

УДК 669.3:539.89: 537.322.11 : 536.424.1

ОСОБЛИВОСТІ ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ НИТКОПОДІБНИХ КРИСТАЛІВ

Л. Ю. КОЗАК

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу

Описано пластичну деформацію монокристалів на атомному рівні за раніше запропонованою дискретною моделлю. Монокристали розглядали як двофазну структуру, яка складається з поверхневих шарів і внутрішніх областей ідеальної кристалічної ґратки. Проаналізовано вплив поверхні на міцність монокристалів досконалої будови. Оскільки частка поверхневого шару в загальному об'ємі масивних монокристалів низька, то цей вплив незначний. Збільшення кількості дефектів після пластичної деформації суттєво підвищує міцність кристалів. З іншого боку, через малі діаметри тонких ниткоподібних кристалів поверхня має суттєвий вплив. Зроблено висновок, що механізми пластичної деформації ідентичні як для ниткоподібних, так і масивних кристалів, незважаючи на відмінності їхніх діаграм розтягу.

Ключові слова: масивні монокристали, ниткоподібні кристали, пластична деформація, двофазна структура, напруження, опір зсуву.

The process of plastic deformation of single crystals at the atomic level according to the previously proposed discrete model is described. The single crystals are considered as a two-phase structure consisting of surface layers and inner regions of a perfect crystalline lattice. The effect of surface on the strength of single crystals of perfect structure is analyzed. As the proportion of the surface layer in the total volume of thick single crystals is small, the influence of the surface on their strength is very low. Increase of the number of defects after plastic deformation significantly increases their strength. On the other hand, due to the small size of whisker crystals, the surface has a significant influence, which makes them very strong. It is concluded that the mechanisms of plastic deformation at the atomic level are the same for both thin and thick crystals, despite the differences in their tensile diagrams.

Keywords: thick single crystals, whisker crystals, plastic deformation, two-phase structure, stress, shear resistance.

Вступ. Ниткоподібні кристали або “вуса” – дуже тонкі волокна з монокристалічною структурою середнім розміром 1...20 μm , які характеризуються високою однорідністю і досконалістю структури, істотно відрізняються за своїми механічними і фізичними властивостями від звичайних монокристалів і полікристалічних матеріалів. Вважають, що досконала структура “вусів” зумовлює їх високу міцність, близьку до теоретичної, що досягає значень $10^9 \dots 10^{10}$ Па [1–3]. Саме тому є підвищена цікавість до ниткоподібних кристалів. Додатковим стимулом для вивчення їх міцності є стрімкий розвиток нанотехнологій.

На сьогодні ще немає повного розуміння процесів, які відбуваються на атомному рівні під час пластичної деформації монокристалів. Мета роботи – розглянути особливості пластичної деформації ниткоподібних кристалів на атомному рівні за використання альтернативної моделі пластичності [4, 5].

Пластична деформація монокристалів. За запропонованою моделлю пластичності здатність твердих тіл пластично деформуватись пов'язана з нестійкістю кристалічної ґратки, яка займає внутрішні об'єми кристала. Вона зумовлена розміщенням її внутрішніх атомів у положеннях, що не відповідають мінімальній потенціалній енергії, а пластична деформація – це переміщення атомів у положення з нижчою потенціальною енергією. Під дією незначного початкового зусилля атоми площини одночасно зміщуються відносно іншої атомної площини. Зсув можливий як на неповну міжатомну відстань, так і на кілька міжатомних відстаней – до вичерпання їх надлишкової потенціальної енергії [4, 5].

Міцність масивних монокристалів низька, близька нулю, оскільки вплив поверхневого шару незначний через малу їх частку в загальному об'ємі. Надзвичайно низький опір зсуву в реальних масивних металічних монокристалів високої чистоти і досконалої будови підтверджено багатьма дослідниками [6–11].

Під час пластичної деформації кристали локально зміцнюються після переміщення атомів у положення з нижчою потенціальною енергією [4, 5]. Щоб їх змістити, необхідна затрата енергії і значні зусилля. Тому ковзання “перекидається” на інші атомні площини, де зсуви не відбувались. Отже, пластична деформація відбувається аперіодичними зсувами атомних площин і їх гальмуванням.

Після зсуву атомні площини можуть розташовуватися одна біля одної у вигляді двійників або на відповідній відстані і утворювати просторову сітку. Площини ковзання перетинають одна одну, розділяють кристалічну ґратку на безліч ділянок, всередині яких зберігається правильна ґратка, і утворюють сітку малокутових меж блоків. Внаслідок цього кристал перетворюється на полікристал. За дроблення кристала на малі кристали його міцність зростає подібно як дисперсність (подрібнення зерна) розширює область пружних деформацій у полікристалах [6]. Ці процеси підтверджені результатами електронної мікроскопії фольги ГЦК металів [11].

Під час зсуву атомних площин відстань між сусідніми атомами, які знаходяться у різних площинах, збільшується [12]. Ці відстані перевищують нормальне значення сталої ґратки, що супроводжується локалізацією електронів і може викликати зміну типу хімічного зв'язку, наприклад, металічного в ковалентний [13]. Через присутність у кристалічній ґратці поверхні, меж зерен і блоків та інших дефектів можливе співіснування, навіть у чистому металі, областей, в яких міжатомна взаємодія розрізняється за ступенем локалізації електронів, тобто існуванням міжатомного зв'язку різного типу: металічного і ковалентного, що виявлено в приповерхневих шарах за йонно-електронної емісії під дією йонного бомбардування [11].

За дроблення монокристала його стійкість зростатиме, оскільки опір зсуву атомних площин підвищується зі зменшенням розміру кристалів. Це підтверджено розрахунками [14, 15], експериментальними результатами [1–3, 16, 17] та законом Холла–Петча.

Загалом пластична деформація як за запропонованою [4, 5], так і класичною моделями відбувається за однаковими механізмами – ковзання та двійникування. Відмінність між ними в тому, що за запропонованою моделлю зсув атомних площин відбувається одночасно всіма атомами за низьких напружень і за відсутності дислокацій [14, 15]. В обох випадках міцність чистих металів залежить від просторового розміщення та співвідношення дефектних областей і поверхонь розділу (приповерхневих шарів, меж зерен та блоків) до областей з правильною кристалічною ґраткою.

Особливості пластичної деформації ниткоподібних кристалів. Діаграми розтягу ниткоподібних кристалів відрізняються від діаграм масивних монокристалів через їх малі розміри. На рис. 1 показано діаграму розтягу мідного “вуса”

[16]. На початку розтягу є область пружної деформації – “зуб” пружності. Досягнувши максимуму, напруження розтягу різко знижується і починається пластична плинність мідного “вуса” за напружень розтягу, близьких до границі плинності технічних металів. Максимальні напруження (границя пружності) “вусів” на два–три порядки перевищують границю пружності звичайних металів.

Пластична деформація “вусів” відбувається, здебільшого, поширенням видимих на поверхні ліній ковзання – ліній Людерса [3, 16]. За досягнення напруженнями розтягу верхньої точки “зуба” в кристалі з’являється одна або кілька смуг зсуву, залежно від розміру зразка. В тонких вусах з високим “зубом” зазвичай з’являється одна добре помітна смуга зсуву. У товстих “вусах” у різних ділянках з’являється кілька смуг. Після появи ліній зсуву опір деформуванню зразка різко знижується і подальша пластична деформація відбувається за середнього напруження та досягає 60...80%.

Діаграми з гострим “зубом” отримані майже на всіх ниткоподібних кристалах, в яких досліджували пластичність: на вусах з ГЦК ґраткою (мідь, нікель, срібло), ОЦК (залізо) та ГЦУ (цинк, кадмій, кобальт) [1–3; 16, 17]. Таким чином, незалежно від типу кристалічної ґратки і швидкості навантаження металічних ниткоподібних кристалів завжди присутній гострий “зуб” пружності, який і є найхарактернішою особливістю їх діаграм розтягу.

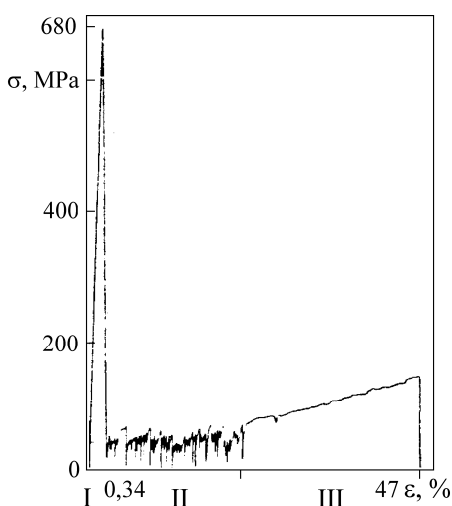


Рис. 1. Fig. 1.

Рис. 1. Діаграма деформації мідного “вуса” з напрямом росту [111] і площею поперечного перерізу $49 \mu\text{m}^2$ [16].

Fig. 1. Deformation diagram of copper “whisker” with growth at direction [111] and cross-sectional area $49 \mu\text{m}^2$ [16].

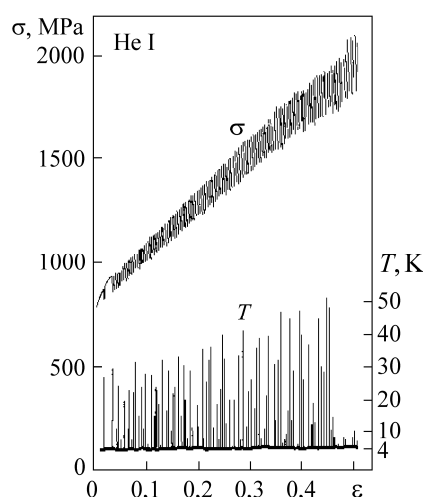


Рис. 2. Fig. 2.

Рис. 2. Криві напруження–деформація і температура–деформація нержавної сталі 310S за швидкості деформації $3,3 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$ [18].

Fig. 2. The stress-strain and temperature-strain curves of 310S stainless steel at the deformation rate of $3,3 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$ [18].

Під дією зовнішнього зусилля в поверхневих шарах виникають напруження розтягу, водночас у внутрішніх шарах напруження зсуву відсутні за деякими кристалографічними напрямками. За досягнення максимальних напружень розтягу у поверхневих шарах відбувається розрив міжатомних зв’язків, спрямованих перпендикулярно до поверхні руйнування. Внаслідок розриву зв’язків поверхневих

атомів зникає опір зсуву атомних площин зі сторони поверхні і в кристалі починаються ковзання або двійниковання, що описані вище для масивних кристалів. На діаграмі ці процеси показані як ряд зубців, які спостерігали під час випробувань на чутливих машинах у вигляді невеликих стрибків (рис. 1 і 2). Після виникнення “зуба” напруження різко знижується і залишається майже сталим. Суттєво менша висота “зубців” порівняно з першим “зубом” свідчить про розриви атомних зв’язків поверхні за менших напружень. Це пов’язано з тим, що після розриву поверхні і утворення “зуба”, кристал втрачає ідеальну будову і на поверхні зароджуються тріщини та інші концентратори напружень.

Зниження напруження після виникнення “зуба” зумовлено виділенням теплоти (рис. 2), про що свідчить різке підвищення температури після кожного стрибка напружень [18] і пов’язано з одночасним зміщенням всіх атомів площини в положення з нижчою потенціальною енергією. Вплив теплової енергії атомів, особливо її флуктуацій, на міцність їх зв’язків є суттєвою, про що йдеться в кінетичній природі міцності твердих тіл [19]. Виділення теплоти сприяє зародженню тріщин у поверхневих шарах і зниженню опору розриву.

Нестійка пластична плинність у вигляді короткочасних стрибків проявляється в періодичному виникненні рухомих та нерухомих деформаційних смуг і пов’язана з проявом ефекту Портевена–Ле-Шательє [20–22]. Цей процес є характерним як для чистих металів, так і для сплавів впровадження та заміщення, наприклад, в м’яких сталях, сплавах алюмінію і міді. Спочатку ці процеси виявили на полікристалах, а потім і на монокристалах [21].

Короткочасні стрибки напруження спостерігали під час деформації тонких і масивних монокристалічних зразків як за нормальної [20], так і низької температур [18]. Зубчаті лінії на діаграмах розтягу свідчать про аперіодичність зсуву атомних площин.

Вплив поверхні на міцність ниткоподібних кристалів. Відповідно до концепції фізики міцності і пластичності, вважають, що тверді тіла з ідеальною кристалічною ґраткою є високоміцними, а висока міцність ниткоподібних кристалів досконалої будови [1–3, 16, 17] є класичним підтвердженням цього. Проте подальші дослідження ниткоподібних кристалів засвідчили неоднозначність зв’язку їх досконалої будови і високої міцності (рис. 3а). Виявили, що висока міцність характерна для “вусів” дуже малої товщини ($< 5 \mu\text{m}$), а зі збільшенням товщини ($> 20 \mu\text{m}$) вона знижується і співрозмірна з міцністю звичайних металів [1–3, 16, 17].

За дислокаційною моделлю причиною зниження міцності кристалів зі збільшенням діаметра “вусів” є зростання кількості дислокацій. Проте класичні уявлення про ідеальну будову ниткоподібних кристалів не враховують впливу поверхні. “Вуса” мають поверхню, яка є двовимірним дефектом і має суттєвий вплив на їх міцність через малі поперечні розміри.

Відмічають [12], що на поверхні міцніший шар, ніж в об’ємі матеріалу. Спеціальні дослідження деформації зразків зі зрощених кількох монокристалів різної орієнтації показали, що межі монокристалів мають вищий опір деформації, ніж самі кристали. Високу міцність “вусів” можна пояснити специфікою будови поверхні.

Бар’єрний ефект атомарно чистої поверхні може мати суттєве значення за деформації кристалів з малим поперечним перерізом і розвинутою поверхнею типу ниткоподібних кристалів і тонких плівок, де питомий об’єм приповерхневих шарів є значним порівняно зі загальним об’ємом [23]. Тому слід це врахувати для пояснення високої міцності “вусів” і тонких плівок, крім існуючого погляду про вплив на міцність їх структурної досконалої [3]. Це ж стосується нанокристалічних матеріалів. Крім того, в металах зміна оточення атомів у поверхневому

шарі викликає їх зміщення і відповідно зміну енергії взаємодії та електронної структури поверхневих атомів, що проявляється у локалізації валентних електронів. Це зумовлює зміну типу хімічного зв'язку з металічного на ковалентний і підвищення міцності поверхневих шарів [13].

Результати розрахунків, що одержані раніше на двовимірних кристалах [14], підтверджені експериментально зниженням міцності кристалів зі зростанням діаметра (рис. 3а). Але розглянемо це на реальних кристалах. Припустимо, що на кристал діаметром d діє зовнішня сила F . Тоді напруження розтягу визначають відношенням сили F до площі поперечного перерізу кристала: $\sigma = 4F/(\pi d^2)$.

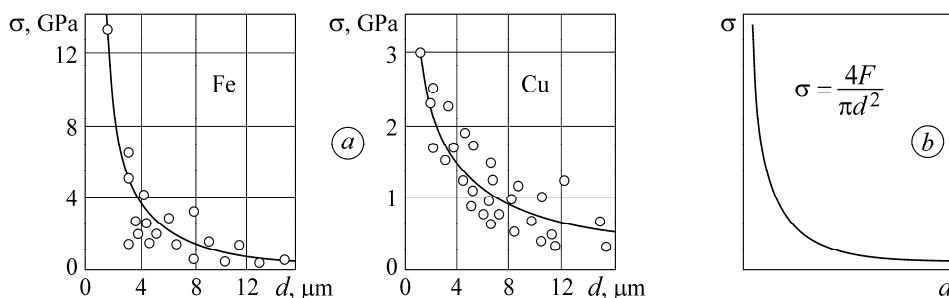


Рис. 3. Експериментальні (а) та теоретичні (б) залежності границі пружності “вусів” від їх діаметра [1].

Fig. 3. Experimental (a) and theoretical (b) dependences of the elastic limit of the “whiskers” on their diameter [1].

За запропонованою моделлю пластичності [4, 5] границя пружності кристала зумовлена міцністю поверхневого шару, а внутрішні його області опору не створюють. Площа поперечного перерізу поверхневого шару кристала зі зміною його діаметра змінюється лінійно, проте його внутрішніх областей – зростає за квадратичною залежністю. Тому зі зростанням діаметра кристалів їх границя пружності знижується. Відповідно до графіка (рис. 3б), вона залежить від їхнього розміру і може змінюватися від високих значень для дуже тонких кристалів до нуля для масивних монокристалів. Цей графік подібний до експериментальних результатів, отриманих під час досліджень міцності металічних ниткоподібних кристалів (рис. 3а), а залежність (рис. 3б) подібна до класичного закону Холла–Петча. В обох випадках міцність знижується зі збільшенням діаметра кристалів (зерен).

Для обґрунтування припущення про те, що міцність недеформованих бездефектних “вусів” здебільшого зумовлена міцністю їх поверхні, використано експериментальні діаграми [16] деформації розтягу ниткоподібних кристалів міді. Розрахунком визначили сили, за яких “вуса” трьох різних діаметрів досягають максимальної пружної деформації (див. таблицю).

Напруження і сили розтягу для трьох різних діаметрів “вусів”

Діаметр “вусів”, μm	6,9	9,4	18,7
Максимальна сила, N	0,0653	0,0527	0,0686
Границя пружності, МПа	1750	750	250

Виявлено, що “вуса” різної товщини досягали максимальної пружної деформації під дією майже однакових сил. Але оскільки площа їх поперечного перерізу різна, то границі пружності також різні (рис. 4а).

Отже, з одержаних результатів можна зробити висновок, що основний опір деформації “вусів” створює їх поверхня, тоді як опір внутрішніх шарів незнач-

ний, а зниження границі пружності зумовлено зростанням поперечної площі “вусів” зі збільшенням їхнього діаметра (рис. 4а).

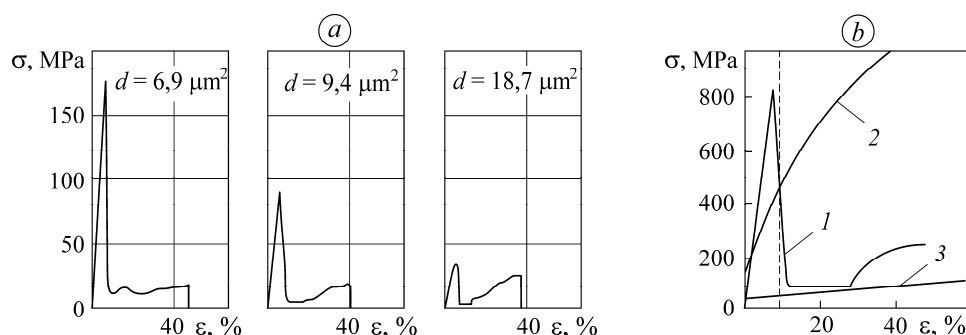


Рис. 4. Діаграми деформації розтягу мідних “вусів” (а) і монокристалів міді (b) [16]:
1–3 – тонкий, товстий та масивний монокристали, відповідно.

Fig. 4. Tensile strength diagrams of copper “whiskers” (a) and single crystals of copper (b) [16]:
1–3 – thin, thick, massive single crystals, respectively.

З іншого боку, поверхня є місцем, де переважно зароджуються тріщини, що суттєво знижує міцність кристалів. Під час вирощування “вусів” на поверхні іноді з’являються раковини, нарости, ділянки, уражені корозією. Такі кристали зазвичай мають низьку міцність [2].

Так, міцність кам’яної солі за відсутності поверхневих тріщин висока і вона пластично деформується. Доказом цього є її випробування у середовищах, які або не розчиняють сіль, або розчиняють її разом з поверхневими тріщинами. Сіль у гарячій воді робиться гнучкою, тоді як у гарячій оліві вона залишається крихкою. У киплячому насиченому розчині солі кам’яна сіль залишається крихкою, тоді як у холодній воді тонкі кристали досить пластичні [24].

Після хімічного полірування поверхні ниткоподібних кристалів Al_2O_3 у ортофосфорній кислоті при $210^\circ C$ спостерігали зростання їх міцності в 10 разів. Ці експерименти є прямим проявом ефекту Іюффе на ниткоподібних кристалах, суть якого в усуненні небезпечних поверхневих дефектів, які можна зменшити за допомогою поверхневих покриттів. Відомо, що плівки окислів, які утворилися на поверхні звичайних кристалів, підвищують їх міцність. Так, наприклад, окисна плівка на кристалах кадмію підвищує критичне напруження сколу приблизно на 150%. Покриття ниткоподібних кристалів заліза шаром нікелю завтовшки у 100 атомів різко підвищує їх міцність [3]. Що товстіша плівка і менший діаметр кристала, то сильніший ефект зміцнення.

Таким чином, вплив поверхні на міцність кристалів двоякий: зміцнювальний, зумовлений специфічною її будовою і відповідно вищою міцністю порівняно з внутрішніми областями матеріалу; ослаблювальний, оскільки поверхня є місцем, де зароджуються тріщини.

У ниткоподібних кристалах, структура яких характеризується високим ступенем бездефектності, поверхня має зміцнювальну дію.

Міцність “вусів” з внутрішніми дефектами структури. Отримані вище результати підтверджують, що висока міцність ниткоподібних кристалів, у яких відсутні внутрішні дефекти, зумовлена їх поверхнею. Проте низка досліджень свідчить, що у ниткоподібних кристалах може бути велика кількість дислокацій [2, 3] і при цьому вони мають високу міцність. Так, виявлено [2], що у всіх випадках, крім одного, ниткоподібні кристали з одною або двома осьовими дислокаціями витримують деформацію від 0,2 до 10%. В електронному мікроскопі спосте-

рігали утворення полісинтетичних двійників у базисних стрічкоподібних тонких кристалах $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ [2]. Під дією термічного удару ці стрічки розбивались на дуже тонкі (товщиною 200...500 Å) двійникові прошарки, утворюючи систему полісинтетичних двійників. Під час механічних досліджень виявили, що вони мають найвищу міцність, яка досягає для стрічок перерізом $0,1...1 \mu\text{m}^2$ до 15 GPa. Міцність недеформованих стрічок – 5...10 GPa. Висока міцність характерна також для голчатих трісок (“вусів” розколу), які утворюються під час розколу кристалів. За товщини кілька мікронів їх пружні властивості відповідають ниткоподібним кристалам, але суттєво відрізняються від них гаммою інших ознак. У трісках вибірково травленням встановлено дуже високу густину дислокацій (до 10^9cm^{-2}). Дислокації розміщені вздовж слідів ковзання. Це є свідченням того, що тріски піддаються пластичній деформації під час їх утворення [2].

Але ще цікавішим фактом виявилось підвищення міцності ниткоподібних кристалів міді під час їх пластичної деформації [16]. На рис. 4b наведені результати деформації товстого мідного монокристала (крива 2), де під час пластичної деформації досягнуто високих значень міцності ($\sim 1,2 \text{ GPa}$), що перевищувала границю пружності тонкого “вуса” (крива 1) (крива 3 описує розтяг масивного монокристала). Як зазначено [16], механізм такого зміцнення незрозумілий, адже за дислокаційною моделлю, висока міцність, близька до теоретичної, можлива тільки за ідеальної будови.

Згідно з новою моделлю, зміцнення “вусів” під час пластичної деформації пояснюємо тими ж механізмами, що діють у масивних монокристалах. Під час пластичної деформації нестійка кристалічна ґратка всередині мідного “вуса” перетворилась у стійку через зсув атомних площин. Поверхня при цьому залишається неушкодженою аж до досягнення максимальної його міцності.

ВИСНОВКИ

Пластична деформація масивних монокристалів та “вусів” ідентична і відбувається за одними і тими ж механізмами – ковзання та двійникування, а відмінності їх діаграм розтягу зумовлені різним впливом поверхні. За деформації “вусів” з діаметром $< 20 \mu\text{m}^2$ вплив поверхні визначальний, що зумовлює їх високу міцність, близьку до теоретичної. Вплив поверхні на міцність масивних монокристалів майже відсутній, оскільки частка поверхневих шарів у їх загальному об’ємі мізерна. Висока міцність “вусів” після їх пластичної деформації спричинена утворенням дефектів.

Наведені вище експериментальні результати не відповідають загальноприйнятим поглядам, що висока міцність “вусів” зумовлена відсутністю в них дефектів. Високу міцність деформованих вусів неможливо пояснити з погляду класичної моделі пластичності. Проте ці результати мають просте та логічне пояснення за запропонованою альтернативною концепцією пластичності твердих тіл [4, 5].

1. *Ниткоподібні кристали* [Електронний ресурс]. – https://web.posibnyky.vntu.edu.ua/fmbt/suvak_novi_materiali_kompoziti/1-7.html
2. *Бережкова Г. В.* Нитевидные кристаллы. – М.: Наука, 1969. – 158 с.
3. *Надгорный Э. М.* Свойства нитевидных кристаллов // *Успехи физ. наук.* – 1962. – **77**, № 2. – С. 201–227.
4. *Kozak L. Yu.* New discrete model of plastic deformation of solid bodies // *Materials Science.* – 2020. – **55**, № 4. – P. 461–468.
5. *Козак Л. Ю.* Альтернативна концепція пластичності твердих тіл. – Івано-Франківськ: ІФНТУНГ, 2021. – 255 с.
6. *Лихтман В. И., Ребиндер П. А., Карпенко Г. В.* Влияние поверхностно-активной среды на процессы деформации металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1954. – 208 с.
7. *Френкель Я. И.* Введение в теорию металлов. – Ленинград: Наука, 1972. – 424 с.

8. Шмидт Е., Боас В. Пластичность кристаллов в особенности металлических. – М.; Л.: Изд-во иностр. лит., 1938. – 316 с.
9. Брэгг У. Г., Брэгг У. Л. Кристаллическое состояние. – М.: НТИ СССР, 1938. – 336 с.
10. Gough H. J., Hanson D., and Wright S. J. The behavior of single crystals of aluminum under static and repeated stresses // Philos. Transact. Royal Soc. – 1927. – **226**. – P. 1–30.
11. Набарро Ф. Р. Н., Базинский З. С., Холт Д. Б. Пластичность чистых монокристаллов. – М.: Металлургия, 1967. – 214 с.
12. Классен-Неклюдова М. В., Конторова Т. А. Природа межкуристаллических прослоек // Успехи физ. наук. – 1939. – **22**, № 3. – С. 143–151.
13. Arkharov V. I., Skripka Yu. G., and Markhasin E. S. The importance of the mechanism of forming interatomic bonds in alloys for their strength and plastic properties // Soviet Materials Science. – 1978. – **14**, № 2. – P. 151–154.
14. Kozak L. Y. Investigation of the instability of crystal lattices by using discrete models // Materials Science. – 2017. – **53**, № 3. – P. 424–430. <https://doi.org/10.1007/s11003-017-0091-x>
15. Козак Л. Ю. Пластичність металів і нестійкість кристалічної ґратки. – Івано-Франківськ: Факел, 2004. – 146 с.
16. Особенности упрочнения металлических и неметаллических нитевидных монокристаллов / С. З. Бокштейн, С. Т. Кишкин, М. П. Назарова, И. Л. Светлов // Физика деформационного упрочнения монокристаллов. – К.: Наук. думка, 1972. – 268 с.
17. Беликов А. М. Пластическая деформация нитевидных кристаллов. – Воронеж: Изд-во ВГУ, 1991. – 204 с.
18. Time-dependent deformation of austenitic stainless steels at cryogenic temperatures / T. Ogata, K. Ishikawa, K. Nagai, and T. Yuri // Cryogenics. – 1986. – **26**, № 6. – P. 365–369.
19. Журков С. Н. Кинетическая концепция прочности твердых тел // Вестник АН СРСР. – 1968. – № 3. – С. 46–52.
20. Kocks U. F. Kinetics of nonuniform deformation // Progr. in Materials Science, Chalmers Anniversary Volume. – Oxford: Pergamon Press, 1981. – **19**. – P. 185–241.
21. Малыгин Г. А. Низкотемпературная неустойчивость пластической деформации металлов // ФММ. – 1975. – **40**, № 1. – С. 21–28.
22. Brindley B. J. and Worthington P. J. Yield-point phenomena in substitutional alloys // Metallurgical Reviews. – 1970. – **15**. – P. 101–114.
23. Алехин В. П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. – М.: Наука, 1983. – 280 с.
24. Иоффе А. Ф. Физика кристаллов. – Ленинград: Госиздат, 1929. – 192 с.

Одержано 23.04.2020