

Винахід відноситься до металургії, а саме до легування чорних і кольорових металів.

Відомий спосіб легування металу, - введення в сплав від 0,1 до 10% і вище добавок для зміни будівлі сплаву, додання йому визначених фізичних і механічних властивостей [1 - с.5]. Для різних металів досвідом установлені найбільш сприятливі легуючі добавки [1], наприклад для алюмінію - магній, мідь, цинк, кремній і т.д. [1 - с. 135]; для міді - цинк, алюміній, олово і т.д. [1 - с. 140]; для заліза - марганець, кремній, хром, нікель, титан і т.д. [1-с. 148]. Легуючі елементи, у більшості випадків, створюють твердий розчин з металом основою [1 - с. 132- 149]. Уведення легуючих елементів у плавку виробляється лігатурою [2].

Уведення лігатур у металургійну плавку, у залежності від їхніх властивостей здійснюється в різний час. Так, наприклад, при плавці сплавів на основі алюмінію дотримується наступний порядок: "При проведенні плавки на свіжих чушкових металах і лігатурах у першу чергу завантажують (цілком або вроздріб) алюміній, а потім завантажують лігатури", елементи що сильно угорають (Mg і Zn) вводять у сплав в останню чергу. У виді лігатур в алюмінієві сплави вводять такі компоненти як Cu, Mn, Si, Ti, Cr, Ni, Be і ін. [3 -с.137]. Відомий також спосіб введення в алюмінієві розплави рідких лігатур [2 -с.105]. "При плавці стали в електропечах легуючі елементи, що володіють значно меншою спорідненістю до кисню чим залізо (наприклад Ni, Mo і ін.) вводять у ванну печі разом із завалкою шихти. Титан, ванадій і інші елементи, що легко окисляються в рідкій сталеплавильній ванні, вводять у розплав наприкінці плавки [4 -с. 206-209].

У відомих способах вихідна кристалічна структура шихти не завжди спадково може формувати дрібнокристалічну структуру кінцевої металопродукції (поява негативної спадковості [5]). Наприклад, у роботі [6] підкреслюється, що чушки лігатур мають традиційно крупнокристалічну структуру, тому не можна заперечувати виникнення спадководрібного зерна після затвердіння виливка. У літературі, напр. [7 - с.23], відзначено, що "чим дрібніше зерно, тим краще механічні властивості металів і сплавів: більше межа пружності, межа міцності й ударна в'язкість".

У роботі [8] відзначається, що для поліпшення структури лігатурної шихти (тобто перетворення її в дрібнозернисту) існують наступні способи: прискорене охолодження її від рідкого стану, термічна обробка твердої шихти, а також пластична деформація. Однак ці способи важко здійснити технічно - великі витрати енергії на термообробку шихти, на швидке охолодження значних мас лігатурних розплавів, багато лігатур у твердому стані ламкі [3 -с. 139] і не можуть бути піддані деформаційній обробці.

Найбільш близьким способом до пропонованого є введення в розплав лігатурного прутка [2 -с.105]. Він уводиться з метою легування розплаву і не завжди досягається ефект здрібнювання зерна металу.

Використання відомих способів приводить до того, що в одному випадку досягається здрібнювання структури металу (при введенні в розплав невеликих добавок дрібнокристалічної шихти, наприклад, прокат, кування, і т.п. [8]), але відсутнє легування сплаву, а в іншому випадку виробляється тільки легування сплаву, без здрібнювання зерна затверділого металу [6]. Тому при легуванні металу для поліпшення їхніх властивостей необхідна термічна обробка. Наприклад, у роботі [9 — с. 155] відзначаються основні переваги легованих сталей виявляються тільки після термічної обробки. Для сплавів на основі кольорових металів у роботі [1 -с.112] затверджується, що "термічна обробка не може розглядатися поза легуванням».

В основу винаходу поставлена задача розробити спосіб легування металу, у якому за рахунок нової дії й умов його здійснення досягається посилення впливу легуючого елемента на основний метал за рахунок здрібнювання зерна затверділого розплаву і поліпшення механічних властивостей, що забезпечить зниження собівартості виливків, економії легуючих матеріалів.

Для рішення поставленої задачі в способі легування металу утримуючому введення в рідкий метал лігатурних матеріалів, відповідно до винаходу, додатково вводять дрібнокристалічну тверду шихту основного металу в кількості до 10% при температурі розплаву (1,05 - 1,30) К (Кельвін) точки досягнення мікрооднорідного складу рідкого розплаву перед випуском його з печі.

При цьому період уведення додаткової шихти складає 5-15 хвилин до випуску розплаву з печі.

Суть способу пояснюється графіком, де представлена залежність коефіцієнта спадкування шихти ( $K_{Н(НВ)}$ ) від розмірного критерію атома (а) і полярності зв'язку елемента (П,%) (б).

Теоретичною основою пропонованого способу легування металу є аналіз опублікованих у літературі дослідних даних [10] по вивченню явища спадковості в алюмінієвих сплавах з додаванням наступних легуючих елементів:

Добавка	Mg	Si	Zn	Si	Mn	Ti	Fe	Ni
%,ат.	0,459	1,89	0,135	2,079	0,32	0,108	0,38	0,46

Вихідну шихту для розплавлювання одержали шляхом охолодження металевого розплаву зі швидкостями  $10^2$  град/с (дрібне зерно) і 1 град/с (велике зерно). Отримані заготівлі знову розплавляли, перегрівали до 700 – 720°C ( тобто нижче температури разупорядковування кластерів розплаву, що по оцінках роботи [11 -рис. 3] складає  $\approx 950^\circ\text{C}$ ) і охолоджували для кристалізації зі швидкістю 10 град/с. З затверділих виливків вирізували зразки, на яких вивчали твердість металу по Бринелю НВ.

За коефіцієнт спадковості шихти  $K_H$  автори роботи [19] прийняли відношення двох значень величини НВ для проб із дрібно- і крупнокристалічної шихти  $K_{H(НВ)}$ .

Важливі питання спадковості шихти:

а) Як обчислити результуючу функцію процесу;

б) Які властивості шихти є її аргументами. У роботі [10] результуючим показником спадковості шихти прийняли величину  $K_{H(НВ)}$  - Але ця величина не враховує зміст добавки (Д) у сплаві. Тому вперше як це видно з літератури, уведена питома величина коефіцієнта спадковості  $K_{H(НВ)}/Д, \%$  ат. Як аргумент процесу в літературі використовували або безрозмірні параметри подвійних діаграм стану а і со [1 -з. 102 - 103], або безрозмірний геометричний параметр  $\eta\tau[(\varepsilon_0 - \varepsilon_D)/(\varepsilon_0 + \varepsilon_D)] \times 100\%$  [10].

Параметр  $\eta$  відображає співвідношення радіусів основного елемента  $r_0$  і добавки  $r$ . Як показав попередній аналіз результатів роботи [10] показники процесу  $\alpha$  і  $\omega$  не дають надійного зв'язку між розглянутими величинами. Тому при вивченні процесів спадковості шихти використовувався новий показник цього процесу, - полярність зв'язку  $\Pi$  основного елемента й елемента добавки. Останню величину обчислили з використанням електронегативності основного  $\epsilon$  і домішеного  $\epsilon$  елементів по Полінгу [12 -з. 97; 13 -з. 144 - 145]. Як прийнято в літературі [12 - с.97] полярність зв'язку обчислили по рівнянню

$$\eta \Pi [(\epsilon_0 - \epsilon_D) / (\epsilon_0 + \epsilon_D)] \times 100\%$$

На фіг. представлені величини  $K_{\text{н(в)}}$ /Д, % ат. для різних елементів у залежності від критеріїв  $\eta$  (а) і  $\Pi$ , % (б). Як видно з фіг. спадковість шихти максимальна при нульових значеннях критеріїв  $\eta$  і  $\Pi$ . Це означає, що максимальну сприятливу спадковість легованого розплаву можна досягти, якщо в розплав увести невелику кількість (до 10%) дрібнокристалічної твердої шихти основного металу.

Для того, щоб зберегти спадковість дрібнокристалічної шихти введення її в розплав повинний бути регламентований: а) по температурі і б) по інтервалі часу між уведенням її в розплав і початком розливання металу. Як відомо з літератури [11], спадковість шихти виявляється, якщо розплав нагрітий нижче температури разупорядкування його кластерів. Тому температура розплаву при введенні дрібнокристалічної шихти повинна бути в межах 1,05 - 1,30 температури (в Кельвінах) точки досягнення мікрооднорідного складу рідкого розплаву перед випуском його з печі або 0,80 - 0,95 точки разупорядкування кластерів розплаву [11]. При більш високій температурі розплаву спадковість шихти не виявляється, тому що її центри руйнуються. При більш низькій температурі розплаву тверда шихта не розплавляється й ефект здрібнювання структури затверділого розплаву не виявляється.

Час введення в розплав дрібнокристалічної шихти обирається в інтервалі 5 - 15 хвилин до випуску рідкого металу з печі. При меншому часі шихта може не розчинитися й ефекту здрібнювання зерна затверділого виливка не буде досягнуто. При більшому періоді часу шихта розчиняється рано і центри кристалізації можуть зруйнуватися, - ефект здрібнювання зерна металу також не досягається.

Необхідно відзначити ще одну позитивну сторону пропонованого способу легування металу, - як відзначено в літературі [14 -с. 129] уведення твердої шихти в розплав наприкінці плавки приводить до енергійного скипання металу і зменшенню змісту в ньому газів і неметалічних включень.

#### Приклад

У ливарній лабораторії Приазовського державного технічного університету, в печі ємністю 50 кг, на технічно чистих матеріалах, чушковий алюміній і алюмінієво-кремнієві лігатури, виплавили сплав складу Al - 10%Si.

Дослідна технологія від стандартної відрізняється тим, що перед випуском розплаву за 10 хвилин у нього вводять шматки дрібнозернистого алюмінію (прискореного охолодження в кокілі висотою 20 мм). Температура разупорядкування кластерів металевого розплаву складала  $\approx 950^\circ\text{C}$  (1223 K); температура ліквідує розплаву складала  $600^\circ\text{C}=873\text{K}$ . Оптимальна температура введення дрібнокристалічної шихти складає  $(1,20 - 1,30) \times 873\text{K} = (1048 - 1135)\text{K} = (775 - 852)^\circ\text{C}$ .

При розчиненні шихти в розплаві спостерігали газовиділення з нього. Метал розлили в кокілі. На пробах визначають властивості металу. Результати дослідів приведено в таблиці.

Таблица

Результати дослідів по введенню дрібнокристалічної твердої шихти технічно чистого алюмінію в рідкий розплав складу Al-10%Si

№ пп.	Технологія	Час уведення шихти до випуску металу, хв.	Кількість шихти		Температура розплаву, $^\circ\text{C}$	$\sigma_{\text{в}}$ кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	Досягнення позитивного ефекту в порівнянні зі звичайною технологією
			кг	%				
1	звичайна	-	-	-	700	19,00	2,10	-
2	звичайна	-	-	-	730	19,50	2,07	-
3	дослідна	5	1	2	700	18,50	2,04	не досягається
4	дослідна	5	2	4	800	22,50	2,50	досягається
5	дослідна	5	3	6	950	17,40	2,00	не досягається
6	дослідна	10	4	8	800	21,00	2,40	досягається
7	дослідна	18	3	6	800	19,00	2,15	досягається
8	дослідна	5	4	8	800	20,20	2,35	досягається
9	дослідна	5	4	8	810	21,30	2,45	досягається
10	дослідна	5	6	12	880	18,70	2,00	не досягається

З таблиці видно, що в заявленому інтервалі температур розплаву ( $800 - 820^\circ\text{C}$ ), часу введення в нього твердої шихти (5 - 9 хв.) і маси уведеної твердої шихти (до 10%) властивості затверділого металу найвищі.

#### Список літератури.

1. Гуляев Б.Б. Физико-химические основы синтеза сплавов: -Л.: Издательство Ленинградского университета. -1980. -192 с.
2. Напалков В.И., Махов С.В. Легирование и модифицирование алюминия и магния. -М.: МИСиС. - 2002. -376 с.
3. Альтман М.Б. Металлургия литейных алюминиевых сплавов. -М.: Металлургия, 1972.-152 с.

4. Крамаров А. Д. Производство стали в электропечах. -М.: Metallurgizdat, 1958. -440 с.
5. Гаврилин И.В. Что дают исследования строения жидких сплавов для практики литья? - Литейное производство - 1988. -№9. - С. 3 - 4.
6. Кандалова Е.Г., Никитин В.И., Тюкилин А.Г. Критерии качества модифицирующей лигатуры на основе алюминия. - Литейное производство. -1999. -№1 -С. 25 - 27.
7. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. -М.: Metallurgia. -1964. -214 с.
8. Никитин В.И. О влиянии качества шихтовых металлов на свойства легких сплавов. — Цветные металлы. -1982. -№8. -с. 73 - 75.
9. Лейкин А.Е., Родин Б.И. Материаловедение. -М.: Выс. шк., 1971. -416 с.
10. Никитин В.И. Связь эффекта наследственности шихты с природой добавок и примесей в сплавах алюминия. - Лит. пр-во. -1990. -№8. -с. 6-8.
11. Кинетика разупорядочения кластеров при перегреве и выдержке металлического расплава. - Процессы литья. 2002 г. №4. стр. 9-14.
12. Пилипенко А.Т., Починок В.Я., Середа И.П., Шевченко Ф.Д. Справочник по элементарной химии. - Киев: Наукова Думка. -1980. -544 с.
13. Свидуневич Н.А., Глыбин В.П., Свирко Л.К. Взаимодействие компонентов в сплавах. -М: Metallurgia. -1989. -158 с.
14. Ершов Г.С., Бычков Ю.Б. Высокопрочные алюминиевые сплавы из вторичного сырья. -М: Metallurgia. -1979. -192 с.

