

銀 鋅 合 金 中 的 β 相 變

劉 益 煥 謝 國 章 許 振 嘉

(中國科學院應用物理研究所)

TRANSFORMATION OF THE β -PHASE IN Ag-Zn ALLOYS

LIU YI-HUAN, HSIE KUO-CHANG, HSU CHEN-CHIA

(Institute of Applied Physics, Academia Sinica)

Owen 與 Edmunds^[1,2] 曾經指出：銀鋅合金 Ag-Zn 由 β 相區驟冷後得到有序的體心立方結構 β' 相；緩冷則得到六角晶系 ζ 相；但在 β 相區進行高溫觀察，則只得無序的體心立方結構 β 相(圖 1)^[3]。然而對於相變機構及超結構 β' 相的性質他們並未說明。

現在我們進一步觀察銀鋅合金 Ag-Zn 超結構 β' 相的形成及其特性。

本試驗所用合金是由純銀 (99.97%) 及純鋅 (99.99%) 封在抽成真空的水晶管中熔成的。鑄錠在 600°C 經長時間的熟煉以便使其成分均勻，然後從不同部分銼取粉末，各用 X 射線照相進行驗證。粉末樣品先行熟煉，去掉內應力，然後經各種所需的熱處理，進行 X 射線照相。所用 X 射線德拜式粉末照相機有兩種：一種為室溫照相機，另一種為高溫照相機。所用輻射則為 $C_{\alpha}K_{\alpha}$ 。

首先觀察單相 β 合金的相變現象。所用合金成分為 49 原子 % Zn 和 51 原子 % Ag。其結果如下：

1. 樣品由 β 區(即約 280°C 以上的區域)驟冷(在冰水中淬煉)後，所得到的是體心立方超結構 β' 相，其點陣常數在室溫為： $a=3.153_4 \text{ \AA}$ 。若經緩冷則得到六角晶系 ζ 相，其點陣常數為：

$$a = 7.621_3 \text{ \AA}, \quad c = 2.810_0 \text{ \AA}, \quad c/a = 0.368_7.$$

2. 由高溫觀察結果得知：

(i) 合金 Ag-Zn 在 β 區的結構是無序的體心立方 β 相。點陣常數在 330°C 為： $a=3.183_1 \text{ \AA}$ 。

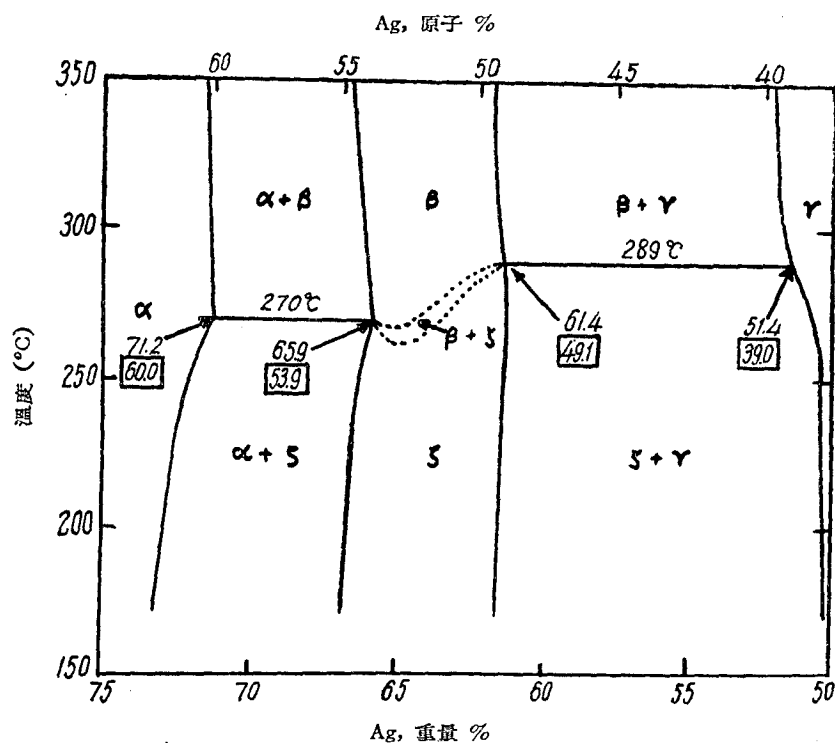


圖 1. 銀 鋅 平 衡 圖^[3]
(方塊中的數值表示銀的原子 % 成分)

(ii) 在 $268 - 280^{\circ}\text{C}$ 爲一雙相 ($\beta + \zeta$) 區。在 277°C 時,其點陣常數爲:

β 相: $a=3.179, \text{\AA}$

ζ 相: $a=7.625, \text{\AA}$, $c=2.815, \text{\AA}$, $c/a=0.369_1$.

3. 合金 Ag-Zn 由 ($\beta + \zeta$) 相區驟冷下來所得到的是 ($\beta' + \zeta$) 相, 緩冷下來則得到單 ζ 相。

4. 樣品在 β 區熟煉, 然後在不同溫度的甘油媒質 ($100 - 180^{\circ}\text{C}$) 中淬煉, 爲避免馴化作用, 隨即很快地將樣品取出, 立刻放入冰水中, 樣品在媒質中的時間至多不超過 5 秒。在 120°C 以下的甘油媒質中淬煉後所得到的是 β' 相, 在 $120 - 160^{\circ}\text{C}$ 間得到 ($\beta' + \zeta$) 相, 在 160°C 以上則得到單 ζ 相。

5. 由 β 區和 ($\beta + \zeta$) 區驟冷後所得到的 β' 相, 若經低溫度 (120°C) 的熟煉處理, 則 β' 相逐漸地變爲 ζ 相, 以至最後完全地變爲 ζ 相。且在 ($\beta' + \zeta$) 相中, β' 相開始及完全地變爲 ζ 相的時間均早於單 β' 相。

其次，再觀察在雙相區的 β 相變問題。配製兩個合金：一為 $(\alpha+\beta)$ 合金， α 相為面心立方結構，其成分為：58 原子 % Ag, 42 原子 % Zn。一為 $(\beta+\gamma)$ 合金， γ 相為 52 個原子的立方結構，其成分為：45 原子 % Ag, 55 原子 % Zn。經不同熟煉處理後，所得結果如下：

1. 由 $(\alpha+\beta) / (\alpha+\zeta)$ 及 $(\beta+\gamma) / (\zeta+\gamma)$ 的相邊界（各為 270°C 及 289°C ）以上的溫度驟冷下來得到 $(\alpha+\beta')$ 及 $(\beta'+\gamma)$ 相。若經緩冷則得到 $(\alpha+\zeta)$ 及 $(\zeta+\gamma)$ 相。其點陣常數如下：

$(\alpha+\beta)$ 合金：

驟冷後在室溫的點陣常數為：

$$\alpha \text{ 相: } a=4.003_1 \text{ \AA}, \quad \beta' \text{ 相: } a=3.519_4 \text{ \AA};$$

緩冷後在室溫的點陣常數為：

$$\alpha \text{ 相: } a=4.004_4 \text{ \AA}, \\ \zeta \text{ 相: } a=7.616_3 \text{ \AA}, \quad c=2.836_6 \text{ \AA}, \quad c/a=0.372_4.$$

$(\beta+\gamma)$ 合金：

驟冷後在室溫的點陣常數為：

$$\beta' \text{ 相: } a=3.148_3 \text{ \AA}, \quad \gamma \text{ 相: } a=9.321_8 \text{ \AA};$$

緩冷後在室溫的點陣常數為：

$$\zeta \text{ 相: } a=7.622_4 \text{ \AA}, \quad c=2.805_6 \text{ \AA}, \quad c/a=0.368_0. \\ \gamma \text{ 相: } a=9.333_4 \text{ \AA}.$$

2. 高溫觀察結果得知：在 $(\alpha+\beta)$ 及 $(\beta+\gamma)$ 相區無 β' 相的存在。

3. 在 $(\alpha+\beta)$ 及 $(\beta+\gamma)$ 雙相區中的 β 結構經驟冷後所形成的 β' 超結構，若再在低溫度（ 120°C ）熟煉處理，則逐漸地也變為 ζ 相。開始轉變及終止轉變的時間均短於單 β' 相。

由此可知：

1. β 結構只能在高溫度（ $(\alpha+\beta)$ 合金在 270°C 以上， β 合金在 263°C 以上， $(\beta+\gamma)$ 合金在 289°C 以上）存在，驟冷則變為 β' 相，緩冷則變為 ζ 相。

2. β' 相是一個亞穩定相，在低溫度（ 120°C ）熟煉處理過程中逐漸地變為穩定的 ζ 相。 β' 相在單相及雙相合金中皆具有同樣的性質，但是單 β' 相的穩定度大於雙相區中 β' 相的穩定度。

試驗結果指出 β 相在冷卻時似乎進行一個 $\beta \rightarrow \beta' \rightarrow \zeta$ 的相變。若冷卻速度緩慢，則相變的兩個步驟連續進行，而所得到的是 ζ 相。若冷卻速度急遽，則變化全程將被抑制，而得到亞穩定超結構 β' 相。

也許在緩冷中這變化只有一個步驟，即 $\beta \rightarrow \zeta$ 的直接轉變。而 $\beta \rightarrow \beta'$ 的變化只有在驟冷的情況下發生。

不論 β' 相怎樣形成，顯然的是一個亞穩定相，故經低溫度馴煉時，逐漸變為穩定的六角晶系 ζ 相。

當然， β 與 β' 相是和 ζ 相具有密切的關係。但在未得到詳盡的觀測資料之前， β 相的相變機構是很難確定的。

參 考 文 獻

- [1] Owen, E. A. and Edmunds, I. G., *J. Inst. Metals*, **63** (1938), 265.
- [2] Owen, E. A. and Edmunds, I. G., *Proc. Phys. Soc.*, **50** (1938), 389.
- [3] Owen, E. A. and Edmunds, I. G., *J. Inst. Metals*, **63** (1938), 279.

“水銀共振線超精細結構的強度分佈”，第 359—362 頁。



a. 正常情況下強度分佈

b. 反常情況下強度分佈

圖 1. Hg 2536 Å 線超精細結構干涉光譜內二個序。

“鋁在形變過程中亞結構的形成問題 (I)”，第 363—365 頁。

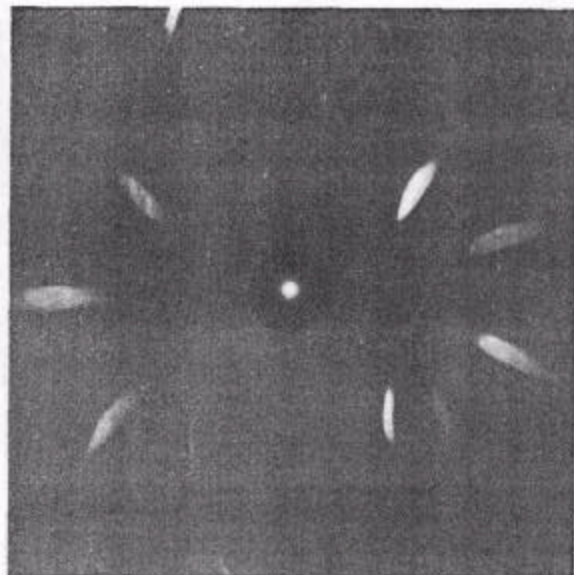


圖 1

鋁單晶，在 480°C 經 7 小時伸拉 10%

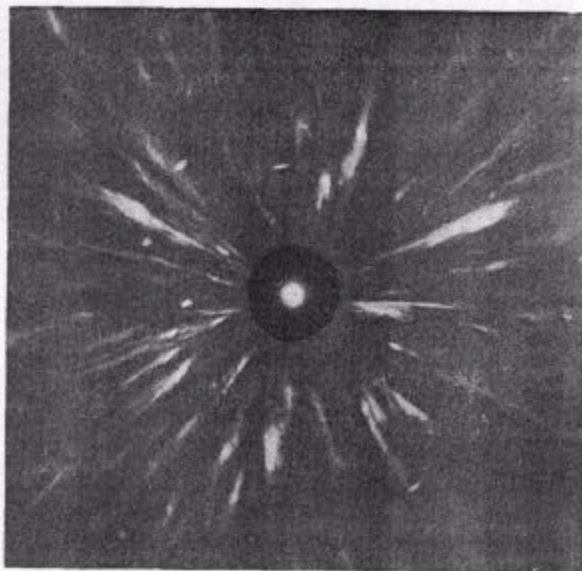


圖 8

鋁多晶，[程序 (12)] 620°C 熟煉 132 小時



圖 2

鋁多晶，在 480°C 經 5 秒伸拉 48%

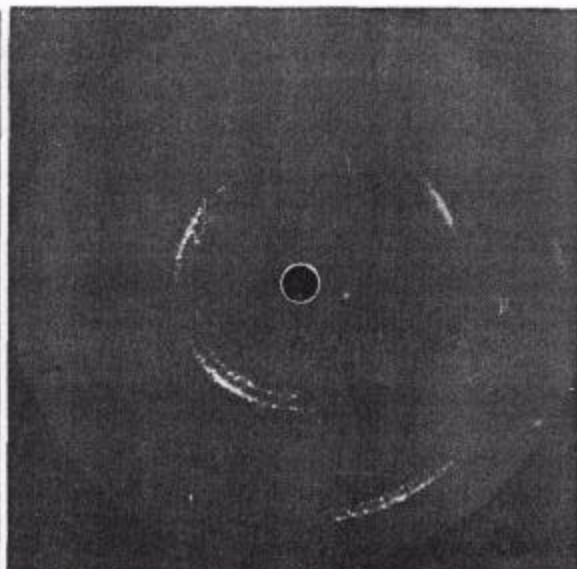


圖 3

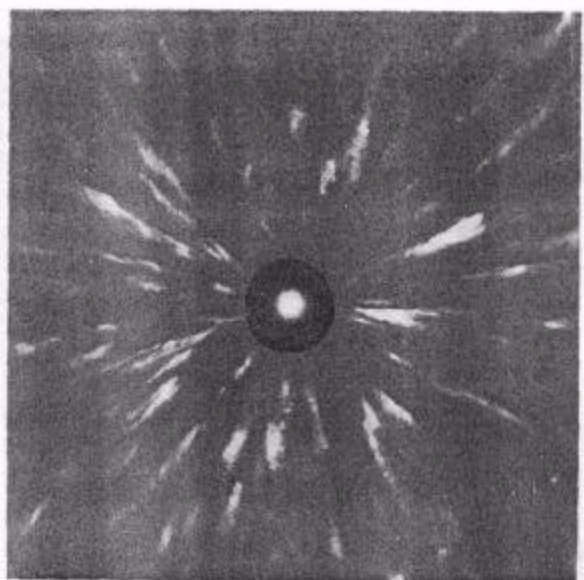


圖 4



圖 5

鋁多晶, [程序 (6)] 在 480°C 經半小時伸拉 0.5%

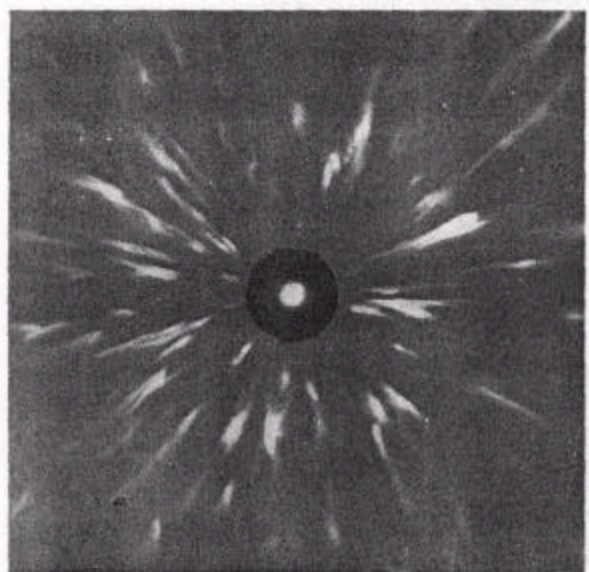


圖 6

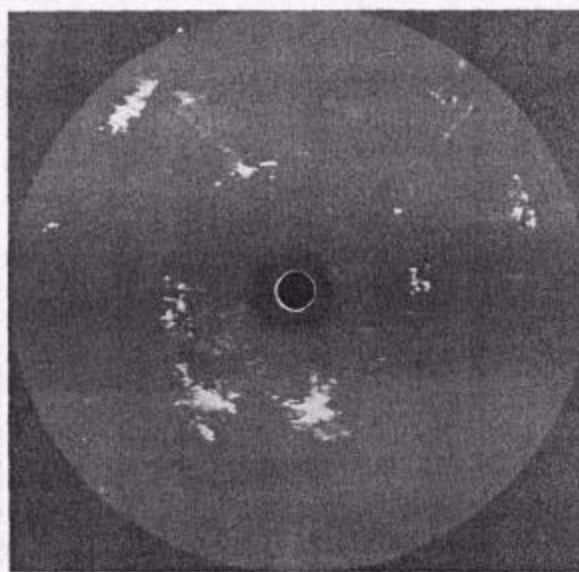


圖 7

鋁多晶, [程序 (7)] 在 480°C 經 5 小時伸拉 4%