image of the microstructure of f.c.c. α -phase in the rolling plane in Cu39Zn1Pb brass foil in the initial state (a) and the SAED pattern registered from the area shown in (a).

нограмами, хоча наявність деформаційних двійників, які з'являються під час УЗУО (незалежно від його видів і режимів), на початкових стадіях оброблення лише у структурі зерен γ -фази допомагає процесу її визначення. На рисунках 5, 6 наведено структури зразків латуні ЛС59-1 після її УЗУО в атмосфері аргону впродовж 20 та 50 с.

Зазначимо, що подібні структурні зміни в латуні спостерігалися і за умов УЗУО за схемою 1 [15] упродовж 50 с за оброблення як на повітрі, так і за охолодження у рідкому азоті. Водночас активне деформаційне двійникування γ -фази спостерігається на початкових стадіях оброблення (після 20 с УЗУО). Перебіг двійникування відбувається на тлі одночасного формування в ГЦК- γ -фазі комірчастих структур із розмірами комірок у 0,02–1,5 мкм, азимутальна дезорієнтація між сусідніми елементами яких в межах монокристалічних зерен не перевищує $\pm 2,5^\circ$, що підтверджується аналізою електронограм темнопільних і світлопільних зображень (рис. 5).

Одержані результати загалом збігаються із висновками робіт [3, 5] про те, що активне деформаційне двійникування латуней може сприяти підвищенню їхньої пластичності, яке також спостерігалось і за умов деформації під час УЗУО [13].

До одержаних результатів слід додати і те, що, на відміну від γ -фази, в ОЦК- β -фазі деформаційне мікродвійникування не спостерігається. Незалежно від середовища оброблення, густина розташування дефектів втілення у зернах β -фази зі збільшенням тривалості УЗУО підвищується до 10^{11} см^{-2} . Перебудова дислокацій у комірчастій структурі в зернах β -фази у порівнянні із γ -фазою відбувається

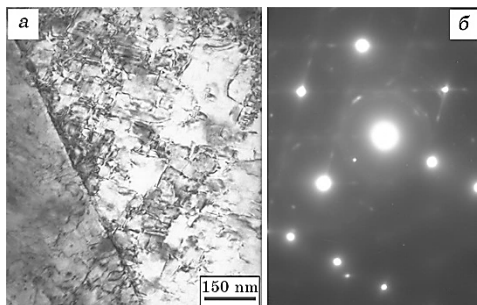


Рис. 5. ТЕМ-зображення мікроструктури ГЦК- γ та ОЦК- β -фаз у площині вальцювання фолії латуні ЛС59-1 після УЗУО (20 с) в атмосфері аргону за схемою 1 (а) та електронограма (б) з наведеної на (а) ділянки.

Fig. 5. TEM image of the microstructure of f.c.c. γ - and b.c.c. β -phases in the rolling plane of the Cu39Zn1Pb brass foil after UIT-1 for 20 s in the argon-gas atmosphere (a) and the SAED pattern registered from the area shown in (a).

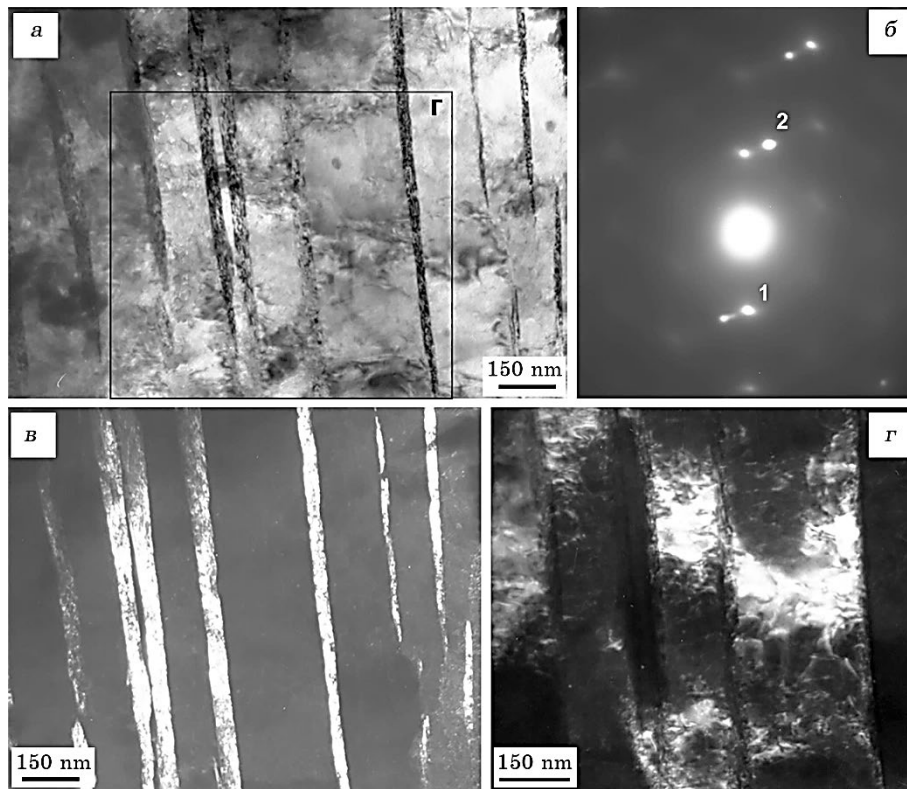


Рис. 6. Світлопільне ТЕМ-зображення мікроструктури із деформаційними мікродвійниками ГЦК- γ -фази у площині вальцювання фольї латуні ЛС59-1 після УЗУО (50 с) в атмосфері аргону за схемою 1 (а), електронограма (б) з наведеної на (а) ділянки та темнопільні зображення (в, г), одержані у віддзеркаленнях від двійників і матриці, позначених на електронограмі цифрами 1 та 2 відповідно.

Fig. 6. TEM bright-field image of the microstructure of f.c.c. γ -phase with deformation microtwins in the rolling plane of the Cu39Zn1Pb brass foil after UIT-1 in the gas argon atmosphere for 50 s (a), SAED pattern (b) registered from the area shown in (a), and dark-field images (c, d) obtained in reflexes of twins (1) and matrix (2) indicated in (b), respectively.

значно слабше (рис. 5, 7).

Результати досліджень структури β -фази у темному полі в рефлексах олива (рис. 7, в–д) свідчать про те, що за УЗУО латуні, в тому числі й за температур, наближених до рідкого азоту, в ОЦК-ґратниці відбувається активне подрібнення вихідних глобулярних частинок олива за одночасного утворення на дислокаціях значно дрібніших виділень розміром у 2–20 нм. Ці обставини, очевидно, сприяють гальмуванню процесів утворення добре сформованих ко-

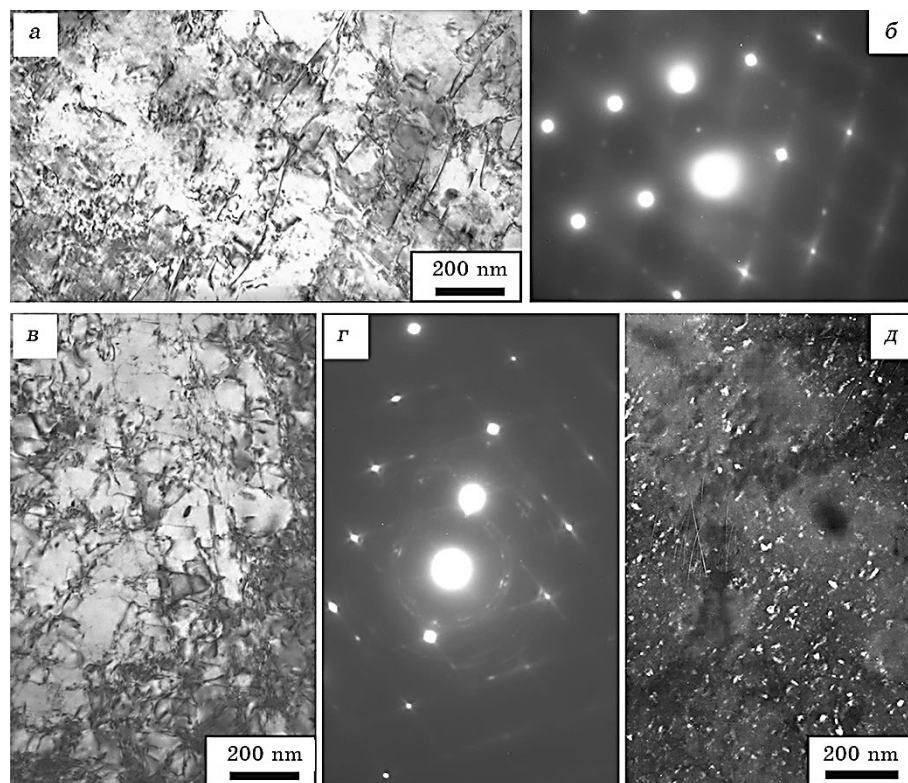


Рис. 7. ТЕМ-зображення мікроструктури ОЦК- β -фази у площині вальцювання фольги латуні ЛС59-1 після УЗУО у рідкому азоті за схемою 1 (50 і 100 с) (а, в), відповідні електронограми (б, г) та темнопільне зображення (д), одержане у віддзеркаленні олива, позначеному на (г) стрілкою.

Fig. 7. TEM image of the microstructure of b.c.c. β -phase in the rolling plane of the Cu39Zn1Pb brass foil after UIT-1 in liquid nitrogen for 50 and 100 s (a, в), respective SAED patterns (б, г), and dark-field image (д) obtained in reflex of lead indicated by arrow in (г).

мірчастих структур у β -фазі, ознак зменшення кількості якої за умов УЗУО за менш потужною схемою 1 упродовж 50 с не спостерігалось.

Використання УЗУО за схемою 2, яка забезпечує вищий ступінь деформації, істотно змінює особливості формування структур латуні (рис. 8). У першу чергу, слід зазначити значне подрібнення монокристалічних зерен вихідного стану від середнього розміру в межах 30 мкм до монокристалічних елементів з розмірами у 2–3,5 мкм, внутрішні структури яких представлено комірками з розмірами 0,2–0,6 мкм, а їхня азимутальна дезорієнтація в межах монокристалічного утворення в колі 1 (рис. 8, а) не перевищує $\pm 2,5^\circ$

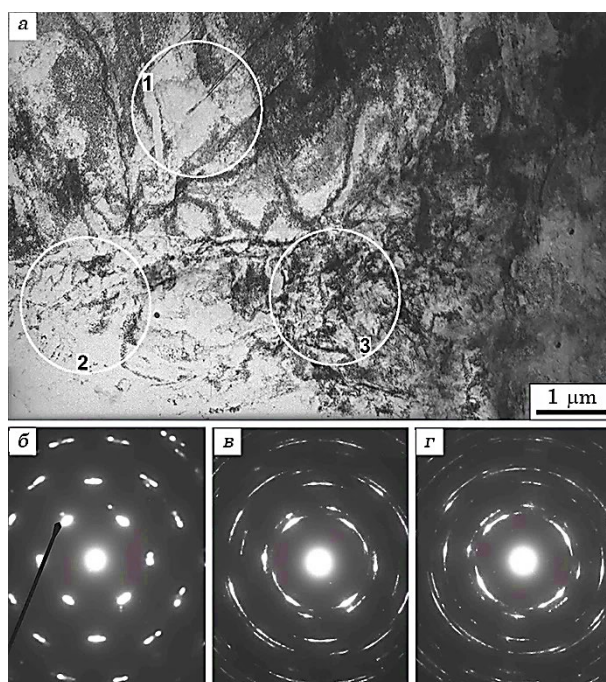


Рис. 8. Світлопільне ТЕМ-зображення мікроструктури ГЦК- γ -фази у площині вальцювання фольї латуні після УЗУО у рідкому азоті (50 с) за схемою 2 (а), електронограми (б, в, г), одержані від областей, позначених на (а) цифрами 1, 2 і 3.

Fig. 8. TEM bright-field image of the microstructure of f.c.c. γ -phase in the rolling plane of the brass foil after UIT-2 in liquid nitrogen for 50 s (a), the SAED patterns (б, в, г) obtained from the circle areas indicated in (a) by numbers 1, 2, and 3, respectively.

(рис. 8, б).

У монокристалічних елементах з розмірами, меншими за 2 мкм, і внутрішніми комірками меншими за 0,3 мкм (коло 2 на рис. 8, а) електронограма набуває вигляду (рис. 8, в), який свідчить про азимутальну дезорієнтацію комірок, яка сягає $\pm 3,5-4^\circ$. Зазначимо, що на рис. 8, а присутні місця (коло 3) із структурними угрупованнями із розмірами у 0,14–0,2 мкм. Вони визначаються більш чітким чорно-білим деформаційним контрастом. Електронограми від таких ділянок набувають вигляду, показаного на рис. 8, г, який свідчить про різке зменшення елементів структури. Кратне збільшення кількості віддзеркалень, розташованих у першому колі, свідчить, що ці елементи за своїми кристалографічними ознаками відповідають монокристалічним дрібним угрупованням і містять всередині більш дрібні комірки. Це забезпечує не лише азимутальне, а й раді-

яльне розмиття окремих віддзеркалень від означених монокристалічних елементів структури.

Описаний комплекс структурних явищ сприяє утворенню на електронограмах майже суцільних перших кіл, кожне з яких сформоване загальною кількістю розташованих вздовж них віддзеркалень від усіх елементів структури, які знаходяться у межах поля (кола) огляду, обмеженого проєкційною діафрагмою електронного мікроскопа. Водночас, радіальне розмиття рефлексів може свідчити, зокрема, й про значний напружений стан подібних структур, який очікувано має підвищуватися за умов УЗУО за криогенних температур. Крім того, за усіх подібних випадків електронограми мають кристалографічні ознаки, притаманні тільки ГЦК-ґратниці за практично повної відсутності віддзеркалень від ОЦК- β -фази. Це може бути пов'язане зі значними ступенями пластичної деформації, які сприяють дезінтеграції глобулярних частинок олива з одночасним утворенням великої кількості нових більш дрібних частинок олива, розташованих на дислокаціях, що може бути свідченням підвищення швидкості дифузійних процесів. За висновками робіт [24, 25] брак швидкості дифузії зменшує вірогідність розпаду β -фази на $\alpha + \gamma$ -фази у той час, як значне підвищення швидкості дифузійних процесів за умов УЗУО може сприяти її розпаду, забезпечуючи появу α -фази з ГЦК-ґратницею. Зростання часу оброблення до 100 с у різних середовищах (на повітрі, в аргоні й у рідкому азоті) спричиняє значні величини деформацій зразків, що пригнічує деформаційне двійниковання ГЦК- γ -фази. Окремі його залишки в незначних за розмірами ділянках структур (до 3 мкм) зрідка спостерігаються на тлі значного подрібнення як монокристалічних елементів вихідної структури (зерен), так і комірок у їхній середині (рис. 8). Ймовірно, що після УЗУО тривалістю ≥ 50 с, незалежно від застосованої схеми навантаження, більш істотну роль у перебігу релаксаційних процесів відіграє вакансійний механізм. Про це свідчать не тільки зміни деформаційного контрасту, а й надзвичайно висока щільність скупчень точкових дефектів типу втілення.

Зазначимо, що встановлена послідовність структурних перебудов не суперечить загальним принципам участі та послідовності роботи механізмів пластичних і крихкої релаксації від умов деформації, зокрема від її швидкості, яка у вигляді параболічних залежностей послідовно регламентує діяльність (генерацію відповідних дефектів) усіх механізмів релаксації у полі діяльності вакансійного механізму [33–38]. Водночас, оскільки процес деформаційного мікродвійниковання може бути віднесений до дислокаційного механізму, його пригнічення за надзвичайного подрібнення монокристалічних складових полікристалічних структур виглядає вірогідним, тим більш, що це має відбуватися за припинення роботи дислокаційного механізму ковзання та передачі провідної ролі за усі

релаксацийні явища вакансійному механізму. Означене, згідно [38], відбувається за значного збільшення кількості нових, сформованих за УЗУО концентраторів напружень, віддалі між вершинами яких мінімізуються, за рахунок подрібнення елементів структури та зменшення діючих напружень у кожній із вершин. Це має сприяти пригніченню процесу деформаційного мікродвійникування, зародження якого пов'язується із дислокаційним механізмом, здатного сприяти релаксації більш далекочинних напружень, які виникають лише у крупнозернистих структурах.

4. ВИСНОВКИ

Вперше продемонстровано, що за умов УЗУО зразків латуні ЛС59-1 на фоні нерівномірного інтенсивного подрібнення вихідних зерен і сформованих впродовж деформації субструктурних елементів у їхній середині збільшення часу УЗУО до 100 с супроводжується пригніченням процесу деформаційного мікродвійникування, яке на початкових стадіях оброблення (до 40 с) активно розвивається в γ -фазі.

Деформація високотемпературної β -фази на цих стадіях відбувається без участі мікродвійникування за активного зростання густини дислокацій, подрібнення та збільшення кількості виділень олива, які зосереджені на дислокаційних скупченнях.

Підтверджено, що за умов значних деформацій, які ведуть до формування дезорієнтованих нанорозмірних структурних елементів, в структурі дослідженої латуні відсутня β -фаза, що може бути пов'язане із підвищенням швидкості дифузійних процесів, спроможних пришвидшувати її розпад на α - та γ -фазу із ГЦК ґратницями.

ПОДЯКА

Роботу виконано за сприяння Національної академії наук України (№ держ. реєстрації теми 0123U102368).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. K. Lu, *Science*, **345**, Iss. 6203: 1455 (2014).
2. K. Lu, L. Lu, and S. Suresh, *Science*, **324**, Iss. 5925: 349 (2009).
3. Y. H. Zhao, X. Z. Liao, Z. Horita, T.G. Langdon, and Y.T. Zhu, *Mater. Sci. Eng. A*, **493**: 123 (2008).
4. G. H. Xiao, N. R. Tao, and K. Lu, *Mater. Sci. Eng. A*, **513–514**: 13 (2009).
5. M. Keymanesh, H. Ji, M. Tang, X. Zhang, K. Huang, J. Wang, P. Feng, and J. Zhang, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **134**: 4949 (2024).

6. M. Baklouti, R. Mnif, and R. Elleuch, *J. Mech. Sci. Technol.*, **26**: 2711 (2012).
7. Y. N. Petrov, M. A. Vasylyev, L. N. Trofimova, I. N. Makeeva, and V. S. Filatova, *Appl. Surf. Sci.*, **327**: 1 (2015).
8. L. Liu, J. Wang, and J. Zhou, *Vacuum*, **148**: 178 (2018).
9. A. Amanov, Y. S. Pyun, and S. Sasaki, *Tribology Int.*, **72**: 187 (2014).
10. X. Li, X. Wang, B. Chen, M. Gao, C. Jiang, H. Yuan, X. Zhang, and T. Liang, *Vacuum*, **209**: 111819 (2023).
11. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vibration*, **308**: 855 (2007).
12. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, Ultrasonic Impact Treatment – An Effective Method for Nanostructuring the Surface Layers in Metallic Materials. *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhazraei) (Wiley: VCH: 2015).
13. B. N. Mordyuk, N. I. Khripta, and L. G. Zhao, *Mater. Let.*, **310**: 131512 (2022).
14. П. Ю. Волосевич, Г. И. Прокопенко, Б. М. Мордюк, *Металлофиз. новейшие технол.*, **22**, No. 9: 61 (2000).
15. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металофіз. новітні технол.*, **41**, №11: 1499 (2019).
16. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металофіз. новітні технол.*, **41**, №12: 1611 (2019).
17. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металофіз. новітні технол.*, **42**, №3: 381 (2020).
18. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, Н. В. Франчік, Д. В. Пефті, *Металофіз. новітні технол.*, **42**, №6: 781 (2020).
19. O. I. Zaporozhets, B. N. Mordyuk, V. A. Mykhailovskyi, A. A. Halkina, M. O. Dordienko, A. P. Burmak, E. Langi, and L. G. Zhao, *Mater. Today Communications*, **38**: 108325 (2024).
20. O. I. Zaporozhets, B. N. Mordyuk, V. A. Mykhailovskyi, A. A. Halkina, V. F. Mazanko, and S. P. Vorona, *Mater. Characterization*, **226**: 115223 (2025).
21. A. M. Hodge, Y. M. Wang, and T. W. Barbee Jr., *Mater. Sci. Eng. A*, **429**: 272 (2008).
22. W. Z. Han, Z. F. Zhang, S. D. Wu, and S. X. Li, *Philos. Mag.*, **88**: 3011 (2008).
23. Y. S. Li, Y. Zhang, N. R. Tao, and K. Lu, *Acta Mater.*, **57**, Iss. 3: 761 (2009).
24. S. S. Rao and T. R. Anantharaman, *Z. Metallkunde*, **60**, No. 4: 312 (1969).
25. A. G. Guy and J. J. Hren, *Elements of Physical Metallurgy* (Minnesota: Addison-Wesley: 1974).
26. R. W. Cahn and P. Haasen, *Physical Metallurgy* (North Holland: Amsterdam: 1983).
27. Ю. Н. Коваль, Р. Я. Мусиенко, Л. Г. Хандрос, *УФЖ*, **25**, №7: 1176 (1980).
28. Ю. Н. Коваль, Р. Я. Мусиенко, В. К. Пищак, *Металлофизика*, **5**, №5: 928 (1985).
29. S. P. Chenakin, B. N. Mordyuk, and N. I. Khripta, *Vacuum*, **210**: 111889 (2023).
30. S. P. Chenakin, B. M. Mordyuk, N. I. Khripta, and V. Yu. Malinin, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 9: 1109 (2023).
31. J. P. Hirth and J. Lothe, *Theory of Dislocations* (New York: Wiley: 1982).
32. J. Friedel, *Dislocations* (Oxford: Pergamon: 1964).
33. П. Ю. Волосевич, *Матеріали наук.-практ. конф. «Структурна релаксація у твердих тілах» (23–25 травня, 2006, Вінниця, Україна)*, с. 43 (2006).
34. П. Ю. Волосевич, *Металофіз. новітні технол.*, **29**, №10: 1393 (2007).

35. П. Ю. Волосевич, *Зб. наук. праць 4-ї Міжн. конф. «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій» (Львів, 2009)*, с. 93.
36. П. Ю. Волосевич, *Успіхи фізики металів*, **12**, №3: 367 (2011).
37. П. Ю. Волосевич, *Зб. наук. праць 5-ї Міжн. конф. «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій» (24–27 червня, 2014, Львів)*, с. 157.
38. П. Ю. Волосевич, *Металлофіз. новітні технол.*, **33**, №3: 413 (2010).

REFERENCES

1. K. Lu, *Science*, **345**, Iss. 6203: 1455 (2014).
2. K. Lu, L. Lu, and S. Suresh, *Science*, **324**, Iss. 5925: 349 (2009).
3. Y. H. Zhao, X. Z. Liao, Z. Horita, T. G. Langdon, and Y. T. Zhu, *Mater. Sci. Eng. A*, **493**: 123 (2008).
4. G. H. Xiao, N. R. Tao, and K. Lu, *Mater. Sci. Eng. A*, **513–514**: 13 (2009).
5. M. Keymanesh, H. Ji, M. Tang, X. Zhang, K. Huang, J. Wang, P. Feng, and J. Zhang, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **134**: 4949 (2024).
6. M. Baklouti, R. Mnif, and R. Elleuch, *J. Mech. Sci. Technol.*, **26**: 2711 (2012).
7. Y. N. Petrov, M. A. Vasylyev, L. N. Trofimova, I. N. Makeeva, and V. S. Filatova, *Appl. Surf. Sci.*, **327**: 1 (2015).
8. L. Liu, J. Wang, and J. Zhou, *Vacuum*, **148**: 178 (2018).
9. A. Amanov, Y. S. Pyun, and S. Sasaki, *Tribology Int.*, **72**: 187 (2014).
10. X. Li, X. Wang, B. Chen, M. Gao, C. Jiang, H. Yuan, X. Zhang, and T. Liang, *Vacuum*, **209**: 111819 (2023).
11. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vibration*, **308**: 855 (2007).
12. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Ultrasonic Impact Treatment – An Effective Method for Nanostructuring the Surface Layers in Metallic Materials. Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhazraei) (Wiley–VCH: 2015).
13. B. N. Mordyuk, N. I. Khripta, and L. G. Zhao, *Mater. Let.*, **310**: 131512 (2022).
14. P. Y. Volosevich, G. I. Prokopenko, and B. M. Mordyuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **22**, No. 9: 61 (2000) (in Russian).
15. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 11: 1499 (2019) (in Ukrainian).
16. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 12: 1611 (2019) (in Ukrainian).
17. M. A. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 3: 381 (2020) (in Ukrainian).
18. M. A. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, N. V. Franchik, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 6: 781 (2020) (in Ukrainian).
19. O. I. Zaporozhets, B. N. Mordyuk, V. A. Mykhailovskyi, A. A. Halkina, M. O. Dordienko, A. P. Burmak, E. Langi, and L. G. Zhao, *Mater. Today Communications*, **38**: 108325 (2024).
20. O. I. Zaporozhets, B. N. Mordyuk, V. A. Mykhailovskyi, A. A. Halkina, V. F. Mazanko, and S. P. Vorona, *Mater. Characterization*, **226**: 115223 (2025).
21. A. M. Hodge, Y. M. Wang, and T. W. Barbee Jr., *Mater. Sci. Eng. A*, **429**: 272

- (2008).
22. W. Z. Han, Z. F. Zhang, S. D. Wu, and S. X. Li, *Philos. Mag.*, **88**: 3011 (2008).
 23. Y. S. Li, Y. Zhang, N. R. Tao, and K. Lu, *Acta Mater.*, **57**, Iss. 3: 761 (2009).
 24. S. S. Rao and T. R. Anantharaman, *Z. Metallkunde*, **60**, No. 4: 312 (1969).
 25. A. G. Guy and J. J. Hren, *Elements of Physical Metallurgy* (Minnesota: Addison-Wesley: 1974).
 26. R. W. Cahn and P. Haasen, *Physical Metallurgy* (Amsterdam: North Holland: 1983).
 27. Y. N. Koval, R. Y. Musienko, and L. G. Khandros, *Ukr. Phys. J.*, **25**, No. 7: 1176 (1980) (in Russian).
 28. Y. N. Koval, R. Y. Musienko, and V. K. Pishchak, *Phys. Met.*, **5**, No. 5: 928 (1985) (in Russian).
 29. S. P. Chenakin, B. N. Mordyuk, and N. I. Khripta, *Vacuum*, **210**: 111889 (2023).
 30. S. P. Chenakin, B. M. Mordyuk, N. I. Khripta, and V. Yu. Malinin, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 9: 1109 (2023).
 31. J. P. Hirth and J. Lothe, *Theory of Dislocations* (New York: Wiley: 1982).
 32. J. Friedel, *Dislocations* (Oxford: Pergamon: 1964).
 33. P. Yu. Volosevich, *Proc. Int. Conf. «Structure Relaxation in Solid Bodies» (23–25 May, 2006, Vinnytsia)*, p. 43 (in Russian).
 34. P. Yu. Volosevich, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **29**, No. 10: 1393 (2007) (in Russian).
 35. P. Yu. Volosevich, *Proc. 4th Int. Conf. «Mechanics of Fracture of Materials and Strength of Constructions» (Lviv, 2009)*, p. 93 (in Russian).
 36. P. Yu. Volosevich, *Prog. Phys. Met.*, **12**, Iss. 3: 367 (2011) (in Russian).
 37. P. Yu. Volosevich, *Proc. of the 5th International Conference «Fracture Mechanics of Materials and Strength of Structures» (24–27 June, 2009, Lviv)*, p. 157 (in Russian).
 38. P. Yu. Volosevich, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 3: 413 (2010) (in Russian).