

PACS numbers: 61.05.cp, 64.70.dg, 81.05.Bx, 81.10.Aj, 81.10.Fq, 81.30.Fb, 81.40.Ef

Особливості орієнтування зародкових кристалів за плазмово-індукційного вирощування профільованих монокристалів молібдену

В. О. Шаповалов, В. В. Якуша, Ю. О. Никитенко, О. М. Гніздило,
Є. В. Мірошниченко, Ю. А. Хохлова

*Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України,
вул. Казимира Малевича, 11,
03150 Київ, Україна*

У роботі представлено результати дослідження орієнтації зародкових монокристалів молібдену для подальшого використання них під час плазмово-індукційного вирощування профільованих монокристалічних зливків. Запропоновано методику визначення кристалографічної орієнтації зародкових кристалів на основі аналізу характеру тріщин, що формуються на їхній поверхні після електроерозійного різання, у поєднанні з даними ширококутної рентгенівської дифракції. Показано, що характер утворених тріщин корелює з орієнтацією площин типу $\{100\}$ в об'ємноцентрованої кубічній (ОЦК) ґратниці молібдену, що дає змогу ідентифікувати площини $\{111\}$, $\{112\}$ й $\{110\}$ без застосування методу Лауе. Встановлено, що вирощування монокристалічних пластин із зародкових кристалів, орієнтованих у площині $\{111\}$, забезпечує формування профільованих монокристалів із бічними гранями типу $\{110\}$ і площиною нарощування $\{112\}$. Одержані результати підтверджено рентгеноструктурною аналізою, яка засвідчила високу точність орієнтації вирощених зразків. Прак-

Corresponding author: Viktor Oleksandrovysh Shapovalov
E-mail: vash52@ukr.net

*E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,
11 Kazymyr Malevych Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine*

Citation: V. O. Shapovalov, V. V. Yakusha, Yu. O. Nykytenko, O. M. Hnizdylo, Ye. V. Miroshnychenko, and Yu. A. Khokhlova, Features of Seed Crystal Orientation for Plasma-Induction Growth of Profiled Molybdenum Single Crystals, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 12: 1269–1280 (2025) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.47.12.1269](https://doi.org/10.15407/mfint.47.12.1269)

© 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>)

тичне значення роботи полягає у спрощенні та підвищенні точності орієнтування зародкових монокристалів під час плазово-індукційного вирощування профільованих монокристалів молібдену, що є важливим для створення елементів силової лазерної та діагностичної оптики.

Ключові слова: монокристал молібдену, плазово-індукційне вирощування, орієнтування зародкового кристалу, електроерозійне різання, рентгенівська дифракція, кристалграфічна орієнтація.

This work presents the results of studying the orientation of seed molybdenum single crystals for subsequent use of them in plasma-induction growth of profiled single-crystal ingots. A methodology is proposed for determining the crystallographic orientation of seed crystals based on the analysis of crack patterns formed on their surface after electrical-discharge machining combined with wide-angle x-ray diffraction data. As shown, the configuration of the cracks correlates with the orientation of {100}-type planes within the body-centred cubic (b.c.c.) lattice of molybdenum, enabling the identification of the {111}, {112}, and {110} planes without applying the Laue method. As established, the growth of single-crystal plates from seed crystals oriented in the {111} plane ensures the formation of profiled single crystals with {110}-type side facets and the {112} growth plane. The obtained results are confirmed by x-ray diffraction analysis, which demonstrates the high accuracy of the orientation of the grown samples. The practical significance of this work lies in simplifying and improving the accuracy of seed-crystal orientation during plasma-induction growth of profiled molybdenum single crystals that is essential for the development of high-power laser and diagnostic optical components.

Key words: molybdenum single crystal, plasma-induction growth, seed-crystal orientation, electroerosion cutting, x-ray diffraction, crystallographic orientation.

(Отримано 24 листопада 2025 р.; остаточн. варіант — 25 листопада 2025 р.)

1. ВСТУП

Серед значної кількості відомих тяжкотопких металів найбільш широко залученими до промислового та комерційного виробництва є вольфрам, тантал, ніобій і молібден [1]. Завдяки поєднанню унікальних фізико-хімічних властивостей ці метали належать до стратегічно важливих матеріалів, а дослідження, спрямовані на удосконалення технологій одержання них і розширення сфер застосування, залишаються надзвичайно актуальними. Їх можна розглядати як безальтернативні конструкційні матеріали для високотемпературної техніки.

Вироби з тяжкотопких металів широко застосовують у ядерній і термоядерній енергетиці, космічній техніці, силовій лазерній оптиці, рентгенівській апаратурі й у інших високотехнологічних га-

лузях [2–7]. Традиційно для їхнього топлення використовують висококонцентровані джерела теплоти — електричну дугу, електронний промінь або низькотемпературну плазму. Останніми роками інтенсивно розвиваються технології адитивного (3D) друку з використанням лазерних джерел енергії, які відкривають нові можливості для формування складних виробів із тяжкотопких металів.

Згідно з аналітичним оглядом [8], у 2021–2022 рр. спостерігався пік публікаційної активності у сфері 3D-друку тяжкотопких металів та їхніх стопів. Однак уже у 2024 р. кількість наукових робіт з цієї тематики зменшилася майже удвічі, що пов'язане, передусім, із низькою якістю сформованих виробів — наявністю тріщин, пористості та структурної неоднорідності.

Плазмово-індукційна технологія вирощування профільованих монокристалів тяжкотопких металів, реалізована за принципом адитивного нарощування, дає змогу усунути зазначені недоліки. Ця технологія забезпечує формування орієнтованих монокристалічних зливків вольфраму та молібдену у вигляді пластин розміром 160×170×20 мм без тріщин і грубої пористості [9]. Монокристалічна структура матеріалу дає змогу додатково використовувати анізотропію його фізичних властивостей, зокрема емісійної здатності (для оболонок термoeмісійних перетворювачів) [10] та відбивної здатності (для елементів силової та діагностичної оптики) [11, 12].

За результатами досліджень [10] застосування вольфраму з орієнтацією (110) для виготовлення емітерних оболонок паливних елементів ядерних реакторів дає змогу підвищити коефіцієнт корисної дії збірки до 19%.

Як і для більшості рідкофазних методів вирощування монокристалів, одним із ключових елементів плазмово-індукційної технології є наявність зародкового кристалу, від бічної поверхні якого ініціюється пошарове нарощування монокристалічного зливка [13]. Зазвичай як зародки використовують монокристалічні прутки діаметром у 15–20 мм, одержані методом безтигльового електронно-променевого зонного топлення. Первинний контроль їхньої монокристалічності виконують методом електрохімічного щавлення [14]. Прошавлена поверхня таких прутків характеризується чергуванням матових і блискучих поздовжніх смуг, просторове розташування яких корелює зі стереографічною орієнтацією кристалу. На рисунку 1 наведено стереографічні проекції осей симетрії ОЦК-кристалів з трьома базовими полюсами. Оскільки в плазмово-індукційному процесі зародковий кристал розташовується горизонтально, орієнтування бічних граней вирощуваного монокристалу здійснюють шляхом обертання зародка навколо його поздовжньої осі на заданий кут відповідно його стереографічній проекції.

Для визначення орієнтації зародкових кристалів зазвичай застосовують метод Лауе. Однак на практиці під час встановлення зоріє-

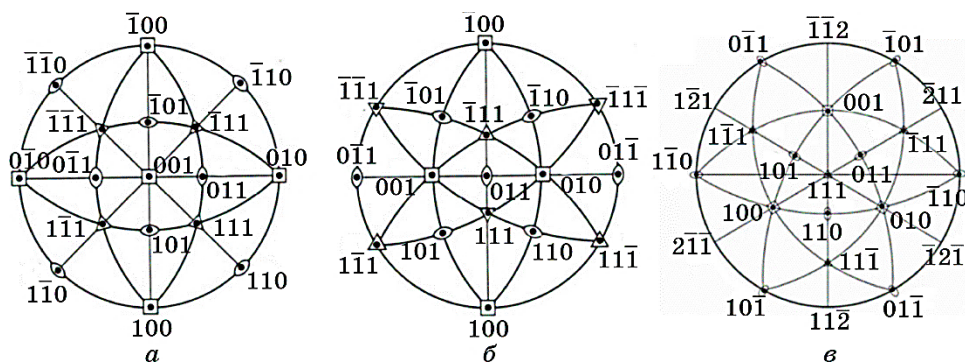


Рис. 1. Стереографічні проєкції осей симетрії в ОЦК-кристалах: полюс $[001]$ (а), полюс $[011]$ (б), полюс $[111]$ (в).

Fig. 1. Stereographic low-indices' projections of in b.c.c. crystals: $[001]$ orientation (a), $[011]$ orientation (b), $[111]$ orientation (c).

ногованого кристалу у топильній камері виникають технологічні труднощі, пов'язані із суміщенням одержаних рентгенограм з реальною бічною поверхнею кристалу.

Завдяки анізотропії пружних властивостей монокристалів кристалографічну орієнтацію їхньої внутрішньої будови на макрорівні можна оцінювати за особливостями деформованого поверхневого шару, сформованого під дією термомеханічних навантажень, що спричиняють крихке руйнування. Зокрема, після електроерозійного оброблення монокристалів тяжкотопокких металів на поверхні формується деформований шар із характерною сіткою тріщин [15]. Для кристалів з ОЦК-ґратницею крихке руйнування переважно відбувається по площинах типу $\{100\}$. Утворена сітка тріщин відображає вихід площин відколу на поверхню та має індивідуальний характер, який корелює з кристалографічною орієнтацією.

Враховуючи зазначене, метою даної роботи є розроблення й експериментальне обґрунтування методики орієнтування зародкових кристалів під час плазово-індукційного вирощування профільованих монокристалів молібдену на основі поєднання результатів ширококутної рентгенівської дифракції з аналізом характеру тріщин, що формуються на їхній поверхні після електроерозійного різання.

2. МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Вирощування монокристалів молібдену здійснювали у топильній печі типу УП-122М із комбінованим плазово-індукційним нагріванням і використанням зародкового кристалу діаметром у 23 мм.

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад прутків молибдену, мас. %.**TABLE 1.** Chemical composition of molybdenum rods, wt. %.

Основний метал	Fe	Ni	Al	Si	Ca	Mg	N	P	C	O
Mo	0,0042	0,001	0,0003	0,001	0,001	0,0001	0,002	0,0001	0,001	0,002

Як вихідний матеріал для формування плоских монокристалів застосовували мірні прутки молибдену технічної чистоти діаметром у 6 мм і довжиною у 780–790 мм. Згідно з технічними умовами на виготовлення їх, масова частка молибдену становила не менше, ніж 99,95 % (табл. 1).

Контроль хемічного складу проводили із застосуванням таких аналітичних приладів: рентгенофлюоресцентного аналізатора X'Unique II (Philips, Нідерланди), аналізатора Карбону HORIBA EMIA-Pro (Японія), аналізатора Оксигену та Нітрогену TC-436 (LECO, США).

Як плазмоутворювальне середовище використовували суміш інертних газів аргону та гелію з об'ємною часткою першого у 30 %, а другого — 70 %. Для її приготування застосовували аргон вищого сорту (об'ємна частка — не менше 99,993 %; ГОСТ 10157-79) і гелій марки Helium 5.0 (об'ємна частка — не менше 99,999 %; Linde Gaz Magyarorszag ZRt). Загальна витрата газової суміші становила 15 л/хв.

Потужність плазмово-дугового джерела нагрівання підтримували на рівні 15 кВт, використовуючи плазмотрон прямої дії. Живлення індукційного модуля забезпечував серійний високочастотний ламповий генератор ВЧГЗ-160/0,66 з тиристорним регулюванням анодної напруги та робочою частотою у 66 кГц. Максимальну потужність індукційного нагрівання підтримували на рівні 75 кВт.

У початковому положенні зародковий кристал встановлювали на рівні верхнього витка індуктора, залишаючи по периметру невеликий проміжок від секційної стінки. Кристал попередньо розігрівали у високочастотному полі індуктора, після чого збуджували плазмову дугу та формували ванну рідкого металу. Після утворення стабільної ванни в одному з крайніх положень у зону топлення подавали мірний пруток.

Під час переміщення плазмотрона вздовж прутка відбувалося його розтоплення. Крапельне перенесення металу забезпечувало безперервне підживлення рухомої металевої ванни. Досягнувши протилежного краю монокристалу, плазмотрон короткочасно зупиняли, а в зону топлення з протилежного боку вводили наступний пруток. Потім плазмотрон переміщували у зворотньому напрямку, повторюючи цикл топлення. Після завершення кожного циклу здійснювали дискретне опускання монокристалічного зливка на глиби-

ну, що дорівнює висоті нагрітого шару, зберігаючи положення верхнього зрізу монокристалу на сталому рівні.

Електроерозійне різання зразків монокристалів молібдену виконували на відрізному верстаті DK7732 із числовим програмним керуванням, використовуючи молібденовий дріт діаметром у 0,2 мм як робочий інструмент. Зразки розміром $15 \times 15 \times 2$ мм вирізали паралельно бічним граням монокристалів.

Кристалографічну структуру зразків, одержаних від зародкового кристалу та бічних граней вирощених профільованих монокристалів, досліджували методом ширококутної рентгенівської дифракції на дифрактометрі XRD-7000 (Shimadzu, Японія). Рентгенооптичну схему було реалізовано за схемою відбивання первинного пучка від зразка з використанням випромінювання CuK_α ($\lambda = 1,54 \text{ \AA}$) і графітового монохроматора за температури у $20 \pm 2^\circ\text{C}$.

Електролітичне щавлення поверхні зародкового кристалу проводили в апараті для нанесення гальванічних покриттів АГ-3 у 10%-водному розчині NaOH за напруги $U = 2 \text{ В}$ і густини струму $J = 0,02 \text{ А/см}^2$.

Характер розподілу тріщин на поверхні зразків після електроерозійного оброблення спостерігали за допомогою стереоскопічного мікроскопа SIGETA MS-220.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Визначення орієнтації зародкового кристалу

На підготовчому етапі, що передував вирощуванню монокристалічних пластини з молібдену, було проведено характеристизацію зародкового кристалу. Згідно з літературними даними [11, 12], найвищу відбивну здатність і стійкість щодо випромінювання забезпечують монокристалічні дзеркальні поверхні, орієнтовані у площинах типу $\{110\}$. Водночас вибір стереографічної орієнтації осей симетрії відносно трьох базових полюсів не є принциповим для забезпечення формування монокристалічної пластини з бічними гранями, орієнтованими вздовж площин типу $\{110\}$.

Електролітичне щавлення циліндричної поверхні зародкового кристалу виявило чергування шістьох блискучих і матових смуг. Такий розподіл свідчить про те, що діаметральна площина перерізу зародкового кристалу відповідає кристалографічній площині типу $\{111\}$ або $\{112\}$.

Для аналізу картин тріщин на поверхні монокристалів, сформованих у процесі електроерозійного різання, за допомогою 3D-візуалізації було визначено просторові кути між слідами виходу площин типу $\{100\}$ відносно ребер ідеального куба з ортогональними площинами $\{111\}$, $\{112\}$ й $\{110\}$ (рис. 2, а). У площинах $\{111\}$ і

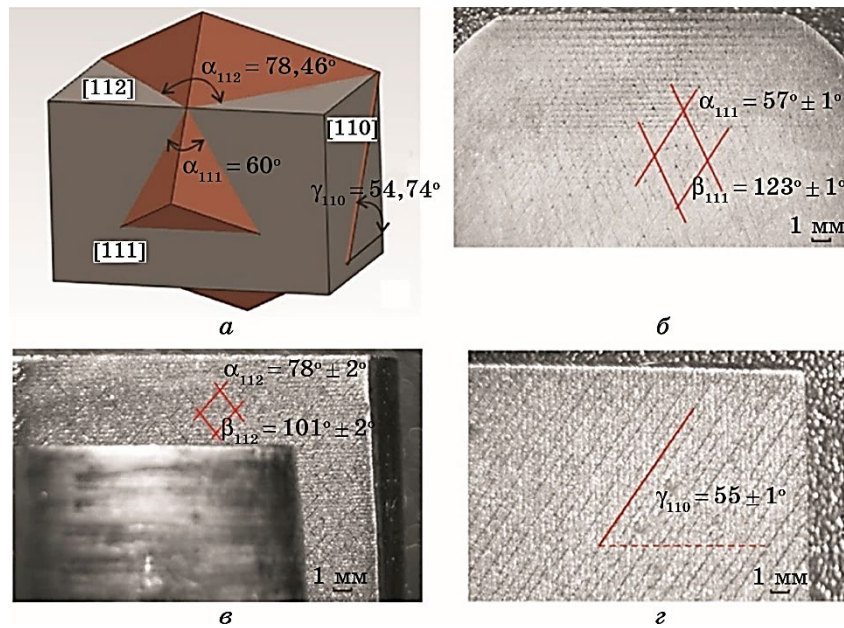


Рис. 2. 3D-візуалізація виходу площин $\{100\}$ на грані куба з площинами $\{111\}$, $\{112\}$, $\{110\}$ (а) та картини тріщин на поверхні зародкового кристалу після електроерозійного різання: у діаметральній площині (б), у ортогональних площинах, зорієнтованих відносно короткої та довгої діагоналі ромбів відповідно (в, г).

Fig. 2. 3D visualization of the intersection of $\{100\}$ planes with the faces of a cube with orthogonal $\{111\}$, $\{112\}$, $\{110\}$ planes (a) and patterns of cracks on the surface of the seed crystal after electric-discharge cutting: on the diametrical plane (б), on orthogonal planes oriented relative to the short and long diagonals of the rhombuses, respectively (в, г).

$\{112\}$ лінії виходу площин $\{100\}$ з урахуванням трансляційної добу-
дови формують ромбічні фігури з кутами при вершинах $\alpha_{111} = 60^\circ$ і
 $\beta_{111} = 120^\circ$ та $\alpha_{112} = 78,46^\circ$ і $\beta_{112} = 101,54^\circ$ відповідно, тоді як у пло-
щинах $\{110\}$ вони мають вигляд похилих ліній під кутом
 $\gamma_{110} = 54,74^\circ$ до горизонталі.

Картина тріщин у діаметральній площині зародкового кристалу
після електроерозійного різання (рис. 2, б) являє собою періодичну
структуру ромбічної форми з кутами $\alpha_{111} = 57^\circ \pm 1^\circ$ і $\beta_{111} = 123^\circ \pm 1^\circ$.
Порівняння визначених кутів із розрахованими для часткового ви-
падку відхилення площини на кут δ від грані $\{111\}$ у напрямку збіль-
шення довгої діагоналі ромбів (табл. 2) показує, що досліджувана
площина зародкового кристалу має відхил від кристалографічної
площини типу $\{111\}$ не більше $2\text{--}3^\circ$. Таким чином, дві інші ортого-
нальні площини в межах відхилення будуть відповідати площинам ти-

ТАБЛИЦЯ 2. Розрахункові кути між слідами виходу площин типу $\{100\}$ відносно ребер куба з ортогональними площинами $\{111\}$, $\{112\}$, $\{110\}$ в залежності від величини відхилення δ .

TABLE 2. Calculated angles between the exit traces of planes of $\{100\}$ type relative to the edges of a cube with orthogonal $\{111\}$, $\{112\}$, $\{110\}$ planes depending on the value of the deviation δ .

δ	α_{111} , град	β_{111} , град	α_{112} , град	β_{112} , град	γ_{110} , град
1	58,84	121,16	79,27	100,73	55,74
2	57,66	122,34	80,05	99,95	56,74
3	56,48	123,52	80,80	99,20	57,74
4	55,28	124,72	81,53	98,47	58,74
5	54,07	125,93	82,24	97,76	59,74

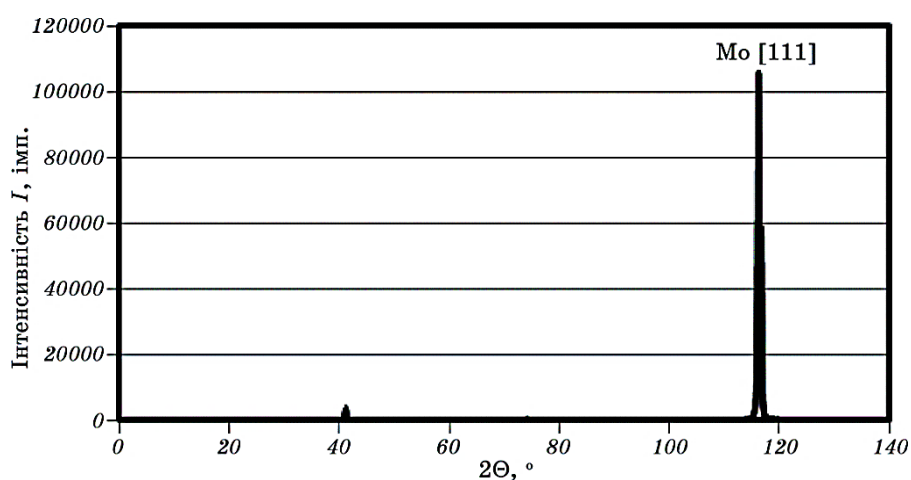


Рис. 3. Дифрактограма з діаметральної поверхні зародкового кристалу.

Fig. 3. Diffraction pattern from the diametrical surface of the seed crystal.

пу $\{112\}$ й $\{110\}$, причому площини $\{112\}$ є паралельними короткій діагоналі ромбів, а $\{110\}$ — довгій (рис. 2, в, г).

Дифрактограма, одержана від діаметральної поверхні зародкового кристалу (рис. 3), показує чіткий пік інтенсивності при $2\theta = 116,25^\circ$, що визначає міжплощинну віддачу $d = 0,9071 \text{ \AA}$ і відповідає площині $\{111\}$ другого порядку відбивання ($\{222\}$, JCPDS card #00-042-1120).

3.2. Визначення орієнтації монокристалічних пластин

На ідентифікованому зародковому кристалі було вирощено дві мо-

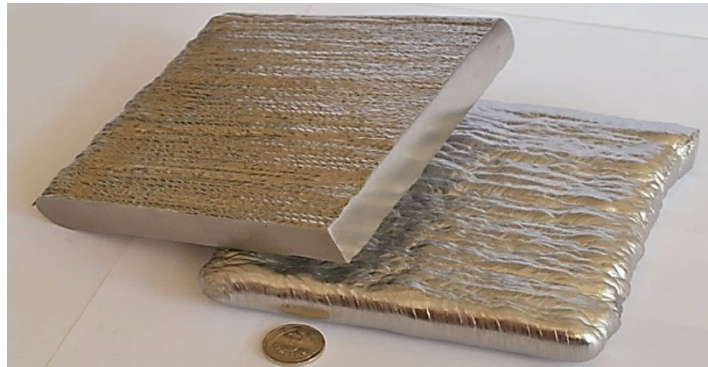


Рис. 4. Плaskі монокристали молібдену плазмово-індукційного зонного топлення.

Fig. 4. Flat molybdenum single crystals of plasma-induction zone melting.

нокристалічні пластини з молібдену технічної чистоти (рис. 4). Зародковий кристал у ростовому вузлі розміщували таким чином, щоб зона нарощування формувалася паралельно кристалографічній площині типу $\{112\}$. Це забезпечувало вирощування плоских монокристалів із великими бічними гранями, орієнтованими вздовж площин типу $\{110\}$.

Контроль орієнтації граней вирощених монокристалів проводили за допомогою дифрактометра XRD-7000, аналогічно до попередніх вимірювань. Зразки вирізали з верхньої частини монокристалів паралельно великим бічним граням і грані нарощування. Дифрактограми зразків, відібраних із центральної та периферійної зон, мали ідентичний характер.

На дифрактограмі (рис. 5), одержаній від площини великої бічної грані, спостерігаються два чітких піки інтенсивності при $2\Theta = 40,8^\circ$ і $87,8^\circ$, що дають $d = 2,2099 \text{ \AA}$ й $1,1109 \text{ \AA}$ і відповідають площинам типу $\{110\}$ першого та другого порядку відбивання (JCPDS card #00-042-1120). Дифрактограма від площини нарощування демонструє єдиний пік при $2\Theta = 74,2^\circ$, який визначає $d = 1,277 \text{ \AA}$ і відповідає площині типу $\{112\}$ (рис. 6).

4. ВИСНОВКИ

Розроблено методику орієнтування зародкових монокристалів молібдену на основі аналізу дефектного шару, сформованого внаслідок електроерозійного різання, та даних ширококутної рентгенівської дифракції. Її застосування під час вирощування профільованих монокристалів за плазмово-індукційною технологією зонного топлення забезпечує формування зразків із наперед заданою кри-

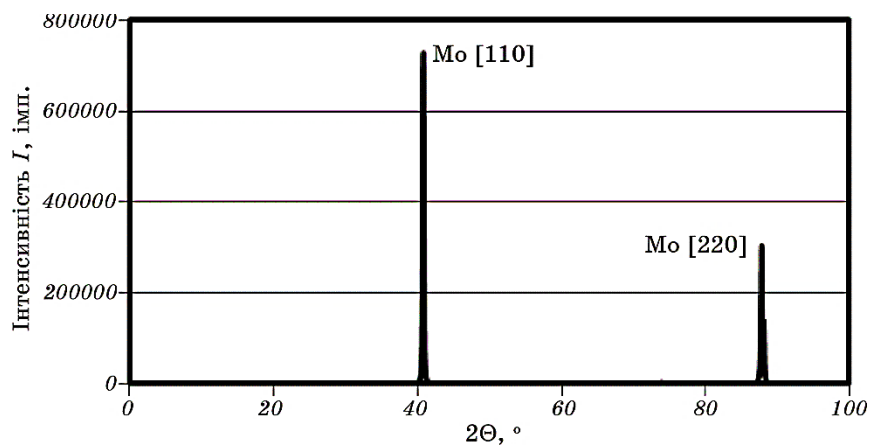


Рис. 5. Дифрактограма з великої бічної грані плоского монокристалу мо-лібдену.

Fig. 5. Diffraction pattern from a large lateral face of a flat molybdenum single crystal.

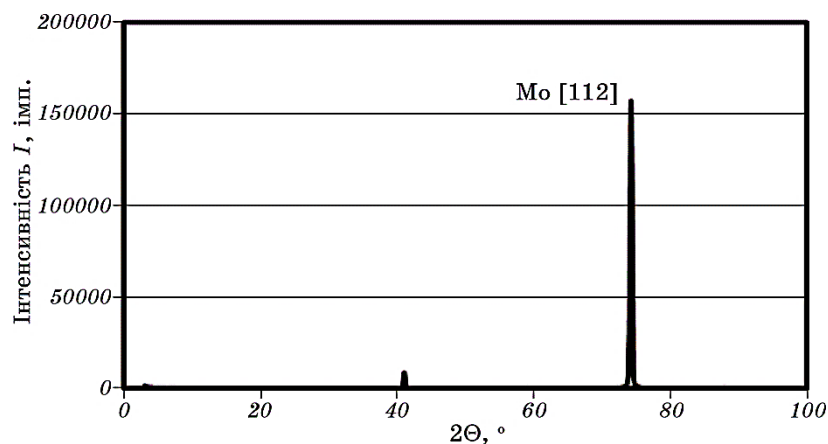


Рис. 6. Дифрактограма з площини нарощування плоского монокристалу мо-лібдену.

Fig. 6. Diffraction pattern from the growth plane of a flat molybdenum single crystal.

талографічною орієнтацією бічних граней.

Практичне значення одержаних результатів полягає в оптимізації процесу орієнтування та точного встановлення зародкових кристалів у ростовому обладнанні, що є важливою умовою, наприклад, при створенні елементів силової лазерної оптики з високими відби-

вними характеристиками.

Роботу виконано за підтримки Національного фонду досліджень України (проект № 2023.04/0030).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. R. Morales-Estrella, R. E. Aune, O. Grindler, and S. Seetharaman, *JOM*, **55**, No. 10: 20 (2003).
2. M. Rieth, S. L. Dudarev, S. M. Gonzalez de Vicente, J. Aktaa, T. Ahlgren, S. Antusch, D. E. J. Armstrong, M. Balden, N. Baluc, M.-F. Barthe, W. W. Basuki, M. Battabyal, C. S. Becquart, D. Blagoeva, H. Boldyryeva, J. Brinkmann, M. Celino, L. Ciupinski, J. B. Correia, A. De Backer, C. Domain, E. Gaganidze, C. García-Rosales, J. Gibson, M. R. Gilbert, S. Giusepponi, B. Gludovatz, H. Greuner, K. Heinola, T. Höschen, A. Hoffmann, N. Holstein, F. Koch, W. Krauss, H. Li, S. Lindig, J. Linke, Ch. Linsmeier, P. López-Ruiz, H. Maier, J. Matejicek, T. P. Mishra, M. Muhammed, A. Mucoz, M. Muzyk, K. Nordlund, D. Nguyen-Manh, J. Opschoor, N. Ordás, T. Palacios, G. Pintsuk, R. Pippan, J. Reiser, J. Riesch, S. G. Roberts, L. Romaner, M. Rosiński, M. Sanchez, W. Schulmeyer, H. Traxler, A. Ureca, J. G. van der Laan, L. Veleza, S. Wahlberg, M. Walter, T. Weber, T. Weitkamp, S. Wurster, M. A. Yar, J. H. You, and A. Zivelonghi, *J. Nuc. Mater.*, **432**, Nos. 1–3: 482 (2013).
3. H. Xu, L. L. He, Y. F. Pei, C. Z. Jiang, W. Q. Li, and X. H. Xiao, *Tungsten-Singapore*, **3**: 20 (2021).
4. L. B. Lundberg, *JOM*, **37**, No. 4: 44 (1985).
5. V. V. Satya Prasad, R. G. Baligidad, and A. A. Gokhale, *Niobium and Other High Temperature Refractory Metals for Aerospace Applications* (Eds. N. Prasad and R. Wanhil) (Singapore: Springer Science + Business Media: 2017), ch. 12.
6. A. Litnovsky, V. Voitsenya, T. Sugie, G. De Temmerman, A. E. Costley, A. J. H. Donné, K. Yu. Vukolov, I. Orlovskiy, J. N. Brooks, J. P. Allain, V. Kotov, A. Semerok, P.-Y. Thro, T. Akiyama, N. Yoshida, T. Tokunaga, and K. Kawahata, *Nucl. Fusion*, **49**, No. 7: 075014 (2003).
7. A. Litnovsky, Yu. Krasikov, M. Rasinski, A. Kreter, Ch. Linsmeier, Ph. Mertens, B. Unterberg, U. Breuer, and T. Wegener, *Fusion Eng. Design*, **123**: 674 (2017).
8. C. V. Funch and G. Proust, *Additive Manuf.*, **94**, No. 4: 104464 (2024).
9. V. Shapovalov, V. Yakusha, Yu. Nikitenko, I. Protokovilov, J. Khokhlova, and O. Hnizdylo, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 10: 953 (2024).
10. J. Q. Shi, S. Y. Yao, F. Wang, X. D. Yu, H. T. Huang, C. W. Tan, Z. H. Nie, H. L. Ma, and H. N. Cai, *Mater. Charact.*, **134**, No. 12: 1 (2017).
11. L. Dittrich, P. Petersson, H. Laabadi, E. Pitthan, M. Rubel, A. Widdowson, A. Krawczyńska, K. Szlązak, and Ł. Ciupiński, *Nucl. Mater. Energy*, **37**, No. 4: 101548 (2023).
12. A. Litnovsky, G. De Temmerman, K. Vukolov, P. Wienhold, V. Philipps, O. Schmitz, U. Samm, G. Sergienko, P. Oelhafen, M. Büttner, I. Orlovskiy, A. Yastrebov, U. Breuer, and A. Scholl, *Fusion Eng. Design*, **82**, No. 2: 123 (2007).
13. V. Shapovalov, J. Khokhlova, V. Yakusha, Yu. Nikitenko, M. Khokhlov, and

- O. Berdnikova, *Int. J. Refract. Hard Met.*, 123, No. 6: 1067883 (2024).
14. Д. Г. Карпачев, Е. Д. Доронькин, С. А. Цукерман, М. В. Таубкин, А. И. Князева, Л. И. Клестова, *Тугоплавкие и редкие металлы и сплавы* (Москва: Металлургия: 1977); D. G. Karpachev, E. D. Doron'kin, S. A. Tsukerman, M. V. Taubkin, A. I. Knyazeva, and L. I. Klestova, *Tugoplavkie i Redkie Metally i Splavy* [Refractory and Rare Metals and Alloys] (Moskva: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
15. Д. Н. Клауч, З. М. Фетистова, В. В. Алфутков, Е. Г. Каприллыанц, *Монокристаллы тугоплавких и редких металлов, сплавов и соединений* (Ред. И. В. Танаев) (Москва: Наука: 1977), с. 189; D. N. Klauch, Z. M. Fetistova, V. V. Alfutov, and E. G. Kaprillyants, *Monokristally Tugoplavkikh i Redkikh Metallov, Splavov i Soedineniy* [Single Crystals of Refractory and Rare Metals, Alloys and Compounds] (Ed. I. V. Tanaev) (Moskva: Nauka: 1977), p. 189 (in Russian).