

# 在高溫形變過程中鋁晶體內 亞結構的形成及發展\*

劉益煥 陶祖聰

(中國科學院應用物理研究所)

## 一. 引 論

自從 Homés<sup>[1]</sup>, Jenkins 和 Mellor<sup>[2]</sup> 以及 Crussard<sup>[3]</sup> 等用 X 射線及金相方法觀察到金屬晶體在蠕變過程中被分裂為亞結構的現象後,關於變形晶體內亞結構的形成機構問題引起了很多學者的注意,因為這個問題是和一些金屬物理上的重要現象,如再結晶晶核的形成,再結晶的擇尤取向等,有着密切的關係。現在雖已有大量的研究工作,然而對於這個問題還是不清楚的,並且有很多的爭論,其中尤以 Wood<sup>[4]</sup> 及 Cahn<sup>[5]</sup> 為代表的兩種理論最為突出。Cahn 用室溫變形的鋁單晶,經高溫熟煉後,觀察到勞厄星芒中輝紋的產生及變化;他認為這是由於由形變而產生的扭曲帶,在高溫熟煉時發生多邊形化,因而形成了許多具有微小晶向差的亞晶粒。根據這種理論, Cahn, Greenough 和 Smith<sup>[6]</sup> 進一步認為在高溫形變過程中所形成的亞結構便是多邊形化的一種表現。Wood 及其合作者則否認多邊形化是亞結構形成的基本機構;他們用多晶體鋁樣品,經不同溫度及速度的形變後,依據 X 射線背射照相上衍射小點數目的改變,發現亞結構的粗細(即亞晶粒的大小)隨試驗條件而不同;形變溫度愈高,形變速度愈低,亞晶粒愈大;在同一形變條件下,亞晶粒有一“平衡大小”。他們認為在形變過程中,晶體是直接地被分裂成小晶塊的,這些小晶塊又相對發生轉動和移動,使彼此間產生晶向差。Wood 提出了一種在蠕變條件下的“細包”形變機構,但對於這個機構,並未予以清楚的申述。

本工作的目的在於較全面的了解亞結構在高溫形變過程中的形成和發展,並對其形成機構作一初步探討。

\* 1956 年 6 月 19 日收到。

## 二. 試驗材料與方法

本試驗所用材料為蘇聯 99.67% 純鋁，原厚度為 8 mm，經輾壓到 1 mm，作成標準樣品，規長為 4 cm，寬為 1.1 cm，厚為 1 mm。經熟煉處理（550°C 5 小時）後，再用應變再結晶方法，得到單晶（或雙晶）及多晶（晶粒平均大小為 2—3 mm）兩種試驗樣品。樣品的表面只經過普通的腐蝕處理。

伸拉形變試驗所採用的溫度為 200°，480° 及 630°C，伸拉速度有低速（每小時伸拉 1%）及高速（每秒伸拉約 10,000%）兩種。低速伸拉是用減速齒輪得到的。高速伸拉則是利用自由落體進行的，伸拉在  $10^{-2}$ — $10^{-3}$  秒的時間內即進行完畢。但是樣品在伸拉後須經一、二分鐘才能降到室溫，以致，變形晶體立即發生熟煉作用；這點在以後分析結果時，必須予以考慮。當進行高溫伸拉試驗時，樣品放在爐管中部；為了避免由於金屬卡頭的熱傳導及爐口的散熱而引起樣品各部分的溫度差異，我們採用了如圖 1 所示的繞製電爐方法，調節電流  $I_1$ ， $I_2$ ， $I_3$ ，便能得到相當均勻的溫度。以 Wheelco 式電子管溫度控制器，控制爐內溫度。根據校準，樣品溫度的誤差在  $\pm 3^\circ\text{C}$  以內。

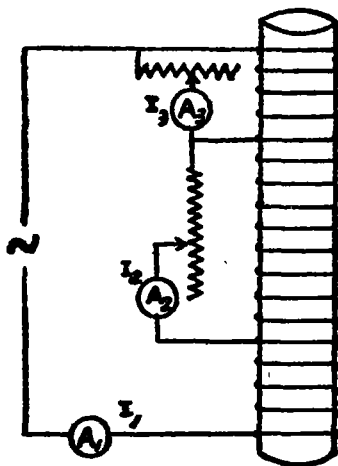


圖 1

樣品的熟煉處理是在一個具有均勻溫度的管形電爐中進行的。

每個樣品在每次伸拉及熱處理後，都在同一部位進行金相及 X 射線分析，以便觀測在形變過程中和熱處理過程中晶體內纖構的變化及其發展。大部分的 X 射線觀察是用一般勞厄及背射照相進行的（所用的 X 射線為 Co 輻射，光束直徑為 2 mm，底片到樣品的距離為 5 cm，輻射面積為  $5\text{ mm}^2$ ）。但有時也用細光束和細聚焦 X 射線進行觀察。

## 三. 試驗結果

### 1. 200°C 熱形變試驗

單晶體樣品在 200°C 低速伸拉形變過程中，在形變的開始階段，X 射線照相上的勞厄斑點隨形變程度的增加而漸漸地顯出模糊的輝紋；這種現象表示原晶體內亞結構的發展已達到可用 X 射線方法鑑別出來的程度。但當繼續伸拉時，勞厄星芒隨形變程度而逐漸增大，輝紋則愈來愈模糊不清，以致不能分辨；這是由於晶體內內應力（畸

變)隨形變而不斷增加的結果。當然,這種情形也可能是亞結構在形變過程中被分裂為更小的晶塊的結果。在樣品斷裂近旁,用 0.2 mm 細光束 X 射線攝得的背射照相上,我們觀察到顯明的彌散小點分佈在連續的德拜弧上,這也證明在 200°C 的熱形變產生不甚完整的亞晶粒(圖 2)。斷裂處的金相顯示出由兩組滑移帶交叉所形成的不很整齊排列的小塊圖形(圖 3)。這種由於斷裂機構而使在晶體內分裂形成的晶塊發生較大轉動的現象,可能就是在 X 射線照相上顯示出亞結構的原因。

多晶體樣品,不論其觀察部位包括一個或幾個晶粒,在 200°C 低速形變過程中所顯示出的變化,都和上述單晶體的試驗結果一樣,只是在形變的最初階段所得的勞厄輝紋要比單晶體顯明得多。

單晶體樣品在 200°C 經高速斷裂伸拉後的 X 射線照相,與高度的冷加工情形一樣,顯示出大的勞厄星芒及連續的德拜弧;至少在本試驗所用的 X 射線鑑別本領,不能使我們觀察到有輝紋和小點的存在。

## 2. 480°C 熱形變試驗

雙晶體樣品在 480°C 經 7 小時低速伸拉後,在一個晶體的晶粒邊界附近,開始出現了細頸(晶粒的平均伸長度為 16.9%)。為了觀察在不同形變程度下單晶內結構的變化,我們在離晶粒邊界的不同部位(各處的形變度相差很大)進行一系列的 X 射線及金相觀察(圖 4—11)。所得結果,可歸納為以下三點:

a. 從部位 1 到部位 6(圖 5—11),隨着形變程度的增加,勞厄星芒變大,同時星芒中的輝紋及背射點的網狀圖樣愈顯清楚,表明亞結構隨形變程度而發展。

b. 部位 2, 3, 4, 5 的 X 射線照相(圖 7, 8, 9 和 10)特別清楚地顯示,在勞厄星芒中有兩組整齊排列的輝紋疊加在一個連續本底上,作成網狀圖樣,但其中一組要比另一組顯著得多。在背射照相上的星芒也由兩組整齊排列的小點形成網狀圖形,同樣也是一個方向的排列較為清楚。這種整齊排列表示晶體內的亞晶粒是以一定的晶向差並按着一定的排列而形成亞結構的組織的。

c. 從部位 3—5 的金相照相上可以見到滑移帶的間距隨着滑移量的增大而加寬,同時滑移帶也愈顯彎曲(圖 4)。這種現象都相應地反映在 X 射線照相上,隨着形變量的增加,輝紋及背射小點由細變粗,其數目由多變少,同時它們的角度差也增大了,在排列上也愈不整齊(圖 6—11)。這表明 X 射線照相所顯示的亞晶粒和金相觀察所得到的結果,在組織排列及數目等各方面都有相應的關係。

多晶體樣品在 480°C 低速形變過程中,和單晶體一樣,亞結構隨形變程度而發展。而且,在同一試驗條件下,多晶體對於亞結構的發展比單晶體要有效得多。在斷裂處

的勞厄照相上，大的星芒顯示出清楚的輝紋，同時在背射照相的德拜弧上，則分佈着很多的小點，比其他部位具有更深的本底，但都未表示發生再結晶。同部位的金相則有很多很寬的滑移帶。當我們用 0.2 mm 直徑的細光束 X 射線在兩條滑移帶中間進行照相時，得到由三個小點所組成的星芒斑點（圖 12a），而用顯微鏡仔細觀察這部位時，則發現在這兩條滑移帶的中間還有兩條細的滑移帶（圖 12b）。這種 X 射線和金相照相的相應關係，在經 480°C 中速形變的多晶體樣品中也得到證實。多晶體樣品在 5 秒內伸拉 40% 伸長度後，用 0.5 mm 直徑 X 射線光束對一單個的晶粒攝得的勞厄照相，顯示出在較深的連續星芒本底上，分佈着許多小點，而這些小點排成兩組（圖 13a）。這情形當與顯微鏡下的金相外貌相比較時，則看到兩組很清楚的滑移帶交叉地形成許多小晶塊（圖 13b）；而且根據 X 射線輻射面積計算，金相中的塊數和星芒中的小點數目很接近。這些現象說明金相中所觀察到的小塊，很可能就是產生輝紋星芒中的小點的亞晶粒。

單晶體及多晶體樣品在 480°C 高速伸拉後的均勻伸長部位的 X 射線照相，與在 200°C 低速形變的斷裂部位所得到的極為相似。勞厄星芒中的輝紋及德拜弧上的小點由於本底很強而不甚清楚。在 480°C 斷裂處的勞厄照相上，則出現了很多由於再結晶晶粒衍射出來的斑點，呈現出擇尤取向的圖形（圖 14）。這是由於在高速形變條件下所形成的斷裂，具有很大的內應力，在形變完畢後，因溫度來不及下降而產生了再結晶。

### 3. 630°C 熱形變試驗

單晶體及多晶體經 630°C 低速伸拉形變後的 X 射線照相觀察結果指明：在晶體內所形成的亞結構隨形變程度的增加而發展；比 480°C 熱形變所產生的亞晶粒要粗得多，而且晶體內的內應力也大為減少。在單晶體斷裂處的勞厄照相顯示出很大的星芒，這些星芒都是由很多很粗的小點所組成的（圖 15）。當在同一部位用細聚焦 X 射線方法觀察時，則星芒中的小點更細而更多（圖 16）。這說明低鑑別本領的普通 X 射線法所顯示出來的每一亞晶粒，實際上是由彼此間晶向差很小的許多晶塊所組成的。

多晶體樣品在 630°C 低速伸拉試驗過程中，晶粒邊界發生顯著的移動，樣品很快地沿着晶粒邊界而斷裂。X 射線照相表明，形變量幾乎全部限於晶粒邊界附近；在斷裂旁的晶粒內部，勞厄點和形變前一樣，未顯示出任何變化；而在斷裂邊緣上，則出現了由很多很細的小點所組成的星芒及一簇很細的背射點（圖 17）。這些亞晶粒是在斷裂過程中形成的。同樣，在這些試驗中，我們也觀察到金相和 X 射線照相的相應關係。

單晶體樣品經 630°C 高速斷裂伸拉後，在均勻變形部分（>50%）的勞厄照相上，

星芒中有極模糊的輝紋。在背射照相上,則有極細的彌散小點,分佈在連續的德拜弧上,而且連接着彌散的勞厄點。這與在  $200^{\circ}\text{C}$  經低速伸拉後斷裂的結果極為相似,意味着晶體在高温高速形變的試驗條件下,產生了彼此間具有較大晶向差的細小亞晶粒,而同時晶體內又有大量內應力留存。當由細頸到斷裂處的各部位逐步地進行一系列的 X 射線觀察時,在勞厄星芒上或其近旁出現了愈來愈多的新的勞厄斑點(如圖 19),同時星芒中原有的輝紋也愈顯清楚。斷裂處的 X 射線照相,則呈現出很多的“再結晶”小點,按星芒分佈着而形成再結晶擇尤取向的圖形(圖 18)。這些現象是由於樣品經高温高速的巨大形變後立刻發生再結晶。這種新的再結晶晶粒在樣品經腐蝕後的金相上也顯示出來。新品粒的 X 射線衍射斑點按原星芒位置分佈的事實表明,這些新品粒是由原來的亞晶粒長大而成的。這種現象也就是一般所謂同位再結晶<sup>[7]</sup>。

為了進一步觀察新品粒的生成和亞結構的發展,我們給這個單晶體以下的熟煉處理,所得結果錄於表 1。

表 1

程序	熟 煉 處 理	勞厄照相觀察 (均勻變形部分)
1	高速伸拉斷裂後	很大的星芒,有不甚清楚為細輝紋,同時在星芒上有“同位再結晶”小點(圖 19, 注意箭頭所示的小點)
2	$400^{\circ}\text{C}$ 10 分鐘	} 沒有變化
3	$500^{\circ}\text{C}$ 1 小時 10 分鐘	
4	$500^{\circ}\text{C}$ 3 小時	
5	$550^{\circ}\text{C}$ 10 分鐘	在圖 19 箭頭所指的小點的近旁,出現了另一個小點(圖 20 箭頭所示),無其他變化(圖 20)
6	$550^{\circ}\text{C}$ 69 小時	上述的兩個小點同時長大,合成為一個大的勞厄點,但其中還可以看出由兩個斑點合成的不完整性。同時星芒也大為減小,但原有“同位再結晶”小點依然存在(圖 21)
7	$630^{\circ}\text{C}$ 10 分鐘	星芒更為減小,幾乎消逝,“同位再結晶”小點則依然存在(圖 22)
		星芒及“同位再結晶”小點都沒有了,但勞厄點中的不完整性還可以鑑別出來(圖 23)

從以上的試驗結果,我們可以知道“同位再結晶”晶粒在熟煉過程中是相當穩定的。經很長時間的熟煉處理(程序 2—6),這些“同位再結晶”小點和勞厄星芒一直同時存在(圖 22),並沒有長大,而祇有經很高温度的處理(程序 7),它們才被其他再結晶晶粒吸收。同時,在試驗中我們觀察到,新的再結晶晶粒的不完整性也是非常穩定的;即使樣品在  $630^{\circ}\text{C}$  熟煉 66 小時,這種不完整性還能從勞厄斑點上顯示出來。上述的

“同位再結晶”晶粒的穩定性，和再結晶晶粒不完整性的穩定性，都可能是由於它們和週圍基體的晶向差別很小，而不利於生長的緣故。

樣品斷裂處雖然也同樣經受了以上的熱處理過程，但最後的勞厄照相依舊是由於許多“同位再結晶”小點所形成的擇尤取向圖形，而沒有任何改變。金相觀察也證明，這斷裂部位是由許多細小的再結晶晶粒所組成的。

多晶體樣品在  $630^{\circ}\text{C}$  高速斷裂試驗結果與單晶相同，但顯出較大的再結晶本領。當樣品的伸長度為 20—30% 時，在勞厄照相上已顯示出同位再結晶現象。在斷裂處的單個晶粒的 X 射線照相上，也得到了擇尤取向的圖形。

#### 4. 不同溫度的形變試驗

為了觀察不同溫度的應變和熱處理對於變形多晶體內所形成的亞結構的影響，我們進行了以下兩個試驗<sup>[8,9]</sup>，其程序分別錄於表 2 及表 3。

表 2

程序	處 理
1	$200^{\circ}\text{C}$ ，在 16 小時中伸拉 13.5%
2	$480^{\circ}\text{C}$ ，在 3 小時中伸拉 2%
3	$200^{\circ}\text{C}$ ，在 7 小時中伸拉 5%
4	$200^{\circ}\text{C}$ ，在 5 小時中伸拉 3%
5	$480^{\circ}\text{C}$ ，熟煉 6 小時
6	$480^{\circ}\text{C}$ ，在 3 小時中伸拉 1.5%
7	$480^{\circ}\text{C}$ ，在 4 小時中伸拉 2.5%
8	$480^{\circ}\text{C}$ ，在 5 小時中伸拉 3%

表 3

程序	處 理
1	$480^{\circ}\text{C}$ ，在 5 小時內伸拉 4%
2	室溫，伸拉 3%
3	$500^{\circ}\text{C}$ ，熟煉 26 小時
4	$480^{\circ}\text{C}$ ，在 1 小時伸拉 1%
5	$500^{\circ}\text{C}$ ，熟煉 111 小時，再在 $620^{\circ}\text{C}$ 熟煉 26 小時
6	$620^{\circ}\text{C}$ ，熟煉 132 小時

第一個試驗（表 2）結果指出： $480^{\circ}\text{C}$  熱應變（程序 2）使原來經  $200^{\circ}\text{C}$  伸拉（程序 1）後，所得的很不清楚的勞厄輝紋及背射小點有顯著的清晰度的改進，同時輝紋及小點也都變粗了；繼續在  $200^{\circ}\text{C}$  增加形變程度（程序 3）則又使輝紋模糊不清。這事實說明  $480^{\circ}\text{C}$  熱形變比  $200^{\circ}\text{C}$  熱形變易於形成更大更完整的亞晶粒。這與前三節所得的結果完全相合。熱形變程序 6 對於亞結構的發展比熟煉處理程序 5 要有效得多。同時隨着  $480^{\circ}\text{C}$  熱形變程度的增加（程序 6—8）輝紋及小點的清晰度有不斷的改進，但其效應却逐漸減小，最後似趨向於一個“平衡狀態”。

第二個試驗（表 3）結果指出：樣品經 3% 室溫伸拉（程序 2）後，原來星芒中由  $480^{\circ}\text{C}$  熱應變（程序 1）所產生的清楚的輝紋發生彌散，原來清楚的背射小點也變得模糊地分佈在連續的德拜弧上。這表示原來較完整的亞結構因受冷應變而發生畸變。以後較長時間的熟煉處理（程序 3）使輝紋及小點只顯得少許清楚，但經很小的較短時

間的熱應變處理(程序 4)後,清晰度則有顯著的改進;顯然地,熱應變對於亞結構的發展比一般熟煉處理是有效得多。樣品在已形成亞結構後,如再經長時間和更高温度的熟煉處理(程序 5, 6),即使在某些部分已發生再結晶,但亞結構還是沒有發展。這表明亞結構在熟煉過程中是相當穩定的;這與  $630^{\circ}\text{C}$  高速形變下所形成的“同位再結晶”晶粒的穩定情形很相似。

## 四. 結 論

綜合上述試驗結果,我們得到以下的結論:

1. 鋁單晶體及多晶體樣品,經不同溫度 ( $200-630^{\circ}\text{C}$ ) 及不同速度 ( $1\%/$ 小時至  $10,000\%/$ 秒) 的伸拉形變後,都產生亞結構,甚至在斷裂情形下也是如此。

2. 在同一形變速度下,形變溫度愈高,則勞厄輝紋及背射小點愈粗,其本底亦愈弱,表示形變產生的亞晶粒是較大而又較完整(具有較少內應力)的。在同一形變溫度下,形變速度愈大,則勞厄輝紋及背射小點愈細,其本底亦愈強,表示產生的亞晶粒是較小而較不完整(具有較大內應力)的。這種現象表明:形變過程中的回復效應是使形變速度和形變溫度發生對應關係的重要因素之一。

3. 在形變過程中,晶體內亞結構的發展是隨形變程度的增加而增加的。同時,在同一條件下,多晶體較單晶體更利於亞結構的形成及其發展。

4. X 射線與金相觀察結果指出,勞厄輝紋及背射小點的組織排列及數目等都與滑移帶的形狀和分佈有相應關係:(i) 形變溫度愈高和形變速度愈低,則滑移帶的間距愈寬,相應地勞厄星芒中的輝紋及小點也就愈粗。(ii) 形變溫度愈高,滑移帶愈彎曲,勞厄星芒中的輝紋也愈不整齊,表示亞結構的組織愈不規則;若滑移帶較直,則亞結構也較整齊。(iii) 當滑移系彼此交叉而在金相上形成小塊狀時,則勞厄星芒中的輝紋由小點所組成;若滑移主要地限於一個系統時,則輝紋成為條狀。(iv) 根據 X 射線在樣品上輻射面積計算,金相上的小塊數目和勞厄星芒中的小點數目相等或很接近。

5. 用細聚焦方法或細光束 X 射線所攝得的變形晶體的照相上,在勞厄星芒中出現更多更細的小點。這表明普通 X 射線照相方法所鑑別出來的每一亞晶粒實際上是由許多彼此間晶向差很小的更細的亞晶粒所組成的。

6. 高溫應變對於亞結構的發展比一般冷應變後的熟煉處理有效得多;這是由於亞晶粒邊界處的原子,在“應力熟煉”下具有更大的活動性的緣故。高溫形變時所形成的亞結構,在以後的熟煉處理過程中,顯示出高度的穩定性。

7. 樣品經高溫 ( $480^{\circ}$  及  $630^{\circ}\text{C}$ ) 高速巨大形變後,晶體內產生了很大的內應力;因

此在溫度來不及下降的情況下，便很快地發生同位再結晶。“同位再結晶”晶粒很可能是由原變形晶體內的某些亞晶粒在高溫下長大而成的。

## 五. 討 論

根據已得到的 X 射線照相和金相觀察的相應關係，我們認為變形晶體內亞結構的產生是形變的直接結果，是與滑移直接相關的。滑移使晶體分裂為小塊，同時在滑移過程中的彎曲轉動（如形變帶的產生等），隨形變程度的增加而愈益顯著。同時在高溫低速形變下亞晶粒邊界原子的擴散，又促進小塊間發生晶向差。

樣品斷裂細頸部位的幾何條件使晶體內亞晶粒間發生了更大的不均勻轉動，因此在 200°C 斷裂部位的 X 射線照相反而能夠比較清楚地顯示出亞結構；當然，回復效應也會起一定的作用。在多晶體樣品中，由於各個晶粒形變的不同和晶粒邊界所引起的作用，晶粒的各部分發生不同程度的形變和轉動，甚至在伸拉後，表面變為凹凸不平；在晶粒邊界近旁，滑移帶也發生曲折。由於這種原因，多晶體在形變過程中較單晶體易於形成亞結構，而且利於它的發展。從張沛霖和林樹智的試驗結果<sup>[10]</sup>也得到證明。

由於形變而形成的最小亞晶粒可視為單位整體，其中含有畸變（內應力）。在高溫低速的形變條件下，由於形變和回復的同時發生，故使一定大小的亞晶粒趨向達到一個“平衡狀態”。但在高溫高速形變後，晶體很快地被分裂成很多很細小的亞晶粒，同時有着很大內應力（畸變）的存在；因此，某些亞晶粒很快地長大，所以立刻發生了同位再結晶。

範性形變使晶體直接地分裂為亞晶粒的結果，是與 Cahn 的多邊形化理論不相符的；實際上，已有很多工作否定了 Cahn 的理論的普遍性。例如，Kelly 和 Roberts<sup>[11]</sup>指出，鋁在 -183°C 形變後同樣也能產生亞結構；這是很難用多邊形化理論來解釋的。同時 Gay, Kelly 和 Hirsch<sup>[12]</sup>的試驗結果也與我們的相符。

Wood 及其合作者的工作雖然指出了亞結構是形變的直接結果，同時很多的試驗結果也和我們的完全一致，但是他們用來解釋亞結構形成的“細包”形變機構，是很不清楚的。從他們的試驗條件（在 500°C 每小時伸拉 0.1%）來看，這種不產生滑移帶而形成亞結構的現象，很可能是由於原晶體內嵌鑲結構在形變過程中發生擴散形變和嵌鑲邊界移動的結果；同時他們的工作中所用的樣品是多晶體，所以對於晶粒邊界的作用，也必須予以充分的估計。



## 參 考 文 獻

- [1] Hornès, G. A., *Rev. Mét.* **36** (1939), 373.
- [2] Jenkins, C. H. M. and Mellor, G. A., *J. Iron & Steel Inst.* **132** (1935), 179.
- [3] Crussard, C., *Rev. Mét.* **43** (1946), 307.
- [4] Wilms, G. R. & Wood, W. A., *J. Inst. Metals*, **75** (1948—1949), 693.  
Wood, W. A. & Rachinger, W. A., *ibid.* **76** (1949—1950), 237.  
Wood, W. A. & Scrutton, R. F., *ibid.* **77** (1950), 423.  
Wood, W. A. & Wilms, G. R., *ibid.* **79** (1951), 159.  
Wood, W. A. & Suiter, J. W., *ibid.* **80** (1951—1952), 501.  
Wilms, G. R., *ibid.* **83** (1954—1955), 427.
- [5] Cahn, R. W., *ibid.* **76** (1949—1950), 121; **79** (1951), 129; *Progress in Metal Physics*, Vol. 2, p. 151 (1950).
- [6] Greenough, G. B. & Smith, Edna, M., *J. Inst. Metals*, **77** (1950), 435.
- [7] Crussard, C., *Rev. Mét.* **41** (1944), 111, 133.
- [8] 劉益煥, 陶祖聰, 物理學報, **11** (1955), 363.
- [9] 劉益煥, 陶祖聰, 物理學報, **11** (1955), 507.
- [10] 張沛霖, 林樹智, 物理學報, **12** (1956), 170.
- [11] Kelly, A. & Roberts, W. T., *Acta Met.* Jan. 1955.
- [12] Gay, P., Kelly, A. & Hirsch, P. B., *Acta Cryst.* (1954), p. 41.

## FORMATION AND DEVELOPMENT OF SUBSTRUCTURE IN ALUMINIUM CRYSTALS STRAINED AT HIGH TEMPERATURES

LIU YI-HUAN and TAO TSU-TSOONG

(*Institute of Applied Physics, Academia Sinica*)

### ABSTRACT

Single-crystal and polycrystalline specimens of aluminium of 99.67% purity were stretched at temperatures 200—630°C with different rates of straining from 1% elongation per hour to ~10<sup>4</sup>% per second. Observations were made after deformation with X-ray and metallographic methods. It has been shown that the formation of substructure is a direct result of deformation as a consequence of glide and lattice rotation. The size of subgrains formed depends on the temperature and rate of straining; the higher the straining temperature or the lower the rate of straining, is the coarser the substructure will be resulted. High temperature deformation is far more effective in developing substructure than subsequent annealing after cold deformation. After a large amount of rapid straining at 480—630°C, recrystallization in situ occurs probably as a consequence of growth of subgrains in the deformed matrix. Both the small crystals formed by recrystallization in situ and the subgrains formed by slow straining at elevated temperatures appear rather reluctant to grow during subsequent annealing treatment. Further growth only occurs after prolonged annealing at a very high temperature.

劉益煥、陶祖聰：在高溫形變過程中鋁晶體內亞結構的形成及發展

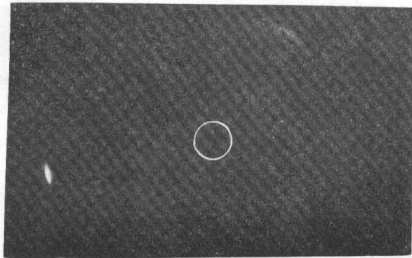


圖 2. 鋁單晶, 在 200°C 低速伸拉後, 斷裂部位的背射圖

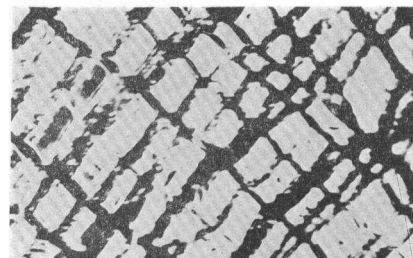
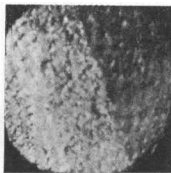
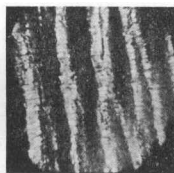


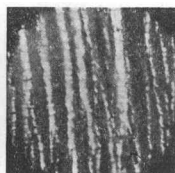
圖 3. 鋁單晶, 在 200°C 低速伸拉後, 斷裂部位的金相圖( $\times 1000$ )



部位 1



部位 2



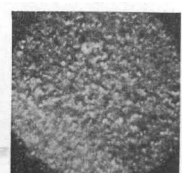
部位 3



部位 4



部位 5



部位 6

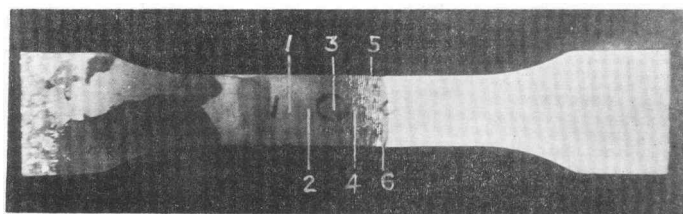


圖 4. 鋁雙晶, 在 480°C 低速伸拉後, 離晶粒邊界不同部位的金相圖( $\times 100$ )

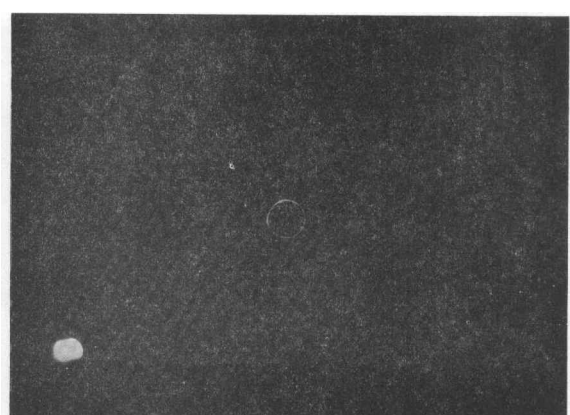
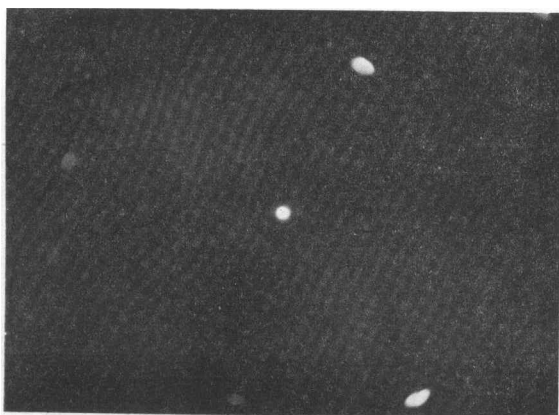


圖 5. 相當於圖 4 中部位 1 的勞厄及背射圖

劉益煥、陶祖聰：在高溫形變過程中鋁晶體內亞結構的形成及發展

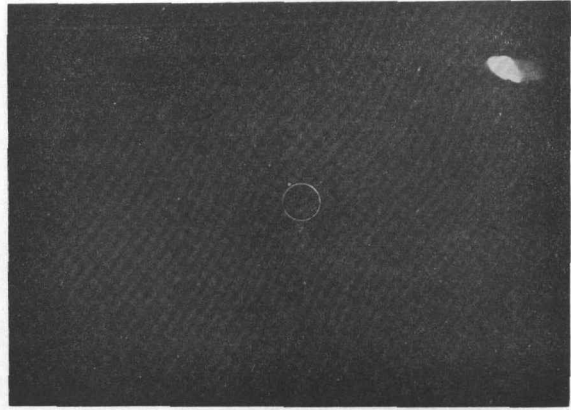
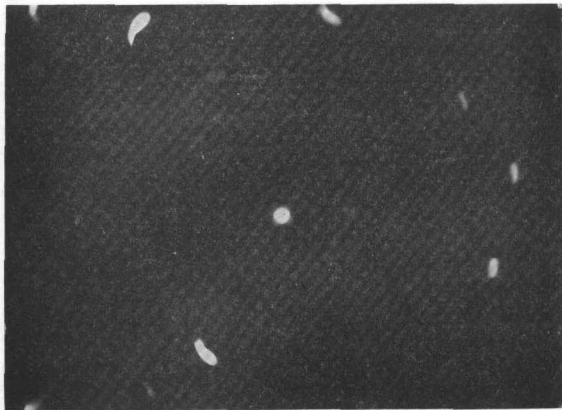


圖 6. 相當於圖 4 中部位 1—2 間的勞厄及背射圖

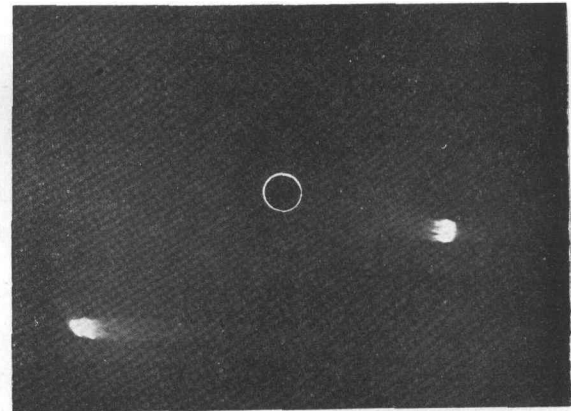
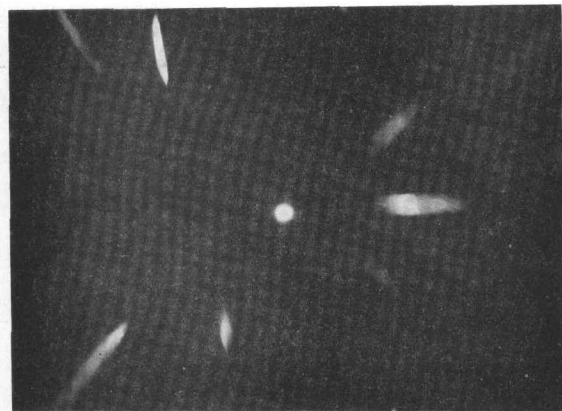


圖 7. 相當於圖 4 中部位 2 的勞厄及背射圖

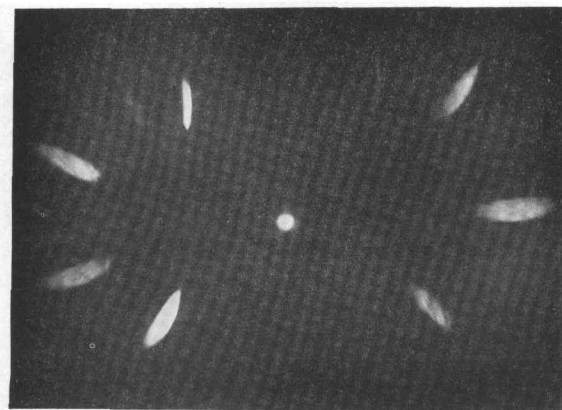


圖 8. 相當於圖 4 中部位 3 的勞厄及背射圖

劉益煥、陶祖聰：在高溫形變過程中鋁晶體內亞結構的形成及發展

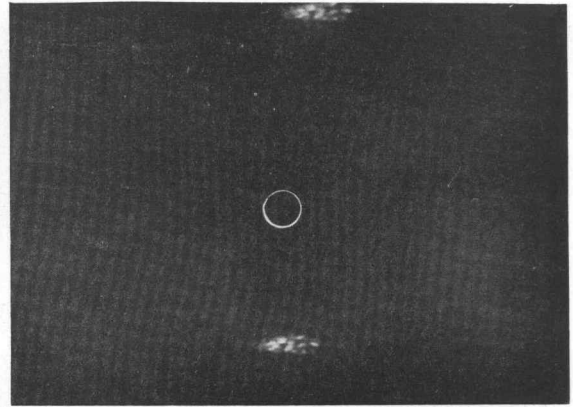
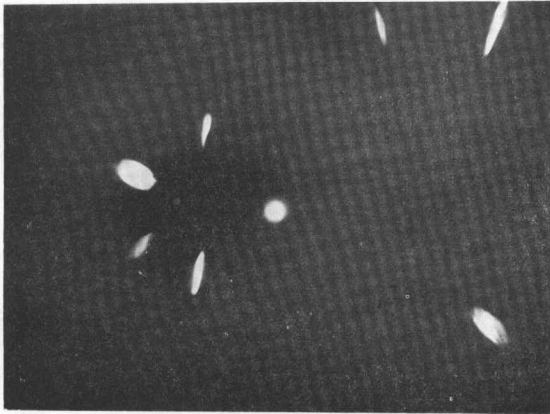


圖 9. 相當於圖 4 中部位 4 的勞厄及背射圖

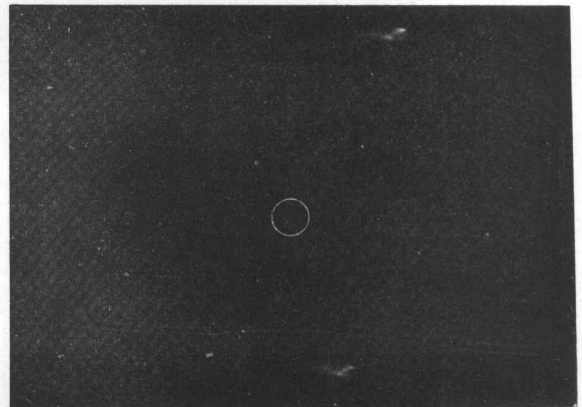
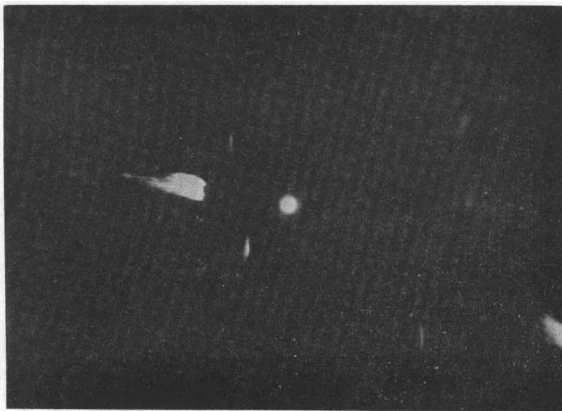


圖 10. 相當於圖 4 中部位 5 的勞厄及背射圖

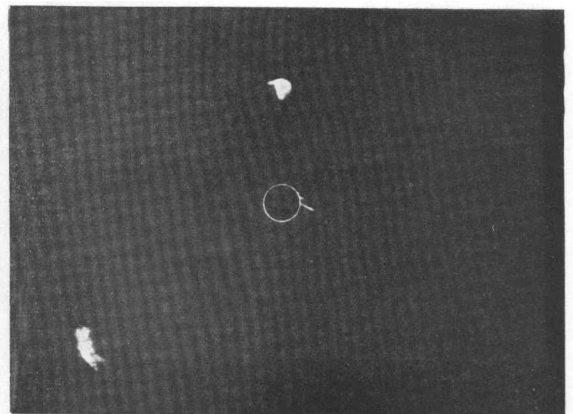
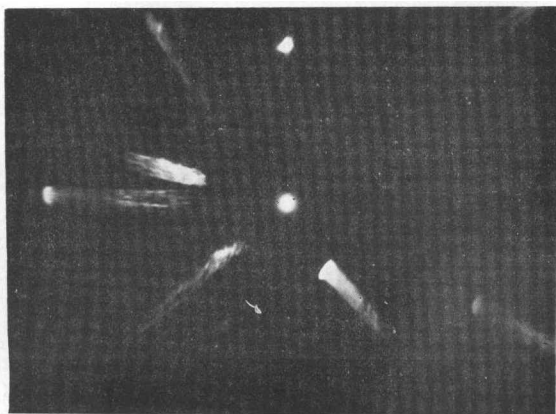


圖 11. 相當於圖 4 中部位 6 (晶粒邊界上) 的勞厄及背射圖

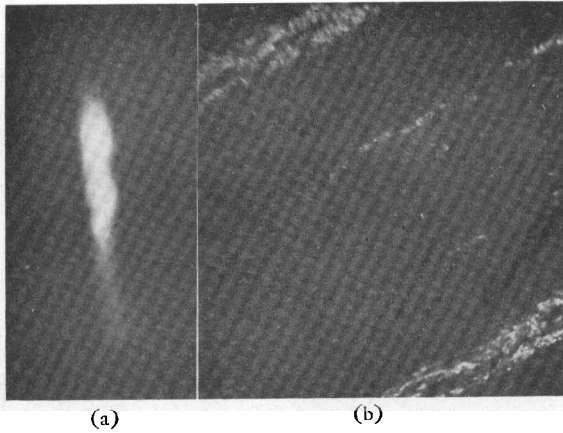


圖 12.

(a) 在  $480^{\circ}\text{C}$  低速伸拉後斷裂部位的勞厄圖(與 b 完全同一部位)  
(b) 在  $480^{\circ}\text{C}$  低速伸拉後斷裂部位的金相圖( $\times 170$ )

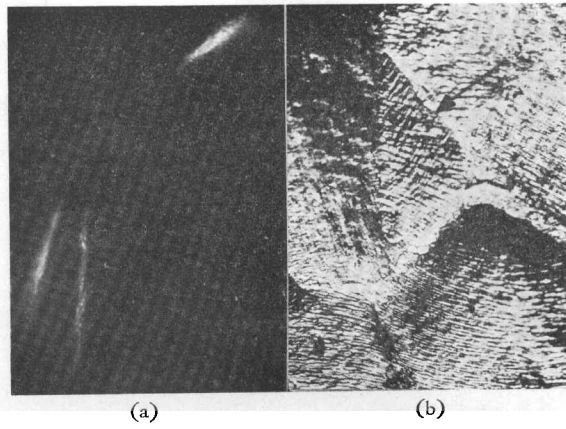


圖 13.

(a) b 圖上箭頭所示晶粒的勞厄圖  
(b) 鋁多晶, 在  $480^{\circ}\text{C}$  經 8 秒伸拉 48% 後的金相圖( $\times 16$ )

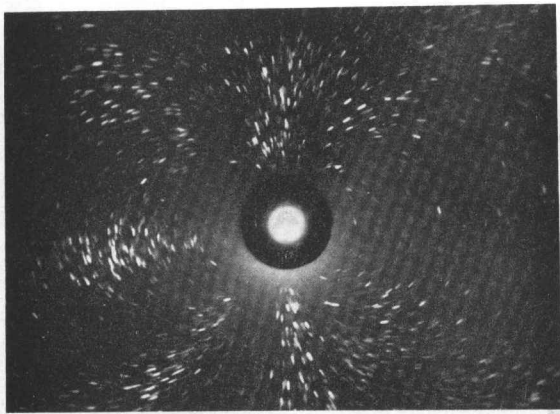


圖 14. 鋁單晶, 在  $480^{\circ}\text{C}$  高速伸拉後, 斷裂部位的勞厄圖

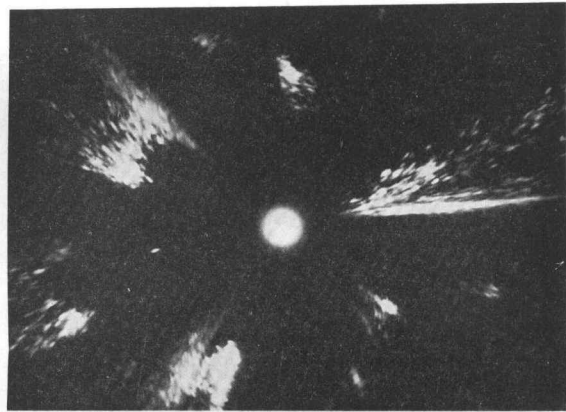


圖 15. 鋁單晶, 在  $630^{\circ}\text{C}$  低速伸拉後, 斷裂部位的普通勞厄圖

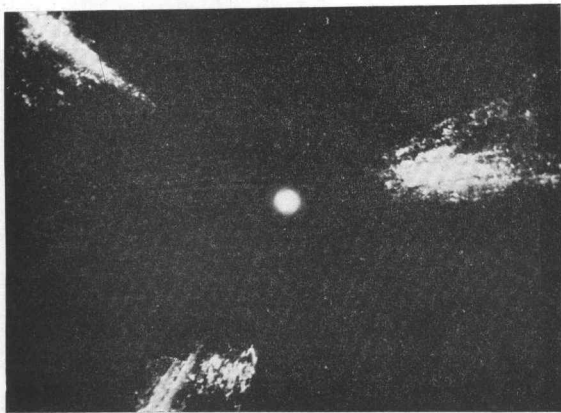


圖 16. 與圖 15 相同部位的細聚焦勞厄圖

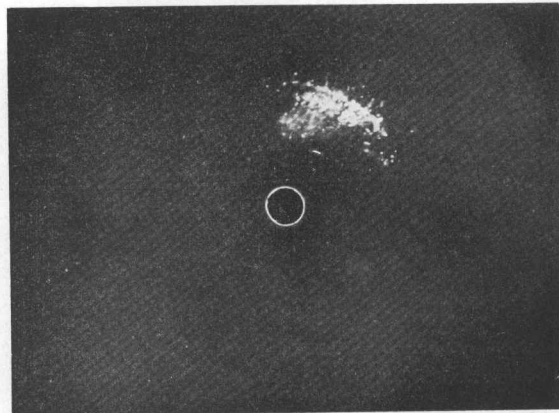


圖 17. 鋁多晶, 在  $630^{\circ}\text{C}$  低速伸拉後, 晶粒邊界斷裂部位  
的背射圖



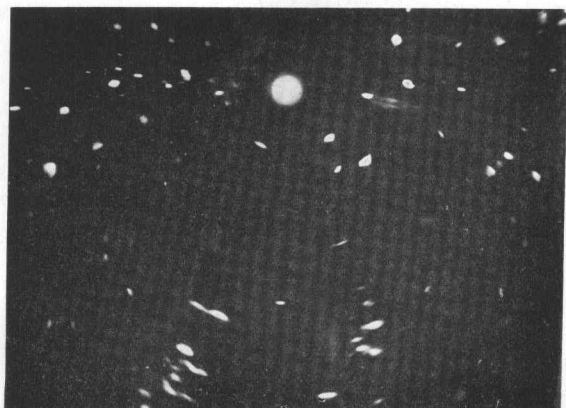


圖 18. 鋁單晶, 在 630°C 高速伸拉後斷裂部位的勞厄圖



圖 19. 鋁單晶, 在 630°C 高速伸拉後, 均勻形變部位 (~90%) 的勞厄圖 [表 1 程序 1]



圖 20. 鋁單晶 [表 1 程序 4] 在 500°C 熟煉 180 分鐘的勞厄圖



圖 21. 鋁單晶 [表 1 程序 5] 在 550°C 熟煉 10 分鐘的勞厄圖

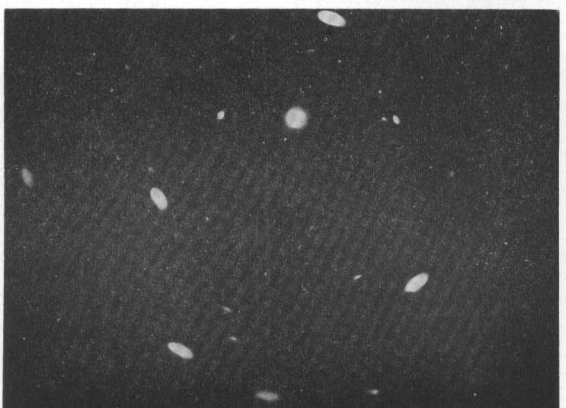


圖 22. 鋁單晶 [表 1 程序 6] 在 550°C 熟煉 4140 分鐘的勞厄圖

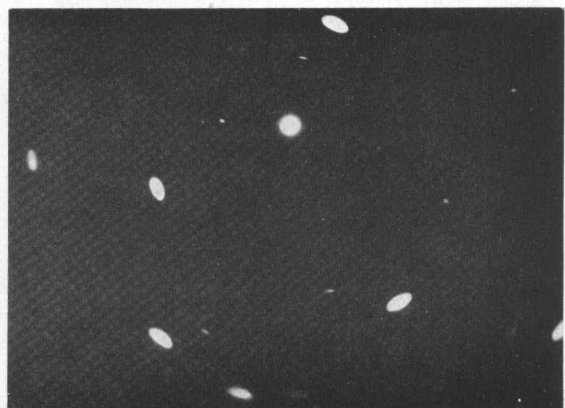


圖 23. 鋁單晶 [表 1 程序 7] 在 630°C 熟煉 10 分鐘的勞厄圖