

УДК 620.179 (035)

ВПЛИВ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТЕМОЕЛЕКТРИЧНИХ МАТЕРІАЛІВ

© Віктор Прохоренко, С. Іван, Сергій Прохоренко, 1999

ДУ "Львівська політехніка",

Львівський державний університет ім. Ів. Франка

Проведені дослідження показали, що метрологічні характеристики хромелю, навіть локально деформованого на 90 %, неможливо відновити термічною обробкою. Термоелектричні характеристики менш деформованих ділянок можна задовільно стабілізувати термообробкою на повітрі при 800 °С.

Хромель - термоелектричний матеріал, широко вживаний у промисловості для вимірювання середніх температур (до 1100 °С - у парі з алюмелем та до 600 °С - у парі з копелем). Хромель - це сплав 90 ваг.% Ni з 10 ваг.% Cr [12]

На рис.1. показано діаграму стану системи Cr-Ni, побудовану за результатами диференціально-термічного, дилатометричного, рентгеноструктурного, металографічного та калориметричного аналізів [3]. Як видно з рис.1, система є евтектичною з широкими рядами твердих розчинів: на основі об'ємцентрованої ґратки хрому (ліворуч) та на основі граноцентрованої кубічної ґратки нікелю (праворуч). Щодо промислового використання цікавими є сплави, багаті нікелем. Зокрема, до цієї групи сплавів належать ніхромі та хромелі. У концентрації, властивій хромелю, область твердих розчинів неперервна аж до лінії солідус, вище 1400 °С, що уможливує використання хромелю для короткочасних вимірювань до температури 1350 °С. До вказаних температур хромель має дуже високу корозійну стійкість. На рис.1 додатково зображено криву концентраційної залежності втрати маси при 1000 °С за 20 год на повітрі [4], з якої видно, що, починаючи з концентрації хромелю і далі - в області ніхромів сплави характеризуються дуже високою жаростійкістю, а тому хромель-алюмелеві термопари використовують переважно без захисної арматури.

Експериментальними та теоретичними дослідженнями останніх років [5] у цілому підтверджено діаграму, показану на рис.1, і встановлено, що система Cr-Ni проявляє значні відхилення від регулярних твердих розчинів.

Завдяки високій пластичності хромелю термоелектроди стандартних діаметрів (3,2; 1,5; 1,2; 0,7; 0,5 мм) виготовляють методом волочіння з високим ступенем деформації (≥80 %) гарячокатаної заготовки. Треба відмітити, що за потребою термоелектроди стандартних діаметрів багатократно повторно протягуються з метою одержання мікротермопар. Вважається, що ефект нагартовування, котрий може дестабілізувати термоелектричні характеристики електродів, повністю знімається термообробкою. Такий висновок видається нам дискусійним у разі високого ступеня деформації.

Пластична деформація термоелектродів (як технологічного походження, так і експлуатаційного) може виступити серйозним джерелом похибок вимірювання, особливо враховуючи тривалий, понад 10'000 год, ресурс використання термопар. З огляду на випадковий характер місця локалізації та ступеня пошкоджень, а також випадковий розподіл температур за довжиною термопари в різних варіантах вимірювання, доцільно вивчити вплив пластичної деформації на абсолютну термо-

ЕРС (α) хромелю. Дослідження коефіцієнта Зеебека, а не інтегральної термо-ЕРС має ту перевагу, що дає змогу фізичної інтерпретації результатів вимірювання. З іншого боку, знаючи залежність абсолютної термо-ЕРС від ступеня пластичної деформації, можна обчислити вплив локального перенагрівання в околі деформованої ділянки на інтегральну термо-ЕРС, тобто оцінити зростання похибки вимірювання.

У даній роботі вивчається абсолютна термо-ЕРС $\alpha^{\text{абс.}}$ хромелевих термоелектродів холодним прокатуванням, підданих різним ступеням деформації: $\varepsilon=0, 20, 41, 51, 60, 80$ та 90% .

Відомо, що інтенсивне зростання густини дислокацій під час пластичної деформації відбувається лише спочатку (до $20\dots 30\%$), а далі - уповільнюється. Цей експериментальний факт можна пояснити у той спосіб, що при невисоких ступенях деформації процес зміни форми відбувається

внаслідок поступального зміщення одних ділянок матриці щодо інших по площинах ковзання (тобто пояснити у наближенні елементарних дислокацій [7] Очевидно, цей процес буде інтенсифікуватись з температурою, але лише до температури відпуску, або рекристалізації. Саме такою моделлю можна пояснити одержані нами експериментально температурні залежності абсолютної термо-ЕРС (рис.2) недеформованого зразка ($\alpha^0_{\text{абс.}}$) та деформованого до 20% ($\alpha^{20}_{\text{абс.}}$): різниця цих величин наростає до $\approx 600^\circ\text{C}$ і спадає майже до 0 у околі 800°C (рис.3). При температурі 800°C очікується рекристалізація та завершення процесів зняття внутрішніх напружень.

Подальше зростання деформацій ($>30\%$) ускладнює процеси трансформації структури. У цьому інтервалі зростання густини дисло-

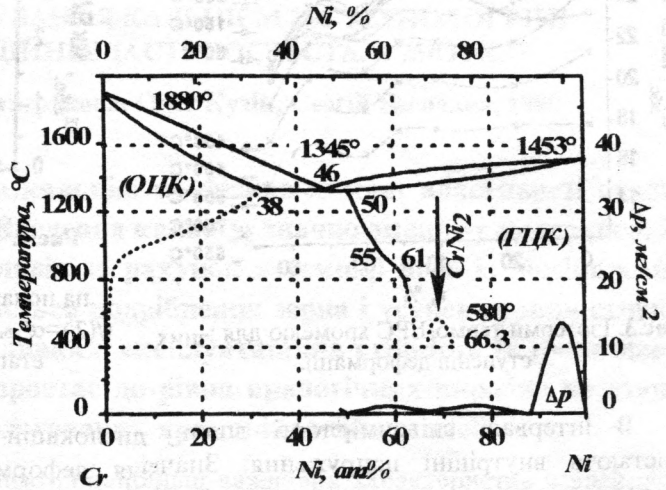


Рис.1. Діаграма стану системи Cr-Ni (Δρ накладена крива концентраційної залежності втрати маси).

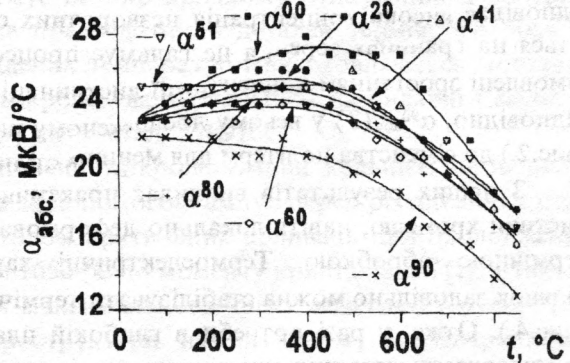


Рис.2. Температурна залежність абсолютної термо-ЕРС, $\alpha^{\text{абс.}}$ хромелю, при різних ступенях деформації ε :

- 0% - $\alpha^0_{\text{абс.}}$;
- 20% - $\alpha^{20}_{\text{абс.}}$;
- 41% - $\alpha^{41}_{\text{абс.}}$;
- 51% - $\alpha^{51}_{\text{абс.}}$;
- 60% - $\alpha^{60}_{\text{абс.}}$;
- 80% - $\alpha^{80}_{\text{абс.}}$;
- 90% - $\alpha^{90}_{\text{абс.}}$.

кацій різко загальмується. Натомість інтенсифікується їх взаємодія, яка утруднює деформаційні процеси. Структура інтенсивно диспергується; утворювані фрагменти і блоки розорієнтовуються на великі кути. Дисклинації зумовлюють турбулентний характер текучості матеріалу.

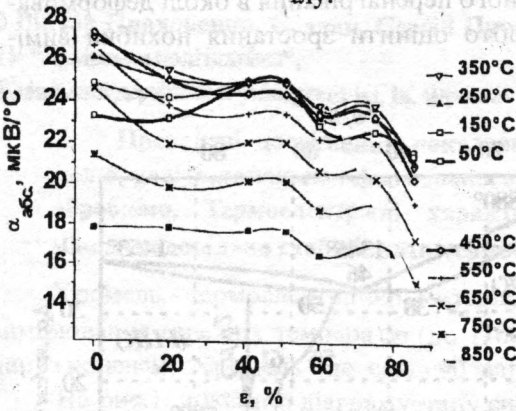


Рис.3. Ізотерми термо-ЕРС хромелю для різних ступенів деформації.

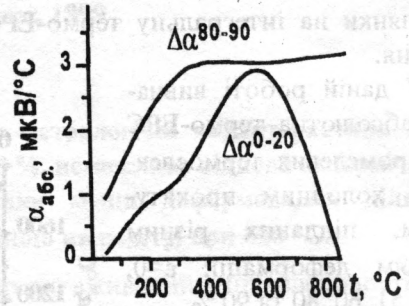


Рис.4. Температурні залежності зміни термо-ЕРС: на початкових етапах деформації ($f(T) = \alpha^0_{абс.} - \alpha^{20}_{абс.}$), та на завершальних етапах ($f(T) = \alpha^{80}_{абс.} - \alpha^{90}_{абс.}$).

В інтервалі співвимірності вплив дислокацій та дисклинацій стрімко зростають внутрішні напруження. Значення деформуючого напруження стає пропорційним до квадрата ступеня деформації [Ошибка! Закладка не определена.]. При цьому енергія деформації акумулюється в дефектах, матеріал гранично зміцнюється і поступово втрачає пластичність. У нашому випадку це має місце між 20 та 80 % деформації: між відповідними політермами впродовж усього дослідженого інтервалу температур різниця термо-ЕРС майже не виходить за межі похибки (рис.2).

Черговий раз ситуація змінюється для $\epsilon \geq 90\%$. Такому ступеню деформації відповідає висока концентрація незворотних ефектів, які переважно нагромаджуються на границях зерен, а це гальмує процеси збірної рекристалізації. Дефекти, зумовлені зростанням концентрації дисклинацій, не релаксують навіть вище 800°C. Відповідно, $\alpha^{90}_{абс.}(T)$ у всьому дослідженому інтервалі температур не наближається (рис.2.) до сімейства політерм для менших ступенів деформації.

З наших результатів випливає практичний висновок: метрологічні характеристики хромелю, навіть локально деформованого на 90 %, неможливо відновити термічною обробкою. Термоелектричні характеристики менш деформованих ділянок задовільно можна стабілізувати термічною обробкою на повітрі при 800 °C (рис.4.). Отже, у разі потреби в глибокій пластичній обробці хромелю потрібно застосовувати методику проміжних термічних обробок.

1. Przybyłowicz K. Metaloznawstwo. Warszawa, 1996 2. Dobrzacski L.A. Metaloznawstwo i obróbka cieplna stopów metali. Gliwice, 1995. 3. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М., 1983. 4. Шанк Ф. Структуры двойных сплавов. М., 1973. 5. Лейкин А.Е. Материаловедение. М., 1971. 6. Kosugl M.

Sanchez J.V. *Structural energies and phase stability in NiCr alloys // Bull. Alloy Phase Diagr.* 1989. 10. N 4. P.319-329. 7. W.Prokhorenko, N.Turczenco, E.Pleszakow, A.Bylica, S.Prokhorenko, W.Czajka *Interior pressure and repeated shaping of a structure after laser melting away // Journal Solidification of Metals and Alloys.* 1998. N 36. P.175-181.

УДК 620.186:621.785.539

ВПЛИВ МІКРОЛЕГУВАННЯ КАЛЬЦІЄМ НА ТЕХНОЛОГІЧНІ І ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ 25Ю10С

© Ростислав Яцюк, Тетяна Мещеракова, Олег Кузін, Сергій Беспалов, 1999
ДУ "Львівська політехніка"

Досліджено вплив кальцію на фізико-хімічні властивості сталі, легованої алюмінієм. Введення кальцію значно зменшує поверхневий натяг і в'язкість розплавів за рахунок взаємодії його із домішками. При цьому спостерігається подрібнення зерна і усунення зони стовпчастих кристалів у виливках, експлуатаційна стійкість їх при підвищених температурах зростає до рівня аналогічних виробів из стандартних марок високолегованих хромонікелевих сталей.

Окалиноутворення є однією із найбільш важливих характеристик сталей, які експлуатуються і піддаються технологічним обробкам при високих температурах. Зростання жаростійкості відбувається при легуванні сталей елементами, які мають високу спорідненість до кисню і формують на поверхні металу стійкі оксидні плівки, що захищають метал від окислення. До таких елементів належать хром і нікель, які роблять сталь дорожчою і в той же час не забезпечують достатньої жаростійкості при температурах 800...1100 °С. Легування алюмінієм підвищує жаростійкість сталей, але значно знижує їх опір крихкому руйнуванню і ливарні властивості. Це негативно впливає на працездатність деталей термічного обладнання, які працюють в умовах підвищених температур і виготовляються методом литва. Тому в роботі вивчали вплив мікролегування кальцієм на ливарні і експлуатаційні властивості, а також структуру литої сталі 25Ю10С.

Сталь виплавляли в індукційній печі. Мікролегування кальцієм проводили шляхом введення сілікокальцію СК-30 за допомогою ампул перед розливанням сталі. Вивчали кінематичну в'язкість методом крутильних коливань при охолодженні металічного розплаву від температури 1650 °С до моменту кристалізації [1], а також густину і поверхневий натяг методом максимального тиску в газовому пухирі [2]. Проводили також дослідження мікроструктури на оптичному і електронному мікроскопах. Визначали ударну в'язкість, аналізували механізм руйнування сталі.

Дослідження поверхневого натягу показали, що мікролегування кальцієм змінює стан атомів на поверхні рідини і покращує здатність розплаву заповнювати форму. Мінімальне значення поверхневого натягу спостерігається при введенні кальцію в кількості 0,3 % від маси шихти (рис.1). значення поверхневого натягу при цьому знижується на 30 % (рис.2). Кінематична в'язкість сталі при введенні кальцію