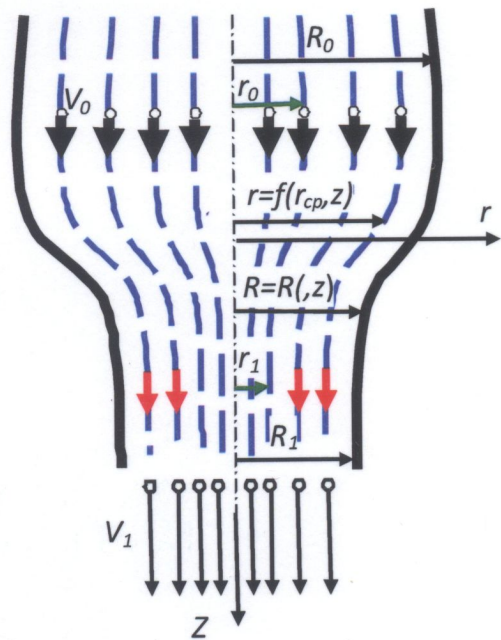


621.77
0-39

В. А. Огородніков, О. Ю. Співак, О. В. Грушко

ДЕФОРМАЦІЯ ВОЛОЧІННЯМ І ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТОНКИХ ТЕРМОПАРНИХ ДРОТІВ

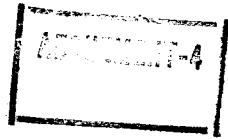


621.77
0-39

Міністерство освіти і науки України
Вінницький національний технічний університет

В. А. Огородніков, О. Ю. Співак, О. В. Грушко

**ДЕФОРМАЦІЯ ВОЛОЧІННЯМ
І ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ
ТОНКИХ ТЕРМОПАРНИХ ДРОТІВ**



Монографія



621.77 О-39 2014

Огородніков В.А. Деформація волочінням і :

Вінниця
ВНТУ
2014

УДК 621.778
ББК 34.622
О-39

Рекомендовано до друку Вченою радою Вінницького національного технічного університету Міністерства освіти і науки України (протокол № 11 від 26.06.2013 р.).

Рецензенти:

В. А. Тітов, доктор технічних наук, професор

О. В. Нахайчук, доктор технічних наук, професор

464059

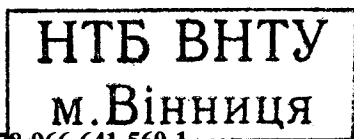
Огородніков, В. А.

О-39 Деформація волочінням і фізико-механічні властивості тонких термопарних дротів : монографія / В. А. Огородніков, О. Ю. Співак, О. В. Грушко. – Вінниця : ВНТУ, 2014. – 112 с.

ISBN 978-966-641-560-1

В монографії розглянуто задачі волочіння тонких дротів. Подано загальний аналіз основних положень теорії деформовності відносно сплавів з особливими електрофізичними властивостями. Описані методи отримання тонких дротів зі сплавів, що мають аномальні електрофізичні властивості. Розроблено методику складання технологічних маршрутів волочіння тонких термопарних дротів. Досліджено вплив історії деформування на електрофізичні властивості тонких термопарних дротів зі сплавів хромель, копель, та сплавів системи нікель–молібден, яку запропоновано в якості позитивної вітки термопар для термоелектричних генераторів струму на металевій основі.

УДК 621.778
ББК 34.622



ISBN 978-966-641-560-1

© В. Огородніков, О. Співак, О. Грушко, 2014

ЗМІСТ

ВСТУП	4
1 ЗАГАЛЬНІ ПРОБЛЕМИ ВОЛОЧІННЯ ТОНКИХ ДРОТІВ.....	5
1.1 Вплив технологічної спадковості на фізико-механічні властивості виробів	5
1.2 Механіка деформування суцільних матеріалів	5
1.3 Деформовність металу в процесах формоутворення заготовок	9
1.4 Напружено-деформований стан при волочінні.....	20
1.5 Метали і сплави, що використовуються в термоелектричних генераторах струму (ТЕГ)	27
2 ТЕХНОЛОГІЧНІ УМОВИ ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ ТА ЇХ ВПЛИВ НА РЕЖИМИ ВОЛОЧІННЯ ТОНКИХ ДРОТІВ	41
2.1 Руйнування металів, їх пластичність та формування якості виробів при волочінні	41
2.2 Напружено-деформований стан матеріалів, що зміцнюються в процесі волочіння	47
3 РОЗРОБКА РЕЖИМІВ ВОЛОЧІННЯ ТОНКОГО ТЕРМОПАРНОГО ДРОТУ НА ОСНОВІ ТЕОРІЇ ДЕФОРМОВНОСТІ.....	58
3.1 Визначення режимів волочіння між термообробками	58
3.2 Вибір режимів термічної обробки заготовок	66
3.3 Очистка поверхні мікродротів	69
3.4 Режими волочіння тонкого дроту перерізом 500–70 мкм з сплавів хромель та копель.....	70
3.5 Розробка технологічних режимів волочіння дротів перерізом (200–70) мкм зі сплавів нікель–молібден	73
4 ВПЛИВ РЕЖИМІВ ВОЛОЧІННЯ НА МЕХАНІЧНІ ТА ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТОНКИХ ТЕРМОПАРНИХ ДРОТІВ.....	76
4.1 Металеві матеріали та їх використання в якості елементної бази ТЕГ.....	76
4.2 Дослідження впливу деформації волочінням на електрофізичні властивості тонких дротів із сплавів хромель і копель.....	80
4.3 Аналіз даних сплавів нікель–молібден.....	85
4.4 Попередні дослідження технологічних та термоелектричних властивостей сплавів системи нікель–молібден	87
4.5 Дослідження температурних та концентраційних залежностей інтегральної термо-е.р.с.....	93
4.6 Дослідження температурних та концентраційних залежностей диференційної термо-е.р.с.....	95
4.7 Дослідження температурних та концентраційних залежностей питомого електроопору	97
ВИСНОВКИ.....	99
ЛІТЕРАТУРА	101

ВСТУП

Розробка й впровадження нових ресурсозберігаючих технологій, удосконалення існуючих та підвищення за їх рахунок ефективності виробництва є одними із найважливіших задач сучасної машинобудівної галузі промисловості. Один із шляхів розв'язання цих задач полягає у розвитку безвідходних технологій обробки матеріалів та теоретичного підґрунтя таких способів як волочіння, штампування, холодне видавлювання. Це, в свою чергу, вимагає подальшого розвитку методів оцінки деформовності заготовок і виробів, які дозволяють для проектування технологічних процесів прогнозувати рівень їх пошкодження дефектами руйнування. Точність прогнозування якості та технологічної спадковості готових виробів значною мірою визначається історією деформування, для визначення якої необхідно мати максимальну інформацію про напружено-деформований стан заготовки у процесі формозміни.

Найбільш поширеним безвідходним способом обробки циліндричних металевих заготовок тиском є холодне волочіння, яке дозволяє звести до мінімуму або повністю виключити необхідність наступної обробки деталей різанням. Подальший розвиток методів холодного волочіння та ширше впровадження їх у виробництво можливі на основі використання феноменологічної теорії деформовності, як для розробки нових способів холодної пластичної формозміни, так і для раціонального об'єднання існуючих операцій та створення на їх основі комбінованих процесів.

1 ЗАГАЛЬНІ ПРОБЛЕМИ ВОЛОЧІННЯ ТОНКИХ ДРОТІВ

1.1 Вплив технологічної спадковості на фізико-механічні властивості виробів

Ефективним методом відновлення запасу пластичності та розширення можливостей процесів холодної обробки металів тиском є проміжне відпалювання, ефективність якого, в основному, залежить від величини використаного ресурсу пластичності. Відомі критерії руйнування не дозволяють оцінювати комплексний вплив немонотонності навантаження та проміжних відпалів на пластичність. Разом з тим, проміжне відпалювання негативно впливає на якість поверхні тонких дротів діаметром (70–100 мкм), для матеріалів з специфічними властивостями: (термоелектричних, резистивних тощо), де властивості поверхні матеріалу дротів мають визначальне значення по відношенню до їх властивостей. У зв'язку з цим проблема прогнозування густини пошкоджень в пластично деформованому металі для розробки комбінованих процесів холодного волочіння з проміжними відпалами і оцінки впливу історії деформування і відпалів на кінцеві властивості тонких термопарних дротів є актуальною:

Експериментальні дослідження виконувались в лабораторних та промислових умовах із застосуванням спеціально розроблених пристроїв і вимірювальних установок та використанням стандартного обладнання. Для дослідження поверхні тонких дротів та структури зливків використано метод металографічного аналізу, для дослідження інтегральної термо-е.р.с – метод градуювання термопар, диференційної термо-е.р.с. та електричного опору – стаціонарний зондовий метод. Обробка результатів експериментів та перевірка адекватності теоретичних моделей здійснювались на ПЕОМ із використанням методів обробки експериментальних даних та математичної статистики.

1.2 Механіка деформування суцільних матеріалів

На етапі використання високих технологій різко зростає об'єм виробництва деталей, які виготовляються методами холодної пластичної

деформації (в деяких країнах він сягає 60 % загального об'єму заготовок, котрі отримують методами обробки металів тиском (ОМТ).

Для підвищення ефективності процесів ОМТ необхідний подальший розвиток теорії деформовності, технологічної механіки та методів розв'язання крайових задач сучасної теорії пластичності.

Важливий внесок у розвиток сучасної теорії деформовності зробили І. С. Алієв, Ю. М. Алексеєв, В. А. Бабічков, А. А. Богатов, Я. С. Бейгельзімер, С. І. Губкін, Р. Дж. Грін, В. М. Данченко, Г. Д. Дель, А. М. Дмитрієв, У. Джонсон, Б. А. Друянов, Є. В. Звонарьов, О. О. Льюшин, А. А. Костава, В. Л. Колмогоров, Ю. Г. Калпін, В. С. Ковальченко, Н. Н. Малінін, Є. М. Макушок, І. Ф. Мартинова, В. М. Михалевич, А. А. Нотич, А. Г. Овчінніков, В. А. Огородніков, Є. О. Попов, А. А. Поздєєв, І. П. Рене, О. О. Розенберг, В. Д. Рудь, І. О. Сивак, Г. П. Сердюк, В. В. Скороход, Г. О. Смірнов-Аляєв, Ю. К. Філіпов, Н. А. Шестаков, М. Б. Штерн, С. П. Яковлев та інші.

Динамічне зростання частки холодної ОМТ в технологічних циклах виробництва зумовлюють такі переваги цього процесу:

- можливість отримання складних за формою деталей з підвищеним коефіцієнтом використання металу і багатократно збільшеною витратністю;
- висока точність обробки, яка сягає 1–2 класу;
- покращення механічних характеристик готового виробу;
- зниження вимог до кваліфікації обслуговуючого персоналу;
- підвищення можливості механізації і автоматизації технологічного процесу.

В процесі холодного деформування із збільшенням ступеня деформації змінюються механічні показники оброблюваних металів. Вони зміцнюються, а їх схильність до пластичної деформації зменшується [1, 2].

Холодна обробка металів впливає на мікроструктуру готових виробів і має такі характерні особливості:

- змінюється орієнтація зерен;
- змінюється геометрична форма зерен;
- з'являються залишкові зональні міжкристалічні і серединнокристалічні напруження;

- тиски в деформаційних просторах сягають 1000–2500 МПа, а в деяких ділянках до 3000 МПа.

- нагрів оброблюваного металу внаслідок тертя, температура якого в місці контакту з інструментом може досягати 400 °С;

- збільшуються прояви адгезійних сил між інструментом та оброблюваним металом.

Крім вищеперерахованих явищ, необхідно відмітити можливість внутрішнього і міжкристалічного руйнування металу, а також зміну фізичних властивостей (збільшення магнітопроникності, коерцитивної сили, зміна електрофізичних властивостей тощо). Суттєвим недоліком цього виду обробки є підвищена енергоємність процесу, що залежить від багатьох факторів і впливає на зміну умов деформації (хімічний склад і механічні властивості металу, що обробляється, метод та якість попередньої підготовки металу, вид, форма, якість та геометричні розміри інструмента, ступінь деформації) [3].

Для холодної ОМТ в області контакту між оброблюваним металом та інструментом виникає складний напружений стан, різний для різних видів обробки. Своєрідний характер дії цих напружень зумовлюється умовами тертя на межі метал-інструмент. Для зменшення впливу зовнішнього тертя, а також для зменшення зон утрудненої деформації можна використати два шляхи: або таким чином змінити силове навантаження в місці контакту, щоб сили тертя зосередились в основному на самій поверхні оброблюваного металу, або використати змащувач.

Для опису пластичних деформацій суцільних тіл найбільш достовірні результати дає теорія течії [3, 4]. Згідно з цією теорією напружений стан матеріалу визначають миттєві прирости компонент тензора пластичної деформації. При розвиненій пластичній деформації можна знехтувати ними і отримаємо рівняння Сен-Венана–Мізеса [5].

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{3}{2} \frac{de_u}{\sigma_u} (\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma), \quad (1.1)$$

і після ділення на dt отримаємо:

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{3}{2} \frac{\dot{e}_u}{\sigma_u} (\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma), \quad (1.2)$$

де $d\epsilon_{ij}$ – компоненти тензора приросту пластичних деформацій; δ_{ij} – символ Кронекера; $\dot{\epsilon}_{ij}$ – компоненти тензора швидкостей деформацій; e_v – ступінь деформації; σ_v – інтенсивність напружень.

Тут швидкості деформацій $\dot{\epsilon}_{ij}$ однозначно при заданні напружень не визначаються. При заданні швидкостей деформацій $\dot{\epsilon}_{ij}$ компоненти дивіатора напружень σ_{ij} визначаються однозначно.

Рівняння (1.1) і (1.2) не зводяться до кінцевих співвідношень між компонентами напружень і деформацій (не інтегруються). Це відображає залежність результатів розрахунку компонент тензора приросту пластичних деформацій і компонент тензора швидкостей деформацій від історії деформування. Ці рівняння також не дають змоги врахувати зміну знака навантаження, при якому проявляється ефект Баушингера.

В найбільш загальному випадку для опису напружено-деформованого стану в пластичній області необхідно визначити 15 функцій

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ij}(x, y, z, t); \quad \epsilon_{ij} = \epsilon_{ij}(x, y, z, t); \quad u_i = u_i(x, y, z, t), \quad (1.3)$$

Ці функції пов'язані диференціальними рівняннями руху та нерозривності

$$\sigma_{ij,i} + \rho g_i = \rho w_i, \quad \frac{d\rho}{dt} + \rho v_{i,i} = 0, \quad (1.4)$$

де ρ – густина матеріалу, що деформується; g_i – компоненти заданої розподіленої масової сили; w_i – компоненти вектора прискорення

$$w_i = \frac{\partial v_i}{\partial t} + v_{i,j} v_j; \quad (1.5)$$

v_i – компоненти тензора швидкості.

Компоненти тензора деформацій ϵ_{ij} пов'язані з компонентами переміщень співвідношеннями Коші

$$\epsilon_{ij} = \frac{1}{2}(u_{i,j} + u_{j,i}). \quad (1.6)$$

Функції (1.3) можна знайти, розв'язавши системи (1.4) і (1.6). Проте ця система неповна. Необхідно мати ще шість рівнянь, які б замикали систему. Ними є фізичні рівняння, які в теорії течії беруться у вигляді (1.1) або (1.2), які були отримані більше ста років тому [5]. Проте лише недавно було встановлено, що вони є наслідком фундамен-

тальних постулатів загальної теорії пластичності для процесів із траєкторією деформації малої кривизни, до яких відноситься і волочіння [6].

Задача теорії пластичності для загального випадку тривимірної деформації полягає у визначенні 15 функцій (1.3), які б задовольняли систему з нелінійних 15 рівнянь (1.1), (1.4), (1.6) або (1.2) в частинних похідних. Крім того, розв'язання крайової задачі має задовольняти також відповідні граничні умови, проте розв'язання задачі пластичності в такій постановці поки що не отримано. Тому розроблено низку методів наближених рішень, наприклад [7–9].

1.3 Деформовність металу в процесах формоутворення заготовок

1.3.1 Міра пластичності матеріалу. Дослідження умов граничного формоутворення заготовок складного профілю, підвищення працездатності і якості деталей пов'язано з питаннями оцінки пластичності металів. Методики прогнозування пластичності металів для різних умов реалізації холодного деформування тільки тоді мають найбільшу вірогідність, коли вони базуються на узагальнених теоретичних і експериментальних даних. Це приводить до необхідності розробки і створення математичних моделей, які враховують взаємодію матеріалу заготовки, що деформується, з формоутворюючим інструментом з врахуванням обґрунтованих фізико-математичних підходів. Зазначені моделі повинні найбільш повно описувати властивості матеріалів, від зміни яких залежить механізм зміцнення металу, що деформується, процес накопичення і заліковування пошкоджень і, отже, ефективність процесу формоутворення і якість готового виробу. В даний час базові напрямки розв'язання зазначених задач розробляються на основі технологічної механіки, системні підходи якої відображені в роботах [2, 10–12]. Тому в технологічній практиці широке застосування знайшли феноменологічні теорії, в основу яких покладено гіпотезу про залежність пластичності від історії навантаження, що певним чином задається в просторі напружень [10–16]. Теоретичні основи цього напрямку представлені в роботах С. І. Губкіна [17], який встановив, що в умовах розвинутого пластичного деформування критерієм руйнування може бути ступінь деформації, яка не повинна перевищувати деякого критичного значення, яке він визначив як пластичність. Важ-

ливим в його роботах є поняття про діаграму пластичності, а також необхідність обґрунтування застосування двох незалежних показників інваріантів напружень при визначенні впливу на пластичність напруженого стану.

В роботах Л. Д. Соколова [18] обґрунтовано, що схема напруженого стану впливає як на зусилля при деформуванні, так і на пластичність, при цьому існує функціональна залежність між середнім нормальним напруженням на контакті з інструментом та граничною деформацією, яку може витримати матеріал без руйнування. Г. А. Смірнов-Аляев вперше ввів в якості міри пластичності накопичену до моменту руйнування пластичну деформацію [19]

$$\epsilon_p = \int_0^{t_p} \dot{\epsilon}_u dt, \quad (1.7)$$

де $\dot{\epsilon}_u$ – інтенсивність швидкостей деформації; t_p – час деформування до руйнування.

Таким чином, під пластичністю будемо розуміти здатність металу змінювати свою форму без руйнування у вигляді макроскопічного порушення суцільності, а мірою пластичності буде накопичена до моменту руйнування пластична деформація, обумовлена співвідношенням (1.7). Величину ϵ_p можна також розглядати як довжину траєкторії деформації.

При простому деформуванні, коли немає повертання головних осей деформації, накопичена інтенсивність деформації (ступінь деформації) дорівнює інтенсивності логарифмічних деформацій [10]

$$\epsilon_u = \frac{\sqrt{3}}{2} \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_3 - \epsilon_1)^2}, \quad (1.8)$$

де $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$ – головні логарифмічні деформації.

В цій роботі будуть розглянуті процеси, що супроводжуються активною пластичною деформацією, а також проведені дослідження з встановлення залежностей накопиченої інтенсивності деформації, виду напруженого стану від основних технологічних факторів досліджуваних процесів.

1.3.2 Характеристики напруженого стану. Відомо, що пластичність залежить від багатьох факторів, серед яких, крім фізико-механічних характеристик самого металу, основними є термомеханічні параметри процесів: температура, швидкість деформування, схема напружено-деформованого стану [10]. Результати багатьох досліджень в галузі обробки металів тиском показують, що для холодної обробки металів вплив схеми напруженого стану є одним із найважливіших факторів впливу на пластичність металу при формоутворенні виробу.

По мірі розвитку технологічної механіки розроблялися різні підходи до оцінки пластичності в залежності від схеми напруженого стану. Так в класичних дослідях П. Бріджмена [20] вперше проведено дослідження впливу напруженого стану на пластичність, подальші дослідження проводили Б. І. Береснев [21, 22], Х. П'ю та ін. на установках великого тиску. Однак слід зазначити, що тиск рідини, в якій проводили дослідження, не є повноцінним параметром напруженого стану металу в місці його руйнування, а лише частково характеризує умови його навантаження.

В роботі [23] М. А. Зайков і В. Н. Перетятко запропонували показник

$$\eta = \frac{\sigma_1}{\mu_\sigma \sigma_u}, \quad (1.9)$$

де σ_u – інтенсивність напружень; μ_σ – параметр Надаї-Лоде.

Однак, це співвідношення не враховує впливу середнього напруження.

На сьогодні віддають перевагу таким підходам, в яких напружений стан характеризують безрозмірними показниками, які визначаються через інваріанти тензора або девіатора напружень [10, 11, 16, 24–26]. В роботі [17] С. І. Губкін запропонував показник напруженого стану, що враховує вплив відносного середнього напруження на пластичність; його використовували В. А. Бабічков у вигляді [27]

$$\eta = \frac{1}{\sqrt{2}} \frac{I_1(T_\sigma)}{\sqrt{3I_2(D_\sigma)}} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sqrt{2}\sigma_u}; \quad (1.10)$$

Г. А. Смірнов-Аляєв [14] –

$$\eta = \frac{I_1(T_\sigma)}{\sqrt{3}I_2(D_\sigma)} = \frac{3\sigma}{\sigma_u}; \quad (1.11)$$

В. Л. Колмогоров [12] –

$$\eta = \frac{I_1(T_\sigma)}{3\sqrt{I_2(D_\sigma)}} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sqrt{3}\sigma_u}. \quad (1.12)$$

Показники (1.10–1.12) складені з інваріантів тензора та девіатора напружень, що враховують вплив середнього напруження, яке істотно впливає на пластичність і інтенсивність дотичних напружень, що визначають пластичну течію металу.

Однак, в роботах В. А. Огороднікова [10, 11], В. Л. Колмогорова [12], Ю. Г. Важенцева [28] обґрунтовано й експериментально доведено, що ϵ_p неоднозначно залежить від показника напруженого стану η при об'ємному напруженому стані.

В. А. Огородніков [11] відзначає, що оскільки напружений стан характеризується трьома основними інваріантами, вид напруженого стану можна описати двома показниками при зміні напружень в умовах простого навантаження. Один з них може бути η , другий показник η_2 повинний залежати від третього інваріанта T_σ чи девіатора D_σ напружень.

У роботі [29] при дослідженні залежності умови пластичності від середнього головного напруження σ_2 введено величину (параметр Надаї–Лоде)

$$\mu_\sigma = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3}. \quad (1.13)$$

В роботі [11] параметр Надаї–Лоде представлено у вигляді

$$\mu_\sigma = \eta_2 = \frac{\sqrt[3]{I_3(T_\sigma)}}{\sqrt{I_2(D_\sigma)}} = \frac{\sqrt[3]{\sigma_1\sigma_2\sigma_3}}{\sigma_u}, \quad (1.14)$$

де $I_3(T_\sigma)$ – третій інваріант тензора напружень.

1.3.3 Діаграми пластичності і їхня апроксимація. Залежність пластичності від параметра, що характеризує жорсткість схеми напруженого стану, називають діаграмою пластичності. Вперше науково обґрунтований підхід до побудови діаграм пластичності представлений у роботах С. І. Губкіна [17, 30], де показана можливість встановлення кількісної залежності між показником напруженого стану і граничною деформацією, а також висунуто припущення, що на пластичність поряд із впливом показників η впливає також вид напруженого стану, обумовлений параметром Надаї–Лоде μ_σ чи μ_ϵ . В зв'язку з цим С. І. Губкін запропонував будувати діаграму пластичності в координатах $e_p = f(\mu_\sigma, \eta)$.

Графічне представлення діаграми показане в роботі Л. Д. Соколова [18] і В. А. Скуднова [31] в координатах $e = f(k_n)$, де e – максимальна логарифмічна деформація; k_n – показник схеми напруженого стану, що визначається відношенням середнього питомого тиску p_{cp} на метал до його межі текучості σ_s . Обробивши дані П. Бріджмена [20], Г. А. Смірнов-Аляев побудував діаграму пластичності в координатах e_p - η , причому в області від'ємних значень запропонував будувати діаграми шляхом досліджень циліндричних зразків на осьове стиснення матеріалів зі змащенням і без змащення контактних поверхонь [32].

Перші апроксимації діаграми пластичності за результатами досліджень зразків на розтягнення, стиснення, вигинання і кручення аж до руйнування представлені А. А. Лабутіним [33]

$$e_p = 2e_p(\eta = 1)e^{(-0,72\eta)}, \quad (1.15)$$

де $e_p(\eta = 1)$ – гранична деформація при розтягуванні;

Г. Д. Козловим [34]

$$e_p = 2e_p(\eta = 0)e^{(b\eta)}, \quad (1.16)$$

де $0 \leq \eta \leq 1$.

Коефіцієнт b визначався випробуванням циліндричних зразків на стиснення зі зміщенням.

Подальший розвиток методики побудови діаграм пластичності одержали в роботах В. Л. Колмогорова [12], де запропоновано випро-

бовувати матеріал в умовах розтягування з концентратором, розтягування під гідростатичним тиском тощо.

Вагомий внесок у методики побудови діаграм пластичності (спільні розтягування і кручення, випробування зразків у камері високого тиску тощо) і їхньої апроксимації внесли Г. Д. Дель [2] і В. А. Огородніков [10, 11, 35]. В області зміни показника напруженого стану $-3 \leq \eta \leq 1$ діаграма пластичності задовільно описується рівнянням, запропонованим Г. Д. Делем [2]

$$e_p(\eta) = \frac{e_p(\eta=0)e_p(\eta=-1)e^{(-\eta)}}{e_p(\eta=-1) + \eta[e_p(\eta=-1) - 2,72e_p(\eta=0)]}, \quad (1.17)$$

де $e_p(\eta=0)$ і $e_p(\eta=-1)$ – пластичність матеріалу відповідно при осьовому стиску зі зміщенням і чистим зсувом.

В області зміни показника $0 \leq \eta \leq 2$ діаграму можна апроксимувати рівнянням В. А. Огороднікова [11]

$$e_p = e_p(\eta=0)e^{(-\eta\lambda_1)}, \quad (1.18)$$

де λ_1 – коефіцієнт чутливості пластичності до схеми напруженого стану

$$\lambda_1 = \ln \frac{e_p(\eta=0)}{e_p(\eta=1)}; \quad \lambda_2 = \ln \frac{e_p(\eta=-1)}{e_p(\eta=0)},$$

де $e_p(\eta=0)$, $e_p(\eta=1)$, $e_p(\eta=-1)$ – відповідно граничні деформації при крученні, розтягуванні та стискуванні відповідно.

При цьому в області зміни показника $0 < \eta \leq 1$ в рівняння (1.18) підставляють величину λ_1 , а в області зміни показника $-1 < \eta \leq 0$ в рівняння підставляють величину коефіцієнта чутливості λ_2 [32].

Ці коефіцієнти отримані також в роботі В. А. Скуднова [31], виходячи з фізичних уявлень про поведінку матеріалу для різних способів пластичного деформування.

Для проміжних значень, коли відомі дві точки діаграми пластичності, що належать інтервалу $0 \leq \eta \leq 2$, але відмінних від $e_p(\eta=0)$ і $e_p(\eta=-1)$, можливе застосування апроксимуючої функції

$$e_p(\eta) = e_p(\eta=\eta_1) \exp\left(-\ln \frac{e_p(\eta=\eta_1)\eta - \eta_1}{e_p(\eta=\eta_2)\eta_2 - \eta_1}\right), \quad (1.19)$$

де $e_p(\eta = \eta_1)$ і $e_p(\eta = \eta_2)$ – гранична деформація при показнику напруженого стану, рівного відповідно η_1 і η_2 (за незмінності показника η протягом всього часу деформування є простим).

Оцінка пластичності матеріалів заготовок для різних процесів обробки металів тиском припускає розвиток методів побудови діаграм пластичності. Так для процесів листового штампування і трубчастих заготовок з невеликою товщиною стінки діаграми пластичності будуть за результатами іспитів зразків, виготовлених з досліджуваного матеріалу чи листа труби на розтягування, розтягування з концентраторами напружень, двохосьове розтягування [11, 22, 28]. При цьому показник напруженого стану змінюється в межах $1 \leq \eta \leq 2$.

Для оцінки пластичності в більш широкому діапазоні зміни η (наприклад, для процесу чистової вирубки), де $\eta < 0$, розроблено методику, в основу якої покладені випробування спеціальних зразків на розтягування і стиснення, виготовлених з листових матеріалів. Тоді граничну деформацію можна визначити так [11]:

$$e_p(\eta = 0) = 0,18 \left(1,8 \frac{\text{tg}\alpha}{\sqrt{3}} \right) + 1, \quad (1.20)$$

де α – кут відхилення горизонтальної риски, нанесеної на зразок в області перемички.

В роботі [11] В. А. Огородніков представив методику використання діаграм пластичності, побудованих в умовах плоского або лінійного напруженого стану, для оцінки пластичності металів, що деформуються в умовах об'ємного напруженого стану. Для того, щоб за даними діаграми пластичності $I_3(T_\sigma) = 0$ передбачити поведінку металу, що деформується в умовах об'ємного напруженого стану ($I_3(T_\sigma) \neq 0$) без проведення трудомістких експериментальних досліджень в камерах високого тиску, була введена функція $f(\eta)$

$$f(\eta) = \eta_2 / (\Delta\eta - \eta), \quad (1.21)$$

де значення η_2 можна визначити із залежності (1.14); а $\Delta\eta$ визначається «зміщенням» вздовж осі η кривої $e_p = f(\eta)$, побудованої при $I_3(T_\sigma) = 0$ [37].

Отже, діаграми пластичності можуть бути побудовані за результатами випробувань стандартних зразків при простих видах деформування з подальшою їх апроксимацією.

1.3.4 Критерії руйнування при монотонному деформуванні. На сучасному етапі розвитку машинобудування особливого значення набувають дослідження, з аналізу умов руйнування і методів розрахунку на міцність деталей машин [10, 11, 12, 16, 38–43].

На міцність впливає структура деформованого матеріалу, наявність мікро- і макропошкоджень, характер зовнішніх умов (навантаження, температура тощо). Тому визначення факторів, що приводять до руйнування, а також його прогнозування є комплексною проблемою, яка розв'язувалась дослідниками в областях фізики твердого тіла, механіки суцільних середовищ і матеріалознавства. Оскільки фізичними методами не вдається навіть якісно описати багато особливостей руйнування [44], застосовують кількісні оцінки міцності матеріалів, використовуючи підходи механіки суцільних середовищ, зокрема, новий перспективний напрямок – створення феноменологічних теорій накопичення пошкоджень [10, 11, 16, 39, 45].

Деформування тіл супроводжується накопиченням пошкоджень, умови розвитку яких недостатньо вивчені. Це приводить до пошуків характеристик пошкоджуваності, критерієм вірогідності яких є відповідність теорії експериментальним даним.

Критерії руйнування застосовують для кількісної оцінки впливу напруженого стану на імовірність руйнування, під яким розуміється поява мікротріщини, що приводить до непоправного бракування виробу.

В перших роботах з оцінки граничного стану використовувались підходи класичної теорії міцності, згідно з якими руйнування відбувається при досягненні матеріалом деяких граничних значень поверхневих напружень [46],

Так, згідно з критерієм Шлейхера–Надаї [47] інтенсивність дотичних напружень τ при руйнуванні є визначеною величиною для даного матеріалу функцією середнього напруження σ . Критерій Я. Б. Фрідмана [46] враховує одночасний вплив на руйнування дотичних і нормальних напружень. Однак, критерії [46, 47] не враховують вплив історії навантаження на пластичність.

Принципи розробки критеріїв, що враховують накопичення пошкоджень (лінійне їхнє підсумовування), узагальнені і застосовані Е. Робінсоном [48] і Ю. Н. Работновим [49] для матеріалів, повзучість яких супроводжується зміцненням. Зазначені принципи лягли в основу існуючих критеріїв деформовності металів без руйнування, розвиток яких показано в роботах С. І. Губкіна [17], А. А. Льюшина [38], С. А. Смірнова-Аляєва [19], В. Л. Колмогорова [12], Г. Д. Деля [39], В. А. Огороднікова [10, 11], Ю. Г. Калпіна [40] та інших.

Умова деформування матеріалу без руйнування має вигляд

$$\psi = \frac{e_u}{e_p(\eta)}, \quad (1.22)$$

де ψ – використаний ресурс пластичності, який при деформуванні без руйнування менший одиниці; $e_u = \int_0^t \dot{\epsilon}_u dt$ – ступінь деформації; $e_p(\eta)$ – гранична деформація в момент появи перших візуально видимих тріщин.

Цей критерій не враховує історію деформування; відомо, що гранична деформація залежить від температури випробувань, швидкості деформування, показника напруженого стану η , якому відповідає момент руйнування матеріалу.

Скалярну модель руйнування для дослідження деформовності застосував В. Л. Колмогоров у роботі [12], де використано гіпотезу про пропорційну залежність між накопиченням пошкоджуваності і ступенем збільшення деформації у вигляді

$$\psi = \int_0^{t_p} E(t-\tau) B(\tau) \frac{\dot{\epsilon}_i}{e_p[\eta(\tau)]} d\tau = 1, \quad (1.23)$$

де $E(t-\tau)$ – коефіцієнт, що враховує самозаліковування дефектів при високих температурах і який монотонно зменшується від 1 до 0 при збільшенні аргументу; $B(\tau)$ – величина, що враховує швидкість розвитку тріщин і їхнє заліковування при холодному деформуванні; $\dot{\epsilon}_i$ – інтенсивність швидкості деформації.

Можна також відзначити, що при простому навантаженні критерій (1.23) аналогічний критерію А. А. Льюшина [38]

464059

$$\int_0^{t_p} \frac{d\tau}{t_r(\sigma(\tau))} = 1, \quad (1.24)$$

де $t_r(\sigma)$ – час руйнування зразка в умовах повзучості (при постійному значенні σ); t_p – час деформування до руйнування.

Критерій (1.24) подібно (1.22) відповідає лінійному закону накопичення пошкоджень і не враховує вплив історії навантаження на інтенсивність накопичення пошкоджень.

1.3.5 Критерій руйнування при немонотонному деформуванні. В роботі Г. Д. Деля, В. А. Огороднікова, В. Г. Нахайчука [15] досліджено залежність граничної пластичності від виду напруженого стану, історії деформування і градієнта пластичних деформацій, запропонований критерій деформовності, що враховує нелінійний характер накопичення пошкоджень і різні шляхи навантаження металу

$$\psi = \int_0^{e_u} n \frac{e_u^{n-1}}{e_p(\eta)^n} de_u = 1, \quad (1.25)$$

$$\text{де } n = 1 + 0,2 \frac{d\eta}{de_u}; \quad (1.26)$$

$e_p(e_u)$ – значення діаграми пластичності, що відповідає значенню e_u шляху деформування.

Експериментальна перевірка [15] показала, що критерій (1.25) дає значні розбіжності для шляхів деформування великої кривизни, тому В. А. Огородніковим співвідношення (1.26) представлено у вигляді

$$n = 1 + 0,2 \arctg(d\eta / de_u). \quad (1.27)$$

Для оцінки деформовності заготовок в умовах об'ємного напруженого стану, врахування третього інваріанта тензора напружень можливе у вигляді [11]

$$\psi = \int_0^{e_u} (1+f) \frac{e_u^f}{e_p^*[\eta_k(e_u)]^{1+f}} de_u = 1, \quad (1.28)$$

де $f = 0,2 \operatorname{arctg} \left[\frac{d\eta_1}{de_u} + \frac{d\eta_2}{de_u} \right]$; $e_p^* [\eta_k(e_u)]$ – ділянка діаграми пластичності, побудована з врахуванням третього інваріанту тензора напружень за методикою [11].

Як уже було відзначено, у критеріях (1.22)–(1.28) передбачається, що накопичення пошкоджень в деформованому металі описується скалярном. Однак, існують процеси обробки металів тиском, в яких мають місце багатоперехідні операції, що характеризуються немонотонними навантаженнями з розвантаженнями, деформаційною анізотропією, в яких необхідно враховувати вплив ефекту Баушингера. Тому виникає необхідність застосування більш складних критеріїв руйнування, в яких в якості міри пошкоджень пропонується тензор другого рангу, тобто, в загальному випадку критерій руйнування повинний враховувати спрямованість характеру пошкоджень. Цей напрямок досліджень представлений в роботах О. А. Ільюшина, Г. Д. Деля, В. М. Михалевича, [38, 39, 43], А. Д. Кийко [41], А. А. Мішуліна [42] та ін. Ідея врахування спрямованого характеру пошкоджень за допомогою тензора пошкоджень належить О. А. Ільюшину. Г. Д. Дель [39], виходячи з експериментальних даних, знайшов вид підінтегральної функції тензора пошкоджень і запропонував тензорно-лінійну модель накопичення пошкоджень при холодному пластичному деформуванні тіл, що мають в початковій стадії ізотропію граничних деформацій. У роботі [39] наведено критерій деформовності

$$\psi_{ij} = \int_0^{e_u} \left[1 - a + 2a \frac{e_u}{e_p(\eta)} \right] \beta_{ij} \frac{de_u}{e_p(\eta)}, \quad (1.29)$$

причому повинна виконуватись умова

$$\psi_{ij} \psi_{ij} = 1, \quad (1.30)$$

де $\beta_{ij} = \sqrt{\frac{2}{3}} \frac{d\dot{\epsilon}_{ij}}{e_u}$ – направляючий тензор швидкостей деформацій;

$a = \text{const}$ – коефіцієнт, який підбирається, щоб задовольнити умові (1.30).

В роботах А. А. Мішуліна, В. М. Михалевича одержали розвиток тензорно-нелінійні підходи до оцінки накопичення пошкоджень для визначення граничних деформацій [42, 43]

$$\psi_{ij} = \int_0^{\epsilon_u} \left[A\beta_{ij} + B \left(\beta_{ik}\beta_{kj} - \frac{1}{3}\delta_{ij} \right) \right] d\epsilon_u, \quad (1.31)$$

де A і B – деякі функції.

При простому деформуванні ($\beta_{ij} = \text{const}$), співвідношення (1.31) набуває вигляду

$$\psi_{ij} = a\beta_{ij} + b \left(\beta_{ik}\beta_{kj} - \frac{1}{3}\delta_{ij} \right), \quad (1.32)$$

де a і b – первинні функції A і B , що виражаються через функцію накопичення пошкоджень, яка монотонно зростає.

Використовуючи тензорні моделі, можна прогнозувати технологічну спадковість матеріалу у вигляді залишкової пластичності одержуваної деталі. Якщо в процесі пластичного формоутворення компоненти тензора пошкоджень в цій точці заготовки складають ψ_{ij} , то при наступному випробуванні на розтяг в напрямку осі X_1 в даній точці компоненти тензора ψ_{ij} зміняться на величину $\Delta\psi_{ij}$. Тоді умову руйнування можна записати у вигляді

$$(\psi_{ij} + \Delta\psi_{ij})(\psi_{ij} + \Delta\psi_{ij}) = 1, \quad (1.33)$$

Тензорні представлення про накопичення пошкоджень дають більш повний опис процесів і високу точність відповідності до реальних моделей, особливо для випадків немонотонного, складного деформування анізотропних матеріалів зі складною реологією.

1.4 Напружено-деформований стан при волочинні

В області розвинутого пластичного деформування відбувається зміна знаків швидкостей деформацій $\dot{\epsilon}_z, \dot{\epsilon}_r, \dot{\epsilon}_\phi$. Згідно з визначеннями А. А. Льюшина, Г. А. Смірнова-Аляєва [6, 19] деформація часток монотонна або навантаження буде простим, якщо в процесі формозміни головні швидкості деформації $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, \dot{\epsilon}_3$ весь час зв'язані з одними і

тими ж шарами або матеріальними напрямками і відношення $\dot{\epsilon}_1/\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_3$ залишаються сталими, тобто деформація називається монотонною, якщо при незмінному значенні параметра Надаї–Лоде напрям головних осей тензора швидкостей деформацій $\dot{\epsilon}_{ij}$ в процесі пластичної деформації збігається з одними і тими ж матеріальними волокнами, а головні швидкості видовжень не змінюють свого знака.

Необхідно зауважити, що теорія пластичності металу, який ізотропно зміцнюється, не придатна для кількісної оцінки процесів немонотонного деформування. Крім того, багато особливостей поведінки матеріалів при складному навантаженні можна розглядати як результат прояву ефекту Баушингера. Але справа не тільки в цьому. При розрахунках величини використаного ресурсу пластичності процес накопичення пошкоджень описують тензорними моделями, а напружений стан визначають використовуючи моделі ізотропного зміцнення, що приводить до похибок, величина яких оцінюється дуже складно.

Квазімонотонною називають таку деформацію, при якій має місце поворот матеріальної частинки відносно головних осей $\dot{\epsilon}_{ij}$ в одному з напрямків, тобто $\omega_1 \neq \omega_2$, але $\text{sign}(\omega_1 - \omega_2) = \text{const}$ [55]. Прикладом квазімонотонної деформації є кручення при якому матеріальні волокна повертаються в процесі деформації у напрямку закручування, а головні осі $\dot{\epsilon}_{ij}$ залишаються нерухомими ($\omega_1 \neq 0$, $\omega_2 = 0$, $\text{sign}\omega_1 = \text{const}$).

Для оцінки впливу немонотонності навантаження на величину напружень і визначення закону їх зміни більшість дослідників пропонують внести зміни в рівняння поверхні навантаження [2]. Найбільш просте рівняння поверхні навантаження, яке дозволяє врахувати анізотропію деформаційного зміцнення, можна одержати, якщо виходити з припущення про жорстке зміщення поверхні навантаження в напрямку деформування. Однак таке припущення дає задовільні результати лише при малих пластичних деформаціях. Значно кращий збіг з експериментальними даними в області великих пластичних деформацій можна одержати, якщо припустити, що поверхня навантаження зазнає переносу й одночасно рівномірно у всіх напрямках змінюються її розміри. Якщо ця поверхня в початковому стані описувалась умовою пластичності

$$s_{ij}s_{ij} = \frac{2}{3}\sigma_u^2, \quad (1.36)$$

то її зміну в процесі деформування можна описати рівнянням

$$2f(s_{ij}) = (s_{ij} - \alpha_{ij})(s_{ij} - \alpha_{ij}) - \frac{2}{3}\sigma_u^2 = 0, \quad (1.37)$$

де α_{ij} – додаткові напруження (мікронапруження) або зміщення центру поверхні навантаження в просторі девіатора напружень; σ_u – інтенсивність напружень, яка зв'язана з накопиченою деформацією e_u залежністю $\sigma_u(e_u)$ єдиною для різних напружених станів і видів навантаження

$$e_u = \int_0^t \dot{\epsilon}_u d\tau, \quad (1.38)$$

де $\dot{\epsilon}_u$ – інтенсивність швидкостей деформацій; τ – час деформування.

Величину e_u можна також розглядати як довжину траєкторії деформування в просторі вектора деформацій.

Згідно із законом пластичної течії

$$d\epsilon_{ij} = d\lambda(s_{ij} - \alpha_{ij}), \quad (1.39)$$

можна записати, що

$$d\epsilon_{ij}d\epsilon_{ij} = d\lambda^2(s_{ij} - \alpha_{ij})(s_{ij} - \alpha_{ij}), \quad (1.40)$$

тоді

$$d\lambda = \frac{2}{3} \frac{de_u}{\sigma_u}.$$

Отримані співвідношення дозволяють записати рівняння стану для анізотропного зміцнення у вигляді

$$d\epsilon_{ij} = \frac{2}{3} \frac{de_u}{\sigma_u} (s_{ij} - \alpha_{ij}). \quad (1.41)$$

Для визначення залежності коефіцієнта Баушингера $\beta = \frac{\sigma_u''}{\sigma_u'}$ від величини ступеня деформації e_u проводять такі експериментальні дослідження. Зразки розтягують до різних значень e_u і знімають навантаження. Потім із них вирізають зразки на стиснення таким чином, щоб

деформація стисненням проходила в напрямку попереднього розтягання. Згідно з (1.41) можна записати [2]

$$\sigma'_u - \frac{3}{2}\alpha_{11} = \sigma_u. \quad (1.42)$$

При наступному стисненні вздовж тієї ж осі до появи пластичного стану α_{ij} не змінюється, тому

$$\sigma'_u + \frac{3}{2}\alpha_{11} = \sigma_u. \quad (1.43)$$

З двох останніх рівнянь

$$\sigma_u = \frac{1+\beta}{2}\sigma'_u; \quad \alpha_{11} = \frac{1-\beta}{3}\sigma'_u, \quad (1.44)$$

де σ''_u – межа текучості при стисненні; σ'_u – межа текучості при розтяганні, після якого виконана деформація стиснення до σ''_u .

На рис .1.1 показані графіки залежності коефіцієнта Баушингера β від величини ступеня деформації e_u [2]. З графіків видно, що для $e_u > 0,03$ коефіцієнт Баушингера можна вважати сталим.

Для визначення α_{ij} запропоновано декілька різних підходів, наприклад, за Ю. І. Кадашевичем і В. В. Новожиловим [55]

$$\alpha_{ij} = y(a_0)\epsilon_{ij}, \quad (1.45)$$

де $a_0 = \sqrt{\frac{2}{3}}\alpha_{ij}$ – інтенсивність додаткових напружень.

Якщо ці співвідношення узагальнити на область великих деформацій, то можна записати

$$\alpha_{ij} = \phi(e_u)\epsilon_{ij}, \quad (1.46)$$

де ϵ_{ij} – логарифмічні деформації.

Підставляючи (1.46) в (1.44), із врахуванням, що для розтягання $e_{11} = e_u$, одержимо

$$\phi = \left(\frac{1-\beta}{3}\right) \frac{\sigma'_u}{e_u} = \frac{2}{3} \left(\frac{1-\beta}{1+\beta}\right) \frac{\sigma'_u}{e_u}, \quad (1.47)$$

тоді

$$\alpha_{ij} = \left(\frac{1-\beta}{3} \right) \frac{\sigma'_u}{e_u} e_{ij} = \frac{2}{3} \left(\frac{1-\beta}{1+\beta} \right) \frac{\sigma'_u}{e_u} e_{ij}. \quad (1.48)$$

Слід враховувати, що наведені співвідношення не описують з достатньою точністю зміну поверхні навантаження за циклічного деформування, оскільки при повному циклі зміни знаку деформації додаткові напруження α_{ij} за цими співвідношеннями виявляються рівними нулю, що не узгоджується з даними експериментів.

Тому для приростів $d\alpha_{ij}$ різними дослідниками запропоновано уточнюючі диференційні залежності. Так, Р. А. Арутюнян і А. А. Вакуленко [56] запропонували замість (1.46) рівняння

$$d\alpha_{ij} = A(\sigma_u) de_{ij}. \quad (1.49)$$

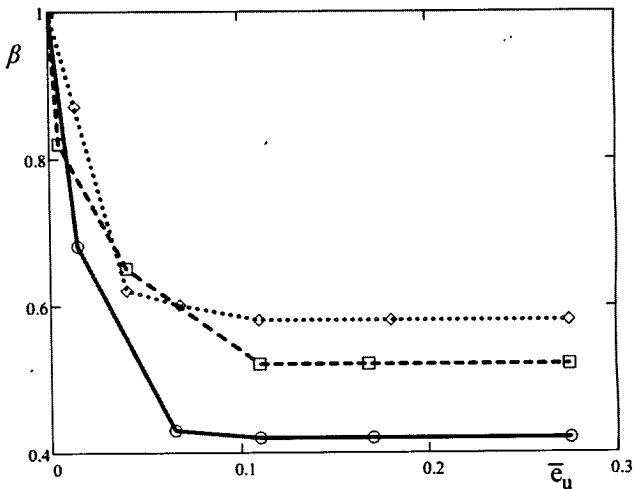


Рисунок 1.1 – Залежність коефіцієнта Баушингера від величини пластичної деформації

○ – сталь Ст 3; □ – дюралюміній Д16; ◇ – латунь Л62

В роботі Г. Бакхауза [57] прийнято

$$\alpha_{ij} = \int_0^{e_u} B(e_u^*) \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial e_u^*} de_u^*, \quad (1.50)$$

де

$$B = \frac{1}{3} \frac{d}{de_u} [\sigma'_u (1 - \beta)]. \quad (1.51)$$

В. Л. Данилов [58] запропонував такі співвідношення

$$\alpha_{ij} = \frac{2}{3} \alpha \int \frac{\partial \sigma_u}{\partial e_u} de_{ij}, \quad (1.52)$$

де α – параметр, що характеризує схильність матеріалу до зміцнення.

При розтягуванні

$$\alpha_{11} = \frac{2}{3} \alpha \int_{\sigma_T}^{\sigma_u} d\sigma_u = \frac{2}{3} \alpha (\sigma'_u - \sigma_T), \quad (1.53)$$

де σ_T – межа текучості.

В роботах [58, 59] зроблено спробу разом із розширенням і переміщенням поверхні навантажування врахувати її поворот в процесі деформування матеріалу і зміну співвідношення осей. В роботі [60] запропоновано таке рівняння для поверхні навантаження

$$2\Phi = N_{ijkl} (s_{ij} - \alpha_{ij})(s_{kl} - \alpha_{kl}) - \frac{2}{3} \sigma_T^2 = 0, \quad (1.54)$$

де N_{ijkl} – тензор поточних параметрів анізотропії, який описується рівнянням

$$N_{ijkl} = \frac{1}{2} \delta_{ik} \delta_{jl} + \frac{1}{2} \delta_{jk} \delta_{il} - \frac{1}{2} \delta_{ij} \delta_{kl} + \alpha \epsilon_{ij} \epsilon_{kl}, \quad (1.55)$$

де α – стала матеріалу, яка визначається експериментально.

А. Б. Ішлінський визначає додаткові напруження такою залежністю

$$\alpha_{ij} = c \cdot \epsilon_{ij}, \quad (1.56)$$

де c – характеристика матеріалу.

За Г. Д. Делем [2], рівняння кривої зміцнення, які отримуються з умови (1.54), справедливі тільки для обмеженої кількості матеріалів.

Тому за пропозицією В. Л. Данилова [58] тензор N_{ijkl} представляють у вигляді

$$N_{ijkl} = I(e_u) \left(\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{jk} \delta_{il} - \frac{2}{3} \delta_{ij} \delta_{kl} \right) + \int_0^{e_u} A(e_u^*) \left(\frac{de_{ij}}{de_u^*} \frac{de_{kl}}{de_u^*} \right) de_u^*, \quad (1.57)$$

а зміщення α_{ij} центра поверхні навантаження визначаються співвідношенням, аналогічним (1.54).

Функції $I(e_u)$, $A(e_u)$, $B(e_u)$ визначаються експериментально. Їх можна визначити випробуваннями матеріалу на розтяг і закручування тонкостінних трубчастих зразків.

Г. Д. Дель в роботі [2] провів експериментальну перевірку розглянутих залежностей для визначення тензора додаткових напружень і встановив, з якою точністю ці теорії описують діаграму стиснення розтягнутого матеріалу. Для цього зіставленні експериментальні результати й результати, отримані за різними варіантами теорії, що базуються на рівнянні поверхні навантаження (1.48). Експериментальна перевірка, виконана для сталей Ст 3, Ст 20 і алюмінію АМГ розтягнутих до деформації $0,025 < e_u < 0,18$

$$\alpha_{ij} = \frac{2}{3} \sigma_T \int_0^{e_u} B(e_u^*) \frac{\partial \epsilon_{ij}}{\partial e_u^*} de_u^*. \quad (1.58)$$

Результати [2] дозволяють зробити висновок, що рівняння (1.46) знаходяться в кращій відповідності з експериментом, ніж рівняння (1.56) і (1.54). Із збільшенням деформації перед розвантаженням точність рівнянь (1.56) і (1.54) зменшується. У всіх випадках розрахункові значення напруження при стисканні, менші від дійсних.

Г. Д. Дель [2] відмічає, що використання в якості параметра зміцнення накопиченої пластичної деформації (параметра Удквіста) не зовсім обгрунтовано, оскільки матеріал при деформуванні стає анізотропним і не всі приращення деформацій є рівноправними. Фізично більш доцільним був би вибір у якості цього параметра роботи пластичної деформації, але такий вибір значно ускладнив би розрахунки.

Існують принципово інші підходи [6] розрахунків напружено-деформованого стану при немонотонному навантаженні. Суть останніх полягає в тому, що на характер залежності σ_{ij} від ϵ_{ij} , впливає «пам'ять» матеріалу. Кількісна оцінка цього впливу визначається характеристиками кривизни і кручення траєкторії деформації. Справедливість теорії О. А. Ільюшина досить повно підтверджена в роботах [60–65] при дослідженні малих пружно-пластичних деформацій. При великих пластичних деформаціях справедливість підходу [6] практично не досліджувалась.

1.5 Metali i сплави, що використовуються в термоелектричних генераторах струму (ТЕГ)

1.5.1 Можливості та межі області ефективного використання металів в якості основних матеріалів для термоелектричних генераторів струму (ТЕГ). Термоелектричні генератори струму (ТЕГ), як джерела електроенергії використовуються в техніці та в побуті вже близько півстоліття. Завдяки прямому перетворенню теплової енергії в електричну вони мають досить високу надійність, стабільність характеристик, практично необмежений ресурс роботи, високу ефективність, що не залежить від потужності пристрою, мають широкий інтервал робочих температур і не потребують постійного обслуговування. Завдяки цим своїм особливостям різноманітні конструкції термоелектрогенераторів використовуються в космічних і підводних дослідженнях, на наземній важкодоступній для обслуговування апаратурі, як малогабаритні, надійні, автономні, джерела струму. К. к. д. сучасних напівпровідникових ТЕГ досягають 10–12 % і навіть більше, але, через низку причин, к. к. д. серійних ТЕГ рідко перевищує 4–5 %. Термоелектричні генератори в якості джерела теплової енергії використовують продукти згоряння органічного палива, сонячне випромінювання, геотермальні джерела та ядерну енергію. Не менш широко використовується і термоелектричне охолодження.

Висока надійність, простота виготовлення, малі габаритні розміри, високий ресурс роботи, повна безшумність, екологічна чистота зумовили широке використання термоелектричних генераторів і холодильників в приладобудуванні, електроніці, медицині, біології та в

побуті. Термоелектричні ефекти знаходять також широке застосування для метрологічних потреб та в вимірювальній техніці, в практичній термометрії, калориметрії, пірометрії, актинометрії.

Однак, більш широке енергетичне використання термоелектричних ефектів стримується, перш за все, низкою технологічних труднощів, які виникають як у виробництві багатокомпонентних напівпровідникових матеріалів, так і при проектуванні та виготовленні нових конкретних пристроїв. Окремі з цих труднощів носять часто принциповий характер (стабільність у часі, проблема комутації віток, висока собівартість). Пошук шляхів для їх подолання в рамках напівпровідникового матеріалознавства поки що не дав достатньо відчутних позитивних результатів.

Використання ж металевих термоелектричних матеріалів в якості матеріалів для віток ТЕГ стримується, перш за все, малими значеннями коефіцієнта термо-е.р.с. металів, який як правило, не перевищує ± 10 мкВ/К та їх високою теплопровідністю, що викликає певні труднощі у створенні значного перепаду температур між гарячими та холодними спаями термоелемента.

Однак при цьому часто не враховують того, що металеві матеріали мають досить цінний комплекс фізико-хімічних та технологічних властивостей, відрізняються від напівпровідників простотою обробки за допомогою традиційних технологій кування, штампування, зварювання тощо. Так, наприклад, проблеми комутації віток термоелементів, які досить складно вирішуються у випадку напівпровідникових матеріалів практично повністю знімаються при використанні металевих, завдяки застосуванню звичайного зварювання чи спаювання [66].

Не зважаючи на значні технологічні переваги металів в порівнянні з напівпровідниками, основною областю їх використання в термоелектричному приладобудуванні поки що залишається термометрія. Металеві термоелектричні термометри є чи не найпоширенішим засобом для вимірювання температури, а датчики типів ХК, ХА, ПП, та деякі інші, стандартизовані в більшості країн світу. Відразу зауважимо, що існуючі стандарти визначають хімічний склад сплавів, їх фізичні та механічні властивості для товщини термопарних дротів до 0,2 мм. Для більш тонких дротів із сплавів хромель, копель, алюмель технологія

волочіння відсутня, а механічні та електрофізичні властивості тонких дротів вивчені недостатньо. Через це часто не задовольняються потреби практичної термометрії в електроніці та інших галузях сучасної техніки, які потребують теплофізичних вимірювань на об'єктах малої теплової потужності. Крім того, при конструюванні ТЕГ на основі металів та їх сплавів, деякі службові характеристики ТЕГ спеціального призначення, такі як компактність, потужність, швидкодія тощо, вдається забезпечити лише з використанням металевих термоелектричних матеріалів у вигляді тонкого дроту з перерізом 100 мкм і менше, за умови збереження їх оптимальних електрофізичних характеристик, високої якості поверхні мікродроту та інших вимог.

1.5.2. Вимоги, які пред'являються до термоелектричних матеріалів. Основи фізики термоелектричного способу перетворення енергії, головні етапи розвитку і сучасні проблеми термоелектричного приладобудування досить повно освітлені в науковій літературі, наприклад [67–71]. Звідси ж випливають і основні загальнофізичні вимоги до матеріалів ТЕГ, сформульовані А. Ф. Йоффе для напівпровідникових матеріалів [67].

Для досягнення якнайбільш високого к. к. д. термоелектричні матеріали повинні мати високі значення термоелектричної добротності z і зберігати її величину в широкому інтервалі температур.

Для забезпечення цього А. Ф. Йоффе визначив низку умов, серед яких:

- фононна частина теплопровідності використовуваних матеріалів повинна бути за можливістю малою;

- рухомість носіїв струму повинна бути високою при виконанні першої умови. Бажано, щоб рухомість не надто сильно знижувалась введенням домішок, які б підвищували електропровідність. Цю умову повинні найкраще задовольняти атомні або молекулярні ґратки з великою кількістю акустичних коливань в тепловому спектрі;

- одна з віток термоелемента повинна складатись з чисто діркового, а інша з чисто електронного матеріалу;

- велике значення має однорідність матеріалів, що використовуються в термоелементах. Неоднорідності створюють всередині вітки замкнуті термоелектричні струми, які знижують ефективність термоелемента.

лементів. Користуючись анізотропними матеріалами корисно правильно вибрати кристалографічний напрямок для термоелектричного струму.

Ці вимоги можна віднести не тільки до напівпровідникових, а до всіх термоелектричних матеріалів.

Крім того, до термоелектричних матеріалів висувається низка конструктивно-технологічних вимог, таких як: механічна міцність, стійкість до термоударів (термоміцність), мінімальна величина пружності парів, хімічна стійкість, стабільність хімічного складу протягом потрібного ресурсу роботи перетворювача без зміни його характеристик, сумісність з іншими елементами конструкцій ТЕГ, технологічність, яка характеризує можливість виготовлення віток термоелементів з мінімальним розкидом їх властивостей і якнайменшими технологічними труднощами, легко обробляється при виготовленні елементів необхідної форми. Високотемпературні термоелементи повинні бути жароміцними і жаростійкими, а також максимально хімічно стійкими до дії агресивних середовищ. Термоелектричні матеріали з ядерними джерелами тепла не повинні змінювати своїх електро- та теплофізичних властивостей в процесі опромінення і мати стабільні характеристики при довгостроковій експлуатації [68,72].

З усіх вимог, що висуваються до термоелектричних перетворювачів енергії, головним є максимальне значення к. к. д., який пропорційний (крім перепаду температур на спаях) величині термоелектричної добротності з матеріалів віток термоелементів.

Низка вимог, які висуваються до термоелектричних матеріалів, впливають з умови отримання максимальної величини ефективності. Матеріали для термоелементів повинні мати оптимальну концентрацію носіїв n , велику рухомість носіїв, велику щільність станів поблизу рівня провідності, яка визначається взаємним розміщенням рівня провідності і рівня хімічного потенціалу.

Розробка нових термоелектричних матеріалів (це стосується як металевих матеріалів так і напівпровідників) проводиться звичайно в три етапи:

- 1) оптимальний вибір матриці (основи);

2) складне легування з метою отримання визначеного комплексу фізико-хімічних та механічних властивостей, які б задовольняли задані потреби;

3) оптимізація технології виробництва.

Для забезпечення максимального к. к. д. термоелектричний матеріал повинен пропускати електричний струм і в той же час створювати максимальні утруднення для проходження теплового потоку. При цьому всі дефекти, які підвищують відношення σ/λ (σ – електропровідність; λ – теплопровідність матеріалу) вкрай бажані. Необхідно відмітити, що майже всі атомарні домішки розсіюють переважно короткохвильові фонони. Тому, щоб збільшити розсіювання фононів, необхідно ввести відповідний набір дефектів. Разом з атомарними і молекулярними домішками, вибираючи відповідну технологію, можна управляти кількістю і розміром дислокацій, розподілом полів напруг в готовому продукті, а також величиною зерен та мікроскопічних порожнин. При цьому два останні види дефектів дають розсіювання фононів, що не залежить від частоти [96]. В інших випадках довжина вільного пробігу для довгохвильових фононів з ростом частоти збільшується.

Теорія і практика 40–60 х років, в період бурхливого розвитку використання напівпровідникових елементів, показала, що найбільш повно вищеперераховані вимоги задовольняють напівпровідники. Розвиток напівпровідникової термоелектрики дав велику кількість практичних напівпровідникових термоелектричних матеріалів таких як Bi_2Te_3 , Bi_2Se_3 , Sb_2Te_3 та інші, різні похідні яких з успіхом використовуються і в наш час. Розробкою нових напівпровідникових термоелектричних матеріалів займаються багато дослідницьких колективів і є деякі матеріали $\alpha(T)$ яких в високотемпературній області сягає 7000–10000 мкВ/К (наприклад $\text{BiTiO}_3 + 8\% \text{Gd}_2\text{O}_3$, [76]). Однак в практичному використанні напівпровідників було виявлено низку труднощів, часто технологічного характеру, які вирішувались шляхом складного легування і створення багатокомпонентних напівпровідникових сплавів, використання неоднорідних та анізотропних матеріалів, тонкоплівкових термоелементів. На практиці використовуються моно- і полікристалічні матеріали, багатокаскадні конструкції, плівкові «сандвічі» та багато інших різноманітних шляхів та прийомів пок-

ращення потужності, надійності та к. к. д. ТЕГ, однак, потрібно відмітити, що, не зважаючи на значні зусилля та різноманітні шляхи, добитися значного прогресу і підвищити к. к. д. серійних ТЕГ хоча б до 12 % поки що не вдалося (к. к. д. деяких кращих ТЕГ сягає 10–12 %, але серійні зразки мають к. к. д. на рівні 3–5, зрідка 7 %). Потрібно відмітити також високу собівартість кращих напівпровідникових ТЕГ.

Таким чином, напівпровідникове матеріалознавство зробило значний вклад в теорію твердого тіла, значно розвинуло напівпровідникові технології і техніку вимірювань температурних параметрів. Проте, в прикладному плані, на початок XXI століття мало що змінилося в порівнянні з станом на середину 60-х років минулого. І, не дивлячись на значні досягнення та успіхи напівпровідникового металознавства, деякі питання, такі як проблема комутації віток термоелементів, надійність, швидкодія все ще до кінця не розв'язані. Вирішення цього кола питань спонукає шукати інші шляхи. Один з них – використання в якості електродних матеріалів для віток ТЕГ металевих термоелектричних матеріалів.

1.5.3 Високотемпературна термо-е.р.с. металів та сплавів. Проаналізуємо відомі експериментальні дані високотемпературної термо-е.р.с. металів та сплавів з метою встановлення можливості і доцільності їх використання в якості робочих матеріалів для термоелектричних генераторів струму.

Необхідно зауважити, що систематизація та аналіз багаточисленних експериментальних даних з температурних та концентраційних залежностей термо-е.р.с. металевих сплавів в області високих температур являє собою значний самостійний інтерес, який безпосередньо не входить в задачі нашої роботи. Для цієї мети в основному цікаві металеві матеріали з аномально високими значеннями термоелектричних параметрів, котрі можуть суттєво розширити використання металів та їх сплавів в термоелектричному приладобудуванні. Разом з тим, при поясненні та прогнозуванні аномальних властивостей можна надійно перевірити коректність та область використання тих чи інших теоретичних моделей електронної будови металів та сплавів, механізмів розсіювання носіїв заряду і енергії, іншими словами сприяти більш глибокому розумінню принципів питань фізики металів.

Найбільш систематична добірка експериментальних даних з термоелектричних та інших кінетичних властивостей металів і сплавів наведена в новій фундаментальній серії Ландольта–Борнштейна [82, 83], в роботі [68] зібрано і систематизовано термоелектричні матеріали і пристрої, вказано перспективи і основні шляхи розвитку сучасної термоелектрики, довідниках [84–86], в яких зібрано дані з електропровідності та теплопровідності металів та сплавів [84], експериментальні дані з властивостей термопарних металевих сплавів [85], дані з електричних та магнітних явищ в металах і сплавах [86], в оригінальних роботах, серед яких необхідно відзначити роботи Робертса [87–89], систематичне дослідження сплавів для термопар співробітниками інституту «Гипроцветметобработка» [90–94], які провели детальні дослідження термоелектричних та механічних властивостей сплавів багатьох металів, що становлять цікавість з точки зору отримання максимальної термо-е.р.с.

Особлива увага приділялась більш детальному дослідженню відомих термоелектричних сплавів для термопар з недорогих металів: хромелю, копелю, алюмелю, досконало вивчено питання їх термоелектричної стабільності, впливу на електрофізичні властивості цих сплавів деформації, градієнта температури, впливу радіаційного опромінення, способу сплавлення зливків та виготовлення дротів.

1.5.4 Перехідні елементи та їх сплави. Добірка експериментальних літературних даних. Є 24 перехідних елементи, які розміщені в восьми групах Періодичної системи. Термоелектричні властивості деяких з них (маються на увазі «магнітні» метали: Fe, Co, Ni, Cr, Mn і «класичні» термопарні метали Pt, Re, W) досліджені досконало [95], з метою встановлення доцільності їх використання в якості електродів для термопар, інші, як наприклад ітрій, досліджувались для ілюстрації якісного ефекту.

Елементи однієї групи мають схожі фізичні і хімічні властивості, причому в роботі [95] відмічено, що ця подібність, як ніде більше, проявляється у відношенні до термоелектричних властивостей при високих температурах. Висновком цієї роботи є таке положення: температурна залежність термо-е.р.с. перехідного металу з будь-якої групи Періодичної системи, у випадку коли метал знаходиться в магніт-

но-розупорядкованому стані, може бути зображена для температур вище 80 К універсальною кривою $\alpha(T)$, типовою для цієї групи. Форма кривої не залежить від кристалічної структури металу. Не дивлячись на те, що є загальні риси поведінки трійок елементів в кожній групі Періодичної системи, дані для різних груп мають мало спільного. Одним елементам властиві великі позитивні величини, в той час як у інших – значення виявляються такими ж за величиною, але від'ємними. Проте з роботи [96] можна вивести такі наближені правила для перехідних металів:

- диференційна термо-е.р.с. перехідних металів часто має області лінійної залежності $\alpha(T)$, які починаються від 200–300 К і простягаються до температур, близьких іноді до 1000 К;

- для високих температур спостерігається новий екстремум на кривій $\alpha(T)$. Цей пік звичайно приписують впливу температурних змін середньої густини d-станів в інтервалі порядку kT поблизу енергії Фермі [97] Однак висловлюється і альтернативна думка, що цей пік зумовлений електрон-електронними ефектами [98];

- дуже різкий злам на кривій $E = f(T)$ може спостерігатися, якщо в речовині проходять структурні або магнітні перетворення;

- для більшості перехідних металів спостерігається екстремум на кривій $\alpha(T)$ між 50 і 100 К, який приписують піку фононного захоплення.

Питома термо-е.р.с. перехідних металів, які широко використовуються в чистому вигляді або як основа сплавів в термоелектричному приладобудуванні та в практичній термометрії, наведена в таблиці 1.1.

При цьому експериментальні дані підбирались за такими ознаками:

- температурна залежність $\alpha(T)$, як правило, наводиться лише для високотемпературної області, тобто для температур більших 600 К;

- в таблицю включені перехідні метали, для яких спостерігаються аномально високі значення термо-е.р.с. (з точки зору класичної теорії);

- значення $\alpha(T)$ вказані для інтервалів температур, де вона досягає максимального значення;

- в таблиці 1.1 також вказані температурні інтервали, для кожного з металів, в яких залежність питомої термо-е.р.с. від температури носить лінійний характер.

Таблиця 1.1 – Максимальні значення диференційної термо-е.р.с. деяких перехідних металів

Елемент	α_{\max} , мкВ/К	T, К	Область лінійності, К	Літературне джерело
Ti	+7,0	400	400–800	95
V	+9,5	1300	500–1100	136
Nb	+6,0	1400	600–1400	136
Cr	+19,0	900	500–800	85
Mo	+17,0	1100	200–600 1200–2100	96, 136
Mn	+3,0	1100	300–1000	95
W	+19,0	1400	200–800 1800–2400	95, 96
Re	+7,0	1650	450–1500	96, 136
Fe	+17,0 –5,0	200 800	300–700	96, 136
Co	–48,0	600	100–500 1400–1600	95, 136
Pd	–45,0	1800	300–1800	82, 95, 96
Ni	–40,0	1500	200–500 600–1500	82, 95, 96
Pt	–30,0	2000	400–2000	82, 95

Як видно з таблиці 1.1, практичний інтерес для розв'язання задач термометрії становлять залізо, реній, платина, вольфрам, паладій, тантал, нікель, іридій та молібден, для яких спостерігаються досить високі абсолютні значення термо-е.р.с., яка визначає чутливість термопар, та широкий інтервал лінійної залежності $\alpha(T)$, що усуває необхідність у перетворюванні сигналу термопар і робить можливим його подання безпосередньо на вимірювальний прилад. Технологічні, вартісні та експлуатаційні чинники призвели до того, що з чистих перехідних металів обмежене використання в практичній термометрії знайшли лише W, Re, Fe та Pt, а Ir, Pd, Mo, Ta використовують як замітники: іридій та паладій – платини, молібден і тантал – вольфраму [96].

Значно більше поширення в якості термопарних матеріалів знайшли сплави перехідних елементів як з простими, так і з перехідними металами. Легування перехідних металів може призвести до значно більш радикальних змін термо-е.р.с. в отриманих сплавах. Найбільш відчутні ефекти легування спостерігаються в сплавах на основі ніке-

лю, паладію, платини як з перехідними, так і з неперехідними металами. Можливості одержання високих абсолютних термо-е.р.с. різних знаків в сплавах на основі одного перехідного металу за допомогою легування є однією з причин широкого використання сплавів перехідних металів в якості матеріалів для електродів термопар (ТЕП) промислового призначення.

Легування нікелю такими елементами як Al, Cu, знижує, а Si, V, Mo, W, Cr збільшує його термо-е.р.с., причому добавка останніх чотирьох елементів змінює знак термо-е.р.с. на протилежний. Так, термо-е.р.с. сплаву Ni + 10 ат % V досягає для температур біля 800 К приблизно +25 мкВ/К, тоді як для цих же значень температур термо-е.р.с. чистого нікелю приблизно -22 мкВ/К, а термо-е.р.с. сплаву Ni + 50-55 ат % Cu досягає -65 мкВ/К (табл. 1.3).

Завдяки цим ефектам широко використовуються такі сплави як константан (копель) ($\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$ - $\text{Cu}_{65}\text{Ni}_{35}$), хромель ($\text{Ni}_{90}\text{Cr}_{10}$), алюмель ($\text{Ni}_{94}\text{Mn}_3\text{Al}_2\text{Si}_1$), вольфрамреній (W_{93}Re_5 , $\text{W}_{80}\text{Re}_{20}$), платинородій ($\text{Pt}_{90}\text{Rh}_{10}$, $\text{Pt}_{87}\text{Rh}_{13}$). Розроблено нові сплави як, наприклад, сильх ($\text{Ni}_{88,5}\text{Cr}_{9,5}\text{Si}_1\text{Nb}_1$), силян ($\text{Ni}_{97,5}\text{Si}_{2,5}$), НК ($\text{Ni}_{78}\text{Co}_{17}\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Si}_1$), СА ($\text{Ni}_{94}\text{Al}_{13,5}\text{Mn}_{1,5}\text{Si}_1$), розроблені співробітниками інституту «Гипроцетметобработка», Москва, Росія) та інші [99].

Потрібно, однак, відмітити, що сплави з аномальними термо-е.р.с., які розроблялись за останні роки, створювались для метрологічних потреб і тому, через специфіку парку вторинних вимірювальних приладів, широке використання знайшли лише ті сплави, градувальні криві яких збігалися з уже вживаними (наприклад платинель). Якщо ж температурна залежність $\alpha(T)$ значно відхилялась від відомих і такі матеріали вимагали створення власних вторинних приладів, то область їх поширення була значно меншою, хоча вони мають безперечні достоїнства жеміноль ($\text{Ni}_{78}\text{Cr}_{20}\text{Si}_1\text{Nb}_1$), фенікс ($\text{Fe}_{67,5}\text{Cr}_{27}\text{Al}_{5,5}$), нікросил ($\text{Ni}_{84,4}\text{Cr}_{14,2}\text{Si}_{1,4}$), нісил ($\text{Ni}_{95,5}\text{Si}_{4,4}\text{Mg}_{0,1}$), та інші).

Аналіз перерахованих та інших джерел експериментальних даних дозволив виявити низку металевих матеріалів, перспективних для розробки ТЕГ на металевій основі, термо-е.р.с. яких, в області високих температур, досягає значень, які лежать в інтервалі: -(30-80) мкВ/К для від'ємної вітки і +(20-50) мкВ/К для позитивної, (таблиці 1.2, 1.3).

В таблицях наведені значення коефіцієнта термо-е.р.с. для температур (або в температурному інтервалі), при яких спостерігаються максимальні (екстремальні) їх величини, як, наприклад, для металів Co, Cr, Mo, W і сплавів Ni-Fe, Ni-Mo та ін., або, якщо залежність $\alpha(T)$ має монотонний характер як, наприклад, для металів Ni, Pd, Pt, сплаву Ni-Cu, то наводяться значення коефіцієнта термо-е.р.с. в інтервалі 300–1400 К. Максимальне від'ємне значення $\alpha(T)$ серед відомих металевих сплавів для високих температур має сплав Pd+40 % Ag (-80 мкВ/К для $T = 1300$ К) [83], сплав копель (Cu+(40–45) % Ni) має максимальну термо-е.р.с. 75–77 мкВ/К для температур 1200–1300 К, однак для таких температур цей сплав можна використовувати лише в вакуумі або в захисній атмосфері, тому що починаючи з температур 900 К швидкість його окислення значно збільшується і для температур вище 1100 К швидкість окислення йде за лінійним законом [99].

Високі позитивні значення термо-е.р.с. (див. табл.1.3) мають європій (+45–47 мкВ/К для температури більше 500 К), барій (+38 мкВ/К для $T > 700$ К), сплави урану з ніобієм, молібденом, хромом, (+38–44 мкВ/К для $T = 1200$ –1300 К) та сплави Ni + 11 % Mo (+39–40 мкВ/К), Ni + 11 % V (+37–39 мкВ/К), Ni + 8,2 % Cr (+33–35 мкВ/К) для температур 1300 К.

Аналіз даних, наведених в таблицях 1.2 і 1.3 показує, що вже на базі відомих сплавів можна скласти неперервний ряд металевих термоелектричних пар для перетворювачів теплової енергії в електричну з сумарною термо-е.р.с. (100–120) мкВ/К, які можуть працювати при температурах гарячого спаю, що лежать в досить широкому інтервалі від 600 до 1400 К (таблиця 1.4). Як видно з графіків на рис. 1.2, такі значення термо-е.р.с. металевих пар створюють принципову можливість реалізації к. к. д. перетворення на рівні від 2 до 5 %, що відповідає к. к. д. напівпровідникових ТЕГ, які випускаються промисловістю.

При цьому універсальним матеріалом для від'ємної вітки можуть служити стандартизовані сплави міді з нікелем: копель (константан). За величиною коефіцієнта термо-е.р.с. ці сплави практично не поступаються сплаву Pd + 30 % Ag, який має найбільшу від'ємну термо-е.р.с. з відомих металевих сплавів, однак вигідно відрізняються від останніх дешевизною, мають добру технологічність та високі експлуатаційні якості.

Таблиця 1.2 – Металеві матеріали з аномально високим від’ємним значенням коефіцієнта термо-е.р.с.

α , мкВ/К	Температурний інтервал, К	Хімічний склад	Літературне джерело
-80	1300	Pd + 40 ат % Ag	99
-75 ÷ -77	1200–1300	Cu + (45÷50) ат % Ni	89, 100
-70 ÷ -75	900–1200	-//-	-//-
-65 ÷ -70	700–900	-//-	-//-
-62 ÷ -65	600–700	-//-	-//-
-57 ÷ -62	500–600	-//-	-//-
-52 ÷ -57	400–500	-//-	-//-
-50 ÷ -53	200–330	Ni + 50 ат % Fe	101
-47 ÷ -48	600–700	Co	82,96
-39 ÷ -40	1350	Ni	-//-
-41	1300	Pd	-//-
-23,2	1200	Pt	-//-

Потрібно відмітити, що в багатьох ТЕГ, які серійно випускались (ТГК-3, ТГК-2-2, ТГК-10, ТГУ-1, ТГК-36), від’ємні вітки виготовлялись саме з копелю (константану).

Здавалось би, що для позитивної вітки найкраще підходять рідкісноземельні метали (РЗМ) як в якості основи сплавів, так і у вигляді легуючих елементів до сплавів простих і перехідних металів. Про це свідчать особливості їх електронної структури, аномально високі позитивні значення коефіцієнта термо-е.р.с. в європію та ітербію, різноманітність магнітних, фізико-хімічних та механічних властивостей сплавів простих і перехідних металів з РЗМ. Однак, висока вартість РЗМ та сплавів на їх основі призводить до того, що техніко-економічна доцільність використання РЗМ в якості матеріалів для ТЕГ далеко не завжди очевидна.

Малолеговані сплави урану з перехідними металами, не дивлячись на високі значення коефіцієнта термо-е.р.с., очевидно, можуть мати лише обмежене використання в термоелектричній енергетиці через специфічність властивостей урану.

Таблиця 1.3 – Металеві матеріали з аномально високим позитивним значенням коефіцієнта термо-е.р.с.

α , мкВ/К	Температурний інтервал, К	Хімічний склад	Літературне джерело
+30	1300	U + 3 ат % Nb	102
+40	1250	U + (4,5÷5,5) ат % Mo	103
+44	1200	U + 1,25 ат % Cr	104
+39÷+40	1300	Ni + 11 ат % Mo	100
+37÷+38	1300	Ni + 11 ат % V	-/-
+33÷+35	1300	Ni + (2÷8) ат % Cr	-/-
+28÷+29	1300	Ni + 14 ат % W	-/-
+28÷+30	1300	Ni + (20÷25) ат % Fe	-/-
+26÷+28	650–1100	Ni + 9,7 ат % Mo	-/-
+26÷+27	500–550	Ni + (9÷12) ат % Mo	-/-
+38	700–750	Ba	82, 105
+45÷+47	450–550	Eu	82, 105
+21÷+22	260–310	Cr	82, 105

Таблиця 1.4 – Металеві термоелектричні пари з сумарною термо-е.р.с. більше 100 мкВ/К

Температурний інтервал, К	Позитивна вітка	Від'ємна вітка	Термо-е.р.с. пари, мкВ/К
1300	Ni+11 % Mo	Pd+40 % Ag	120
1300	Ni+11 % V	Cu+45 % Ni	115–120
1300	Ni+11 % Mo	-/-	115–120
1300	Ni+(2÷8) % Cr	-/-	110–115
1300	Ni+14 % Re	-/-	105–110
1300	Ni+(20÷25) % Fe	-/-	105–110
1200	U+1,25 % Cr	Cu+45 % Ni	115–120
1200	U+5 % Mo	-/-	110–115
1200	U+(4–5) % Nb	-/-	105–110
1000–1100	Pd+11,1 % U	-/-	120–125
1000–1100	Ni+9,7 % Mo	-/-	100
600–650	Cr+10 % Mn	-/-	100–105

Отже, з техніко-економічних, технологічних та практичних міркувань в якості матеріалу для позитивної вітки ТЕГ найдоцільніше використовувати сплави нікелю з такими елементами як Мо, V, Cr і, якщо це необхідно, технологічними добавками (С, Si, Mn, Mg тощо).

В якості позитивної вітки ТЕГ можна використовувати стандартизований термопарний сплав хромель (ГОСТ 492-73), який має чудові

технологічні якості і стійкий в агресивних середовищах (особливо в кислих). В хромелю, однак, є суттєвий недолік: невисокі значення термо-е.р.с., хоча при $T = 1200$ К хромель в парі з константаном (копелем) спроможний дати 100–105 мкВ/К (див табл. 1.4). Властивості хромелю, як стандартизованого сплаву для термопар, досконало вивчені. Існуючі стандарти (ГОСТ 3044 та МЭК 584.1) поширюються на дроти перерізом до 0,2 мм. Разом з тим, для забезпечення таких параметрів ТЕГ як компактність, швидкодія, використання металів та їх сплавів в якості матеріалів для віток ТЕГ доцільніше у вигляді тонкого дроту перерізом 100 мкм і менше, але технологія волочіння дротів перерізом менше 0,2 мм в літературі відсутня і стандарти не поширюються на дроти перерізом менше 0,2 мм. Отже необхідно відпрацювати технологічні режими волочіння тонких (< 100 мкм) дротів зі сплавів хромель і копель і дослідити вплив режимів волочіння на електрофізичні властивості цих сплавів.

Термопара хромель–копель через порівняно невисоку термо-е.р.с. хромелю, (33–35 мкВ/К) спроможна забезпечити к.к.д. прямого перетворення теплової енергії в електричну на рівні 1,5–2 %. Тому для підвищення к. к. д. необхідно шукати сплави, які б мали позитивну термо-е.р.с. більшу ніж хромель, були відносно недорогі, мали стабільні характеристики і добру технологічність. Це дозволило б повністю використати ті переваги, які мають ТЕГ на металевій основі.

Найвні літературні дані вказують на те, що для позитивної вітки можуть виявитися перспективними сплави $Ni + (9-11) \% Mo$ ($\alpha(T)_{max} + 39-40$ мкВ/К [82,106]) або $Ni + 11 \% V$ ($\alpha(T)_{max} + 37-39$ мкВ/К [106, 107]). Ці нікелеві сплави мають вищі значення коефіцієнта термо-е.р.с., в порівнянні з хромелем. Однак, для цього потрібно провести систематичні дослідження їх термоелектричних властивостей, і відпрацювати технологію сплавлення та технологію отримання тонких дротів з цих сплавів.

Таким чином, аналіз літературних даних відносно можливості використання металів і їх сплавів в якості матеріалу для термоелектричних генераторів струму, виконані розрахунки та проведені попередні експериментальні дослідження сплавів нікелю з молібденом [108] дозволяють стверджувати, що з відомих металевих сплавів можна скласти неперервний ряд термоелектричних пар з сумарною термо-е.р.с. 100–120 мкВ/К, здатних забезпечити пряме перетворення теплової енергії в електричну з к. к. д. 2–4 %, для температур джерел тепла від 600 до 1400 К.

2 ТЕХНОЛОГІЧНІ УМОВИ ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ ТА ЇХ ВПЛИВ НА РЕЖИМИ ВОЛОЧІННЯ ТОНКИХ ДРОТІВ

2.1 Руйнування металів, їх пластичність та формування якості виробів при волочінні

В наш час волочіння – основний спосіб виготовлення довгомірних виробів типу прутків або дроту. Виробництво дроту потрібного розміру із заданими фізико-хімічними властивостями визначається технологічним процесом волочіння. Технологічний процес волочіння являє собою цикл, який складається з таких операцій: 1 – отримання заготовки; 2 – попередня термічна обробка заготовки; 3 – підготовка заготовки до волочіння, 4 – одно- або багатоперехідне холодне, тепле чи гаряче волочіння; 5 – проміжна термообробка; 6 – підготовка виробу до наступного циклу волочіння, [65, 109, 110].

Традиційні методи розрахунку технологічних маршрутів волочіння ґрунтуються на знаходженні середньої витяжки за перехід [64, 111]. При цьому основним показником є коефіцієнт запасу міцності протягнутої частини заготовки.

Коефіцієнт запасу міцності знаходять, виходячи з багаторічної практики волочильного виробництва, або, для нових матеріалів, шляхом великої кількості експериментів та проб. Такий емпіричний підхід не дозволяє раціонально використовувати пластичні властивості матеріалу та керувати процесом формування службових характеристик виробу.

Успішне розв'язання задач побудови технології волочіння пов'язане з умінням прогнозувати якість виробів і управляти його формуванням в процесі пластичного деформування і відповідних термообробок. Основним фактором, який впливає на якість виробів, є порушення суцільності матеріалу заготовки у вигляді субмікро- і мікропор та мікротріщин, які виникають вже на початку пластичного деформування [16]. Це призводить до утворення поверхневих рисок, тріщин, раковин та інших дефектів. До моменту вичерпання металом властивості деформуватись мікротріщини виникають лавиноподібно і наступає руйнування заготовки. Оскільки ступінь порушення суціль-

ності металів визначає їх міцність і пластичність, то уява про мікротріщини, що виникають і заліковуються при деформаціях і термообробках може бути покладене в основу розробки методу визначення раціональних технологічних режимів волочіння дроту.

В роботі [112] на основі вивчення фізичної природи дефектності сталі в стані холодного деформаційного наклепу запропоновано метод побудови маршрутів волочіння високоміцного дроту. Уява про мікротріщини, що виникають в процесі холодного волочіння дроту, дозволяє раціонально обґрунтувати граничні деформації для багаторазового волочіння дроту без проміжної термообробки. Використання волюметричних вимірювань дозволило встановити сумарні обтиснення для деяких сталей, при збільшенні яких спостерігається різка зміна щільності дротів через утворення мікропор, що не заліковуються в наступних термообробках. Це призводить до руйнування заготовки або зниження службових характеристик виробів.

Для кількісної оцінки утворення мікротріщин при пластичній деформації сталі в роботах [112–115] запропоновано метод, що базується на сумісному визначенні об'ємних і теплових ефектів. Для таких процесів величина накопиченої енергії W має схильність до насичення при великих деформаціях. Це явище вважають ознакою релаксації енергії при перетвореннях дислокаційних скупчень в тріщини і воно визначається відхиленням відношення зміни об'єму ΔV до накопиченої енергії W від постійної величини. Це і є основою рекомендацій для призначення величини деформацій між відпалами. Експериментальні особливості методу: необхідність дослідження великої кількості матеріалу (близько 100 г) не дозволяють одночасно вимірювати теплові і об'ємні ефекти в дротах, тому ΔV та W визначаються для різних зразків і точність методу обмежена неоднорідністю по довжині протягнутого дроту [112, 113].

В процесі розвитку пластичної деформації разом із зародженням дефектів проходить і їх залікування [16, 40, 114, 116]. Для побудови маршрутів волочіння вище перерахованими методами не враховується інтенсивність накопичення пошкоджень, що відповідає цьому напруженому стану і історії деформування заготовки. Це призводить до недостатнього використання властивості металів до пластичного дефор-

мування, що веде за собою збільшення трудомісткості процесу волочиння або до появи браку від руйнування металу (дріт просто розривається).

В останні десятиліття в обробці металів все більш широке використання знаходить феноменологічна теорія деформовності. Під деформовністю розуміють властивість матеріалів витримувати технологічну операцію формозмінення без руйнування. В феноменологічній теорії деформовності основною характеристикою матеріалу є його пластичність. В якості міри пластичності беруть накопичену до моменту руйнування інтенсивність деформацій (граничну деформацію) [11, 16, 19, 115]

$$e_p = \sqrt{\frac{2}{3}} \int_0^{\tau_p} \sqrt{\dot{\epsilon}_{kl} \dot{\epsilon}_{kl}} dt, \quad (2.1)$$

де $\dot{\epsilon}_{kl}$ – компоненти тензора швидкості деформацій; τ_p – час від початку деформації до руйнування.

Пластичність залежить від багатьох факторів, серед яких, крім природи самого матеріалу, основними є термомеханічні параметри процесу: температура, швидкість деформування, вид напруженого стану тощо. Залежність пластичності від показника $\eta = \sigma_{ij}/\sigma_u$ (σ_{ij} – компоненти тензора напружень; $\sigma_u = \sqrt{\frac{2}{3}} \sigma_{kl} \sigma_{kl}$ – інтенсивність напружень), який характеризує напружений стан, називають діаграмою пластичності [11, 16].

Умови деформування без руйнування можна записати, виходячи з того, що якщо в процесі формозмінення показник напруженого стану $\eta = \text{const}$, то до того часу, поки накопичена інтенсивність деформацій

$$e_u = \sqrt{\frac{2}{3}} \int_0^t \sqrt{\dot{\epsilon}_{kl} \dot{\epsilon}_{kl}} dt$$

не досягне граничної величини e_p руйнування не

буде, а використаний ресурс пластичності $\psi_p = e_u/e_p < 1$. В момент руйнування $\psi_p = 1$. Для змінного показника напруженого стану ($\eta \neq \text{const}$) деформовність оцінюють, використовуючи критерії:

– Колмогорова [16]

$$\Psi_p = \int_0^{e_u} \frac{de_u}{e_p(\eta(e_u))} < 1; \quad (2.2)$$

– Богатова для опису немонотонного деформування, яке характеризується дискретною зміною напрямків головних деформацій [116–118]

$$\Psi_p = \sum_{i=1}^n \left[\int_0^{\Delta e_u^{(i)}} \frac{de_u}{e_p(\eta(e_u))} \right]^{a_i} < 1, \quad (2.3)$$

де a_i – коефіцієнт, що враховує здатність до заліковування дефектів при немонотонному деформуванні;

– Деля–Огороднікова [10, 11]

$$\Psi_p = \int_0^{e_u} n \frac{e_u^{(n-1)}}{e_p^n} de_u, \quad (2.4)$$

де $n = 1 + 0,2 \arctg(d\eta/de_u)$.

Ці критерії отримані з використанням гіпотези про пропорційну залежність накопичення пошкоджень від ступеня деформації зсуву, однак вони не враховують структурну неоднорідність матеріалів і деформаційну анізотропію пластичності. Вони також не враховують низку закономірностей руйнування при немонотонному деформуванні, які властиві процесам волочіння [41, 44, 113, 116].

Більшою мірою особливостям руйнування в результаті пластичного деформування відповідає тензорний опис пошкоджуваності поверхні заготовок.

Для використання в обробці тиском початок тензорної теорії руйнування був покладений в роботах Г. Д. Деля і І. О. Кийко [39, 41]. Запропонована тензорно-лінійна модель накопичення пошкоджень має вигляд

$$\Psi_{ij} = \int_0^{e_u} \left(1 - a + 2a \frac{e_u}{e_p} \right) \frac{\beta_{ij}}{e_p} de_u, \quad (2.5)$$

де ψ_{ij} – тензор-девіатор пошкоджень; $\beta_{ij} = \varepsilon_{ij} / \sqrt{\dot{\varepsilon}_{kl}\dot{\varepsilon}_{kl}}$ – направляючий тензор швидкості деформацій; a – змінний параметр моделі.

В якості міри пошкоджуваності прийнято другий інваріант тензора пошкоджень, тому критерій деформовності має вигляд

$$\Psi_{ij}\Psi_{ij} < 1. \quad (2.6)$$

Аналіз побудови маршрутів волочіння показує, що в даний час недостатньо науково обґрунтованих рекомендацій для призначення режимів деформування, які б забезпечували інтенсифікацію процесів і гарантували якість готових дротів. Ефективність розробки подібних рекомендацій можна значно покращити на основі використання феноменологічної теорії деформування. Огляд феноменологічних критеріїв руйнування показав, що дослідження в цій області привели до нового напрямку, який відображає характер накопичення пошкоджень в матеріалі. Використання тензорних моделей накопичення мікропошкоджень для прогнозування виникнення дефектів, що знижують службові характеристики виробів, оцінки впливу технологічних параметрів на інтенсивність утворення мікротріщин, вимагає підвищення точності розрахунків напруженого і деформованого стану.

2.1.1 Оцінка деформовності заготовок. Розглянуті в п. 2.1 критерії руйнування включають значення діаграм пластичності, що виражають залежності пластичності від показника напруженого стану. Для оцінки деформовності матеріалів і забезпечення сприятливої технологічної спадковості необхідно знати історію деформування кожної матеріальної частки заготовки, тобто знати тензорні поля напружень і деформацій як функцію координат і часу. При цьому виникає необхідність визначення залежностей показника η та значення e_n у найбільш небезпечній з точки зору руйнування, області деформованого об'єкта від величини характерної деформації й інших параметрів процесу, які впливають на напружено-деформований стан в цій області [11, 51, 52, 53].

Теоретичне визначення залежностей, що пов'язують величини η і e_n (шляхів деформування часток матеріалу), від зазначених факторів

для багатьох процесів є практично неможливим. В зв'язку з цим застосовуються розрахунково-експериментальні методи, що дозволяють визначити напружено-деформований стан в різних точках деформованої заготовки. Експериментальні методики побудови й апроксимації діаграм пластичності викладені в [11]. При оцінці деформовності необхідно враховувати змінність чи сталість показника напруженого стану в процесі деформування небезпечної області (області, найбільш близької до руйнування). Так, якщо показник напруженого стану незначно змінюється, то користуючись діаграмою пластичності й інформацією про напружено-деформований стан досліджуваного процесу, розраховують в різних точках заготовки накопичену інтенсивність деформацій і показник напруженого стану η . Використаний ресурс пластичності, наприклад, для процесу обтиснення, визначається в роботі [11] так:

$$\psi = \frac{e_u(\delta, \alpha, \mu, \dots)}{e_p(\eta, T^0)}, \quad (2.7)$$

де η – показник напруженого стану в небезпечній області заготовки; T^0 – температура матеріалу; $e_u(\delta, \alpha, \mu, \dots)$ – ступінь деформації небезпечної частки матеріалу, що залежить від ступеня обтиснення δ , кута розхилу матриці α , коефіцієнта тертя μ та інших факторів.

При холодному пластичному деформуванні на залежність e_u від різних технологічних факторів практично не впливають зміцнення різних матеріалів а також шлях деформування $\eta = \eta(e_u)$ часток матеріалу і їх властивості, тому досліджувані технологічні процеси можна моделювати, тобто напружено-деформований стан визначати на моделі з іншого матеріалу чи інших розмірів [11, 51, 54]. Вищевикладене підтверджено експериментально для процесів осадження в осьовому і радіальному напрямках, поперечного видавлювання, холодного висадження, радіального кування, волочіння тощо. Ці висновки є дуже важливими для теорії і практики обробки металів тиском, оскільки дозволяють проводити в широких діапазонах моделювання різних технологічних процесів, не вдаючись до трудомістких і дорогих експериментальних досліджень. Вони застосовуються і для більш загального випадку, коли шлях деформування часток матеріалу $\eta = f(e_u)$ (або сі-

мейство шляхів деформування) представляється різними траєкторіями (випадок складного деформування); тоді використаний ресурс пластичності можна визначити зі співвідношення [11]

$$\psi = \frac{e_u(\delta, \alpha, \mu, \dots)}{e_p(\eta, \Gamma^0)\varpi}, \quad (2.8)$$

де ϖ – коефіцієнт, що враховує вплив історії деформування на пластичність із застосуванням критеріїв руйнування.

2.2 Напружено-деформований стан матеріалів, що зміцнюються в процесі волочіння

В цьому підрозділі основна увага приділяється способу математичної обробки експериментальної інформації. Аналітичний запис експериментальних даних, що отримані для волочіння, у вигляді явних функцій, дозволяє суттєво підвищити точність розрахунків тензорів кінцевих деформацій і швидкості деформацій матеріалу, що обробляється. Це, в свою чергу, сприяє підвищенню точності в обчисленні компонент тензора напружень.

В зв'язку з обмеженими можливостями аналітичних методів розв'язування задач осесиметричного пластичного деформування матеріалів, що зміцнюються при пластичній деформації, для визначення напружено-деформованого стану матеріалу заготовок використовують метод візіопластичності [16].

Метод візіопластичності широко використовується для дослідження процесів осесиметричного видавлювання і волочіння. Детальний опис методів експериментального визначення типу руху для видавлювання і волочіння містять роботи [2, 11, 16, 112].

2.2.1 Лінії течії при осесиметричному пластичному деформуванні.

Вихідними даними для визначення напружено-деформованого стану ϵ : деформована координатна сітка, нанесена в меридіональному перерізі зразків, що пройшли пластичну обробку, максимально наближену до реального технологічного процесу, і механічні характеристики матеріалу що обробляється. Вважатимемо (рис. 2.1), що в циліндричній системі координат (r, z) криволінійна поверхня волокни може

бути описана аналітичною функцією $R = R(z)$, що має відповідні асимптоти: для $z \rightarrow -\infty R = R_0 = 1$, для $z \rightarrow \infty R = R_1$, де R_0 і R_1 початковий і кінцевий радіуси. Процес деформування сталій, матеріал заповнює область матриці по всьому об'єму і деформується як нестигливе жорстко-пластичне тіло з трансляційним зміцненням. Визначальне рівняння для такого тіла представлено відомим виразом [119]

$$S_{ij} = \frac{\sqrt{2k\dot{\epsilon}_{ij}}}{\sqrt{\dot{\epsilon}_{kl}\dot{\epsilon}_{kl}}} + \frac{1}{2}\mu_E(A_{ij} - \frac{1}{3}A_{ii}). \quad (2.9)$$

Компоненти тензорів швидкості деформацій і кінцевих деформацій Альмансі визначали з рівнянь апроксимуючих ліній течії в змішаних Ейлерово–Лагранжевих координатах

$$r = f(\psi, z), \quad (2.10)$$

де ψ – функції течії.

Для побудови апроксимацій ліній течії встановлено такі обмеження на апроксимуючі функції:

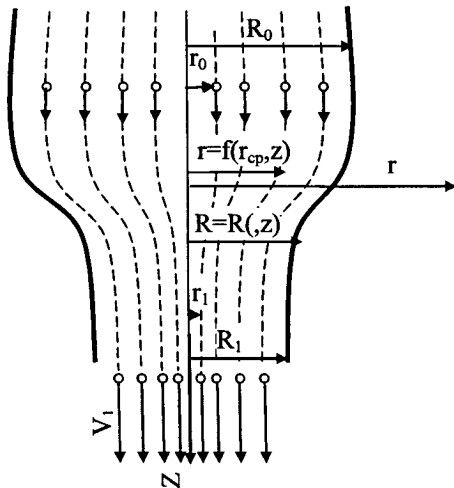


Рисунок 2.1 – Лінії течії для осесиметричного деформування [10]

а) в усталеній стадії руху всі матеріальні частки нестисливого матеріалу, котрі мають одну і ту ж початкову координату $r_0 = \sqrt{\psi}$ будуть мати одну й ту ж кінцеву координату $r_1 = R_1 r_0$. На осі симетрії $r = 0$, а на контурі $r = R(r)$. Це можливо у випадку, коли рівняння (2.9) відповідає умовам

$$\lim_{z \rightarrow -\infty} f(\psi, z) = \sqrt{\psi}; \quad \lim_{z \rightarrow \infty} f(\psi, z) = R_1 \sqrt{\psi},$$

$$f(\psi, z) = \begin{cases} 0 & \text{для } \psi = 0, \\ R(z) & \text{для } \psi = 1; \end{cases} \quad (2.11)$$

б) на осі симетрії швидкості руху часток скрізь обмежені і в загальному випадку не дорівнюють ні нулю, ні середній швидкості за перерізом, тобто для компонент вектора швидкості справедливими будуть співвідношення

для $\psi = 0$:

$$v_r(\psi, z) = 0; \quad v_z(\psi, z) < \infty;$$

$$v_z(\psi, z) \neq 0; \quad v_z(\psi, z) \neq \frac{1}{R^2(z)}. \quad (2.12)$$

Для $z \rightarrow \pm \infty$ при всіх ψ компоненти вектора швидкості набувають значень

$$\lim_{z \rightarrow -\infty} v_z(\psi, z) = 1; \quad \lim_{z \rightarrow \infty} v_z(\psi, z) = \frac{1}{R_1^2}; \quad \lim_{z \rightarrow \pm \infty} v_z(\psi, z) = 0. \quad (2.13)$$

Компоненти тензора швидкості деформацій

$$\dot{\epsilon}_{rz}(\psi, z)|_{\psi=0} = 0, \quad \lim_{z \rightarrow \pm \infty} \dot{\epsilon}_{ij}(\psi, z)|_{\psi=0} = 0. \quad (2.14)$$

З умов (2.12–2.14) випливає наступне обмеження на апроксимації ліній течії:

- для $\psi = 0$ –

$$|2ff_\psi| < \infty, \quad 2ff_\psi \neq 0,$$

$$2ff_\psi \equiv R^2(z), \quad f_z = 0, \quad 0 < |f_z/f| < \infty; \quad (2.15)$$

- для $z \rightarrow \pm \infty$ -

$$\lim_{z \rightarrow -\infty} (2ff_\psi) = 1, \quad \lim_{z \rightarrow \infty} (2ff_\psi) = R_1^2,$$

$$\lim_{z \rightarrow \infty} f_z(\psi, z) = 0, \quad (2.16)$$

де $f_\psi = \frac{\partial f(\psi, z)}{\partial \psi}$; $f_z = \frac{\partial f(\psi, z)}{\partial z}$;

в) рівняння для розрахунку компонент тензора кінцевих деформацій Альмансі в змінних Ейлера у випадку, що розглядається, набувають вигляду

$$A_\psi = \frac{1}{2} \left(1 - \frac{\psi}{f^2(\psi, z)} \right); \quad A_r = \frac{1}{2} \left(1 - \frac{1}{4\pi f^2(\psi, z)} - \left(\frac{1}{f_\psi} \cdot \frac{\partial z_0(\psi, z)}{\partial \psi} \right)^2 \right);$$

$$A_z = \frac{1}{2} \left(1 - \left(\frac{f_z}{2\psi f_z} \right)^2 - \left(\frac{\partial z_0(\psi, z)}{\partial z} - \frac{\partial z_0(\psi, z)}{\partial \psi} \cdot \frac{f_z}{f_\psi} \right)^2 \right); \quad (2.17)$$

$$A_{rz} = \frac{1}{2} \left(\frac{f_z}{4\pi f^2_\psi} - \frac{\partial z_0(\psi, z)}{\partial \psi} \cdot \left(\frac{\partial z_0(\psi, z)}{\partial z} - \frac{\partial z_0(\psi, z)}{\partial \psi} \cdot \frac{f_z}{f_\psi} \right) \right).$$

Для визначення похідних $\frac{\partial z_0(\psi, z)}{\partial z}$ та $\frac{\partial z_0(\psi, z)}{\partial \psi}$ усталений процес деформування представлено як граничний нестационарний процес для $t \rightarrow \infty$. Після диференціювання по ψ та z проміжку часу $t = \int_{z_0}^z \left(\frac{1}{v_z(\psi, z)} \right) dz$, за який часточка здійснює переміщення по осі z від свого початкового положення z_0 до граничного переходу для $t \rightarrow \infty$ і $z_0 \rightarrow -\infty$, знаходимо

$$\frac{\partial z_0(\psi, z)}{\partial z} = 2ff_\psi; \quad \frac{\partial z_0(\psi, z)}{\partial \psi} = \int_{-\infty}^z \frac{\partial}{\partial \psi} (2ff_\psi) dz. \quad (2.18)$$

Всі компоненти тензора Альмансі (2.17) в усталеній стадії деформування повинні набувати кінцевих значень. З цього випливає, що не власний інтеграл в (2.18) має сходиться для будь-яких z і ψ , що відпо-

відають області течії пластичного матеріалу, в тому числі і для $z \rightarrow \pm \infty$, тобто

$$\left| \int_{-\infty}^z \frac{\partial}{\partial \psi} (2ff_{\psi}) dz \right| < \infty \quad \text{та} \quad \left| \int_{-\infty}^{\infty} \frac{\partial}{\partial \psi} (2ff_{\psi}) dz \right| < \infty. \quad (2.19)$$

Умови сходження невласних інтегралів (2.19) також є обмеженнями на апроксимацію ліній течії;

г) дослідженням рівнянь рівноваги для $z \rightarrow -\infty$ встановлено, що залежність гідростатичного тиску від координати z є лінійною

$$\sigma = C_2 z + \sigma_0, \quad (2.20)$$

де C_2 і σ_0 – константи.

Рівняння (2.20) відповідає лінійній зміні зусилля пресування від висоти заготовки в роботах Л. В. Прозорова, І. Л. Перліна, І. Фріча, Е. Томсена та інших авторів. У випадку волочіння для $z \rightarrow -\infty$

$$C_2 = 0, \quad \sigma_0 = 0; \quad (2.21)$$

виконання умови (2.20) можливе, якщо

$$\lim_{z \rightarrow -\infty} \left(\frac{\partial}{\partial z} (2ff_{\psi}) \right) / \left(\frac{\partial}{\partial \psi} (2ff_{\psi}) \right) < \infty. \quad (2.22)$$

Для виконання умови (2.19) необхідно, щоб

$$\lim_{z \rightarrow -\infty} \left(\frac{\partial}{\partial z} (2ff_{\psi}) \right) / \left(\frac{\partial}{\partial \psi} (2ff_{\psi}) \right) = \infty. \quad (2.23)$$

Найпростіший вираз для ліній течії, що задовольняє умови (2.11), (2.17)–(2.23) має вигляд

$$f^2(\psi, z) = \psi R^2 + \psi(1 - \psi)(F_0 + \psi(F_1 - F_0)). \quad (2.24)$$

Функції F_0 і F_1 виражаються через проекцію на вісь z швидкості руху часток вздовж осі $v_0(z)$ і контура $v_1(z)$

$$F_0(z) = \frac{1}{v_0(z)} - R^2(z); \quad F_1(z) = R^2(z) - \frac{1}{v_1(z)}. \quad (2.25)$$

Апроксимації для функцій $v_0 = v_0(z)$ і $v_1 = v_1(z)$ можна представити залежностями

$$v_0 = \frac{1}{R^2(z + C_0)} + \alpha_0 \exp(-\beta_0(z + \gamma_0)^2);$$

$$v_1 = \frac{1}{R^2(z + C_1)} + \alpha_1 \exp(-\beta_1(z + \gamma_1)^2), \quad (2.26)$$

де $\alpha_0, \beta_0, \gamma_0$, – характеристики осі; $\alpha_1, \beta_1, \gamma_1$, – характеристики контуру.

2.2.2 Реологія та деформований стан при волочинні прутків і дроту. З аналізу розподілу швидкостей $v_z(\psi, z)$ [11] (рис. 2.2) випливає, що в області розвинутої пластичної течії периферійні шари заготовок переміщуються з меншою швидкістю, ніж центральні. Відставання периферійних шарів заготовки від центральних починається до входу в робочу (контактну) зону волоки. Течія металу біля поверхні волоки загальмована внаслідок пластичної деформації, яка призводить до стоншення дроту при проходженні через волоку і швидкості v_z мають мінімальне значення: $v_{z \min} < 1$.

На рис. 2.3 в заштрихованій області осьові швидкості руху часток металу менші від середньої за перерізом швидкості $v_z(\psi, z) < 1/R^2(z)$, в незаштрихованій – $v_z(\psi, z) > 1/R^2(z)$. Вирівнювання швидкостей проходить в результаті сповільнення руху центральних шарів відносно периферійних. В багатьох випадках швидкості руху часток біля осі симетрії досягають максимуму $v_{\max} > v_b = 1/R^2_1$. Це призводить до нерівномірності деформацій за перерізом.

Часточки центральних шарів зразка деформуються розтягненням в осьовому напрямку і стисненням в радіальному напрямку. Для $z = z^*$ деформація $A_z(0, z)$ досягає максимуму. Часточки поблизу поверхні

волоки спочатку стискаються в осьовому напрямку $A_z(1,z) < 0$, після чого деформуються розтягненням $A_z(1,z) > 0$.

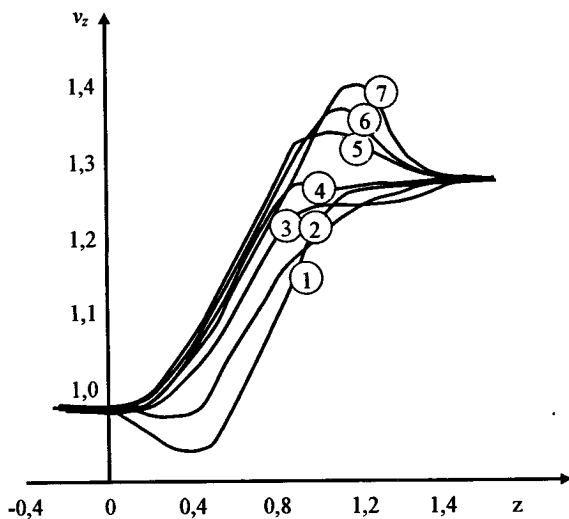


Рисунок 2.2. – Зміна швидкості v_z вздовж ліній течії 1–7 [10]

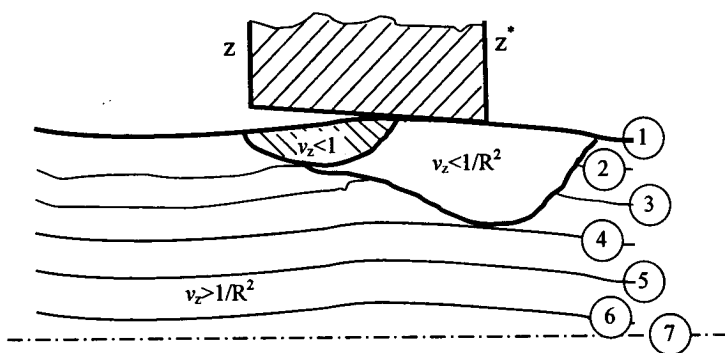


Рисунок 2.3 – Зміна швидкості v_z вздовж ліній течії [10]

Сталість відношень головних компонентів швидкості деформації рівносильна незмінності за весь процес величини виду швидкості деформації або параметра Лоде

$$\mu_{\dot{\epsilon}} = \frac{2\dot{\epsilon}_2 - \dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_3}{\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_3}, \quad (2.27)$$

де $\dot{\epsilon}_1 > \dot{\epsilon}_2 > \dot{\epsilon}_3$ головні швидкості деформації.

Між компонентами тензора швидкості деформації $\dot{\epsilon}_{ij}$ і головними швидкостями деформації справедливі залежності

$$\dot{\epsilon}_{1,2} = \frac{1}{2} \left(\dot{\epsilon}_r + \dot{\epsilon}_z \pm \sqrt{(\dot{\epsilon}_r - \dot{\epsilon}_z)^2 + 4\dot{\epsilon}_{rz}} \right), \quad \dot{\epsilon}_3 = \dot{\epsilon}_\varphi, \quad (2.28)$$

З графіків залежності $\mu_{\dot{\epsilon}} = \mu_{\dot{\epsilon}}(z)$ вздовж ліній течії (рис.2.4) видно, що $\mu_{\dot{\epsilon}}$ змінюється в межах від -1 до 1 , на осі симетрії в точці $z = z^*$ проходить стрибкоподібна зміна деформації розтягнення ($\mu_{\dot{\epsilon}} = -1$) на деформацію стиснення ($\mu_{\dot{\epsilon}} = 1$).

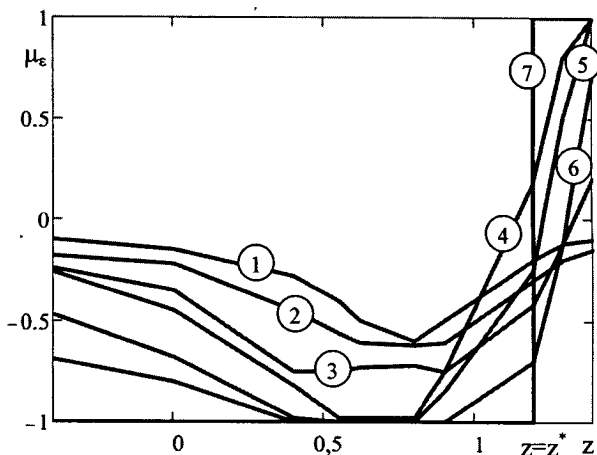


Рисунок 2.4 – Зміна параметра $\mu_{\dot{\epsilon}}$ вздовж ліній течії 1-7

Кут між першим головним напрямком швидкості деформації $\dot{\epsilon}_1$ і віссю r

$$\phi_1 = \frac{1}{2} \arccos \left(2 \frac{\dot{\epsilon}_r - 0,5(\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_2)}{\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_2} \right), \quad (2.29)$$

елемент ліній течії складає з віссю r кут

$$\phi_r = 90^\circ + \operatorname{arctg} \left| \frac{v_2}{v_z} \right|. \quad (2.30)$$

На рис. 2.5 показана зміна кута $\phi_r = \phi_1 - \phi_2$, що характеризує поворот головних осей швидкості деформації відносно матеріальних волокон. До подібних результатів для дослідження процесів волочіння прийшли А. Д. Богатов з співробітниками [116–118]. Таким чином встановлено, що процеси волочіння супроводжуються немонотонністю деформування.

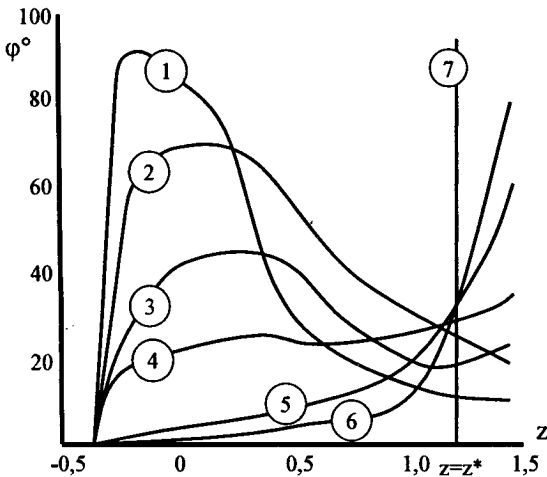


Рисунок 2.5 – Зміна кута ϕ вздовж ліній течії 1–7

2.2.3 Напружений стан при волочінні. Показники напруженого стану. Девіатори напружень розраховуються з визначальних рівнянь (2.1) для жорстко-пластичного тіла з трансляційним зміцненням. На осі симетрії девіатори напружень мають вигляд

$$S_{zz} = 0,$$

$$S_\phi = \frac{k}{\sqrt{3}} \text{Sign} \dot{\epsilon}_\phi + \frac{1}{2} \mu_\epsilon \left(\frac{2}{3} - C_\phi + \frac{C_{ii}}{3} \right),$$

$$S_r = \frac{k}{\sqrt{3}} \text{Sign} \dot{\epsilon}_r + \frac{1}{2} \mu_\epsilon \left(\frac{2}{3} - C_r + \frac{C_{ii}}{3} \right), \quad (2.31)$$

$$S_z = \frac{k}{\sqrt{3}} \text{Sign} \dot{\epsilon}_z + \frac{1}{2} \mu_\epsilon \left(\frac{2}{3} - C_z + \frac{C_{ii}}{3} \right).$$

Інтегрування рівнянь рівноваги проводили різними шляхами. Розходження для розрахунків σ_{ij} ($i = j$) не перевищує 20 %. В теорії деформованості необхідно визначення зміни напружено-деформованого стану окремо взятих часток в процесі їх пластичної течії. З рівнянь рівноваги знаходимо

$$P = \int_{z_0}^z \left[2fv_z \left(\frac{\partial(S_z - S_r)}{\partial\psi} + \frac{\partial(S_z - S_{rz})}{\partial z} - \frac{1}{v_z} \frac{\partial S_{zz}}{\partial\psi} - \frac{v_r(S_r - S_\phi)}{fv_z} - 2fv_z \frac{\partial S_{rz}}{\partial\psi} - \frac{S_{rz}}{f} \right) \right] dz. \quad (2.32)$$

Це дає можливість за відношеннями

$$\begin{aligned} \sigma_z &= P + S_z; & \sigma_r &= P + S_r; \\ \sigma_\phi &= P + S_\phi; & \sigma_{rz} &= S_{rz} \end{aligned} \quad (2.33)$$

розраховувати напруження вздовж ліній течії.

Головні напруження $\sigma_1, \sigma_2, (\sigma_1 > \sigma_2)$, що лежать в площині (r, z) , пов'язані з компонентами напружень $\sigma_r, \sigma_z, S_{zz}$ такими залежностями

$$\sigma_1, \sigma_2 = \frac{1}{2} (\sigma_r + \sigma_z \pm \sqrt{(\sigma_r - \sigma_z)^2 + 4S_{zz}^2}); \quad \sigma_3 = \sigma_4. \quad (2.34)$$

Оскільки напружений стан характеризується трьома головними інваріантами, вид напруженого стану характеризують двома парамет-

рами: параметром $\eta = \sigma_{33}/3\sigma_u$, (σ_u – інтенсивність напружень) і параметром, що залежить від третього інваріанта тензора або девіатора напружень. В [17] С. І. Губкіним показано, що на пластичність металів впливає не лише показник η , а й вид напруженого стану, що визначається показником Надаї–Лоде

$$\mu_\sigma = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3}, \quad (2.35)$$

де $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$.

Залежності $\mu_\sigma = \mu_\sigma(z)$ вздовж ліній течії показані на рис. 2.6, звідки випливає, що для $z < z^*$ напружений стан центральних шарів матеріалу дротів при волочінні близький до розтягування $-1 < \mu_\sigma < -0,8$. В точках $z > z^*$ проходить зміна напруженого стану на стан, близький до стиснення: $-0,8 \leq \mu_\sigma \leq 1$. На осі симетрії μ_σ має розрив. В периферійних шарах показник μ_σ змінюється від 0 (зрушення) до 1 (стиснення) і до $-0,96$ (близьке до розтягнення). При цьому μ_σ не має розривів.

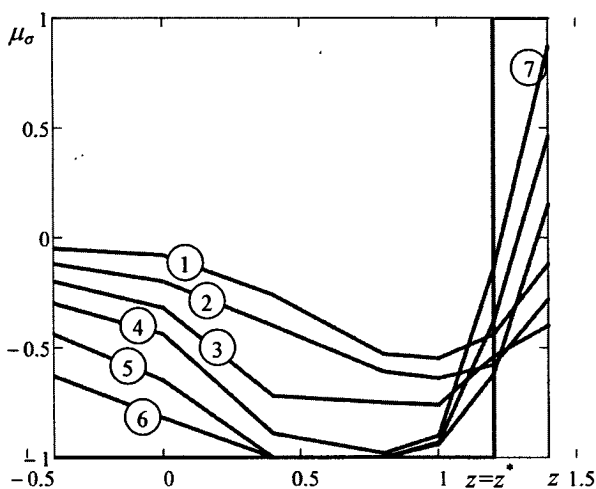


Рисунок 2.6 – Зміна параметра μ_σ вздовж ліній течії 1–7

3 РОЗРОБКА РЕЖИМІВ ВОЛОЧІННЯ ТОНКОГО ТЕРМОПАРНОГО ДРОТУ НА ОСНОВІ ТЕОРІЇ ДЕФОРМОВНОСТІ

Деформація металу супроводжується виникненням пошкоджень. Оскільки дефектність металу впливає на його механічні та електрофізичні властивості, то, маючи уяву про механізм та кінетику утворення мікротріщин, які виникають та заліковуються в процесах деформації та термообробки, можна прогнозувати технологічні режими виготовлення прутків та дроту. В [10, 11, 26] показано ефективність використання теорії деформовності, яка дозволяє оцінити пошкодження металу при пластичній формозміні, для розрахунку технологічних параметрів обробки металів тиском.

В феноменологічній теорії деформовності розроблено такий алгоритм прогнозування руйнування металу при холодній обробці тиском:

а) необхідно знайти траєкторії руху матеріальних часток металу в зоні деформування та виявити вздовж них деформації, швидкості деформацій та напруження;

б) скласти базові рівняння теорії руйнування [11, 119].

в) встановити кількість етапів, на кожному з яких деформація буде монотонною;

г) виявити ступінь пошкодження матеріальних часток металу.

В цьому розділі розглядається розробка технології волочіння тонкого термопарного дроту зі сплавів хромель, копель і сплавів системи нікель-молібден діаметром 200–70 мкм, які б мали однорідні механічні властивості та якісну поверхню без карбідних та окисних включень. При цьому необхідно було забезпечити високу чутливість та лінійність термоелектричних характеристик термопар з вищеназваних сплавів в температурному інтервалі 300–900 К. Вихідним матеріалом для роботи був дріт зі сплавів хромель та копель, діаметром 500 та 300 мкм, який відповідав вимогам ГОСТ 1790-77, та прутки діаметром 10 мм зі сплавів системи нікель-молібден з різним вмістом молібдену в них.

3.1 Визначення режимів волочіння між термообробками

З аналізу результатів розрахунку напружено-деформованого стану (розділ 2) випливає, що при холодному волочінні в найгірших умовах

знаходяться часточки на осі симетрії. В області розвинутої пластичної течії периферійні шари рухаються з меншою швидкістю ніж центральні. Відставання периферійних шарів заготовки від центральних починається до входу в робочу (контактну) зону волоки.

На осі симетрії показник напруженого стану $\eta = \sigma_{ii}/\sigma_u$, (σ_{ii} – компоненти тензора напружень, σ_u – інтенсивність деформації) досягає значень більших нуля при значеннях параметра Надаї–Лоде $\mu_\sigma = -1$. Таким чином, оцінка деформовності при холодному волочінні прутків та дроту може бути зведена до вивчення змін пластичності центральних шарів матеріалу заготовок.

В інтервалі $1 \geq \eta \geq 0$ для $\mu_\sigma \cong -1$ для низки матеріалів показник чутливості до зміни схеми напруженого стану $\lambda = \ln \left(\frac{e_p(\eta=0)}{e_p(\eta=1)} \right)$ близький до нуля [11]. Тому для прогнозування руйнування заготовок при волочінні діаграму пластичності допустимо будувати за дослідженнями на розтягування, апроксимуючи її прямою [10]

$$e_p = 2 \ln \frac{d}{d_0},$$

де d – початковий діаметр дроту; d_0 – діаметр шийки зруйнованого при розтягуванні зразка.

На осі симетрії встановлена кількість максимумів для швидкостей v_0 руху часток вздовж осі приводить до виникнення в кожному з переходів волочіння двох монотонних етапів. На першому етапі швидкість зростає від v_0 до v_{max} , на другому швидкість зменшується від v_{max} до швидкості волочіння $v_b = \frac{v_0 R_0^2}{R_1^2}$. Це приводить до того, що компоненти напрямного тензора $\beta_{ij} = \epsilon_{ij} 3\epsilon_{kl}/2$ (ϵ_{ij} – швидкості деформацій) набувають значень

$$\text{на першому етапі} \quad \left\{ \begin{array}{l} \beta_z = \frac{2}{\sqrt{6}} \text{Sign}\left(\frac{dv_0}{dz}\right) = \frac{2}{\sqrt{6}}; \\ \beta_\phi = \beta_r = -\frac{1}{\sqrt{6}}; \beta_{rz} = 0, \end{array} \right. \quad (3.1)$$

$$\text{на другому етапі } \beta_z = -2\sqrt{6}; \beta_\phi = \beta_r = \frac{1}{\sqrt{6}}; \beta_{rz} = 0. \quad (3.2)$$

Накопичену інтенсивність деформацій [78] по осі зразків можна розрахувати за формулами

$$e_u = \sqrt{\frac{2}{3}} \int_0^t \sqrt{\dot{\varepsilon}_{kl} \dot{\varepsilon}_{kl}} dt = \begin{cases} e_u^{(1)} = \ln v_0, z \leq z^* - \text{на першому етапі,} \\ e_u^{(2)} = \ln \frac{v_{\max}}{v_0} + e_n^{(1)}, z > z^* - \text{на другому етапі.} \end{cases} \quad (3.3)$$

Якщо шляхи деформування $e_u = e_u(\eta)$ апроксимувати прямими з кутом нахилу до осі e_u : $C_\alpha = \arctg\left(\frac{d\eta}{de_u}\right)$ [11] (рис. 3.1) то використання принципу суперпозиції пошкоджуваності металів для багаторазової холодної деформації дає можливість записати аналітичний вираз для розрахунку використаного ресурсу пластичності за критерієм (2.4) для волочіння прутків та дроту в N переходів

$$\Psi^{(N)} = \sum_{i=1}^N (1 + 0,2C_\alpha)^{(n,i)} \int_0^{e^{(n,i)}} \frac{e^{0,2C_\alpha^{(n,i)}} de_u}{(e_p^{(N)})^{1+0,2C_\alpha^{(n,i)}}} = \sum_{i=1}^{nN} \left(\frac{e_u^{(n,i)}}{e_p} \right)^{0,2C_\alpha^{(n,i)}+1}, \quad (3.4)$$

де n – кількість монотонних i -х етапів деформування на N -му переході волочіння; $e_p^{(N)}$ – пластичність при розтягуванні заготовок підготовлених до N -го переходу волочіння; $C_\alpha^{(n,i)}$ – кут C_α на n, i -му монотонному етапі деформування; $e_u^{(n,i)}$ – накопичена інтенсивність деформацій на n, i -му етапі деформування.

Формулу (3.4) шляхом експериментів перевіряли на прикладі дослідження технології волочіння дроту і прутків з термпарних сплавів хромель, копель, алюмель, та сплавів системи нікель-молібден з різним вмістом молібдену (2...17 ат %). З цієї метою визначали пластичність виробу діаметром $D^{(n)}$ для розтягування в напрямку волочіння:

$e'_p = 2 \ln \frac{D^{(n)}}{d_{III}^{(n)}}$. Цю ж величину можна розрахувати, оскільки умова

руйнування в цьому випадку матиме вигляд: $e'_p/e_p + \psi_p^{(n)}$, звідки

$$e'_p = e_p(1 + \psi_p^{(n)}) . \quad (3.5)$$

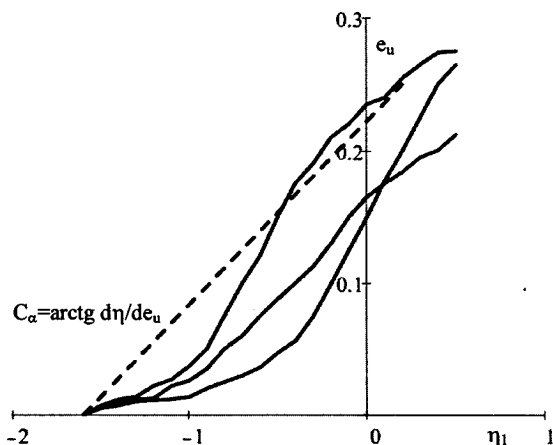


Рисунок 3.1 – Шляхи деформування часток вздовж ліній току для волочіння дроту [11]

Результати порівняння експериментальних і розрахункових значень представлені на рис. 3.2. Аналіз результатів, показаних на рис. 3.2, дозволяє зробити такий висновок: із збільшенням сумарного обтиснення зростає розходження між експериментальними і розрахунковими, за формулою (3.3), значеннями граничних деформацій e'_p .

Зменшення розходження між розрахунковими і експериментальними значеннями e'_p можна досягти, якщо для прогнозування руйнування використати критерії, що враховують направлений характер накопичення пошкоджень. Користуючись роботою [39], і враховуючи, що на кожному n , i -му монотонному етапі деформування часток вздовж осі $\beta_{ij} = \text{const}$, знаходимо компоненти тензора пошкоджуваності

$$\psi_{ij}^{(n,i)} = \frac{\beta_{ij}^{(n,i)} e_u^{(n,i)}}{e_p} \int_{e_u^{(n,i-1)}}^{e_u^{(n,i)}} \left(0,5 + \frac{e_u}{e_p}\right) de_u = \frac{\beta_{ij}^{(n,i)}}{2e_p^2} \times \\ \times \left[(e_u^{(n,i)} - e_u^{(n,i-1)}) (e_p + e_u^{(n,i)} + e_u^{(n,i-1)}) \right] \quad (3.6)$$

де e_p – початкова пластичність заготовок при розтягуванні [11,120, 121].

За N переходів компоненти тензора пошкоджуваності набудуть значення

$$\psi_{ij}^{(N)} = \sum_{i=1}^{n,N} \psi_{ij}^{(n,i)} \quad (3.7)$$

При наступному випробуванні на розтягування в напрямку волочиння компоненти тензора $\psi_{ij}^{(N)}$ зміняться на величину

$$\Delta\psi_{zz} = \sqrt{\frac{2}{3}} \left[0,5 \times \left(\frac{e_p}{e_p}\right)^2 + \left(0,5 + \frac{e_u^{(N)}}{e_p}\right) \times \frac{e_p}{e_p} \right], \quad (3.8)$$

де $e_u^{(N)}$ – деформація накопичена часточками осі заготовки за N переходів волочиння; e_p – пластичність дроту, протягнутого за N переходів при розтягуванні.

З умови руйнування

$$(\psi_{ij}^{(N)} + \Delta\psi_{ij})(\psi_{ij}^{(N)} + \Delta\psi_{ij}) = 1, \quad (3.9)$$

знаходимо, враховуючи, що $\psi_{ij} = 0$

$$e_p' = e_p \left(-0,5 - \frac{e_p^{(N)}}{e_p} + \sqrt{\left(0,5 + \frac{e_u^{(N)}}{e_p}\right)^2 + 6\psi_{zz}^{(N)} + 6\psi_{zz}^{(N)2} + 4} \right). \quad (3.10)$$

З порівняння розрахункових та експериментальних значень граничних деформацій e_p' при розтягуванні дроту після волочиння в N переходів (див. рис. 3.2) видно, що відхилення не перевищує 10 % та практично не залежить від величини сумарних обтиснень.

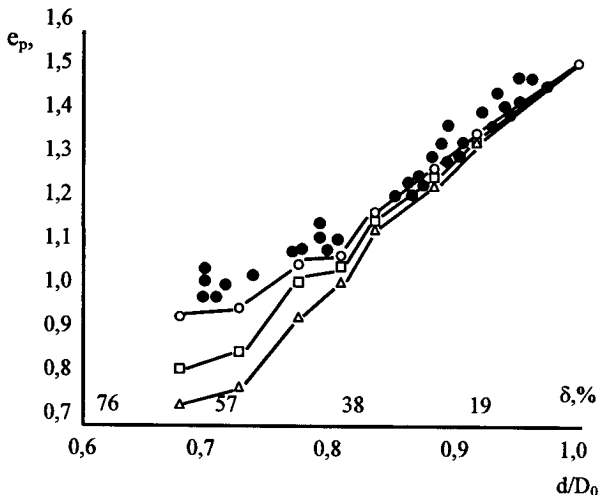


Рисунок 3.2 – Зміна ресурсу пластичності для одноосного розтягування дротів:
 ● – результати експерименту; ○, □, △ – розрахункові значення

Проведений аналіз деформовності дозволив запропонувати метод розподілу обтиснень для холодного волочіння між термообробками.

Якщо в (3.3) припустити, що $v_b = \left(\frac{D^{(n)}}{d^{(n)}} \right)^2$, де $D^{(n)}$ і $d^{(n)}$ – початковий і

кінцевий діаметри заготовок на n -му переході волочіння, то діаметр калібрувальної зони волюки можна розрахувати в залежності від заданого ступеня використаного ресурсу пластичності на цьому переході волочіння

$$d^{(n)} = D^{(n)} \exp \left(\frac{e_p^{(n)}}{2} (\psi_p^{(n)} \frac{1}{0,2C_\alpha^{(n)} + 1}) \right), \quad (3.11)$$

де $C_\alpha^{(n)}$ кут ліній течії на n -му переході волочіння.

Коефіцієнт C_α є кутом нахилу прямих, що апроксимують шляхи деформування. Побудова шляхів деформування потребує визначення напружено-деформованого стану часток матеріалу, які розміщені на осі заготовок. Встановлено (рис. 3.2), що при волочінні з обтисненням $\delta < 25\%$ розходження між експериментальними значеннями e_p і розпо-

ваними за допомогою критерію Деля–Огороднікова [11] не перевищує 10 %, при цьому розрахункові значення менші від експериментальних. Ця обставина дозволила визначити C_α таким чином [122, 123]:

а) проводили пробне волочіння дроту в умовах максимально наближених до реальних з обтисненням $\delta < 25$ %;

б) визначали граничну деформацію e_p при розтягуванні отриманого дроту;

в) розраховували $C_\alpha^{(n)}$ за формулою

$$C_\alpha^{(n)} = 5 \left[\frac{\ln(1 - e_p'^{(n)} / e_p^{(n)})}{\ln(-\ln(1 - \delta/100) / e_p'^{(n)})} - 1 \right]. \quad (3.12)$$

Призначення величини використаного на кожному переході волочіння ресурсу пластичності є складною технологічною задачею. Це пов'язано з тим, що для багаторазового волочіння спостерігається неоднозначна залежність накопичення пошкоджень і відновлення запасу пластичності після термообробок від величини сумарної деформації, разових обтиснень і розподілу їх за переходами. Тому в цій методиці передбачається побудова декількох маршрутів волочіння, для різних, але сталих для даного маршруту, значень ψ_p . Аналіз побудованих маршрутів волочіння дозволяє визначити серед них ті, що найбільш повно задовольняють вимоги до готового виробу і технологічного процесу [122].

З аналізу залежностей граничних деформацій для прутків та дроту, виготовлених за різними маршрутами волочіння, встановлено, що існує така кількість переходів N^* між термообробками (рис. 3.3) збільшення яких не впливає на значення e_p' виробів. На основі результатів цих досліджень та оцінки деформовності, з урахуванням немонотонності деформування, запропоновано метод розрахунку маршруту волочіння, суть якого у визначенні з (3.8) числа переходів N^* для досягнення заданого обтиснення без проміжних термообробок з мінімальним накопиченням пошкоджень в заготовках.

Призначення обтиснень на кожному визначається розподілом сумарного обтиснення між N переходами з умов конкретного виробництва.

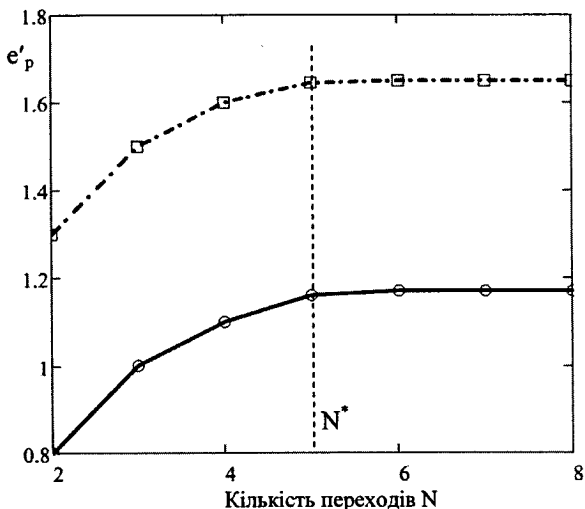


Рисунок 3.3 – Залежність пластичності дроту e_p від кількості переходів N:

□ – копель; ○ – хромель

Використаний ресурс пластичності $\Psi_{p(n)}$ призначали таким чином, щоб термообробки, які проводились, давали максимальне підвищення пластичності виробу при розтягуванні.

Вираз (3.13) дає можливість розрахувати $e'_{p(N)}$ для розтягнення дроту, який виготовлений за N переходів

$$\begin{aligned}
 e'_{p(N)} = e_p \left[-0,5 - \sum_{i=1}^{2N} \frac{e_u^{(i)}}{e_p} + \right. \\
 \left. + \left[(0,5 + \sum_{i=1}^{2N} \frac{e_u^{(i)}}{e_p} \right)^2 + \sqrt{6} \sum_{i=1}^{2N} \psi_z^{(i)} + \right. \\
 \left. + \left(6 \left(\sum_{i=1}^{2N} \psi_z^{(i)} \right)^2 + 4 \left(1 - \sum_{i=1}^{2N} \psi_{ij}^{(i)} \sum_{i=1}^{2N} \psi_{ij}^{(i)} \right)^{0,5} \right]^{0,5} \right]. \quad (3.13)
 \end{aligned}$$

Використавши вирази (3.4) та (3.11) знаходимо кількість переходів N^* між термообробками і розподіляємо обчислення на кожному переході, виходячи з наявності волок.

На рис. 3.4 представлені експериментальні результати визначення зміни ресурсу пластичності від середньої витяжки дроту за перехід для термопарних сплавів хромель і копель при протягуванні від 260 до 80 мкм без проміжних термообробок.

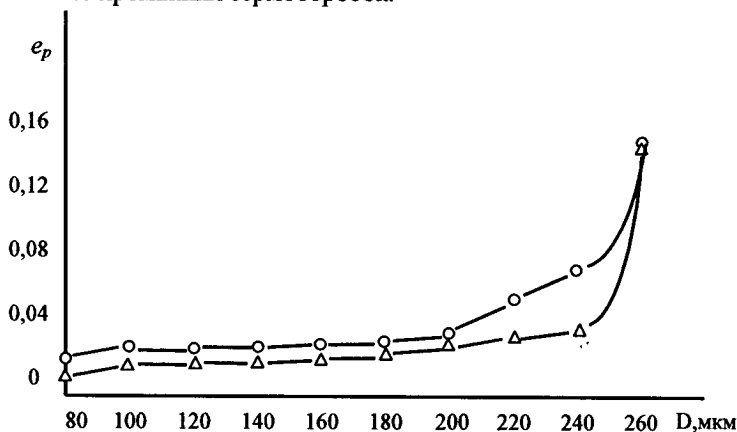


Рисунок 3.4 – Залежність ресурсу пластичності e_p від витяжки в процесі волочіння: \circ – хромель; Δ – копель

Для визначення режимів волочіння дроту крім призначення обтирень за переходами волочіння між термообробками необхідно визначення режимів проведення таких операцій: виготовлення заготовок, їх термообробка, підготовка заготовок до волочіння.

3.2 Вибір режимів термічної обробки заготовок

Вихідною заготовкою для отримання тонкого дроту є прокат, канта, пресовані або ковани прутки, металокерамічні штабіки, передільний дріт відповідного діаметра. Однією з основних умов отримання високоякісного тонкого дроту з термопарних сплавів є ретельний контроль всіх технологічних операцій, що використовуються для її виробництва, включаючи і виготовлення заготовок.

Перед волочінням, для зменшення величини напружень в заготовках, проводять попередній відпал заготовок. Крім того, в процесі волочіння бувають випадки, коли ресурс пластичності сягає свого кри-

тичного значення і з'являється небезпека руйнування тонкого дроту внаслідок наклепу. В таких випадках необхідно проводити проміжну термообробку заготовок.

Проведення попередньої та проміжних термообробок в процесах обробки тиском викликане необхідністю зниження опору деформації та відновлення ресурсу пластичності металу. Деякі труднощі дослідження зміни пластичності при деформуванні металу з проміжними термообробками пов'язані з необхідністю розділення ефектів відновлення ресурсу пластичності за рахунок заліковування деформаційних дефектів та структурних перетворень при нагріванні.

Тому схема експерименту при вивченні відновлення пластичності передбачала термообробку зразків в початковому стані, деформацію, термообробку та подальше випробування до руйнування. Режими попередньої термообробки вибирались таким чином, щоб структура металу в початковому стані та після циклу деформація – термообробка були ідентичні. Якщо ідентичність структури забезпечити неможливо, то контроль характеристик структури і розрахунок використаного ресурсу пластичності металу для деформації після термічної обробки зразка проводять з використанням діаграм пластичності, які враховують зміну структури [11, 16, 112]. В зв'язку з викладеним, для відновлення ресурсу пластичності ми використали відпал I роду. Режими пічного нагрівання визначали таким чином. Зразки з термооброблених дротів доводили до руйнування в умовах одноосного розтягування ($\eta = 1$) і знаходили початкову деформацію

$$\epsilon_p = 2\ln(D/d_0) \approx \ln(l_n/l_0), \quad (3.10)$$

де D – початковий діаметр; d_0 – діаметр шийки; l_n та l_0 – початкова та кінцева довжини зразків відповідно.

Дроти деформували волочінням до накопиченої інтенсивності деформацій $\epsilon_n < \epsilon_p$, потім зразки з цих дротів доводили до руйнування та

визначали граничну деформацію ϵ'_p . За формулою $\psi'_p = 1 - \frac{\epsilon'_p}{\epsilon_p}$ зна-

ходили використаний ресурс пластичності на цьому етапі волочіння.

Після термообробки зразки доводили до руйнування та знаходили граничну деформацію ϵ''_p і $\psi''_p = 1 - \frac{\epsilon''_p}{\epsilon_p}$. Величина $\Delta\psi_p = \psi'_p - \psi''_p$ є величиною відновленого запасу пластичності.

Змінюючи температуру та час витримки, підбирали такі режими термообробок, які дають найбільшу величину відновленого запасу пластичності.

Аналогічно робили після кожного етапу волочіння. На рис. 3.5 представлені результати визначення режимів термообробки для холодного волочіння хромелевого дроту від $D = 0,5$ мм до $d = 0,27$ мм.

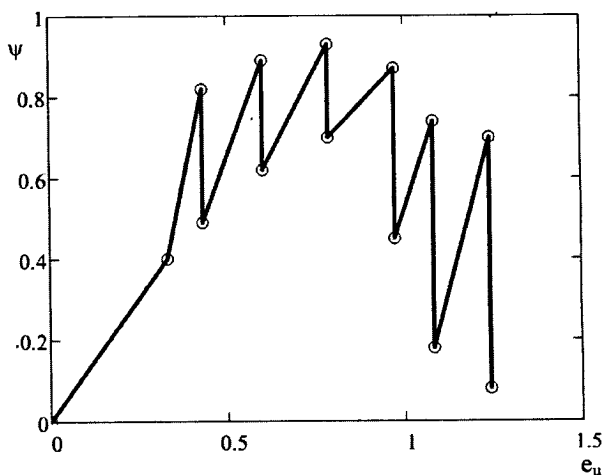


Рисунок 3.5 – Залежність зміни ресурсу пластичності від накопиченої інтенсивності деформацій для проміжних термообробок сплаву хромель

Для полегшення заправки кінця дроту в філь'єру його травили в електролітичній ванні з розчином $0,09\text{HNO}_3 + 0,02\text{H}_2\text{SO}_4 + 0,89\text{H}_2\text{O}$. Струм підбирається експериментально, в залежності від діаметра дроту.

3.3 Очистка поверхні мікродротів

Після термообробок на поверхні дроту залишається тонкий шар окислів та карбідів. Крім того, при використанні в процесі волочіння графітового мастила виникають інші технологічні труднощі, зумовлені тим, що графіт, проникаючи в поверхню мікродроту, погіршує його термоелектричні властивості. Для очистки поверхні мікродротів можна використати такі способи:

а) проміжний відпал дроту проводити в відновлювальному середовищі, наприклад у водні;

б) окисну плівку з поверхні виробу видаляти механічно, або за допомогою хімічного чи електролітичного травлення;

в) заготовку, з поверхні якої знято плівку одним з вище перерахованих способів, протягувати на останніх переходах до відповідного діаметра без проміжних відпаловань, використовуючи мастило, яке не дифундує в поверхню дроту.

В роботі використані останні два способи. Для очищення поверхні від окислів був підібраний електроліт такого складу:

- концентрована соляна кислота 50 мл;
- концентрована сірчана кислота 5 мл;
- азотна кислота 5 мл;
- перекис водню 10 мл;
- вода дистильована 50 мл.

Вивчення поверхні, яке проводилось на мікроскопах МИМ-8 та ВМТ-70 показало, що ця суміш знімає окисну плівку за 40–50 с. Подальше витримування дроту в суміші недоцільне, тому що починається травлення міжзеренних меж. В якості мастила застосовувалось вакуумне масло ВМ-1 та суміш рівних частин кістяної муки і мильного порошку. Обробка поверхні дротів розчином проводилась в фарфорових фотокуветах протягом 1 хв. Після обробки дроти промивались слабким розчином поташу і водою. Остання обробка проводилась для діаметра дротів 250 мкм. Після очищення поверхні дроти відпалювались для відновлення ресурсу пластичності в печі з залишковим тиском $2 \cdot 10^{-4}$ Па. Спроби зняти поверхневу плівку при менших діаметрах дроту ведуть до втрати дротами механічної міцності.

У випадку механічного способу зняття окисної плівки оптичні методи дослідження показують наявність поверхневих дефектів та подрипин на поверхні зразків, поступове заліковування яких відбувається в процесі подальшого протягування матеріалу (дроту) через маршрут.

Поверхня мікродротів з термоелектричних сплавів хромель та копель та кінетика згладжування дефектів поверхні в процесі волочіння показані на рис. 3.6, 3.7.

3.4 Режими волочіння тонкого дроту перерізом 500–70 мкм з сплавів хромель та копель

В результаті проведених робіт і розрахунків запропоновано такий технологічний маршрут волочіння тонкого термопарного дроту з термоелектричних сплавів хромель та копель:

Відпал 0,50 мм -----> 0,45 мм -----> 0,425 мм -----> відпал 0,40 мм -----> 0,37 мм -----> 0,34 мм.

Швидкість волочіння 5–6 м/хв, температура розігріву трубки 400–500 К, мастило – мильний порошок в суміші з органічними речовинами.

Відпал 0,34 мм -----> 0,31 мм -----> 0,29 мм -----> відпал 0,29 мм -----> 0,27 мм -----> 0,25 мм.

Швидкість волочіння: 8–10 м/хв, температура розігріву трубки 400–500 К, мастило – мильний порошок, зняття окисної плівки після відпалу.

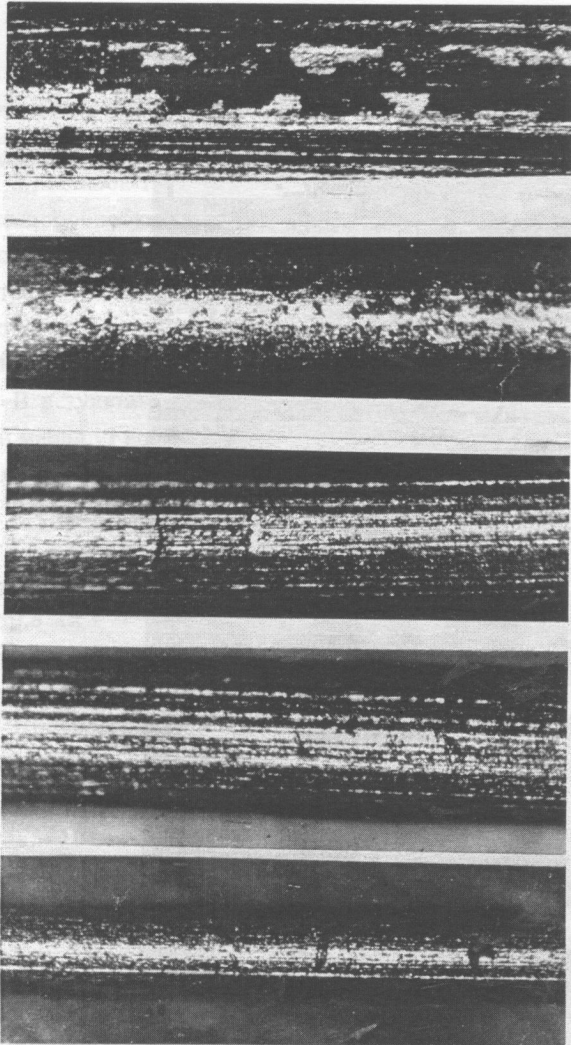
0,25 мм -----> 0,24 мм -----> 0,23 мм -----> 0,215 мм -----
--> 0,20 мм -----> 0,19 мм -----> 0,185 мм -----> 0,180 мм -----
--> 0,170 мм -----> 0,160 мм -----> 0,155 мм -----> 0,140 мм -----
--> 0,135 мм -----> 0,125 мм -----> 0,119 мм -----> 0,114 мм -----
--> 0,110 мм -----> 0,105 мм -----> відпал 0,100 мм.

Швидкість волочіння 3–4 м/хв, температура розігріву трубки до 370 К, мастило – вакуумне масло ВМ-1.

0,100 мм -----> 0,095 мм -----> 0,090 мм -----> 0,085 мм -----
--> 0,082 мм -----> 0,079 мм -----> 0,076 мм -----> 0,073 мм -----
--> 0,070 мм -----> відпал.

Швидкість волочіння: 2–3 м/хв, температура розігріву трубки до 370 К, мастило – вакуумне масло ВМ-1.

Одержаний в процесі волочіння вихідний продукт має високу якість поверхні, без поверхневих дефектів та мікротріщин. Поверхня дротів показана на рис. 3.6, 3.7.



d=300 мкм

d=240 мкм

d=180 мкм

d=120 мкм

d=70 мкм

Рисунок 3.6 – Поверхня дротів та кінетика процесу згладження дефектів поверхні в процесі волочіння для сплаву хромель

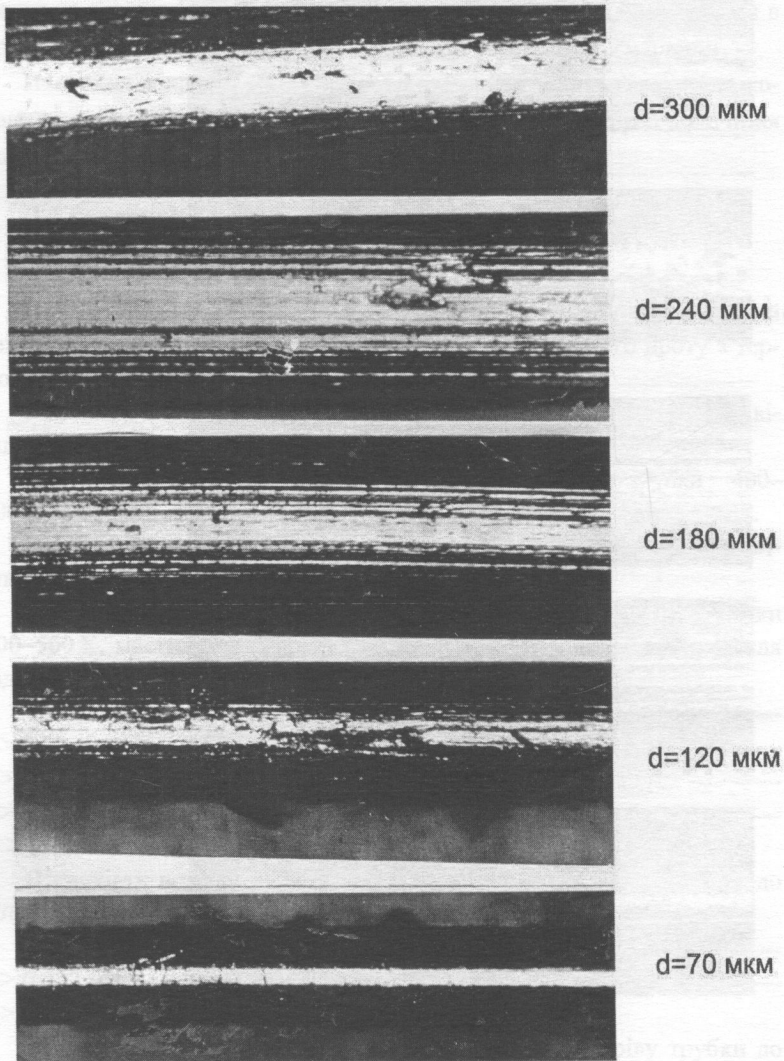


Рисунок 3.7 – Поверхня дротів та кінетика процесу згладження дефектів поверхні в процесі волочіння для сплаву копель

3.5 Розробка технологічних режимів волочіння дротів перерізом (200–70) мкм зі сплавів нікель–молібден

Режими волочіння розраховувались за методикою, розробленою для сплавів хромель та копель і описаною в підрозділах 3.1–3.3 та в роботах [120, 121].

З відливок тонким алмазним кругом вирізувались заготовки для подальшої обробки прокатуванням та волочінням. Перед прокатуванням проводилась попередня термообробка. Прутки прокатувались до діаметра 3 мм без проміжних термообробок. Після термообробки, що проводилась для відновлення ресурсу пластичності, подальше протягування дротів велось за допомогою волочіння.

В результаті проведених робіт запропоновано такий технологічний маршрут волочіння тонкого термопарного дроту зі сплавів нікель–молібден:

3,0 мм --> відпал ----> 3,0 мм ----> 2,75 мм ----> відпал----
--> 2,5 мм ----> 2,25 мм ----> 2,0 мм ----> 2,0 мм ----> 1,75 мм ----
--> 1,5 мм --> 1,25 мм ----> відпал ----> 1,0 мм ----> 1,0 мм ----
--> 0,8 мм ----> відпал ----> 0,7 мм ----> 0,6 мм ----> 0,5 мм ----
--> 0,5 мм --> 0,45 мм ----> 0,425 мм --> 0,4 мм ----> 0,385 мм --
--> 0,37 мм --> відпал ----> 0,365 мм --> 0,34 мм.

Швидкість волочіння 5–6 м/хв, температура розігріву трубки 400–500 К, мастило – мильний порошок.

Відпал 0,34 мм ----> 0,31 мм ----> 0,29 мм ----> відпал 0,29 мм ----
--> 0,27 мм ----> 0,25 мм ----> відпал ----> 0,25 мм.

Швидкість волочіння 8–10 м/хв, температура розігріву трубки 400–500 К, мастило – мильний порошок, зняття окисної плівки.

0,25 мм ----> 0,24 мм ----> 0,23 мм ----> 0,215 мм ----
--> 0,20 мм ----> 0,19 мм ----> 0,185 мм ----> 0,180 мм ----
--> 0,170 мм ----> 0,160 мм ----> 0,155 мм ----> 0,140 мм ----
--> 0,135 мм ----> 0,125 мм ----> 0,119 мм ----> 0,114 мм ----
--> відпал ----> 0,112 мм, ----> 0,110 мм ----> 0,105 мм ----
--> 0,100 мм ----> 0,100 мм.

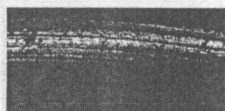
Швидкість волочіння 3–4 м/хв, температура розігріву трубки до 370 К, мастило – вакуумне масло ВМ-1.

Для спрощення заправки кінців дроту в фільтру використувували метод електрохімічного травлення в електролітичній ванна з розчином $0,09\text{HNO}_3 + 0,02\text{H}_2\text{SO}_4 + 0,089\text{H}_2\text{O}$.

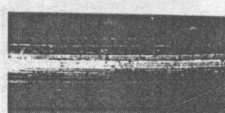
Дроти, отримані таким чином, мають високу якість поверхні, з мінімальною кількістю дефектів і мікропошкоджень.

Мікрофотографії поверхні дротів зі сплавів системи нікель-молібден з різним вмістом молібдену показані на рис. 3.8. Мікроструктура дротів ідентична мікроструктурі заготовок (рис. 3.9), за винятком того, що розмір зерна менший.

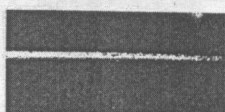
97,2 ат%Ni+2,8%Mo 83,4 ат%Ni+16,6%Mo



d = 500 мкм

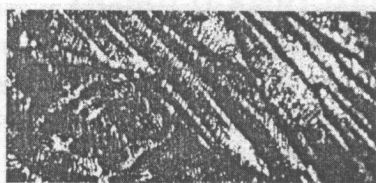


d = 250 мкм



d = 100 мкм

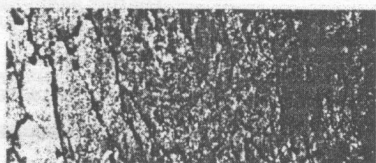
Рисунок 3.8 – Поверхня дротів та кінетика процесу згладження дефектів поверхні в процесі волочіння для сплавів системи нікель-молібден



92at%Ni+8%Mo



91at%Ni+9%Mo



88,1 ат%Ni+11,9%Mo



83,4ат%Ni+16,6%Mo

Рисунок 3.9 – Структура відливок для сплавів системи нікель–молібден з різним вмістом молібдену $\times 80$

4 ВПЛИВ РЕЖИМІВ ВОЛОЧІННЯ НА МЕХАНІЧНІ ТА ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТОНКИХ ТЕРМОПАРНИХ ДРОТІВ

4.1 Металеві матеріали та їх використання в якості елементної бази ТЕГ

Використання металевих термоелектричних матеріалів в якості матеріалів для віток ТЕГ стримується, перш за все, малими значеннями коефіцієнта термо-е.р.с. металів, який, як правило, не перевищує ± 10 мкВ/К, та їх високою теплопровідністю, що викликає певні труднощі у створенні значного перепаду температур між гарячими та холодними спаями термоелемента.

Однак при цьому часто не враховують того, що металеві матеріали мають досить цінний комплекс фізико-хімічних та технологічних властивостей, відрізняються від напівпровідників простотою обробки за допомогою традиційних технологій кування, штампування, зварювання тощо. Так, наприклад, проблеми комутації віток термоелементів, які досить складно розв'язуються у випадку напівпровідникових матеріалів, практично повністю знімаються при використанні металевих, завдяки застосуванню звичайного зварювання чи спаювання [66].

Незважаючи на значні технологічні переваги металів в порівнянні з напівпровідниками, основною областю їх використання в термоелектричному приладобудуванні поки що залишається термометрія. Металеві термоелектричні термометри є чи не найпоширенішим засобом для вимірювання температури, а датчики типів ХК, ХА, ПП та деякі інші стандартизовані в більшості країн світу. Відразу зауважимо, що існуючі стандарти визначають хімічний склад сплавів, їх фізичні та механічні властивості для товщини термопарних дротів до 0,2 мм. Для більш тонких дротів із сплавів хромель, копель, алюмель технологія волочіння відсутня, а механічні та електрофізичні властивості тонких дротів вивчені недостатньо. Через це часто не задовольняються потреби практичної термометрії в електроніці та інших галузях сучасної техніки, які потребують теплофізичних вимірювань на об'єктах малої теплової потужності. Крім того, при конструюванні ТЕГ на основі ме-

талів та їх сплавів, низка службових характеристик ТЕГ спеціального призначення, таких як компактність, потужність, швидкодія тощо, вдається забезпечити лише з використанням металевих термоелектричних матеріалів у вигляді тонкого дроту з перерізом 100 мкм і менше, за умови збереження їх оптимальних електрофізичних характеристик, високої якості поверхні мікродроту та інших вимог.

Проаналізуємо можливості металевих матеріалів з точки зору отримання максимального к. к. д. перетворення теплової енергії в електричну. К. к. д. термогенератора визначається як відношення потужності електричного струму, що виділяється в навантаженні, до теплової потужності, яка надходить до гарячих спаїв термоелементів. К. к. д. є добутком двох множників: к. к. д. ідеального циклу Карно і ступеня його зниження за рахунок втрат тепла внаслідок теплопровідності матеріалу віток ТЕГ і його нагріву струмом, що протікає в них (джоулеве тепло).

Як показав А. Ф. Йоффе [67] максимальний к. к. д. термоелемента визначається виразом

$$\eta_{\max} = \frac{T_{\Gamma} - T_{\chi}}{T_{\Gamma}} \times \frac{\sqrt{1 + zT_{\text{cp}}}}{\sqrt{1 + zT_{\text{cp}} + \frac{T_{\chi}}{T_{\Gamma}}}} - 1, \quad (4.1)$$

де T_{Γ} , T_{χ} – температура гарячого та холодного спаїв термоелемента;

$z = \frac{\alpha^2 \sigma}{\chi}$ – параметр добротності матеріалу; α – термо-е.р.с. пари; σ , χ

– електро- та теплопровідність віток елемента.

Як видно з формули (4.1) підвищення к. к. д. може досягатись шляхом підвищення температури гарячого спаю T_{Γ} , зниження температури холодного T_{χ} та забезпечення максимуму так званого критерію Йоффе

$$I_0 = zT_{\text{cp}} = \frac{\alpha^2 \sigma}{\chi} T_{\text{cp}}. \quad (4.2)$$

Проаналізуємо реальні можливості управління цими параметрами в металах.

Максимальна температура гарячого спаю залежить від виду використовуваного джерела нагріву, електрофізичних, хімічних і механічних властивостей термоелектричного матеріалу, конструкції генератора. Аналіз довідкових даних [73–75] показує, що більшість перехідних металів та сплавів на їх основі мають фізико-хімічні та механічні властивості, які задовольняють умови експлуатації ТЕГ для температур гарячого спаю 1000–1700 К і навіть вищих.

Таким чином на відміну від напівпровідникових матеріалів, для металів немає ніяких поважних причин, які обмежували б їх використання для середніх та високих (більше 1000 К) температурах.

Оскільки метали мають, як правило, високу теплопровідність, деякі труднощі при конструюванні ТЕГ виникають при забезпеченні максимального перепаду температур між гарячим і холодним спаями термоелемента. Однак, крім традиційних способів відводу тепла від холодних спаїв, таких як випромінювання тепла з ребристої поверхні, обмивання їх рідким чи газоподібним теплоносієм, не так давно випробувана конструкція металевих термоелементів з продувом [76], яка показала технічну можливість реалізації перепадів температури порядку 10^3 К/см. Таким чином, можна вважати, що труднощі в підтриманні достатньо великої різниці температур гарячого та холодного спаїв металевих термоелементів носять не принциповий характер.

При спалюванні органічного палива, використанні тепла від ядерних джерел, а також за рахунок утилізації теплових відходів двигунів внутрішнього згоряння, теплових електростанцій тощо, є можливість отримати недороге джерело нагріву з температурою від 600–700 К до 1500–1700 К і вище. Тому проблема підвищення к. к. д. перетворення теплової енергії в електричну в металевих термоелементах зводиться до підвищення значення критерію Йоффе (4.2).

Аналіз цієї задачі показує, що для використання металевих матеріалів умову досягнення високих значень критерію Йоффе можна замінити більш простою умовою – підвищення термо-е.р.с. металеві пари. Цей висновок впливає з таких міркувань. Запишемо критерій Йоффе так

$$I_0 = zT_{cp} = \frac{\alpha^2 \sigma}{\chi} T_{cp} = \frac{\alpha^2}{\chi/\sigma T_{cp}} \approx \frac{\alpha^2}{Lo}, \quad (4.3)$$

де $Lo = \frac{\chi}{\sigma} T_{cp}$ – число Лоренца, отримане з класичної електронної теорії металів, $Lo = 2,44 \cdot 10^{-8} \text{ B}^2/\text{K}^2$.

Для більшості металів і сплавів при високих температурах число (функція) Лоренца прямує до свого класичного значення, що підтверджується великою кількістю експериментальних даних [77–80]. Тому в інженерних розрахунках можна з достатньою точністю прийняти

$$\frac{\chi}{\sigma} T_{cp} = Lo. \quad (4.4)$$

З врахуванням цього зауваження формулу (4.1) можна записати (за умови оптимізації геометрії віток термоелемента)

$$\eta_{max} = \frac{T_r - T_x}{4T_r} \cdot \frac{\sqrt{1 + \frac{\alpha^2}{Lo}} - 1}{\sqrt{1 + \frac{\alpha^2}{Lo} + \frac{T_x}{T_r}}}. \quad (4.5)$$

Звідки видно, що задача підвищення к. к. д. перетворення зводиться до пошуку металевих матеріалів з максимальним коефіцієнтом термо-е.р.с. пари та реалізації в конструкції ТЕГ мінімального співвідношення T_x/T_r .

На рис. 4.1, 4.2 показані розраховані за формулою (4.5) залежності максимального к. к. д. перетворення від коефіцієнта термо-е.р.с. металічної пари та від відношення температур холодного і гарячого спаїв. З цих графіків видно, що к. к. д. перетворення на рівні 2 % може бути реально досягнутий на традиційних металевих термопарних матеріалах, таких як пара хромель–копель. Практика показує, що є достатньо широкі галузі науки і техніки де напівпровідникові термоелектричні генератори з к. к. д. 3–5 % мають масове застосування, не дивлячись на їх високу собівартість, і вони успішно конкурують з електрохімічними, фотоелектричними та іншими джерелами енергії.

Тому задача полягає в пошуку дешевих і технологічних термоелектричних матеріалів, здатних забезпечити к. к. д. на рівні хоча б 3 % для температури гарячого спаю 800–1400 К.

Значну цікавість в цьому відношенні викликають метали та їх сплави. Суттєвою обставиною при цьому є і те, що для металевих термоелементів коефіцієнт потужності, який визначається добутком $\alpha^2\sigma$, може досягати більш високих значень ніж для напівпровідникових [81].

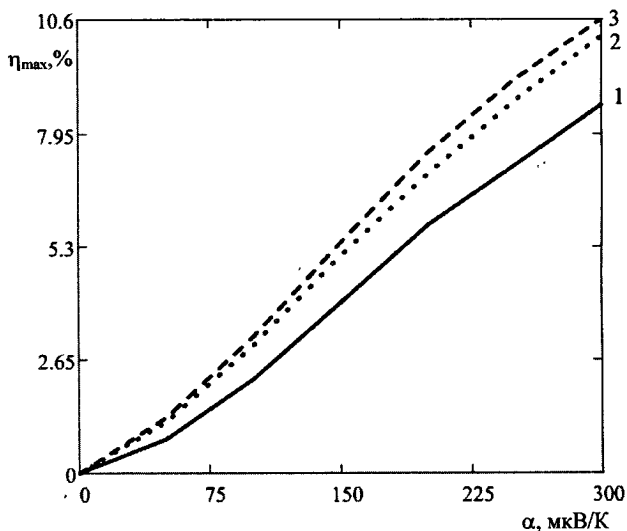


Рисунок 4.1 – Залежність к. к. д. металевих термоелементів від термо-е.р.с. пари при $T_{\text{хк}} = 300 \text{ К}$: 1 – $T_r = 1000 \text{ К}$; 2 – $T_r = 1500 \text{ К}$; 3 – $T_r = 2000 \text{ К}$

4.2 Дослідження впливу деформації волочінням на електрофізичні властивості тонких дротів із сплавів хромель і копель

4.2.1 Вплив деформації волочінням на інтегральну термо-е.р.с. сплавів хромель і копель.

Властивості традиційних термопарних сплавів хромель і копель досить повно вивчені в роботах [85, 90–94], тому в цій роботі досліджувався лише вплив холодної деформації на основні електрофізичні властивості цих сплавів.

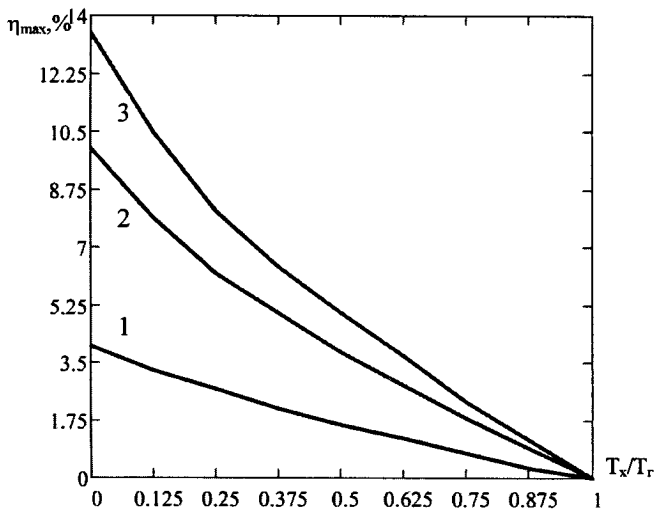


Рисунок 4.2 – Залежність к. к. д. металевого термоелемента від відношення температури холодного і гарячого спаїв для $\alpha_{парі} = 100, 200, 300$ мкВ/К відповідно

Для вивчення зміни інтегральної термо-е.р.с. тонких дротів в процесі волочіння ми використовували методику, яка описана в [91, 124]. Інтегральну термо-е.р.с. визначали градуванням термопар, які складались з дротів, отриманих нами в процесі волочіння, та платини. В якості електрода порівняння використовували платиновий електрод зразкової платиновородій-платинової термопари II розряду, за допомогою якої контролювалась температура дослідів. Вибраний електрод порівняння може бути прийнятий як нормальний платиновий електрод [87]. Гарячий спай зварювали на повітрі та в середовищі очищеного аргону. Електроди ізолювали алундовими трубками, які попередньо обпалювались при температурі 1200 К для видалення залишків органічних речовин. Градування проводилось у високотемпературній печі в вакуумі з залишковим тиском $2 \cdot 10^{-5}$ Па та в середовищі інертного газу (очищений аргон). Корпус високотемпературної печі виготовлений з бориду ніобію, нагрівник – вольфрам. Внутрішній діаметр печі – 4 мм, зовнішній – 15 мм, довжина – 200 мм. Для зменшення роз-

сіювання тепла піч захищена подвійним екраном з ніобію, виготовленим з листа товщиною 0,3 мм, торці екрана закривались кришками в яких зроблено отвори для виведення кінців термопар. Холодні спаї термостатувались при температурі 273 К.

Результати дослідження впливу режимів волочіння та термообробки на інтегральну термо-е.р.с. мікродротів зі сплавів хромель та копель показані на рис. 4.3, 4.4.

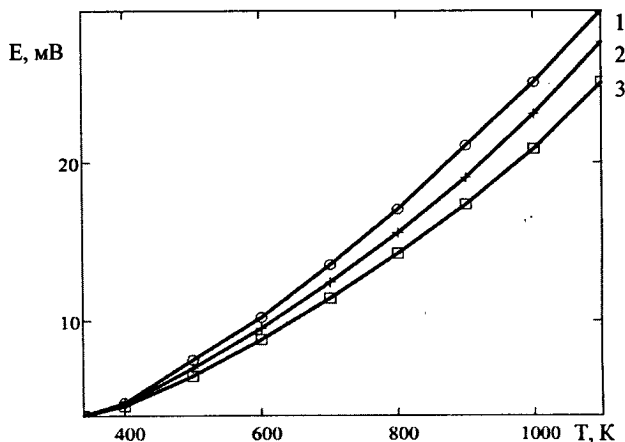


Рисунок 4.3 – Вплив холодної деформації волочінням на інтегральну термо-е.р.с. хромелю відносно платини: 1, 2, 3 – дроти діаметром відповідно 300, 180, 70 мкм

Контрольні вимірювання, проведені за допомогою зразкових засобів вимірювань Р-3003, ППО-1600, ТЛ-2, ТЛ-4, глибина занурення робочого кінця термопар 250 мм. Дані вимірювання повністю збігаються з нашими результатами.

Як видно з рисунків, термо-е.р.с. хромелю в процесі деформації знижується в середньому на 6 %. Підбором режимів термообробки вдається трохи компенсувати це зниження, але повністю уникнути його не вдається. Для копелю вплив деформації зворотний: в процесі волочіння термо-е.р.с. копелю зростає на 7–8 %. Це збігається з даними, наведеними в [91]. Таким чином термо-е.р.с. пари хромель–копель в процесі волочіння залишається практично постійною і не виходить за межі похибок термопари.

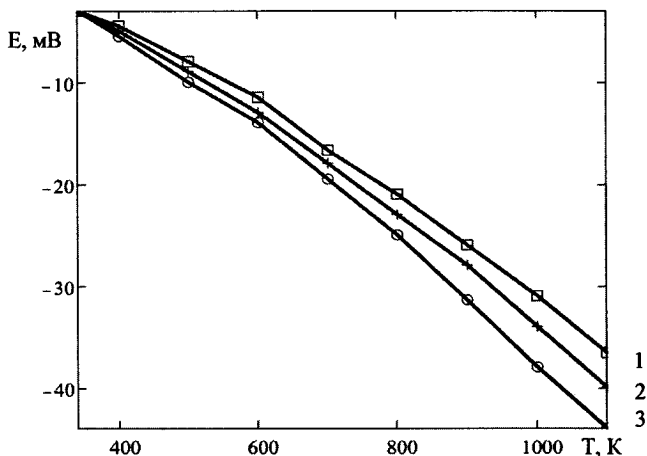


Рисунок 4.4 – Вплив холодної деформації волочінням на інтегральну термо-е.р.с. копелью відносно платини: 1, 2, 3 – дроти діаметром відповідно 300, 180, 70 мкм

4.2.2 Вплив деформації волочінням на питомий опір сплавів хромель і копель. Питомий опір вимірювали двозондовим методом, до зразка приварювали мідні струмопідводи. В двох точках до зразка приварювались термопари платинородій-платина II розряду, платинові вітки яких використовувались як зонди, а самі термопари – для контролю температури зразка. Різницю потенціалів на зондах знаходили компенсаційним методом, тому що при вимірюванні вольтметром спад напруги на самих зондах та в точках контакту їх із зразком – величини одного порядку з вимірюваною напругою. Для виключення впливу електричної асиметрії зондів та впливу ефекту Пельтьє вимірювання проводились при двох напрямках струму через зразок. Оскільки зразки готувались з дроту, то переріз зразка можна вважати постійним, а зонди приварювались на відстані 2–3 діаметрів зразка від струмових контактів, для усунення викривлення ліній струму та зменшення похибки вимірювань. Питомий опір розраховували за формулою

$$\rho = \frac{U \times S}{I \times l}, \quad (4.6)$$

де l – відстань між зразками; S – площа поперечного перерізу; I – струм через зразок; U – падіння напруги на зондах.

Результати дослідження впливу режимів волочіння на питомий опір мікродротів зі сплавів хромель та копель показані на рис. 4.5, 4.6.

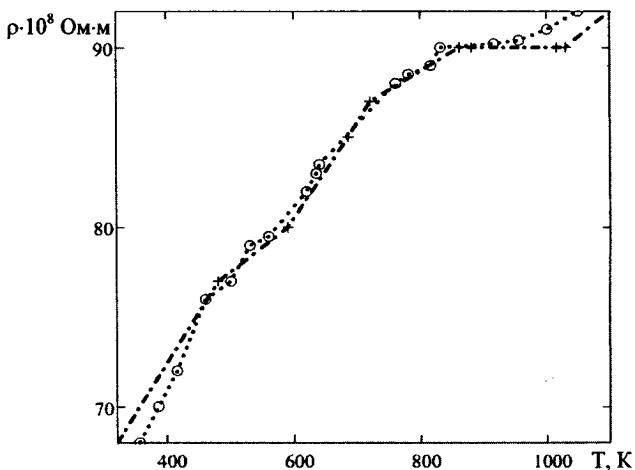


Рисунок 4.5 – Зміна питомого опору термопарного сплаву хромель в результаті волочіння від $d = 500$ мкм до $d = 100$ мкм:
+ – літературні дані [125]; O – результати експерименту

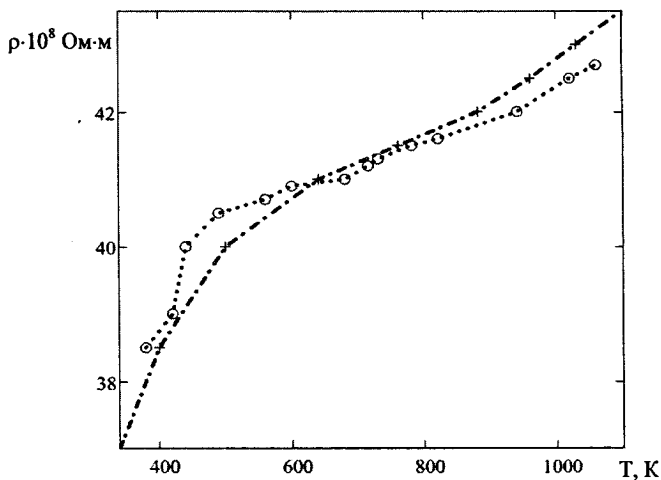


Рисунок 4.6 – Зміна питомого опору термопарного сплаву копель в результаті волочіння від $d = 500$ мкм до $d = 100$ мкм:
+ – літературні дані [125]; O – результати експерименту

Вплив пластичної деформації волочінням на питомий опір (і електропровідність) термопарних сплавів хромель, копель (досліджувались дроти діаметром 100 мкм, отримані волочінням із передільного дроту діаметром 500 мкм, виготовленого у ЦНДІ «Гипроцветметобработка» (м. Москва) незначний. Зміна питомого опору в процесі волочіння, за нашими даними, значно менша ніж зміна термо-е.р.с., як для хромелю так і для копелю. Цей висновок підтверджують також і літературні дані, наприклад [93, 99].

4.3 Аналіз даних сплавів нікель–молібден

Для використання в якості термопарного матеріалу металу (або сплаву) він повинен задовольняти певні вимоги, яких щонайменше шість: високе значення термо-е.р.с. (E), яка має протилежний знак по відношенню до другого компонента термопарного контуру і монотонно збільшується з підвищенням температури. Крім того, термоелемент повинен бути хімічно стабільним, недорогим, легко обробляється і виготовляється.

Проведений пошук металевих матеріалів з аномально високими термоелектричними властивостями та виконані попередні експериментальні дослідження концентраційної і температурної залежності диференційної термо-е.р.с. сплавів нікелю з молібденом показали, що сплави Ni + (9–17) ат % Мо при середніх та високих температурах мають позитивну термо-е.р.с., яка досягає значень +(20–40) мкВ/К. Ці сплави в парі з копелем (константаном) утворюють термоелектричну пару з сумарною термо-е.р.с. (100–115) мкВ/К в температурному інтервалі пари (800–1300) К.

Нікель належить до VIII групи Періодичної системи і є 3d- перехідним металом, що має гранецентровану кубічну гатку і температуру Кюрі $T_x = 631$ К. Чистий нікель – один з найбільш докладно вивчених металів. Зокрема, електрофізичні його властивості досліджували: термо-е.р.с. та електропровідність [82, 83, 95], теплопровідність [125], електронну структуру [82, 83, 96,]. Термо-е.р.с. нікелю виміряна з набагато більшою точністю, ніж термо-е.р.с. будь-якого іншого «магнітного» металу, і, згідно з даними [95, 99], різні експериментальні дані

добре збігаються. Величини термо-е.р.с. нікелю від'ємні для всіх значень температури і неперервно зменшуються при її підвищенні. Виняток становить лише температурна область трохи нижче T_x , в якій значення ростуть з ростом температури, а вище T_x термо-е.р.с. нікелю знову знижується. Легуючі елементи по різному впливають на термо-е.р.с. нікелю, підвищуючи чи знижуючи її (рис. 4.7). Стосовно задачі цієї роботи можна зробити висновок, що нікель може слугувати основою для створення двох і багатокomпонентних сплавів як для від'ємної, так і для додатної віток термопар, (чи не найпереконливіший доказ цього висновку – сплави хромель, копель, алюмель).

Молібден належить до VI групи Періодичної системи і є також 3d-перехідним металом, який має ОЦК-ґратку і відноситься до тугоплавких металів. Робіт, з дослідження електрофізичних властивостей молібдену значно менше [82, 106, 107], однак термоелектричні його властивості досліджені досить докладно і їх коротко можна охарактеризувати таким чином: починаючи з температури 90–100 К термо-е.р.с. молібдену позитивна і в чистому металі при температурах 900–1000 К спостерігається пологий максимум.

В порівнянні з такими високотемпературними термопарними металами як вольфрам, реній та тантал, молібден значно дешевший, хоча має нижчу ніж у вольфраму і танталу термо-е.р.с. і при високих температурах (2400 К) вступає в реакцію з азотом та киснем, утворюючи нітриди та окисли. Завдяки своїй дешевизні, в порівнянні з іншими термопарними тугоплавкими металами, молібден часто використовують як замітник вольфраму в практичній термометрії при $T > 1800$ К в парі з ренієм [96]. З термоелектричних властивостей сплавів нікелю з молібденом, є лише окремі роботи. Так в роботі [94] наведені дані про дослідження термо-е.р.с. подвійних твердих розчинів на основі нікелю, в тому числі і нікель–молібденових сплавів з вмістом молібдену до 5 %, та сплав з 9,9 і 13,4 % Мо, в [126] – термо-е.р.с. подвійних нікелевих сплавів при високих температурах (вміст Мо до 9,7 %), в [87] досліджувались термо-е.р.с. та електроопір сплаву Ni-Мо при температурах до 1500 К, в [97] – вплив циклічної зміни температури на термо-е.р.с. сплавів з вмістом молібдену 10 і 15 %. Теплопровідність дос-

ліджувалась в роботах [71, 72]. В [68, 71, 72], виходячи з модельних уявлень електронної структури чистих Ni і Mo та використовуючи емпіричні дані по електро- і теплопровідності чистих металів, зроблено спроби прогнозувати електро- і теплопровідність [71, 72] та термо-е.р.с. [68] сплавів системи нікель–молібден. Однак ефективність запропонованої методики дозволяє розглядати її лише як перше наближення в напівкількісному прогнозуванні. Таким чином, наявні експериментальні дані про електрофізичні властивості сплавів Ni-Mo вказують на те, що вони можуть викликати певний інтерес як металевий матеріал для ТЕГ. Однак для цього необхідно провести систематичне вивчення їх електрофізичних властивостей. Однак для практичної реалізації цієї можливості необхідно розв'язати низку задач, серед яких:

- відпрацювання технології одержання сплавів нікель–молібден заданого хімічного складу і однорідної структури;
- розробка технологічних прийомів одержання тонких термопарних дротів перерізом до 70 мкм з відповідною якістю поверхні;
- детальне вивчення електрофізичних і механічних властивостей дроту із сплавів нікель–молібден та впливу на них технології обробки.

Наявні в науковій літературі окремі роботи [68, 71, 87, 93, 94] з вивчення властивостей сплавів нікелю з молібденом не вирішують цієї проблеми.

4.4 Попередні дослідження технологічних та термоелектричних властивостей сплавів системи нікель–молібден

Як відомо [95] нікель і молібден утворюють бінарну систему з обмеженою розчинністю і при сплавленні цих двох d-перехідних металів утворюється низка інтерметалідів типу Ni_pMo_q : $NiMo(\delta)$, $Ni_3Mo(\gamma)$, $Ni_4Mo(\beta)$. В інтервалі температур 300–1350 К на діаграмі є кілька первинних і вторинних областей з обмеженою розчинністю (твердих розчинів), а також області евтектичних сплавів.

Подвійна діаграма стану системи нікель–молібден показана на рис. 4.7.

Велика різниця в температурах плавлення компонентів створює певні труднощі у виготовленні сплавів із заданим хімічним складом.

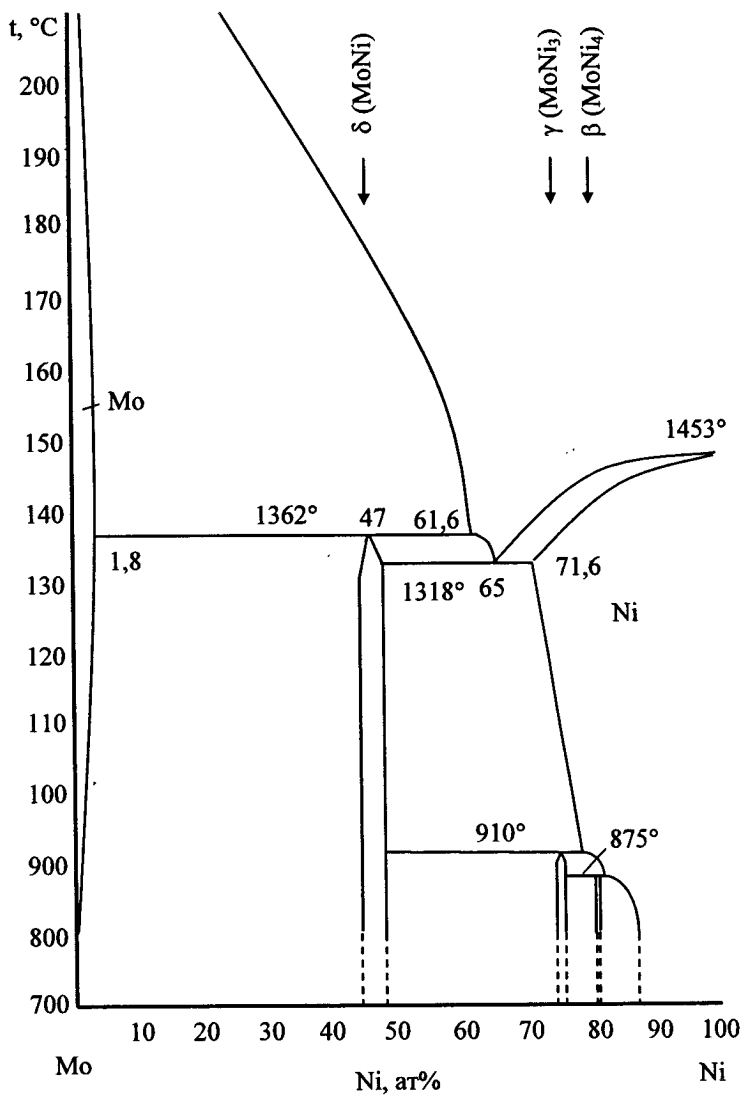


Рисунок 4.7 – Фазова діаграма стану системи нікель–молібден [117]

Розчинність Ni в Mo при перитектичній температурі складає 1,8 %. δ – фаза гомогенна в інтервалі 47 % Ni \pm 3 %. Ширина однофазної області γ – фази < 1 %. Фаза β має невеликий інтервал гомогенності 80,5–81,0 % Ni, в який не входить склад Ni₄Mo.

Вимоги технологічності у виплавленні та обробці сплаву, необхідність монотонності його основних електрофізичних характеристик: термо-е.р.с., електропровідності та теплопровідності, а також окремі вказівки [94, 97] на аномальний характер значень $\alpha(T)$ для сплавів Ni + 9–10 % Mo дають підстави для висновку про перспективність дослідження сплавів нікелю з вмістом молібдену до 20 %.

Зливки для зразків готувались у вакуумній електронно-променевої печі. Для забезпечення однорідності структури вихідних зливок та кращого перемішування компонентів використовувався багаторазовий переплав.

Шихта для плавки готувалась з матеріалів такої чистоти: Ni–99,98 %; Mo–99,95 %. З різних партій Ni та Mo було виготовлено кілька серій зразків з концентрацією Mo від 2,5 до 20 %, з кроком 0,5 %. Для зменшення кількості домішок, які могли б бути внесені в зливки внаслідок забруднення поверхні оксидами, карбідами тощо, поверхня вихідних матеріалів оброблялась розчином соляної кислоти з наступною промивкою дистильованою водою. Згідно з даними хімічного аналізу, кількість домішок у відливках не перевищувала 0,1 %.

Металографічний аналіз відливок виконувався за допомогою мікроскопа ВМТ-70. Для травлення шліфів хімічним методом використовувався травник такого складу:

Азотна кислота (HNO₃) – 5 мл.

Соляна кислота (HCl) – 5 мл.

Вода дистильована – 90 мл.

Сіль NaCl – 4 г.

Для гомогенізації структури зразки відпалювались у вакуумній печі при залишковому тискові $2 \cdot 10^{-4}$ Па. Час витримки – 12 годин, температура – 1200 К.

Мікроструктура зливок деяких сплавів системи нікель–молібден показана на рис. 3.9.

Дослідження абсолютної диференційної термо-е.р.с. проводилось стаціонарним зондовим методом [68, 71, 99] на масивних зразках і тонких дротах. Нагрів вели за допомогою двох печей виготовлених з бориду ніобію, нагрівник – вольфрам. Величина перепаду температур

$\Delta T = 10 \text{ K}$ підтримувалась сталою автоматичним регулятором напруги, що спрацьовував від контрольних термопар. Для живлення печей використовувались стабілізовані джерела живлення ЛІПС-68. Схема дослідної установки показана на рис. 4.8.

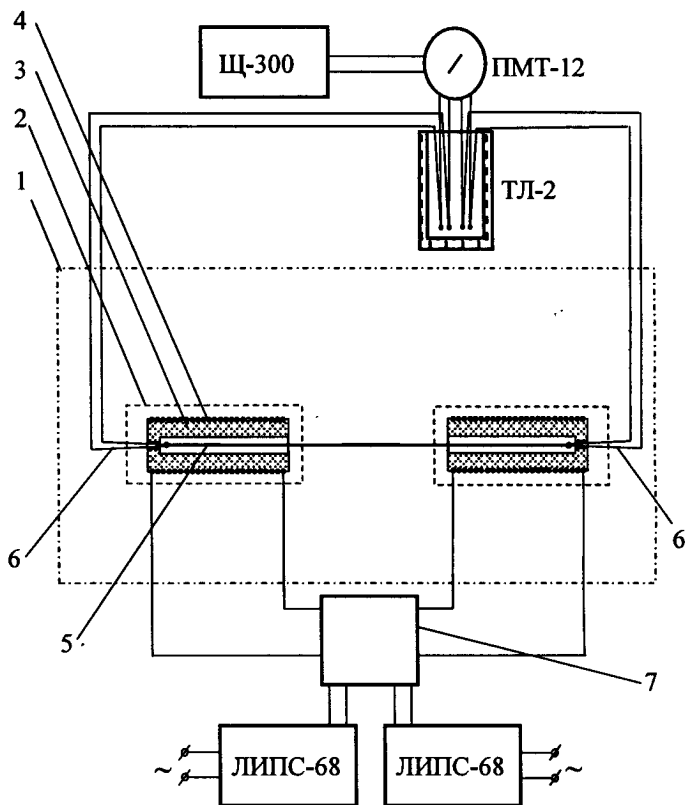


Рисунок 4.8 – Схема дослідної установки для вимірювання диференційної термо-е.р.с. тонких термопарних дротів:

- 1 – ковпак вакуумного поста; 2 – екран з ніобію; 3 – корпус печі;
- 4 – нагрівник; 5 – дослідний зразок; 6 – контрольні термопари типу ППР;
- 7 – автоматичний регулятор напруги

Для вирівнювання температурного поля і зменшення теплових втрат випромінюванням печі поміщені в подвійні екрани з листового ніобію. В якості контрольних термопар використовувались платино-родій-платинові термопари II розряду (ППР), платинові електроди

яких одночасно використовувались як електроди порівняння. Як комутатор термопар застосовувався перемикач ПМТ-12. В якості приладу для вимірювання термо-е.р.с. застосовувався цифровий вольтметр Щ300. Холодні спаї термопар ППР термостатувались в термостаті ТЛ-2, як термостатуюче середовище застосовувалось вакуумне масло ВМ-1, глибина занурення холодних спаїв – 0,2 м.

Досліди проводились при залишковому тиску $2 \cdot 10^{-5}$ Па. В якості базової установки для забезпечення потрібного вакууму використано модернізований вакуумний пост ВУП-4. Результати досліджень диференційної (питомої) термо-е.р.с. на масивних зразках показані на рис. 4.9.

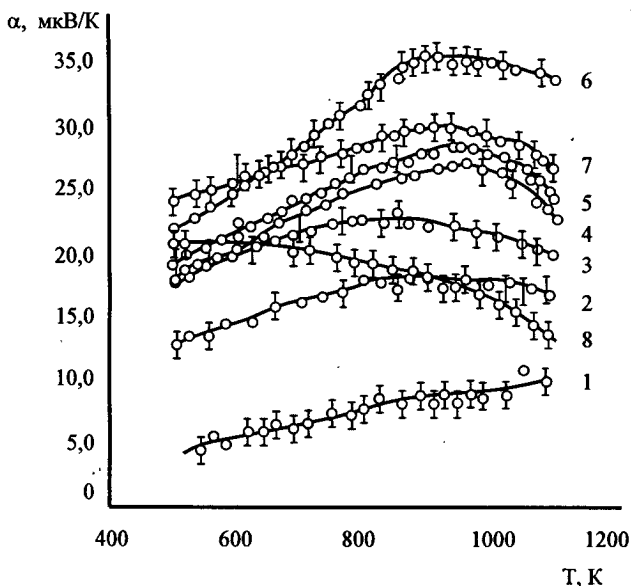


Рисунок 4.9 – Дослідження абсолютної диференційної термо-е.р.с. на масивних зразках (ізоконцентрати):

- 1– 97 %Ni+3 %Mo; 2– 94 %Ni+6 %Mo; 3– 92 %Ni+8 %Mo; 4– 90 %Ni+10 %Mo;
5– 88 %Ni+12 %Mo; 6– 84 %Ni+16 %Mo; 7– 80 %Ni+20 %Mo; 8– хромель

Як видно з рисунку, максимальне значення $\alpha(T)$ у сплавів Ni + 12,6 % Mo $\alpha(T) \approx 36-38$ мкВ/К в температурному інтервалі 900–1000 К.

Досліджувались також сплави нікель-молібден, леговані хромом і кремнієм, рис. 4.10. Результати досліджень показують, що мале (до 1 %) легування Ni-Mo сплавів цими елементами практично не впливає на термо-е.р.с. Ni-Mo сплавів.

Отже, попередні дослідження сплавів системи нікель-молібден показують, що за температур вище 700 К вони мають диференційну термо-е.р.с. вищу ніж в традиційного термопарного сплаву хромель, добре сплавляються, мають однорідні властивості і є доцільним подальше їх дослідження у вигляді тонких дротів з метою використання в якості позитивної вітки для ТЕГ на металевій основі.

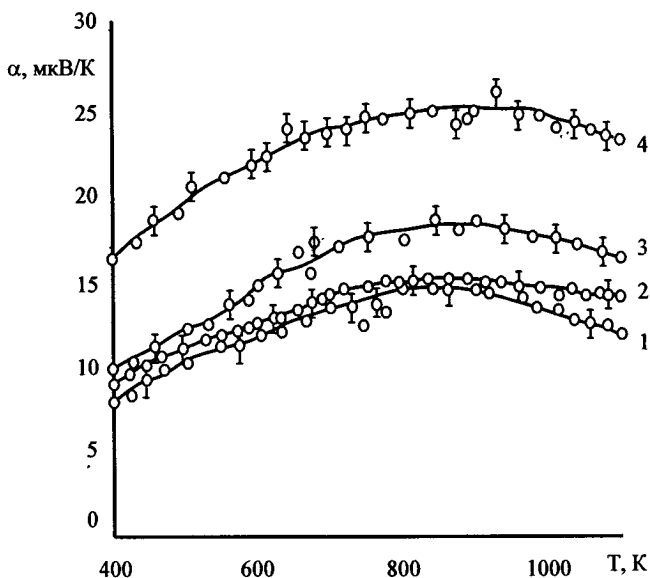


Рисунок 4.10 – Температурні залежності абсолютної диференційної термо-е.р.с. сплавів Ni-Mo, слабологованих хромом та кремнієм – на масивних зразках (ізоконцентрати):
 1 – Ni + 3,24%Mo + 0,76%Cr; 2 – Ni + 3,4%Mo + 0,6%Si;
 3 – Ni + 4%Mo; 4 – Ni + 9,7%Mo + 0,3%Si

Необхідно розробити технологічні режими одержання тонких (70...100 мкм) дротів, детально вивчити їх електрофізичні властивості, кінетику зміни поверхні в процесі волочіння і вплив холодної деформації волочінням на властивості цих дротів.

4.5 Дослідження температурних та концентраційних залежностей інтегральної термо-е.р.с.

4.5.1 Методика вимірювань. Інтегральна термо-е.р.с. визначалась градуванням термопар, складених з дротів сплавів системи нікель–молібден (позитивна вітка термопари) і платиновим електродом порівняння (від'ємна вітка) платинородій-платинової термопари (ППР) II розряду, яка водночас використовувалась для контролю температури досліду. Електроди ізолювались алундовими трубками, які попередньо обпалювались при температурі 1400 К для знищення можливих слідів органіки на них.

Для забезпечення рівномірного температурного поля гарячі спаї термопар вміщувались в монолітний блок з бориду ніобію, на якому зовні буда змонтована піч. Вимірювання проводились у вакуумі з залишковим тиском $5 \cdot 10^{-5}$ Па і на повітрі. В якості базових установок використовували вакуумні пости ВУП-4, ВУП-5 та ІМАШ-20-78. Піч для вимірювань у вакуумі виготовлена з бориду ніобію, нагрівник – вольфрам, для зменшення тепловіддачі піч зі зразками всередині була поміщена в подвійний екран з листового ніобію, товщиною 0,2 мм. Для вимірювань на повітрі в якості нагрівника використовувався ніхром. Живлення печей велось постійним струмом, за допомогою стабілізованих джерел струму ЛИПС-68. Пучки термопар зварювались на повітрі електродуговим способом і в середовищі інертного газу (аргон). Детально методика вимірювання інтегральної термо-е.р.с. описана в [108]. Отримані результати оброблялись за методикою, описаною в [106], з використанням ЕОМ. Похибка вимірювань та обчислень не перевищувала 4 %. Результати показані на рис. 4.11 та рис. 4.12.

4.5.2 Результати експериментів та їх обговорення. Як видно з наведених графіків, рис. 4.11 та рис. 4.12, інтегральні залежності $E(T)$ системи нікель–молібден близькі до лінійної, з невеликим перегином в інтервалі температур 700–900 К. Починаючи з концентрації молібдену 7,5–8 % інтегральна термо-е.р.с. перевищує термо-е.р.с. хромелю в інтервалі температур 650–1200 К. При температурі $T = 1100$ К значення $E(T)$ для сплавів Ni +16,6 % Мо сягають 35 мВ, (в хромелю 27 мВ). Дані, отримані нами добре співпадають з даними роботи [127] в області концентрацій молібдену до 10 %.

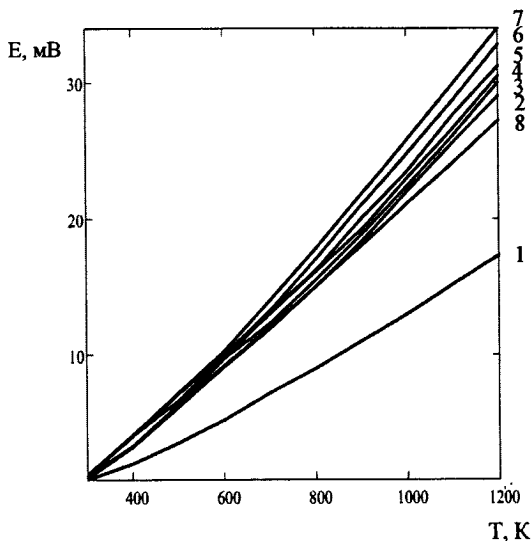


Рисунок 4.11 – Температурні залежності інтегральної термо-е.р.с. сплавів нікель-молибден відносно платини (ізоконцентрати)
 1 – 97,2 %Ni+2,8 %Mo; 2 – 94 %Ni+6 %Mo; 3 – 92 %Ni+8 %Mo;
 4 – 90,5 %Ni+9,5 %Mo; 5 – 89 %Ni+11 %Mo; 6 – 87,4 %Ni+12,6 %Mo;
 7 – 83,4 %Ni+16,6 %Mo; 8 – хромель

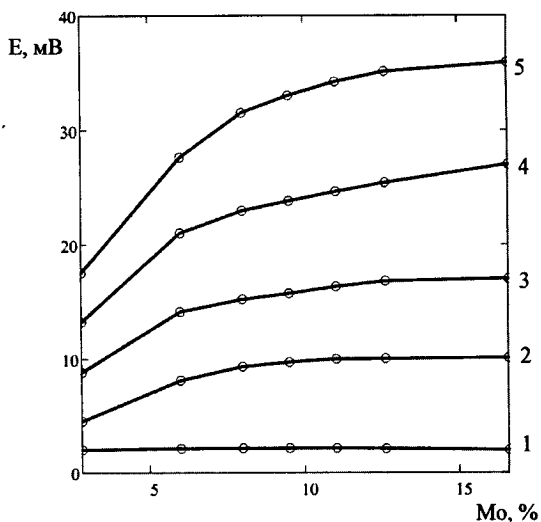


Рисунок 4.12 – Концентраційні залежності інтегральної термо-е.р.с. сплавів нікель-молибден відносно платини (ізотерми):
 1 – $T = 300$ K; 2 – $T = 500$ K; 3 – $T = 700$ K; 4 – $T = 900$ K; 5 – $T = 1100$ K

Термо-е.р.с. сплавів Ni-Mo в процесі деформації знижується в залежності від складу сплаву (рис. 4.13) від 1–1,5 % для сплаву Ni + 6 % Мо до 8–10 % для сплаву Ni + 16,6 % Мо. Підбором режимів волочіння і термообробок його можна трохи компенсувати, але повністю уникнути його не вдається. Для сплавів з вмістом молібдену менше 6 % вплив деформації знаходиться в межах похибки експериментів.

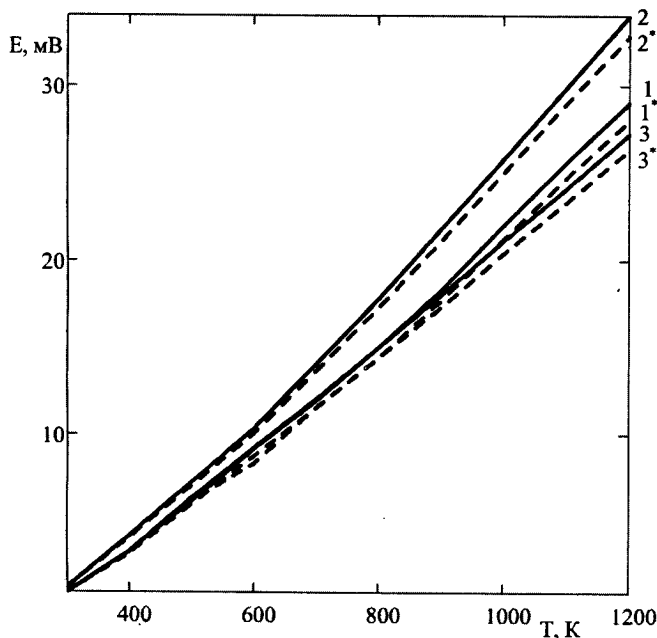


Рисунок 4.13 – Вплив деформації волочінням на інтегральну термо-е.р.с. сплавів нікель-молібден:

1 – 94 %Ni + 6 %Мо; 2 – 83,4 %Ni + 16,6 %Мо; 3 – хромель;
 1, 2, 3 – дроти діаметром 500 мкм; 1*, 2*, 3* – дроти діаметром 100 мкм

4.6 Дослідження температурних та концентраційних залежностей диференційної термо-е.р.с.

Диференційна термо-е.р.с. вимірювалась за допомогою стаціонарного зондового методу, схема дослідної установки представлена на рис. 4.8. Довжина зразків 500 мм, діаметр дротів 500, 250, 100 мкм. Результати показані на рис. 4.14, 4.15.

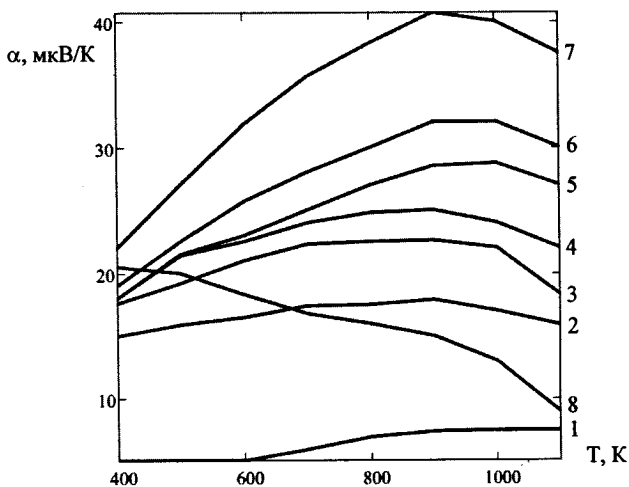


Рисунок 4.14 – Температурні залежності абсолютної диференційної термо-е.р.с. сплавів нікель-молібден (ізоконцентрації):
 1 – 97,2 %Ni + 2,8 %Mo; 2 – 94 %Ni + 6 %Mo; 3 – 92 %Ni + 8 %Mo;
 4 – 90,5 %Ni + 9,5 %Mo; 5 – 89 %Ni + 11 %Mo; 6 – 87,4 %Ni + 12,6 %Mo;
 7 – 83,4 %Ni + 16,6 %Mo; 8 – хромель

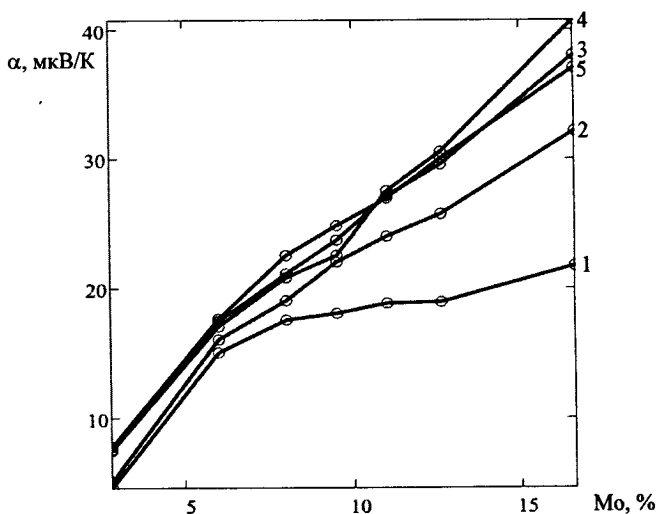


Рисунок 4.15 – Концентраційні залежності абсолютної диференційної термо-е.р.с. сплавів нікель-молібден (ізотермі):
 1 – $T = 300$ K; 2 – $T = 500$ K; 3 – $T = 700$ K; 4 – $T = 900$ K; 5 – $T = 1100$ K

4.7 Дослідження температурних та концентраційних залежностей питомого електроопору

4.7.1 Методика досліджень. Питомий електроопір вимірювали за допомогою зондового методу [71], порівнюючи падіння напруги на еталонному опорі та зразкові. Зонди приварювались до кінців тонкого дроту, який можна вважати зразком циліндричної форми. Для зменшення впливу електричної асиметрії зондів та перепаду температури внаслідок виділення тепла Джоуля на окремих частинах зразка (через можливість його анізотропії), вимірювання проводились для двох напрямків струму. Температура контролювалась двома платиновідплатиновими термопарами II розряду.

Питомий опір зразка розраховувався за формулою

$$\rho = \frac{U_e S}{U_x \ell}, \quad (4.7)$$

де U_e , U_x – падіння напруги на еталонному та вимірюваному зразках відповідно; S – площа поперечного перерізу зразка; ℓ – довжина зразка.

Вимірювання проводились в вакуумі з залишковим тиском $5 \cdot 10^{-5}$ Па. Піч виконана з пайрекссової трубки, нагрівник – вольфрам. Результати вимірювань та розрахунків показані на рис. 4.16, 4.17.

4.7.2 Результати експериментів та їх обговорення. Температурні залежності питомого опору (рис. 4.16) сплавів Ni-Mo близькі до лінійних. Залежності монотонні, питомий опір підвищується з вмістом Mo до 11–12 % Mo. Температурний коефіцієнт електроопору у сплавів 3–12 % Mo майже однаковий: $\sim 0,46$ Ом·м/К. З подальшим ростом концентрації молібдену коефіцієнт питомого опору дещо падає (в сплавах 12,5–16,6 % Mo $\sim 0,25$ Ом·м/К). На концентраційних залежностях (ізотерми) рис. 4.17 спостерігається чіткий максимум в інтервалі концентрацій 11–12 % Mo. Вплив нагартування волочінням незначний і відчутно проявляється лише на зразках з вмістом Mo більше 11 %. Цікаво, що опір нагартованих зразків дещо нижчий за опір відпалених, що можна пояснити розсіюванням електронів на міжзеренних межах.

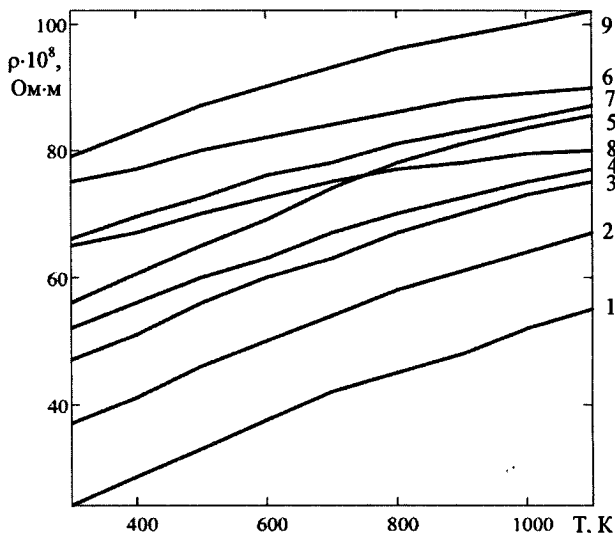


Рисунок 4.16 – Температурні залежності питомого електроопору сплавів нікель-молібден (ізоконцентрати):

- 1 – 97,2 %Ni + 2,8 %Mo; 2 – 94 %Ni + 6 %Mo; 3 – 92 %Ni + 8 %Mo;
 4 – 90,5 %Ni + 9,5 %Mo; 5 – 89 %Ni + 11 %Mo; 6 – 88,1 %Ni + 11,9 %Mo;
 7 – 87,4 % Ni + 12,6 %Mo; 8 – 83,4 %Ni + 16,6 %Mo; 9 – хромель

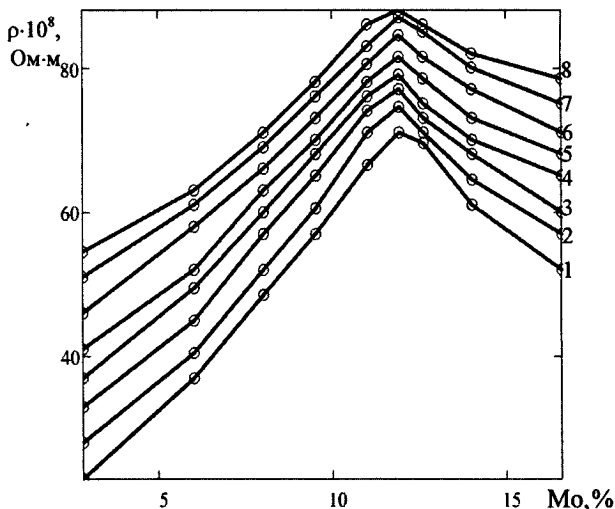


Рисунок 4.17 – Концентраційні залежності питомого електроопору сплавів нікель-молібден (ізотерми):

- 1 – T = 300 K; 2 – T = 400 K; 3 – T = 500 K; 4 – T = 600 K;
 5 – T = 700 K; 6 – T = 800 K; 7 – T = 900 K; 8 – T = 1000 K

ВИСНОВКИ

В монографії розглянуто розвиток процесів холодного волочіння тонких термопарних дротів. Робота спрямована на розв'язання важливої наукової задачі – підвищення якості виробництва за рахунок вдосконалення процесів і раціональної послідовності технологічних операцій на основі оцінки деформовності заготовок за умов пластичної деформації, близької до вичерпання ресурсу пластичності. Досліджувався вплив режимів волочіння на електрофізичні властивості та якість поверхні термопарних дротів за умов їх значного стоншення. За допомогою оптичного і фізичних методів досліджено властивості сплавів Ni-Mo в інтервалі концентрацій молібдену 2–20 %, розроблено технологію виготовлення дротів перерізом 70–100 мкм і досліджено вплив технології обробки тиском на електрофізичні властивості сплавів Ni-Mo та термопарних сплавів хромель і копель. В результаті проведених досліджень досягнута поставлена мета роботи – забезпечення якості тонких термопарних дротів, отриманих холодним волочінням, визначено якісний та кількісний вплив технологічних умов процесу волочіння на властивості готових виробів.

1. На основі аналізу технологій холодного пластичного деформування показана недостатність експериментальних даних про вплив об'ємної схеми напруженого стану на пластичність деформованих металів. Тому необхідне удосконалення методів досліджень і проектування технологічних процесів, для яких характерна однотипність схеми напруженого стану, а також обґрунтування вибору показників, що безпосередньо описують вплив історії деформування на пластичність при об'ємному напруженому стані.

2. Встановлено основні закономірності накопичення пошкоджень при холодній деформації волочінням.

3. Розроблено методикку оцінки використаного ресурсу пластичності при деформації циліндричних заготовок волочінням.

4. На підставі феноменологічної теорії деформовності розроблено технологічні маршрути волочіння для тонких (70–100 мкм) дротів з термопарних сплавів і отримано такі дроти. Ці маршрути волочіння

тонких термопарних дротів (70–100 мкм) забезпечують високу якість поверхні та однорідні електрофізичні властивості.

5. Вплив розробленої нами на підставі феноменологічної теорії деформовності технології волочіння тонких дротів на електрофізичні властивості термопарних сплавів незначний і складає 2–3 % для термоелектричної пари.

6. Зіставлення електрофізичних характеристик (абсолютної диференційної термо-е.р.с. і питомого електричного опору) для масивних зразків і тонких (70–100 мкм) дротів бінарної системи нікель-молібден показало, що ці характеристики для тонких дротів, виготовлених за запропонованою технологією, практично не змінюються, що дозволяє застосувати цю технологію для виробництва якісних дротів зі сплавів цієї системи.

7. Управляючи кількістю переходів волочіння і ступенем обтиснення в переході, інтегральну і диференційну термо-е.р.с. сплавів Ni+(9–17) % Mo можна змінювати в межах 10–12 %, при цьому вони мають температурну характеристику близьку до лінійної, величина її зростає з ростом концентрації молібдену і при температурах 1100–1200 К, для сплаву Ni + 17 % Mo, значення її сягають 40–42 мВ.

8. Сплави Ni + (9–17) % Mo можна рекомендувати для використання в термоелектричних генераторах струму на металевій основі в якості позитивної вітки термоелемента.

ЛИТЕРАТУРА

1. Надаи А. Пластичность и разрушение твёрдых тел / А. Надаи. – М. : Изд-во ИЛ, 1954. – Т.1. – 647 с.
2. Дель Г. Д. Технологическая механика / Г. Д. Дель. – М. : Машиностроение, 1978. – 174 с.
3. Качанов Л. М. Основы теории пластичности / Л. М. Качанов. – М. : Наука, 1969. – 420 с.
4. Малинин Н. М. Прикладная теория пластичности и ползучести / Н. М. Малинин. – М. : Машиностроение. – 1975. – 400 с.
5. Сен-Венан Б. Об установлении уравнений внутренних движений, возникающих в твердых пластических телах за пределами текучести / Б. Сен-Венан // Теория пластичности : сб.ст. – М. : Гос. изд-во иностранной литературы. – 1948. – С. 11–19.
6. Ильюшин А. А. Пластичность / А. А. Ильюшин. – М. : Изд-во АН СССР. – 1963. – 272с.
7. Седов Л. И. Механика сплошной среды / Л. И. Седов. – М. : Наука, – 1970. – Т. 1. – 256 с.
8. Циглер Г. Экспериментальные принципы термодинамики необратимых процессов и механики сплошной среды / Г. Циглер. – М. : Мир, 1966. – 135 с.
9. Смирнов-Аляев Г. А. Соппротивление металлов пластическому деформированию / Г. А. Смирнов-Аляев. – М. : Машиностроение, 1978. – 368 с.
10. Огородников В. А. Деформируемость и разрушение металлов при пластическом формоизменении / В. А. Огородников. – К. : УМК ВО, 1989. – 152 с.
11. Огородников В. А. Оценка деформируемости металлов при обработке давлением / В. А. Огородников. – К. : Вища школа, 1983. – 175 с.
12. Колмогоров В. Л. Напряжения, деформации, разрушение / В. Л. Колмогоров. – М. : Metallurgia, 1970. – 229 с.
13. Богатов А. А. Экспериментальная проверка условия разрушения металла при различных схемах нагружения / А. А. Богатов, В. Л. Колмогоров, А. А. Матвеев. // Изв. вузов. Чёрная металлургия. – 1970. – № 8. – С. 76–80.
14. Смирнов-Аляев Г. А. Механические основы пластической обработки металлов / Г. А. Смирнов-Аляев. – М. : Машиностроение, 1968. – 272 с.

15. Дель Г. Д. Критерий деформируемости металлов при обработке давлением / Г. Д. Дель, В. А. Огородников, В. Г. Нахайчук // Изв. вузов. Машиностроение. – 1975. – № 4. – С. 135–140.
16. Колмогоров В. Л. Механика обработки металлов давлением / В. Л. Колмогоров. – М. : Metallurgia, 1986. – 688 с.
17. Губкин С. И. Пластическая деформация металлов. Физико-механические основы пластической деформации / С. И. Губкин. – М. : Metallurgizdat, 1961. – 376 с.
18. Соколов Л. Д. Сопротивление металлов пластической деформации / Л. Д. Соколов. – М. : Metallurgizdat, 1963. – 278 с.
19. Смирнов-Аляев Г. А. Сопротивление металлов пластическому деформированию / Г. А. Смирнов-Аляев. – Л. : Машиностроение, 1978. – 368 с.
20. Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций и разрыва / П. Бриджмен. – М. : Изд-во иностр. лит., 1959. – 444 с.
21. Береснев Б. И. Пластичность и твердость твёрдых тел при высоких давлениях / Б. И. Береснев, Е. Д. Мартынов, К. П. Родионов. – М. : Наука, 1970. – 100 с.
22. Береснев Б. И. Некоторые вопросы больших пластических деформаций металлов при высоких давлениях / Б. И. Береснев, А. Ф. Верещагин. – М. : АН СССР, 1960. – 175 с.
23. Зайков М. А. Критерий пластичности при обработке давлением / М. А. Зайков, В. Н. Перетятыко // Изв. вузов, 1959. – № 8. – С. 75–86.
24. Михалевич В. М. Тензорні моделі накопичення пошкоджень / В. М. Михалевич. – Вінниця : УНІВЕРСУМ-Вінниця, 1998. – 195 с.
25. Красневский С. М. Разрушение металлов при пластическом деформировании / С. М. Красневский, Е. М. Макушок, В. Я. Шукин. – Минск: Наука и техника, 1983. – 175 с.
26. Колмогоров В. Л. Пластичность и разрушение / В. Л. Колмогоров, А. А. Богатов, Б. А. Мигачёв. – М. : Metallurgia, 1977. – 336 с.
27. Бабичков В. А. Об экспериментальных и теоретических основах механической теории прочности / В. А. Бабичков // Труды МИИТ. – М. : Трансжелдориздат, 1951. – 256 с.
28. Важенцев Ю. Г. Прочность и пластичность материалов под гидро-статическим давлением / Ю. Г. Важенцев. – Томск : ТПИ, 1978. – 87 с.
29. Лоде В. Влияние среднего главного напряжения на текучесть металлов / Лоде В. // Теория пластичности : сб. статей. – М. : Гос. изд-во ИЛ. – 1948. – С. 168–205.

30. Губкин С. И. Диаграмма схем механических состояний / С. И. Губкин // Изв. АН СССР, ОТН. – 1950. – № 8. – С. 1165–1182.
31. Скуднов В. Н. Предельные пластические деформации металлов / В. Н. Скуднов. – М. : Металлургия, 1989. – 176 с.
32. Теорияковки и штамповки / [Е. П. Унксов, У. Джонсон, В. Л. Колмогоров и др.]; под. ред. Унксова Е. П., Овчинникова А. Г. – М. : Машиностроение, 1992. – 720 с.
33. Колмогоров В. Л. Зависимость пластичности сталей от гидростатического давления / В. Л. Колмогоров, В. Ф. Шимшицев // Физика металлов и металловедение. – 1966. – Т.21. – № 6. – С. 910–912.
34. Лабутин А. А. Аппроксимация диаграмм пластичности / А. А. Лабутин // Изв. вузов. Машиностроение. – 1972. – № 3. – С. 135–140.
35. Соколов Л. Д. Сопrotивление металлов пластической деформации / Л. Д. Соколов. – М. : Металлургиздат, 1963. – 278 с.
36. Огородников В. А. Деформируемость металла при обработке давлением / В. А. Огородников // Изв. вузов. Чёрная металлургия. – 1976. – № 3. – С. 74–78.
37. Огородников В. А. Комплексное исследование механики формообразования крутоизогнутых отводов / В. А. Огородников, О. В. Нахайчук, О. В. Грушко // Проблемы трибологии. – 2000. – № 4. – С. 77–84.
38. Ильюшин А. А. Об одной теории длительной прочности / А. А. Ильюшин // Механика твёрдого тела. – 1967. – № 13. – С. 21–25.
39. Дель Г. Д. Пластичность деформированного металла / Г. Д. Дель // Физика и техника высоких давлений. – 1983. – № 11. – С. 28–32.
40. Калпин Ю. Г. Оценка деформационной способности металла в процессах объёмной штамповки / Ю. Г. Калпин, Ю. К. Филиппов, Н. Н. Беззубов // ВНИИ-ТЭМП. – 1988. – Серия 3, выпуск 10. – С. 1–7.
41. Кийко И. А. Теория разрушения в процессах пластического течения / И. А. Кийко // Обработка металлов давлением. – Свердловск : УПИ, 1982. – С. 27–40.
42. Мишулин А. А. Совершенствованиековки на основе описания деформационной анизотропии пластичности / А. А. Мишулин, В. М. Михалевич // Оптимизацияковки на автоматизированных ковочных комплексах. – М. : ЦНИИТМАШ. – 1982. – № 173. – С. 144–161.
43. Михалевич В. М. Модели накопления повреждений для тел с начальной и деформационной анизотропией / В. М. Михалевич // Изв. АН СССР. Металлы. – 1993. – № 5. – С. 144–151.

44. Гун Г. Я. Теоретические основы обработки металлов давлением / Г. Я. Гун. – М. : Metallurgy, 1980. – 456 с.
45. Огородников В. А. Деформируемость металла при ротационном обжатии / В. А. Огородников, Н. А. Шестаков // Изв. вузов. Машиностроение. – 1975. – № 9. – С. 147–152.
46. Штерн М. Б. К теории пластичности пористых тел и уплотняемых порошков / М. Б. Штерн // Реологические модели и процессы деформирования пористых порошковых и композиционных материалов. Сборник научных трудов. – К. : Наукова думка, 1985. – С. 12–23.
47. Надаи А. Пластичность и разрушение твёрдых тел / А. Надаи. – М. : Мир, 1969. – Т.2. – 863 с.
48. Robinson E. L. Effect of temperature variation on the long-time rupture of steels / E. L. Robinson // Trans. amer. mech. eng. – 1952. – V. 7. – P. 777.
49. Работнов Ю. Н. О разрушении твёрдых тел / Ю. Н. Работнов // Проблемы механики твердого деформированного тела. – Л. : Судостроение, 1970. – С. 75–79.
50. Смирнов-Аляев Г. А. Экспериментальные исследования в обработке металлов давлением / Г. А. Смирнов-Аляев, В. П. Чикидовский. – Л. : Машиностроение, 1972. – 360 с.
51. Shield R. T. On the plastic flow of metals under condition of axial symmetry / R. T. Shield // Proc. roy. Soc., A. – 1955. – V. 23. – P. 1193.
52. Бунатян Г. В. Холодное выдавливание деталей формующей технологической оснасткой / Г. В. Бунатян, В. А. Скуднов, А. И. Хыбемяги. – М. : Машиностроение, 1998. – 182 с.
53. Лясников А. В. Соппротивление материалов пластическому деформированию в приложениях к процессам обработки металлов давлением / А. В. Лясников. – СПб. : Внешторгиздат, 1995. – 527 с.
54. Сівак Р. І. Удосконалення процесів холодного комбінованого видавлювання на основі теорії деформовності: автореф. дис...канд. техн. наук : 05.03.05 – Процеси та машини обробки тиском / Сівак Роман Іванович. – Вінниця, 2000. – 20 с.
55. Новожилов В. В. Микронапряжения в конструкционных материалах / В. В. Новожилов, Ю. И. Кадашевич. – Л. : Машиностроение, 1978. – 368 с.
56. Арутюнян Р. А. О многократном нагружении пластической среды / Р. А. Арутюнян, А. А. Вакуленко // Известия АН СССР. Механика. – 1965. – № 4. – С. 53–61.

57. Backhaus G. Zur analytischen Darstellung des Materialverhaltens im plastischen Bereich / G. Backhaus // ZAMM. – 1971. – № 51. – P. 471–477.
58. Данилов В. Л. К формулировке закона деформационного упрочнения / В. Л. Данилов // Известия АН СССР. Механика твердого тела. – 1971. – № 6. – С. 146–150.
59. Baltov A. A rule of anisotropic hardening / A. Baltov, A. Savezuk // Acta Mech. – 1965. – V.1, № 2. P. 56.
60. Ленский В. С. Гипотеза локальной определенности в теории пластичности / В. С. Ленский // Изв. АН СССР. Механика и машиностроение. – 1962. – № 5. – С. 154–158.
61. Ленский В. С. Современные вопросы и задачи пластичности в теоретическом и прикладном аспектах / В. С. Ленский // Упругость и неупругость. – 1978. – Вып. 5. – С. 65–69.
62. Ленский В. С. Экспериментальная проверка основных постулатов общей теории упругопластических деформаций / В. С. Ленский // Вопросы теории пластичности. – М. : Изд-во АН СССР, 1961. – С. 58–82.
63. Лебедев А. А. Исследование скалярных и векторных свойств анизотропных материалов в условиях сложного напряженного состояния. Сообщ. 1. Об условии текучести анизотропных материалов / А. А. Лебедев, В. В. Косарчук, Б. И. Ковальчук // Проблемы прочности. – 1971. – № 3. – С. 51–56.
64. О предельном состоянии материала при изменяющихся во времени напряжениях / Н. С. Можаровский, Е. А. Антипов, Н. И. Бобырь, А. А. Заховайко // Вестник КПИ. Серия Машиностроение. – 1976. – Вып. 13. – С. 87–91.
65. Перлин И. Л. Теория волочения / И. Л. Перлин, Н. З. Ермонок. – М. : Металлургия, 1971. – 448 с.
66. Співак О. Ю. Метали і сплави як матеріали для термоелектричних генераторів / О. Ю. Співак, І. Г. Мельник. – Деп. в ДНТБ України 15.08.94. – № 1613. – Ук94. – 15 с.
67. Иоффе А. Ф. Полупроводниковые термоэлементы / А. Ф. Иоффе. – М., Л. : Изд-во АН СССР, 1960. – 188 с.
68. Анатычук Л. И. Термоэлементы и термоэлектрические устройства : Справочник / Л. И. Анатычук. – К. : Наукова думка, 1979. – 766 с.
69. Термоэлектрические генераторы / А. С. Охотин, А. А. Ефремов, В. С. Охотин, А. С. Пушкарский. – М. : Атомиздат, 1976. – 320 с.
70. Чанг Ш. Преобразование энергии / Ш. Чанг. – М. : Атомиздат, 1965. – 310 с.

73. Свойства элементов : справочник. / Под редакцией Самсонова Г. В., часть 1. – М. : Metallurgia, 1976. – 599 с.
74. Свойства элементов : справочник. / Под редакцией Самсонова Г. В., часть 2. – М. : Metallurgia, 1976. – 383 с.
75. Слитлз К. Дж. Металлы : справочник / К. Дж. Слитлз. – М. : Metallurgia, 1980. – 564 с.
76. Котырло Г. К. Применение металлических термоэлектрических материалов для создания термоэлектро-генераторов / Г. К. Котырло, В. Н. Козлюк, Ю. Н. Лобунец // Энергетика и электрификация : научно-производственный сборник. – 1973. – № 2. – С. 30–33.
77. Теплофизические свойства твердых веществ. / под редакцией Самсонова Г. В. – М. : Наука, 1973. – 208 с.
78. Теплофизические свойства твердых веществ. / под редакцией Самсонова Г. В. – М. : Наука, 1976. – 296 с.
79. Klemans P. G. Thermal conductivity of metals and alloys / P. G. Klemans, R. K. Williams // International Metals Reviews, 1986. – V.31, № 5. – P. 197–215.
80. Binkele L. Zur Frage der Hochtemperatur-Lorenzzahl bei Wolframeine Analyse neuer Meßwerte der thermischen und elektrischen Leitfähigkeit in Temperaturen-High Pressures / L. Binkele // Temperatures-High Pressures, 1983. – V.15. – P. 525–531.
81. Терехов Г. И. О некоторых особенностях металлических термоэлектрических материалов / Г. И. Терехов // Изв. АН СССР. Металлы, 1977. – № 5. – С. 200–204.
82. Landolt-Bornstein. Numerical data and Functional Relationships in Science and Technology. New Series. – Group III: Crystal and Solid State Physics. – V.15. – Metals : Electronic Transport Phenomena. – Subvol. b. – Berlin, Heidelberg, New-York, Tokio, Springer-Verlag. – 1985. – 209 p.
83. Landolt-Bornstein. Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology. New Series. – Group III: Crystal and Solid State Physics. V.15. – Metals : Electronic Transport Phenomena. Subvol. a. – Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York. – 1982. – 396 p.
84. Зиновьев В. Е. Кинетические свойства металлов при высоких температурах : справочник / В. Е. Зиновьев. – М. : Metallurgia, 1984. – 200 с.
85. Рогельберг И. Л. Сплавы для термпар : справочник / И. Л. Рогельберг, В. М. Бейлин. – М. : Metallurgia, 1983. – 360 с.

86. Шматко О. А. Структура и свойства металлов и сплавов. Справочник / О. А. Шматко, Ю. В. Усов. – К. : Наукова думка, 1987. – Т. 3 : Электрические и магнитные явления в металлах и сплавах. – 582 с.
87. Roberts R. B. Absolute Scale of thermoelectricity / R. B. Roberts // *Philos. Mag.*, 1977. – v.36. – P. 91–95.
88. Roberts R. B. Absolute Scale of thermoelectricity II / R. B. Roberts // *Philos. Mag.*, 1981. – V. 43. – P. 1123–1126.
89. Roberts R. B. Absolute Scale of thermoelectricity III // R. B. Roberts, F. Righini, R. S. Compton // *Philos. Mag.*, 1985. – V. 52. – P. 1147–1149.
90. Исследование сплавов для термопар : Труды ин-та «Гипроцветметобработка» / ред. И. Л. Рогельберг. – М. : Metallurgia, 1964. – Вып. XXII. – 192 с.
91. Исследование сплавов для термопар II : Труды ин-та «Гипроцветметобработка» / ред. И. Л. Рогельберг. – М. : Metallurgia, 1967. – Вып. XXV. – 208 с.
92. Исследование сплавов для термопар III : Труды ин-та «Гипроцветметобработка» / ред. И. Л. Рогельберг. – М. : Metallurgia, 1969. – Вып. XXIX. – 174 с.
93. Исследование сплавов для термопар IV : Труды ин-та «Гипроцветметобработка» / ред. И. Л. Рогельберг. – М. : Metallurgia, 1971. – Вып. XXXIII. – 181 с.
94. Исследование сплавов для термопар V : Труды ин-та «Гипроцветметобработка» / ред. И. Л. Рогельберг. – М. : Metallurgia, 1976. – Вып. 51. – 104 с.
95. Vedernikov M. V. The thermoelectric powers of transition metals and high temperatures / M. V. Vedernikov // *Advances in Physics*, 1969. – V. 18, № 74. – P. 337–370.
96. Блатт Ф. Дж. Термоэлектродвижущая сила металлов / [Ф. Дж. Блатт, П. А. Шредер, К. Л. Фойлз, Д. Грейг]. – М. : Metallurgia, 1980. – 248 с.
97. Aisaka T. The electronic Lorenz number in transition metals at high temperatures / T. Aisaka, M. Shimizu // *Phys. Soc. Japan*. – 1970. – V. 28. – 646 p.
98. Colquitt L. On the thermoelectricity of correlated electrons in the zero-temperature limit / L. Colquitt, Jr, H. R. Fankhauser, F. J. Blatt // *Phys. Rev.* – 1971. – V.5. – 124 p.
99. Бейлин В. М. Термоэлектродвижущая сила двойных никелевых сплавов при высоких температурах / В. М. Бейлин, Т. И. Зейналов, И. Л. Рогельберг // Исследование сплавов для термопар V : Труды ин-

- та «Гипроцветметобработка» / ред. И. Л. Рогельберг. – М. : Metallurgiya, 1976. – Вып. 51. – С. 16–34.
100. Стаднык Б. И. Термоэлектрические свойства тугоплавких металлов и сплавов / Б. И. Стаднык, И. П. Куритнык, П. Г. Столярчук // Теплофизические свойства твердых веществ : ред. Самсонов Г. В. – М. : Наука, 1976. – С. 89–92.
101. Tanji Y. Anomalous Concentration Dependence of Thermoelectric Power of Fe-Ni (b.c.c.) Alloys at High Temperatures / Y. Tanji, H. Moriva, Y. Nakagava // Journal of the Physicfl Society of Japan. – 1978. – V.45. – P. 1244–1248.
102. Терехов Г. И. Термоэлектрические свойства γ -твердых растворов U-Zn и U-Nb / Г. И. Терехов, С. И. Синякова, О. С. Иванов // Структура и свойства сплавов для атомной энергетики. – М. : Наука, 1973. – С. 118–125.
103. Терехов Г. И. Термоэлектрические свойства γ -твердых растворов U-Mo / Г. И. Терехов, С. И. Синякова, О. С. Иванов // Физико-химический анализ сплавов урана, тория и циркония. – М. : Наука, 1974. – С. 200–205.
104. Терехов Г. И. Термоэлектрические свойства γ -твердых растворов U-Cr / Г. И. Терехов, С. И. Синякова // Физико-химический анализ сплавов урана, тория и циркония. – М. : Наука, 1974. – С. 205–207.
105. Schroder K. Absolute Thermoelectric power of Cr-Mo alloys between 100 and 600 K / K. Schroder, H. Tomaschke // Phus Condens Materie. – 1968. – № 4. – P. 318–324.
106. Термоэлектрические свойства тугоплавких металлов / Дружинина И. П., Фрактовникова А. А., Владимирская Т. М., Гушин Г. И. // Сплавы редких металлов с особыми физическими свойствами. – М. : Наука, 1974. – С. 170–174.
107. Дружинина И. П. Термоэлектрические свойства некоторых тугоплавких металлов / И. П. Дружинина, Т. М. Владимирская, А. А. Фрактовникова // Измерительная техника, 1966. – № 4. – С. 48–50.
108. Співак О. Ю. Тонкі термопарні дроти із сплавів нікель-молібден як матеріали для термоелектричних генераторів / О. Ю. Співак, І. Г. Мельник, А. О. Жуков. – Деп. в ДНТБ України, 28.09.94. – № 1090-Ук94. – 17 с.
109. Сиверденко В. П. Основы теории и технологии волочения проволоки из титановых сплавов / В. П. Сиверденко, В. С. Жилкин. – Минск : Наука и техника, 1970. – 204 с.

110. Сегал В. М. Технологические задачи пластичности / В. М. Сегал. – Минск : Наука и техника, 1977. – 225 с.
111. Пат. 1533800 SU, МПК (1990) B21C 1/00 Способ многократного волочения стальной проволоки / А. П. Грудев, А. М. Должанский, В. С. Ковалев, Ю. Б. Сигалов, Ю. Г. Писарев, Я. И. Крайник, Л. С. Седельникова, Н. В. Пукас, И. Б. Буравлев ; заявитель и патентовладелец Днепропетровский металлургический институт. – № 3626898/22-02 ; заявл. 28.07.83 ; опубл. 07.01.90. – бюл. № 1.
112. Гриднев В. Н. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – К. : Наукова думка, 1974. – 231 с.
113. Луонг Р. Роль микротрещин при больших пластических деформациях / Луонг Р., Браун Р. // Труды американского общества инженеров-механиков. – М. : Мир, 1981. – Т. 103, №4. – С. 250–256.
114. Рыбалкин О. Г. Экспериментальное исследование закономерностей пластического разрыхления металлов / О. Г. Рыбалкин, Я. С. Сидорин // Механика твердого тела. – 1966. – Вып.1. – С. 120–124.
115. Рыбакова Л. М. Влияние знакопостоянного и знакопеременного деформирования на образования пор в меди при циклической термообработке / Л. М. Рыбакова, Р. Ф. Меринкова // Физика металлов и металловедение. – 1966. – Т. 21, № 6. – С. 915–919.
116. Богатов А. А. Развитие теории разрушения металла при обработке давлением и ее применение для интенсификации холодной прокатки и волочения // Автореф. дис. ... д. ф.-м. наук : 05.16.05. – Обработка металлов давлением / А. А. Богатов. – Свердловск, 1984. – 42 с.
117. Богатов А. А. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением / А. А. Богатов, О. М. Мижирицкий, С. В. Смирнов. – М. : Металлургия, 1984. – 144 с.
118. Богатов А. А. Методика расчета пластичности при производстве проволоки / А. А. Богатов, О. М. Мижирицкий, С. В. Смирнов // Обработка металлов давлением. – Свердловск, 1978. – С. 33–38.
119. Ивлев Д. Д. Теория упрочняющегося пластического тела / Д. Д. Ивлев, Г. И. Быковцев. – М. : Наука, 1971. – 232 с.
120. Співак О. Ю. Тонкі термодіагностичні дроти: розробка технологічних режимів волочіння та дослідження їх впливу на термоелектричні властивості сплавів хромель та копель / О. Ю. Співак, І. Г. Мельник, В. С. Гуменюк. – Деп. в ДНТБ України 17.10.94. – № 2036-Ук94. – 20 с.
121. Огородніков В. А. Технологія отримання тонких термодіагностичних дротів та оптичні дослідження їх поверхні / В. А. Огородніков,

О. Ю. Співак // Вісник Вінницького політехнічного інституту. – № 4. – 2004. – С. 89–92.

122. Пат. 26810 UA, МПК (2006) B21C 1/00 Спосіб виготовлення холоднотягнутого дроту / В. А. Огородніков, О. Ю. Співак ; заявник і патентовласник Вінницький національний технічний університет. – № u200704952 ; заявл. 03.05.2007 ; опубл. 10.10.2007. – Бюл. № 16.

123. Огородніков В. А. Вплив маршрутів волочіння термопарних дротів на їх електрофізичні властивості // В. А. Огородніков, О. Ю. Співак // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні : зб. наук. пр. – Краматорськ, 2007. – С. 14–18.

124. Методы измерения характеристик термоэлектрических материалов и преобразователей / [Охотин А. С., Пушкарский А. С., Боровикова Р. П., Симонов В. А.]. – М. : Наука, 1974. – 165 с.

125. Артишевская В. В. Расчет теплопроводности и удельного электро-сопротивления двойных сплавов с ограниченной растворимостью в твердой фазе / В. В. Артишевская, Ю. П. Заричняк // ТВТ, 1986. – Т. 24. – № 4. – С. 701–704.

126. Иорданишвили Е. К. Термоэлектрические источники питания / Е. К. Иорданишвили. – М. : Советское радио, 1968. – 183 с.

127. Термоэлектродвижущая сила двойных твёрдых растворов на основе никеля / А. К. Агафонов [и др.] // Исследование сплавов для термопар IV : сб. научн. тр. – М. : Металлургия, 1971. – Вып. XXXIII. – С. 39–61.

128. Пат. 455763 SU, МПК (1973) B21C 1/00 Способ изготовления холоднотянутой проволоки из титановых β -сплавов / В. А. Петров ; заявитель и патентовладелец В. А. Петров. – № 1928844/22-2 ; заявл. 30.05.73 ; опубл. 05.01.75. – бюл. № 1.

129. Патент № 57524. UA, МПК (2003) B21C1/00 Спосіб багаторазового волочіння сталевого дроту. / В. О. Зубанов, І. І. Іванцов ; заявник і патентовласник Відкрите акціонерне товариство «Сілур». – № 2003021202 ; заявл. 11.02.2003 ; опубл. 15.05.2003. – Бюл. № 6.

130. Голобурда Ю. В. Розвиток наукових основ розробки та впровадження раціональних режимів волочіння з мінімізацією зношування волок : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.03.05. – Процеси та машини обробки тиском / Юлія Володимирівна Голобурда. – Дніпропетровськ, 2004. – 22 с.

131. Кулік Т. О. Удосконалення технологій та обладнання з виробництва листового металопрокату та його штампування з використан-

ням процесів теплового деформування : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.03.05. – Процеси та машини обробки тиском / Тетяна Олександрівна Кулік. – Краматорськ, 2004. – 19 с.

132. Музичук В. І. Удосконалення технологічних процесів холодного формозмінення з однотипним механізмом деформації на основі теорії деформовності: автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.03.05. – Процеси та машини обробки тиском / Василь Іванович Музичук. – Вінниця, 2006. – 19 с.

133. Регель А. Р. О термоэлектрической энергетике / А. Р. Регель, Л. С. Стильбанс // ФТТ. – 1967. – Т. 1, вып. 11. – С. 1614–1619.

134. Блатт Ф. Физика электронной проводимости в твердых телах / Ф. Блатт. – М. : Мир, 1971. – 470 с.

135. Котырло Г. К. Расчет и конструирование термоэлектрических генераторов и тепловых насосов : справочник / Г. К. Котырло, Ю. Н. Лобунец. – К. : Наукова думка, 1980. – 325 с.

136. Potter H. H. Electrical resistance and thermoelectric power of the transition metals / H. H. Potter // Proc. Phys. Soc. – 1941. – V. 53. – P. 695–705.

137. Рудницкий А. А. Термоэлектрические свойства благородных металлов и их сплавов / А. А. Рудницкий. – М. : Изд-во АН СССР, 1956. – 148 с.

138. Співак О. Ю. Дослідження електрофізичних властивостей сплавів системи нікель-молібден / О. Ю. Співак // Вісник Вінницького політехнічного інституту, 2004. – № 6. – С. 94–97.

139. Співак О. Ю. Сплави перехідних металів як матеріал для термоелектричних генераторів / О. Ю. Співак, І. Г. Мельник // Вісник Вінницького політехнічного інституту. – 2002. – № 2. – С. 77–81.

140. Коломеец Н. В. Термоэлектрические свойства ферромагнитных металлов и их сплавов / Н. В. Коломеец, М. В. Ведерников // ФТТ. – 1961/ – Т. 3, № 9. – С. 2735–2745.

141. Співак О. Ю. Про можливість використання металевих сплавів як матеріалів для термоелектричних генераторів струму / О. Ю. Співак, І. Г. Мельник // Вісник Вінницького політехнічного інституту. – 1999. – № 5. – С. 133–117.

142. Співак О. Ю. Використання датчиків з тонких термопарних дротів для визначення теплових втрат в індивідуальних житлових будинках / О. Ю. Співак, І. Г. Мельник // Індивідуальний житловий будинок : матеріали республіканської науково-технічної конференції. – Вінниця, 1996. – С. 111.

Наукове видання

**Огородніков Віталій Антонович
Співак Олександр Юрійович
Грушко Олександр Володимирович**

**ДЕФОРМАЦІЯ ВОЛОЧІННЯМ
І ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ
ТОНКИХ ТЕРМОПАРНИХ ДРОТІВ**

Монографія

Редактор С. Малішевська

Оригінал-макет підготовлено О. Співаком

Підписано до друку 4.03.2014 р.
Формат 29,7×42¼. Папір офсетний.
Гарнітура Times New Roman.
Друк різнографічний. Ум. др. арк. 6,47
Наклад 300 (1-й запуск 1–75) прим. Зам № В2014-08

Вінницький національний технічний університет,
КІВЦ ВНТУ,
21021, м. Вінниця, Хмельницьке шосе, 95,
ВНТУ, ГНК, к. 114.
Тел. (0432) 59-85-32.

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
серія ДК № 3516 від 01.07.2009 р.

Віддруковано ФОП Барановська Т. П.
21021, м. Вінниця, вул. Порика, 7.
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
серія ДК № 4377 від 31.07.2012 р.