

УДК 621.039:669.018.2

## РОЗРОБКА СПЛАВУ ДЛЯ ПАЛИВНОГО КОНТУРУ РІДИННО-СОЛЬОВИХ РЕАКТОРІВ

**В.М. Ажажа, Ю.П. Бобров, О.Ф. Ванжа, П.М. В'югов,**

**Т.Г. Ємлянінова, К.В. Ковтун, С.Д. Лавриненко,**

**М.М. Пилипенко, В.І. Савченко, А.Д. Солопіхін, С.П. Стеценко**

*Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут»,*

*61108, вул. Академічна 1, м. Харків, Україна, E-mail: azhazha@kipt.kharkov.ua*

Надійшла до редакції 24 березня 2004 г.

Приведено результати вибору, розробки та виготовлення сплавів для контуру циркуляції паливної суміші рідинно-сольових реакторів, а також дослідження структури, хімічного складу та деяких властивостей отриманих сплавів. Аналіз основних фізичних властивостей конструкційних матеріалів дав змогу надати перевагу сплавам на основі нікелю. Підібрано оптимальний набір легуючих елементів. Застосовуючи фізичні методи рафінування (електронно-променева плавка, дистиляція, високовакуумний відпал та ін.) отримано високо чисті вихідні компоненти сплаву. Методом індукційної плавки та ліття в інертному середовищі виплавлено зливки сплавів двох складів. Методом прокатки при високих температурах з цих сплавів виготовлено пластини та зразки для досліджень. Досліджено властивості отриманих сплавів. Вивчено вплив деформації та термообробки на механічні властивості та структуру сплавів. За результатами випробувань виготовлені сплави рекомендовано у якості матеріалу паливного контуру рідинно-сольових реакторів.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** сплав, нікель, молібден, хром, рідинно-сольовий реактор, структура, термообробка, механічні властивості.

Для України атомна енергетика є стратегічно важливою складовою енергозабезпечення: сьогоднішній і прогнозований її внесок складає близько 50 відсотків від загального обсягу виробництва електроенергії. Концепція розвитку атомної енергетики, на ряду з рішенням проблем продовження терміну експлуатації діючих реакторів, передбачає проведення досліджень по перспективним ядерним технологіям та створенням нових типів реакторів. Найбільш перспективним та безпечним видом атомних реакторів є високотемпературний рідинно-сольовий реактор (PCP) [1]. Такий тип реактора, окрім виробництва електроенергії, спроможний здійснювати допалювання відпрацьованого ядерного палива. PCP можуть працювати при температурах до 1000°C при тиску у контурі циркуляції пального в декілька атмосфер. Теплоносієм у PCP є розплав фторидних солей літію, натрію, цирконію з додатками фториду урану чи плутонію.

Розвиток PCP суттєво залежить від того наскільки успішно може бути вирішена проблема конструкційних матеріалів, які повинні задовільнити ряду спеціальних вимог, а саме:

- мати високу корозійну стійкість у розплавах фторидних солей;
- бути достатньо радіаційно стійкими;
- мати достатню жароміцність;
- бути технологічними (деформуватися, оброблюватися, зварюватися тощо).

Мета цієї статті – викладення результатів вибору, розробки та виготовлення конструкційних матеріалів для контуру циркуляції паливної солі рідинно-сольових реакторів і дослідження властивостей, отриманого матеріалу.

### ВИБІР КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ РІДИННО-СОЛЬОВИХ РЕАКТОРІВ

У якості основних матеріалів-кандидатів для конструкційних матеріалів контуру циркуляції було розглянуто нікель, молібден, хром, залізо та сплави на їх основі. Розгляд та аналіз основних фізико-хімічних властивостей наведених матеріалів дав змогу надати перевагу сплавам на основі нікелю [1-4].

Ми розглянули основні фізико-хімічні властивості основних матеріалів для приготування сплавів: нікелю, молібдену, хрому та інших складових перспективних сплавів.

**Нікель** використовується в багатьох важливих в технічному відношенні сплавах. На основі нікелю при значному його вмісті в якості легуючого елемента або металу основи виготовляються різноманітні по властивостям сплави: конструкційні, жароміцні, корозійностійкі та інші види сплавів. Широкому і різноманітному застосуванню нікелевих сплавів сприяють хороші технологічні, корозійностійкі та радіаційностійкі властивості. Для нікелю є характерним поєднання високої корозійної стійкості в багатьох агресивних середовищах з високими механічними властивостями, а також хороша оброблюваність у гарячому і холодному середовищах. Завдяки цьому він є основою корозійностійких і жароміцніх сплавів. У ньому можуть розчинятися у великій кількості такі елементи, як молібден і хром. Нікель існує в двох модифікаціях -  $\beta$ -Ni із ГЦК граткою і  $\alpha$ -Ni із ГПУ граткою, - які вдається отримати тільки шляхом електролізу (при вакуумній

дистиляції). Його властивості істотно залежать від вмісту домішок: сірки, вуглецю, фосфору, кисню та інших. Основні фізичні та механічні властивості нікелю приведені у табл. 1.

Таблиця 1. Основні фізичні і механічні властивості нікелю, хрому, молібдену і заліза [2]

Метал	Температура плавлення, °C	Коефіцієнт лінійного розширення $\alpha \cdot 10^6$ , K <sup>-1</sup> (0...100°C)	Коефіцієнт тепlopровідності $\lambda$ , Вт/(м·K)	Питомий опір $\rho \cdot 10^6$ , Ом·см	Густина d, г/см <sup>3</sup>	Твердість H <sub>B</sub> , МПа	Межа міцності $\sigma_b$ , МПа
Нікель	1453	13,5	0,61	7,2	8,9	730	450 <sup>*1</sup>
Хром	1878	6,2	0,66	12,9	7,2	1000	281 <sup>*2</sup>
Молібден	2625	5,0	1,42	5,7	10	2200	370 <sup>*3</sup>
Залізо	1539	11,7	0,71	10,0	7,86	700	200

<sup>\*1</sup> – відпалений нікель марки НП4, <sup>\*2</sup> – рекристалізований йодидний хром, <sup>\*3</sup> – молібден литий вакуумно-дугового переплаву.

**Молібден.** Для нього характерні високі значення температури плавлення, міцності при високих температурах і корозійній стійкості. Тому молібден є одним з найбільш важливих легуючих елементів, а також основою корозійностійких і жароміцних сплавів. Основні фізичні властивості молібдену приведені у табл. 1.

Молібден має високу корозійну стійкість у неокислювальних середовищах і лужних розплавах в широкому діапазоні температур і концентрацій. Він практично не взаємодіє з холодними і гарячими плавиковою, оцтової кислотами будь-яких концентрацій, а також з розчинами соляної і сірчаної кислот при кімнатній температурі. Молібден не стійкий в окислювальних середовищах. Присутність в кислоті навіть невеликих добавок окислювачів приводить до різкого зниження його корозійних стійкості. Молібден стійкий в розплавах натрію до 1500°C, вісмуту до 1472°C, свинцю до 1100°C, літію і калію до 900°C.

**Хром** характеризується високою температурою плавлення, високою здібністю до пасивації і високим опором окисленню. Ці властивості передаються сталям і сплавам до складу яких входить хром. Тому хром є основним легуючим елементом корозійностійких, жаростійких і жароміцних сплавів. Найбільш стабільною з трьох можливих модифікацій хрому ( $\alpha$ ,  $\beta$  і  $\gamma$ ) є  $\alpha$ -модифікація, що має ОЦК гратку. Основні фізичні і механічні властивості хрому приведені у табл. 1. Хром має велику спорідненість до кисню, азоту і вуглецю. Розчинність в ньому азоту при 1200°C становить  $8,7 \cdot 10^{-2}$  %. Він стійкий в окислювальних середовищах завдяки явищу пасивації. Наприклад, концентровані азотна, фосфорна, хлорна кислоти утворять на хромі окисну плівку, приводячи до його пасивації. З безводними галогенами, хлористим і фтористим воднем хром реагує. Водні розчини плавикової і соляної кислоти, бромистого і йодистого водню розчиняють хром так само, як і розбавлена сірчана кислота.

**Сплави на основі нікелю.** Сучасні корозійностійкі нікелеві сплави, що зварюються та деформуються відносяться до трьох основних систем легування: Ni-Mo, Ni-Cr, Ni-Cr-Mo.

Сплави на основі нікелю мають більшу корозійну стійкість по відношенню до розплавів фторидів, ніж сплави на основі заліза. Також відомо, що сучасні корозійностійкі нікелеві сплави, що добре деформуються та зварюються, відносяться до трьох основних систем легування: Ni-Mo, Ni-Cr, Ni-Cr-Mo [2]. Одночасне легування нікелю хромом та молібденом дозволяє створювати сплави надзвичайно високої корозійної стійкості у широкому спектрі високо корозійно активних середовищах окислювального та відновлювального характеру. Нарівні з високою корозійною стійкістю вони мають виключну стійкість проти локальних видів корозії (міжкристалітної, щілинної, піттінгової, корозійного розтріскування). Крім того, сплави жаростійкі та жароміцні при високих температурах. Такі сплави характеризуються поєднанням високої пластичності від мінусових температур до 1200°C із високою міцністю.

Ефект взаємного впливу хрому і молібдену на корозійну стійкість сплаву визначається властивостями агресивного середовища. У окислювальних середовищах корозійна стійкість сплавів підвищується в основному за рахунок збільшення у них концентрації хрому, а у відновлювальних – за рахунок підвищення вмісту молібдену.

Максимальною стійкістю проти загальної корозії володіють сплави у гомогенному стані (загартування на  $\gamma$ -твердий розчин). Гетерогенна структура, зумовлена присутністю карбідних фаз, у залежності від агресивного середовища (складу, температури, окисно-відновлювального потенціалу) приводить до зниження корозійної стійкості сплавів. Хімічний склад основних сплавів на нікелевій основі приведений в табл.2.

Зростання міжкристалітної корозії сплавів системи Ni-Cr-Mo зумовлюється виділенням карбідних та інтерметалічних фаз, збагачених молібденом та хромом, по границям зерен у виді взаємоз'язаних видіlenь. Тобто, для зменшення міжкристалітної корозії у таких сплавах необхідно підвищувати стабільність їх  $\gamma$ -твердого розчину за рахунок низького вмісту вуглецю та кремнію і збалансованого вмісту хрому та молібдену

[2]. Підвищення міцності і жароміцності сплавів забезпечується утворенням високодисперсних зміцнюючих фаз: інтерметалічних сполук та карбідів і боридів.

Таблиця 2. Хімічний склад типових сплавів на нікелевій основі

Марка сплаву	Вміст домішок, мас.%						
	Ni	Mo	Cr	Fe	Ti	Al	Інші елементи
X20H80 (ніхром)	77	–	20	Решта	-	≤0,2	C≤0,15
XH77ТЮ	осн.	–	21	–	2,5	0,75	Ce≤0,01; C≤0,06
XH75ВМФЮ	75	~5,7	10	≤5,0	-	4,3	W~5; B - 0,01...0,02; V~0,7
XH80ТБЮ	осн.	–	16	≤3,0	2,1	0,8	Nb~1,25, C<0,08
XH80МТЮ	осн	–	5,5	–	0,01	1,03	Mn-0,03; Nb-12,3
Хастеллой С	осн.	1,6	22	6	–	–	W~4,5; C<0,12;
Хастеллой Х	45	9	22	20	–	–	C<0,15
Хастеллой Н	71	16	7	≤5,0	Al+ Ti ≤ 0,35		Co≤0,20; Cu≤0,35; W≤0,50; C<0,08; Mn<0,8
Хастеллой Н модифіков.	осн.	11...13	6...8	≤0,1	≤2,0	≤0,1	Co≤0,20; Cu≤0,10; C<0,10; Nb-0...2; Mn-0,1...0,25

Для роботи в рідинно-сольовому реакторі сплав повинен характеризуватися такими параметрами: хорошию корозійною стійкістю в розплаві солей  $\text{NaF} + \text{ZrF}_4 + \text{UF}_4$  при температурі 650...750°C, мати хорошу радіаційну стійкість, мати відповідні механічні характеристики при цих температурах [5]. Таким вимогам, як показав аналіз літературних даних найбільш повно задоволяють нікелеві сплави типу хастеллой Н (модифікований), а також його аналоги XH80МТ. Виходячи з цього, для виготовлення та подальших досліджень були вибрані сплави такого складу (табл.3). Відмінність в хімічному складі цих сплавів полягає у тому, що у сплав В введено 0,05 мас.% ітрію та 0,5 мас.% хрому замінено на ніобій.

Таблиця 3. Хімічний склад сплавів типу хастеллой-Н

Марка сплаву	Вміст домішок, мас.%						
	Ni	Mo	Cr	Fe	Ti	Al	Інші елементи
A	основа	11...12	6,5...7,5	≤1,5	≤ 0,5	≤ 0,8	Mn<0,5; Si<0,15
B	основа	11...12	6,2...7,2	≤1,5	≤ 0,5	≤ 0,8	Mn<0,5; Si<0,15; Nb - 0,5; Y - 0,05

### МЕТОДИ ВИГОТОВЛЕННЯ СПЛАВІВ

Для виготовлення сплавів вибраного складу були використані високочисті вихідні компоненти із низьким вмістом домішок проникнення. Основні компоненти сплавів – нікель, молібден, хрому, залізо, алюміній, титан, ніобій, марганець, були попередньо рафіновані від небажаних домішок фізичними методами. Оскільки ці метали дуже відрізняються за властивостями, то очистити їх від домішок використовуючи один метод неможливо. Для рафінування нікелю, молібдену, ніобію, титану та заліза був застосований метод вакуумної електронно-променевої плавки (ЕПП), на установці [4, 6]. Для рафінування хрому і алюмінію – відпаливання у високому вакуумі. Рафінування марганцю проводилося методом вакуумної дистиляції. У результаті рафінування металів-компонент сплавів отримано такі дані.

Нікель. У якості вихідного матеріалу використовувався електролітичний нікель, який зазнавав подвійного ЕПП. У результаті рафінування знишився вміст заліза, кобальту, фосфору, алюмінію, магнію, найбільш істотно знишився вміст миш'яку, цинку, селену і хлору. Проведення подвійного ЕПП дозволило отримати нікель чистотою 99,994 мас.% [6].

Молібден. Після ЕПП вміст металевих домішок знишився у 10...30 раз. Очищення від кремнію дуже слабке. Домішки вольфраму з молібдену не вилучаються. Основне очищення відбувається від газових домішок: кисню, азоту і водню.

**Ніобій.** Вихідним матеріалом для плавки було використано ніобій марки НБ-1. Вміст металевих домішок у ніобію після двох послідовних ЕПП наступний: Al – 0,004; Fe – 0,0001; Cr < 0,001; Ni < 0,0004; Si – 0,005; Cu – 0,0006; Ca < 0,003 мас.%.

**Титан.** Вихідним матеріалом для плавки було використано титанову губку ТГ-90. Методом ЕПП отримано злиток титану чистотою 99,99 мас.%.

**Залізо.** Вихідним матеріалом для плавки використовувалися прутки армко-заліза. ЕПП заліза проводилася краплинним переплавом. Твердість по Брінелю вихідних прутків армко-заліза становила 830 МПа, після переплаву вона знизилася до 624 МПа. Рівень чистоти заліза значною мірою визначається вмістом нікелю і кобальту.

**Хром.** Основними домішками у хромі є залізо, кремній, алюміній, нікель, а також домішки проникнення – азот, кисень і вуглець. Проведення високовакуумного відпалау зразків хрому при температурі 1200°C протягом 5 годин дозволило знизити вміст домішок проникнення майже у десять раз.

Із отриманих високоочистих металів були складені наважки для виплавки сплавів, згідно процентного співвідношення сплаву типа хастелой. Відповідні дані зібрано у табл.4.

Для приготування сплаву було використано метод індукційної плавки вихідних компонентів в атмосферіargonу. Після виконання всіх етапів плавки, які описано нижче, було проведено ліття з низькою швидкістю у мідну виливницю, що охолоджується водою, це дозволяло звести до мінімуму розміри усадкової раковини та знизити ефект ліквакції у багатокомпонентному сплаві. Індукційна плавка та ліття були проведені на вакуумній індукційній печі “Кристал-603”, з використанням поста глибокого очищення газів, що має сорбційний та гетерний фільтри. У алундовий тигель об’ємом 0,5 л завантажували вихідні компоненти сплаву після рафінування: нікель, молібден, хром, титан, залізо та ніобій. Після нагріву тигля до температури 1000°C у вакуумі  $6 \cdot 10^{-3}$  мм рт.ст., у камеру напускався очищений аргон до встановлення тиску 400 мм рт.ст., а потім температуру підвищували до 1600°C. При цих умовах компоненти сплаву розплавлялися, знаходилися у рідкому стані та перемішувалися. Після витримки сплаву протягом 10 хв до нього додавали заздалегідь підготовлені наважки марганцю з алюмінієм та кремній (сплав А) або марганець з алюмінієм та ітрій, а потім кремній (сплав В). Через 2 хв після додавання останнього компоненту, сплав через зливний отвір у донній частині тиглю був вилитий у мідну виливницю, що охолоджувалася водою. Таким чином були отримані зливки сплавів А і В діаметром 80 мм та висотою біля 20 мм.

Таблиця 4. Процентне співвідношення компонентів сплавів

Елемент	Сплав А		Сплав В	
	вага, г	вміст, мас.%	вага, г	вміст, мас.%
Нікель	1053,9	78,15	1082,7	78,15
Молібден	157,78	11,7	162,1	11,7
Хром	110,58	8,21 (6,7)*	106,68	7,71 (6,2)
Титан	7,69	0,57 (0,47)	7,8	0,57 (0,47)
Алюміній	16,0	1,22 (0,83)	16,44	1,22 (0,83)
Залізо	20,23	1,5	20,78	1,5
Марганець	8,95	0,63 (0,5)	9,19	0,63 (0,5)
Кремній	2,7	0,2 (0,15)	2,77	0,2 (0,15)
Ніобій	-	-	6,93	0,5
Ітрій	-	-	0,7	0,05

\*Значення в дужках відповідають розрахунковій концентрації з урахуванням вигорання цих компонентів під час виплавки сплаву.

Використовуючи методику електроіскрового різання із отриманих зливків були виготовлені заготівки для проведення подальшої прокатки та виготовлення зразків для досліджень. Отримані зливки обрізалися до придання їм форми призми із квадратом у перетині, а потім нагрівалися до температури 900°C і прокатувалася до товщини 1 і 0,3 мм з проміжними нагрівами заготівки. Із отриманого прокату за допомогою електроіскрового різання були виготовлені зразки необхідної форми для проведення подальших досліджень.

Зразки для досліджень проходили термообробку. Послідовність та режими термообробки такі: 1- нагрів до температури 1100°C, витримка протягом 1 години і загартування у воду; 2 - старіння при температурі 675°C протягом 50 годин у атмосфері аргону. Мікроструктуру було досліджено із застосуванням оптичного мікроскопу ММР-4, а мікротвердість вимірювалась за приладі ПМТ-3.

### РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На отриманих зразках сплавів досліджено мікроструктуру та її трансформацію у залежності від стану зразка – після ліття, деформації та відповідного виду термообробки. На рис.1 приведено мікроструктуру сплаву після ліття та наступного гомогенізуючого відпалювання. Мікроструктура і мікротвердість зразків сплаву типу хастелой у різних площинах відносно напрямку прокатки у стані безпосередньо після прокатки та після різних термообробок представлена на рис.2.

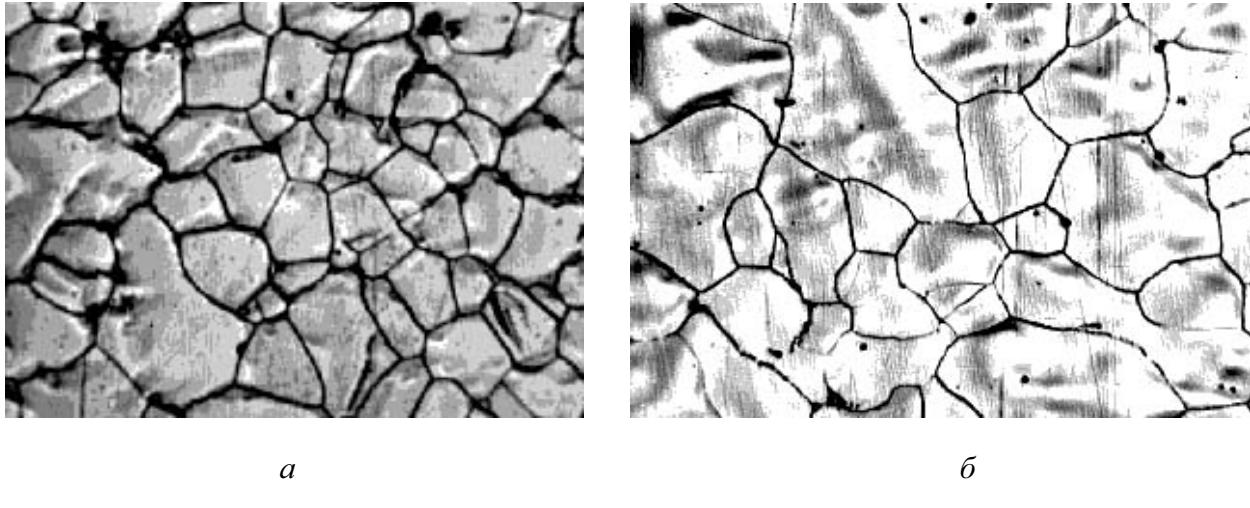


Рис.1. Мікроструктура сплаву після ліття (a) та гомогенізуючого відпалювання (б), збільшення 200

Структура зразків сплаву типу хастелой після прокатки і загартування від температури 1100°C у воду та після прокатки, загартування від температури 1100°C у воду і подальшого старіння при температурі 675°C протягом 50 годин у атмосфері аргону приведена на рис.3. Порівняння структури сплавів показують, що у залежності від режимів термообробки надлишкові карбідні та інтерметалічні фази можуть розподілятися у структурі сплавів у виді розрізнених або відносно взаємозв'язаних частинок на границях зерен та у об'ємі зерен. Старіння сплавів при температурі 675°C протягом 50 годин приводить до збільшення об'ємної частки виділень та утворення взаємозв'язаних виділень.

Вимірювання мікротвердості зразків сплавів у різних площинах відносно напрямку прокатки і після різних видів термообробки показують, що значної анізотропії мікротвердості досліджуваних сплавів у залежності від площини не спостерігається. Вид термообробки зразків, зокрема проведення старіння сплавів, суттєво впливає на величину мікротвердості. Так для зразків, що загартовувалися після прокатки, значення величини мікротвердості становить 2395 МПа, а для тих, що зазнавали загартування і старіння, – 2860 МПа. Підвищення твердості сплавів при старінні притаманне багатьом метастабільним металічним матеріалам, що зазнають розпад перенасиченого твердого розчину, та обумовлюється структурними перетвореннями на стадіях формування надлишкової фази [7 гл.2].

Механічні властивості зразків отриманих сплавів приведені у табл.5. Порівняння механічних властивостей зразків, що пройшли різні види термообробки після прокатки, не показало у них помітної різниці. Але необхідно зазначити, що величина  $\sigma_B$  для сплаву В трохи менша ніж для сплаву А після обох видів термообробки. Це, ймовірно, зумовлено деякими відмінностями структурних перетворень у сплавах при їх термообробці завдяки відмінностям у хімічному складі цих сплавів.

Величина межі плинності сплавів після проведення старіння значно більша у порівнянні зі сплавами які зазнали лише загартування. Межа плинності до старіння дорівнює межі плинності перенасиченого твердого розчину. По мірі протікання старіння об'ємна частка виділень зростає, а оскільки розмір частинок дуже малий, приріст межі плинності приблизно пропорційний кубічному кореню із об'ємного вмісту фази, що виділилася [8 с.49-51, 9 с.48-60]. З розвитком старіння частинки, що утворилися, починають збільшуватися і в деякий момент втрачають когерентність із матрицею. Одночасно зменшується ефективна об'ємна частка виділень. Оскільки це відбувається поступово, то зменшення межі плинності не відбувається, хоча її зростання з часом старіння сповільнюється.

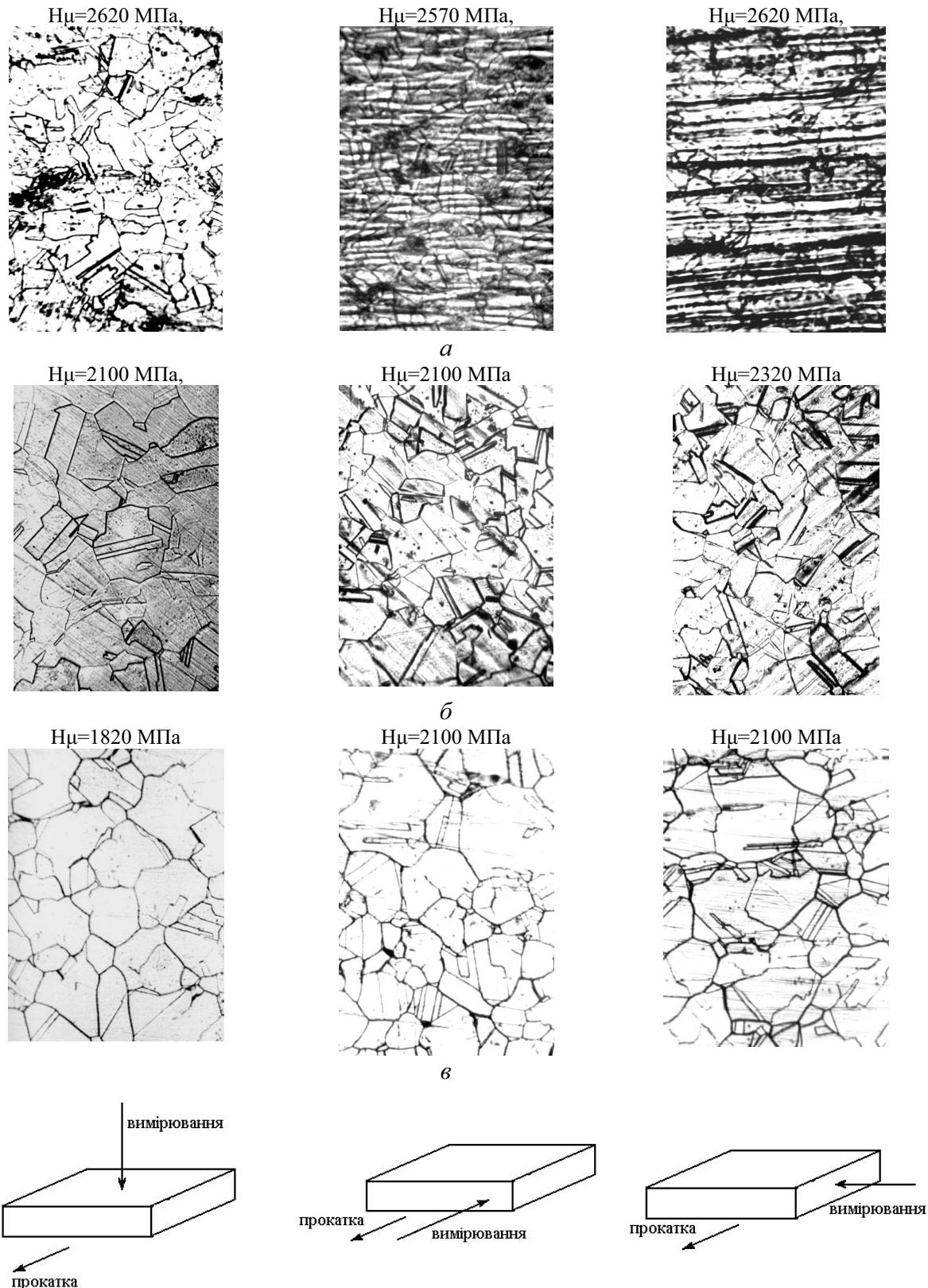


Рис.2. Мікроструктура та мікротвердість зразків сплаву типу хастелой у різних площинах відносно напрямку прокатки (збільшення 380): а – після прокатки; б – після відпалювання на повітрі та загартування у воді; в – після відпалювання на повітрі, загартування у воді та старіння протягом 50 годин при температурі 675°C у атмосфері аргону

Таблиця 5. Механічні властивості сплавів типу хастелой при кімнатній температурі

Властивість	Стан зразків					
	Після прокатки		Після прокатки та загартування у воду		Після прокатки, загартування у воду і старіння	
	сплав А	сплав В	сплав А	сплав В	сплав А	сплав В
$\sigma_B$ , МПа	1450	1470	930	880	870	810
$\sigma_{0,2}$ , МПа	1350	1400	358	345	433	465
$\delta$ , %	3...5	3...5	60	63	65	43

Причина зниження пластичності досліджуваних сплавів пов'язана із утворенням великої кількості виділень інтеметалічних та карбідних фаз у результаті розпаду перенасиченого твердого розчину протягом старіння (див. рис. 3, б). Виділення, що утворилися, являються перешкодою руху дислокаций, знижуючи тим самим пластичність матеріалу. Порівняно зі сплавом А величина пластичності сплаву В менша, що, очевидно, пов'язано із більшою кількістю виділень, що утворилися протягом старіння, за рахунок введення додаткових легуючих компонентів у цей сплав (ніобій, ітрій). Картини структурних змін, що відбуваються у сплавах протягом їх старіння, досить різноманітна і по результатам попередніх досліджень не дозволяє зробити однозначних висновків про причини зниження пластичності досліджуваних сплавів.

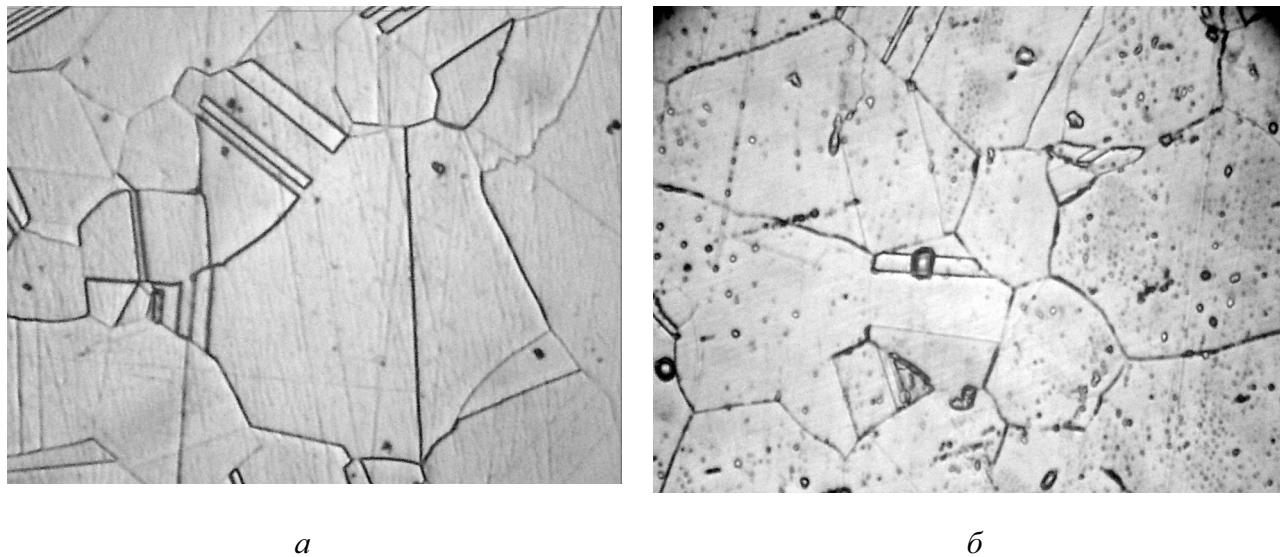


Рис.3. Мікроструктура зразків сплаву А після термообробок (збільшення 1100): *a* – після відпалювання на повітрі при температурі 1100°C протягом 1 години та загартування у воду; *б* – після відпалювання на повітрі при 1100°C протягом 1 години, загартування у воду і відпалювання протягом 50 годин при 675°C у атмосфері аргону

На основі проведених досліджень можна зробити висновок про те, що обидва варіанти сплавів А і В показали високі параметри механічних властивостей і можуть бути запропоновані у якості матеріалу-кандидату паливного контуру рідинно-сольових реакторів. Проведення подальших комплексних досліджень механічних, корозійних та радіаційних властивостей цих сплавів дозволить із впевненістю вибрати сплав оптимального складу.

## ВИСНОВКИ

Проведені дослідження по вибору та розробці конструкційних матеріалів для контуру циркуляції паливної солі рідинно-сольових реакторів, а також дослідження структури, хімічного складу і деяких властивостей, отриманого матеріалу дозволяють зробити ряд висновків.

Всебічний аналіз основних фізико-хімічних властивостей вірогідних матеріалів для паливного контуру дав змогу надати перевагу сплавам на основі нікелю. Найбільші труднощі при створенні сплаву на нікелевій основі полягають у пошуку доброкісного набору легуючих елементів, оскільки серед них часто знаходяться елементи, які взаємно нейтралізують позитивний вплив на властивості сплаву кожного елемента окремо. Крім того, тільки оптимальний вміст цих елементів забезпечує сплаву весь необхідний набір властивостей.

Використання у якості вихідних компонентів металів підвищеного ступеню чистоти, застосування високого вакууму і очищеного аргону при приготуванні сплавів дозволило отримати два варіанти сплавів із малим вмістом таких домішок, що збільшують схильність сплавів до корозії та ослабляють їх механічні властивості.

Результати досліджень хімічного складу, структури та механічних властивостей отриманих сплавів на різних стадіях деформування і термообробки дозволяють зробити висновок про те, що обидва варіанти сплавів показали задовільні результати і можуть бути використані у якості матеріалу паливного контуру рідинно-сольових ректорів. Подальше дослідження корозійних та радіаційних властивостей цих сплавів дозволить обґрунтувати вибір сплаву, що найбільше задовільняє вимогам матеріалу контуру рідинно-сольових реакторів.

Робота виконана при підтримці Науково-Технологічного Центру в Україні, проект №294.

#### СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. В.М.Новиков, В.В.Игнатьев, В.И.Федулов, В.Н.Чередников. Жидкосолевые ЯЭУ: перспективы и проблемы. М.: Энергоатомиздат. – 1990. – 192 с.
2. Е.А. Ульянин, Т.В. Свищунова, Ф.Л. Левин. Высоколегированные коррозионностойкие сплавы. М.: «Металлургия». – 1987. – 88 с.
3. В.Л.Блинкин, В.М.Новиков. Жидкосолевые ядерные реакторы. М.: Атомиздат. – 1978. – 112 с.
4. Г.Ф.Тихинский, Г.П.Ковтун, В.М.Ажажа. Получение сверхчистых редких металлов. М.: Металлургия. – 1986. – 160 с.
5. A.Panov, V.Subbotin, K.Grebyonkin. Investigation of structural materials corrosion resistance to fluoride metal environment // Processing of the second International conference on accelerator-driven transmutation technologies and applications. Kalmar, Sweden, June 3-7, 1996. – vol. 2. – p. 943-946.
6. В.М.Ажажа, Ю.П.Бобров, В.Д.Вирич и др. Рафинирование никеля методом электронно-лучевой плавки // Вісник Харківського університету, Серія фізична “Ядра, частинки, поля”. – 2003. - № 601. - Випуск 2(22). - С.118-122.
7. Б.Б. Гуляев, Н.В.Камышанченко, И.М.Неклодов и др. Структура и свойства сплавов. М.: «Металлургия». – 1993. – 317 с.
8. В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев. Дисперсные частицы в тугоплавких металлах. Київ: «Наукова Думка». - 1978. - 240 с.
9. К.И. Портной, Б.Н. Бабич. Дисперсионупрочненные материалы. М.: «Металлургия». - 1974. – 200 с.

#### THE DEVELOPMENT OF ALLOY FOR FUEL CONTOUR OF MOLTEN-SALT REACTORS

V.M. Azhazha, Yu.P. Bobrov, O.F. Vanzha, P.N. V'yugov, T.G. Yemlyaninova, K.V. Kovtun,  
S.D. Lavrinenko, M.M. Pylypenko, V.I. Savchenko, A.D. Solopikhin, S.P. Stetsenko

National Science Center “Kharkov Institute of Physics and Technology”,  
Academicheskaya st.1, 61108, Kharkov, Ukraine, E-mail: azhazha@kipt.kharkov.ua

The results of choice, developments and alloys making for to circulation contour of fuel salt of molten-salt reactors, and also researches of structure, chemical composition and some properties of obtaining alloys are given. Analysis of basic physical properties of construction materials gave advantage to nickel alloys. The optimum admission of alloying elements was picked up. Employing the physical methods of refining (electron beam melting, distillation, annealing in high vacuum et al.) were got the high pure initial alloy components. Using method of induction melting in inert atmosphere were made alloys of two compositions. The alloy straps were obtaining by rolling at high temperature. The properties of obtaining alloys were got. The influence of deformation and heat treatment on mechanical properties and structure of alloys were learned. The researches results can recommend the obtaining alloys as material for fuel contour of molten-salt reactors.

**KEY WORDS:** alloy, nickel, molybdenum, chromium, molten-salt reactor, structure, heat treatment, mechanical properties.