

冷 軋 銅 板 再 結 晶 纖 構 的 形 成*

顏 鳴 皋 周 邦 新

(中國科學院應用物理研究所)

提 要

電解純銅經 88.7% 冷軋後，所形成的軋製纖構除穩定的(110)[1 $\bar{1}$ 2]與(112)[11 $\bar{1}$]外，還存在着一種(3,6,11)[53 $\bar{3}$]纖構。在較低溫度下退火時，再結晶纖構主要為(100)[001]、(358)[352]和與(100)[001]成孿生取向的(122)[21 $\bar{2}$]纖構。隨着退火溫度的增加，(358)[352]纖構逐漸減弱，立方纖構(100)[001]則逐漸加強；當退火溫度達到 900°C 時，形成了集中的(100)[001]纖構。

冷軋銅板在退火的過程中，具有(100)[001]再結晶晶粒首先形成，然後普遍地發生同位再結晶。其中具有(100)[001]取向的晶粒，繼續發生選擇性的生長，最後形成了集中的立方纖構。

本文中對軋製纖構與其再結晶纖構取向間的關係也進行了分析，再結晶纖構一般可認為是原有纖構沿某一個[111]軸旋轉 45°，22° 或 38° 的結果。同時，根據上述幾何關係所繪出的理想極圖與實際測定的結果也是符合的。

試驗結果指出，不同加熱速度和不同加熱程序對形成最終的再結晶纖構，不發生顯著的影響，而退火溫度對再結晶纖構的形成起着主要的作用。

一. 引 言

金屬在承受較大的形變後，產生了加工纖構。當具有加工纖構的金屬再經過退火處理時，可形成與原有纖構相同的或完全不同的纖構，一般稱為再結晶纖構。

對於面心立方點陣的金屬，如 Cu, Al, Ni 及其某些合金等，經較大形變的軋製後，具有集中的(110)[1 $\bar{1}$ 2]和(112)[11 $\bar{1}$]纖構。這些金屬再經退火處理可形成具有(100)[001]取向的再結晶纖構，通稱為立方纖構^[1-6]。一般來說，大的冷軋加工量(>80%)，高的退火溫度，小的原始晶粒度，和合金元素的含量在一定限度以下等因素，是形成立方纖構的幾個重要的條件^[1]。

過去所發表的一些工作中，一般是將樣品在某一溫度下退火並保持一定時間後，觀察其再結晶纖構的形成情況。但是對於再結晶纖構的形成過程和加熱速度、加熱程序對纖構的影響等，這些方面的資料仍然很缺乏。本試驗即着重研究上述各點對冷軋銅板再結晶纖構的影響，通過這些試驗工作，可提供更多的試驗數據，將有助於進一步了解金屬再結晶纖構形成的機理，作為今後改進工藝過程方面的理論依據。

* 1957 年 8 月 1 日收到。

二. 試驗步驟

本試驗所採用的電解純銅的化學成分見表 1. 原材料經熱軋到 7.4 mm 後,再冷軋到 0.84 mm,總冷加工量為 88.7%. 冷軋前的晶粒大小為 0.03~0.045 mm.

表 1. 電解銅的化學分析結果

合金元素	Cu	Pb	Fe	Ni	Sn	Si	Zn	P	O ₂
含量%	99.95	0.0007	0.0015	0.001	0.0002	<0.001	<0.005	<0.0001	0.013

樣品的尺寸為 20 × 10 mm²,退火系在自製的管式爐中進行. 除 900°C 長時間加熱採用真空裝置外,一般均在空氣中加熱. 為了測定樣品的真實溫度,採用了將熱電偶的熱端直接綁在樣品上的方法. 在觀察不同的加熱條件下再結晶織構的變化,曾採用了一些不同的加熱方式,如圖 1 中的加熱曲線所示: 其中曲線 1, 2 是以不同的加熱速度進行加

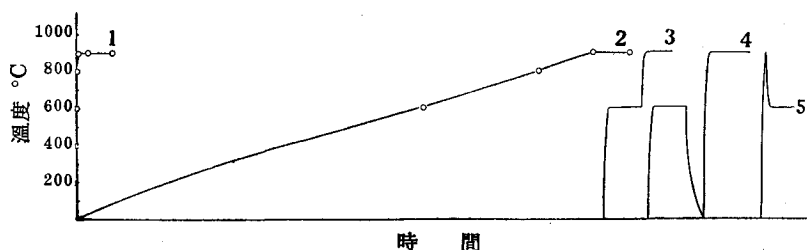


圖 1. 樣品退火時的加熱曲線

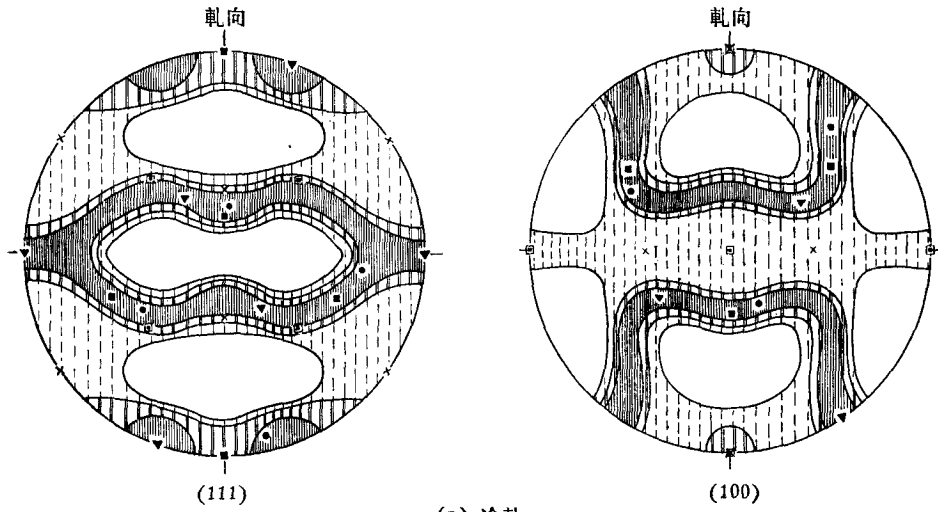
熱,其平均加熱速度分別為 450°C/分和 2°C/分. 曲線 3, 4 是先將樣品加熱到 600°C 保溫 30 分鐘,然後將樣品直接加熱到 900°C 或冷至室溫後再加熱到 900°C. 曲線 5 是將樣品加熱到 900°C 後,立即移至 600°C 保溫. 為了研究樣品在加熱過程中的織構和性能的變化,在加熱途中(如曲線 1, 2 上的圓圈所示)將樣品取出水淬. 經不同處理後的樣品,以威氏硬度計測定其硬度值,採用的荷重為 10 千克.

上述樣品經處理後,以硝酸腐蝕至 0.7 mm 以下,並用 CuK α 輻射攝取一系列的相片以繪出其(111)與(100)面的極圖. 為了迅速地觀察到立方織構的形成,採用了 X 光掠射法^[3],就是將試樣面與 X 光成一 $\theta_{(200)}$ 角(200 的布來格角). 當採用 CuK α 輻射時, $\theta_{(200)} \simeq 25^\circ 10'$. 這樣當有(100)[001]取向的再結晶晶粒形成時,很容易從攝取的相片中 200 衍射環上觀察到.

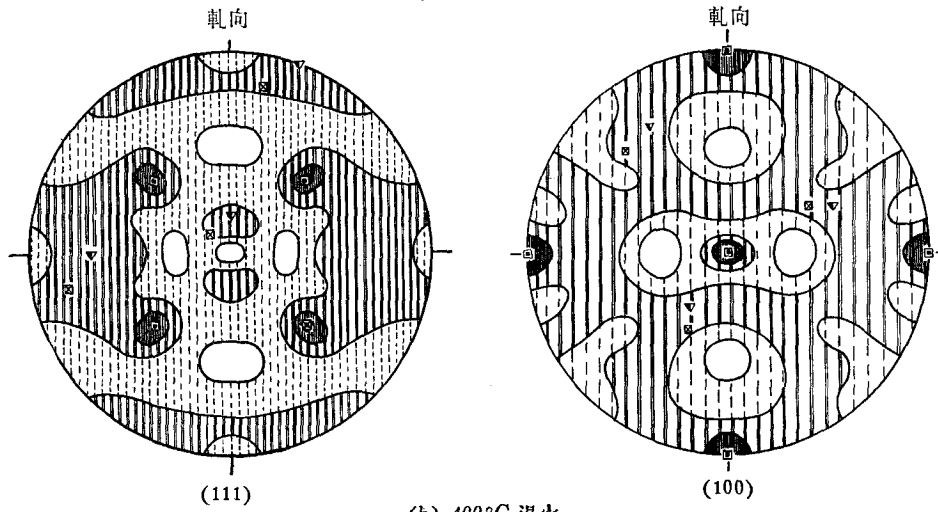
三. 試驗結果

圖 2(a)是測得冷軋的(111)與(100)極圖,其理想取向主要為(110)[1 $\bar{1}$ 2] + (112)[11 $\bar{1}$] 和弱的(100)[001]、(110)[001],此外在(110)[1 $\bar{1}$ 2]和(112)[11 $\bar{1}$]兩主要織構間,還存在着有一個過渡性的或與上述兩織構“共生”的(3,6,11)[53 $\bar{3}$]織構.

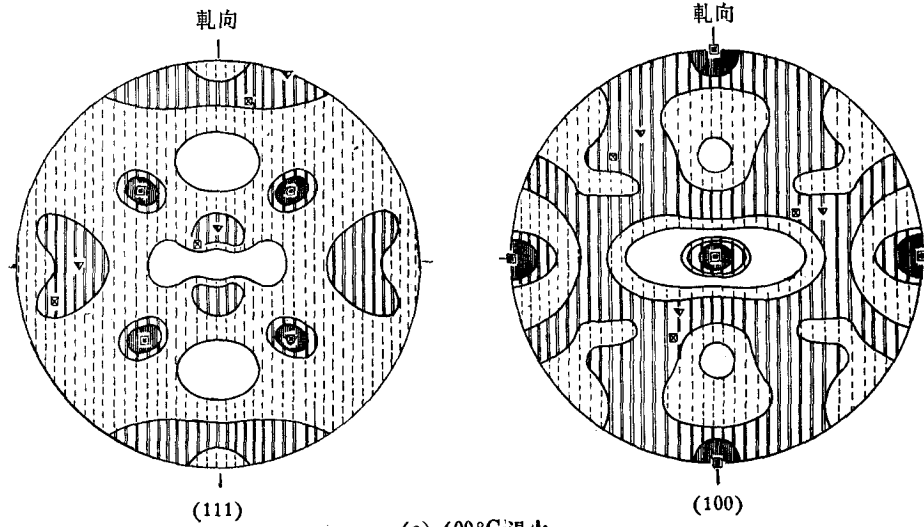
樣品在不同溫度加熱 30 分鐘後測得的硬度值變化的曲線見圖 3. 與之相對應的 X 光掠射相列於圖 4. 由圖 4 中可以明顯地看到,當樣品在 160°C 退火 30 分鐘後[見圖 4(b)],具有(100)[001]取向的再結晶晶粒已首先形成,而其他部分仍然保持着冷加工狀



(a) 冷軋



(b) 400°C 退火



(c) 600°C 退火

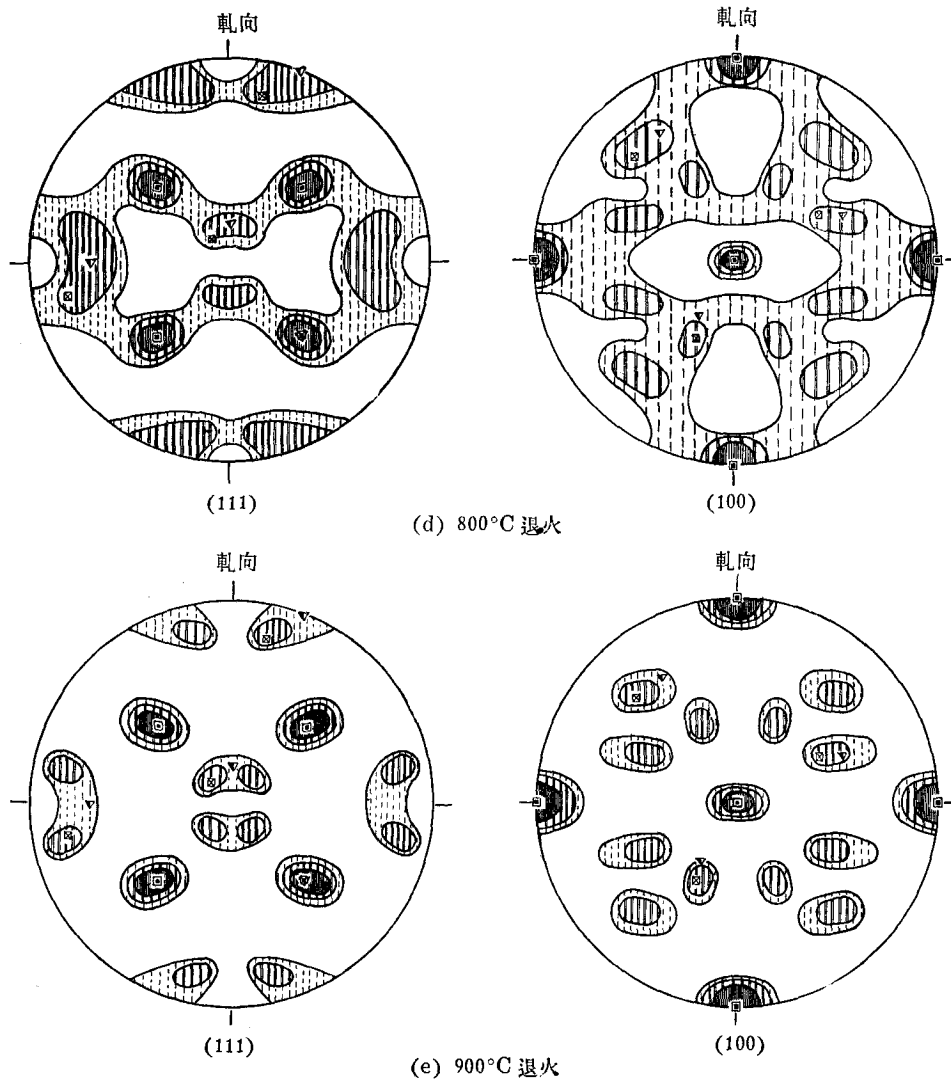


圖2. 純銅經88.7%冷軋和不同溫度下30分鐘退火後的(111)和(100)極圖
 ▼ (110)[1 $\bar{1}$ 2], ■ (112)[1 $\bar{1}$ $\bar{1}$], ● (3,6,11)[53 $\bar{3}$], × (110)[001],
 □ (100)[001], ▽ (358)[352], ⊠ (122)[21 $\bar{2}$]

態，此時硬度值僅有微小的變化，可以認為樣品還是處於恢復階段。隨着退火溫度的增加，(100)[001]取向的晶粒發生長大，同時也產生了其他取向的再結晶晶粒。退火溫度的繼續增加，晶粒的取向就逐漸集中到(100)[001][見圖4(f),(g),(h)]。圖2(b),(c),(d),(e)是樣品在400°，600°，800°，900°C加熱30分鐘後所測出的(111)與(100)極圖。根據這些極圖可看出在上述溫度範圍內，銅板的再結晶組織主要是(100)[001]，其次是(358)[352]和(122)[21 $\bar{2}$]，在較低的溫度(400°，600°C)時，還有一些混亂取向的晶粒。

樣品在加熱到400°，600°，800°，900°C的過程中，以不同的加熱時間(即樣品被加熱到不同溫度時)，將樣品取出水淬，測得的硬度變化曲綫與相應的加熱曲綫示於圖5。由硬度變化曲綫中可看到樣品在加熱過程中，硬度值下降是非常迅速的。一旦樣品被加熱到指定的溫度時，硬度值已趨於穩定，組織也基本上形成。繼續加熱時，硬度不再發生顯

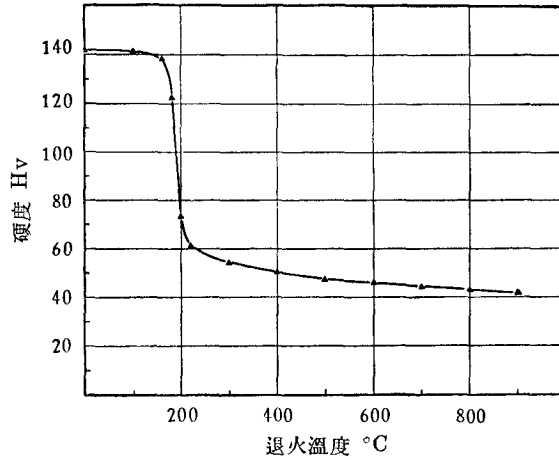


圖 3. 冷軋銅板在不同溫度退火後硬度的變化

著的變化，僅組織稍有所集中。這一結果也指出了在板料的實際生產中，縮短退火時間來提高生產率是有可能的，因此，這也是今後值得進一步研究的問題。

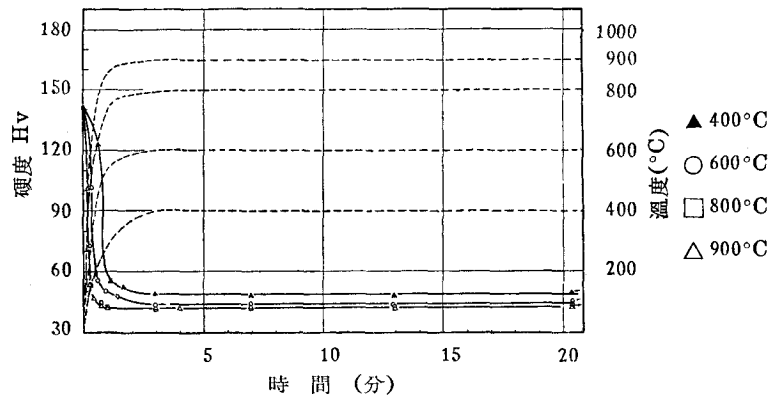
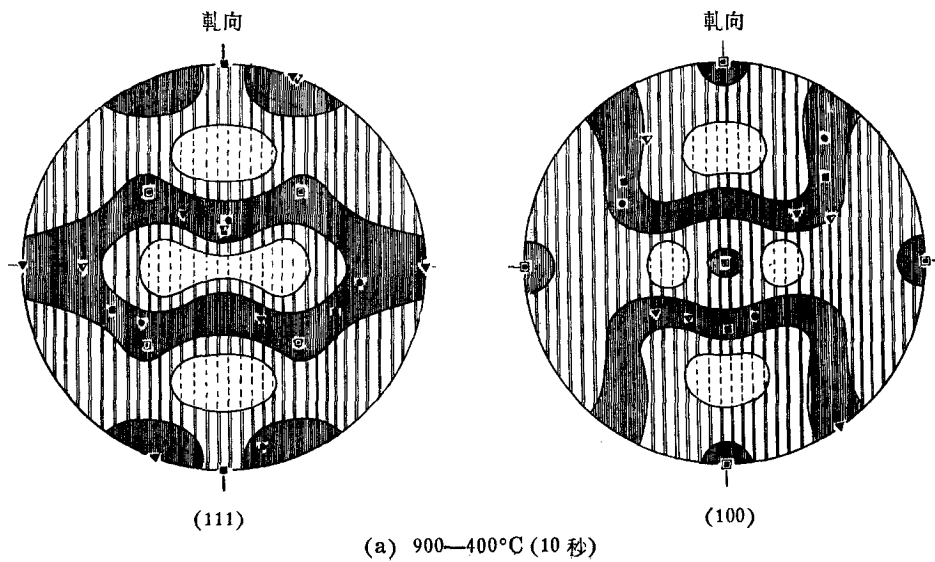
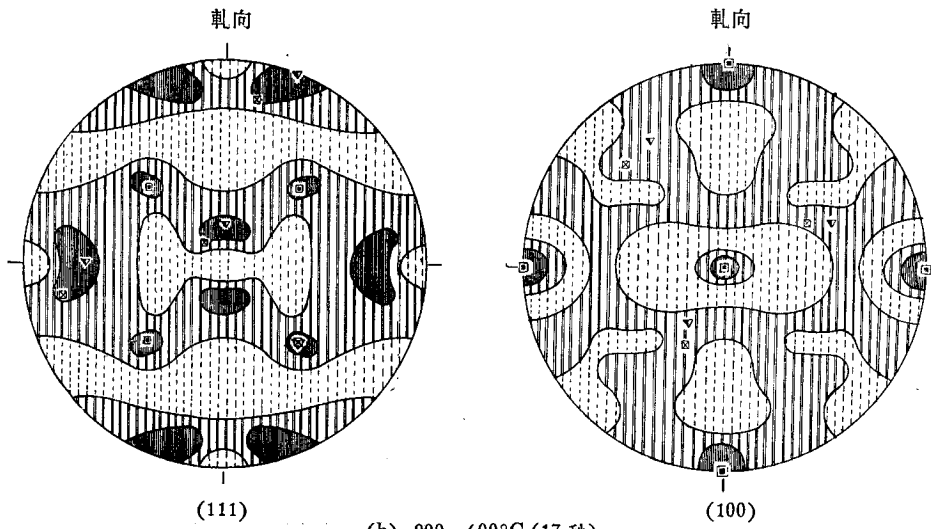
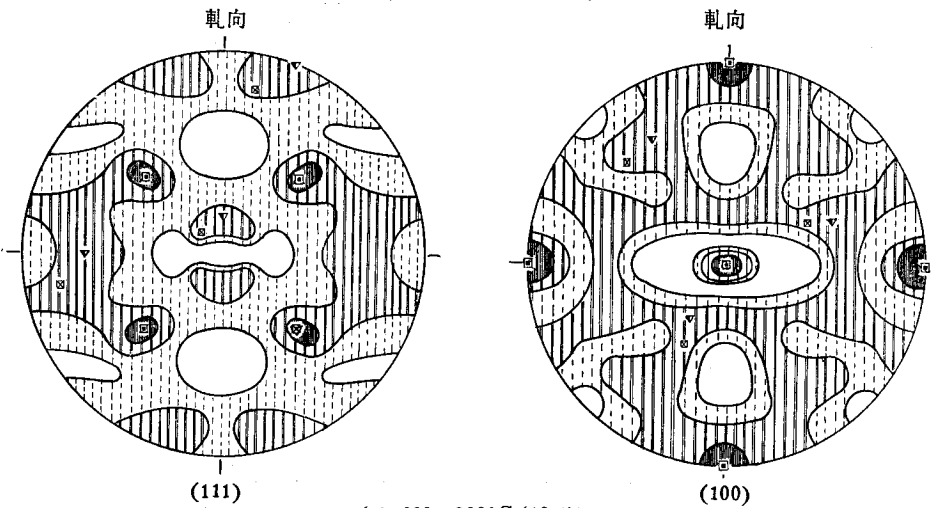


圖 5. 銅板在不同溫度下退火過程中硬度的變化和相應的加熱曲綫

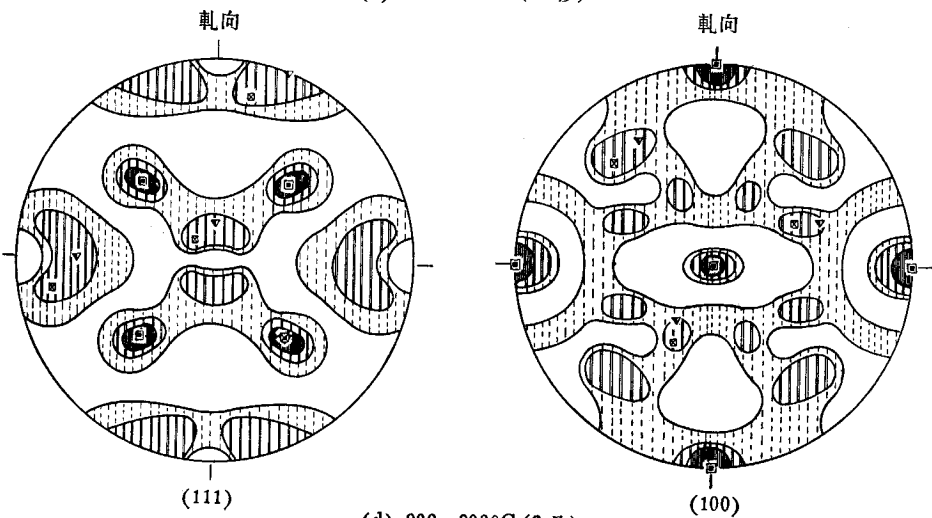




(b) 900—600°C (17 秒)



(c) 900—800°C (42 秒)



(d) 900—900°C (2 分)

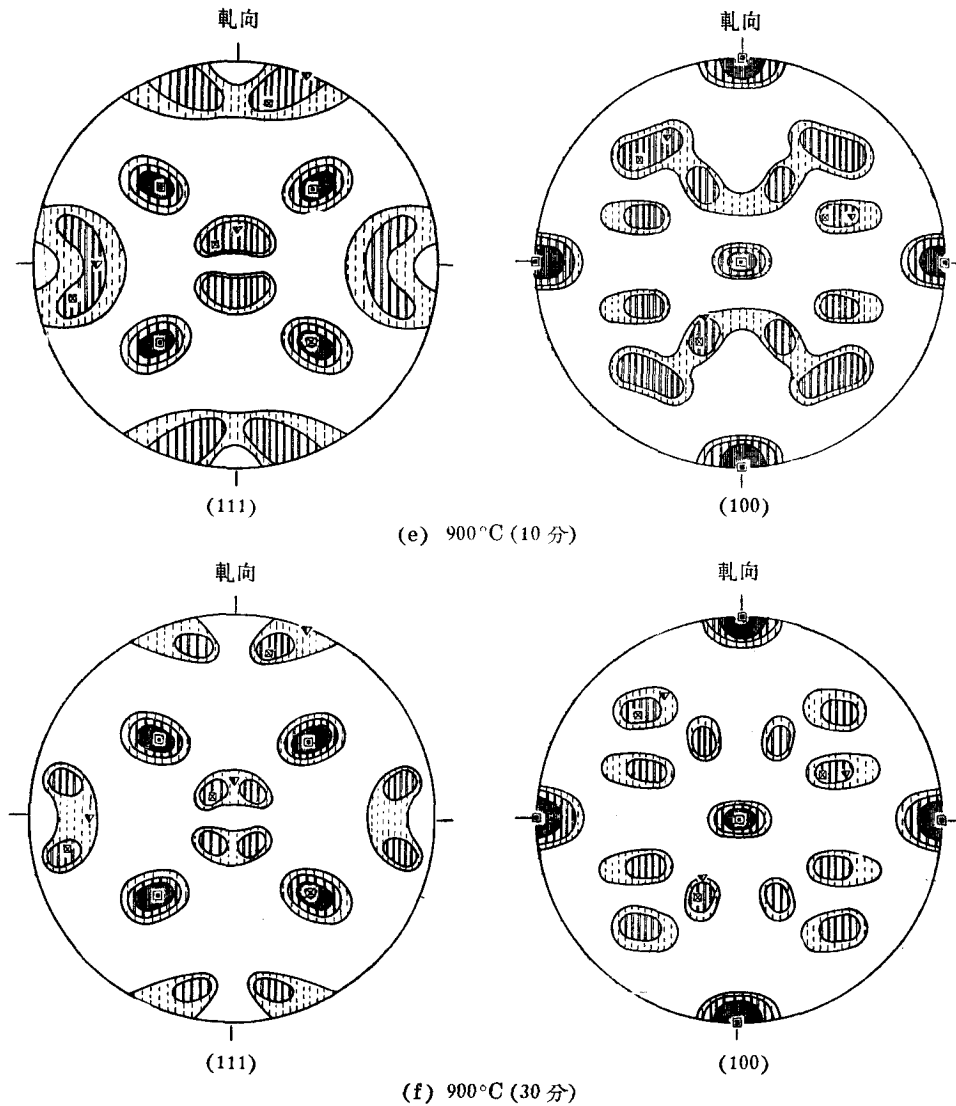


圖 6. 冷軋銅板在 900°C 退火過程中的(111)和(100)極圖的變化
 ▼ (110)[$\bar{1}\bar{1}2$], ■ (112)[$1\bar{1}\bar{1}$], ● (3,6,11)[533],
 □ (100)[001], ▽ (358)[352], ⊠ (122)[$2\bar{1}\bar{2}$]

圖 6 是樣品在加熱至 900°C 的過程中，以不同的加熱時間（即樣品溫度達到 400° ， 600° ， 800° ， 900°C 時）取出水淬後所測繪出的(111)與(100)極圖。圖 6 (a) 是樣品加熱到 400°C （加熱 10 秒後）取出水淬後測得的極圖。這時立方織構已經出現，並具有相當的強度，同時產生了一些混亂取向的再結晶晶粒，但樣品大部分還保持着冷加工狀態。圖 6 (b) 是樣品加熱到 600°C （加熱 17 秒後）取出水淬後測得的極圖。這時樣品已完全再結晶，晶粒取向主要是(100)[001]和(358)[352]以及一些與冷軋織構相近的取向，後者可認為是通過同位再結晶而獲得的。圖 6 (c) 是樣品加熱到 800°C （加熱 42 秒後）取出水淬後測得的極圖。這時(100)[001]織構已顯著地加強，與(100)[001]成孿生關係的(122)[$2\bar{1}\bar{2}$]織構的強度亦有增加，而(358)[352]織構則相應地減弱。圖 6 (d)，(e)，(f) 分別為

樣品加熱到 900°C 時和在 900°C 保溫 10 分及 30 分後水淬測得的極圖。由上列圖中可見，在 900°C 繼續保溫時，逐漸形成了集中的立方織構和一些較弱的、與 $(100)[001]$ 成孃生關係的 $(122)[212]$ 取向。圖 7 為樣品在 900°C 退火過程中的 X 光掠射相，當加熱到 10 秒時已開始再結晶，其中立方織構已具有相當的強度，但是冷加工織構却仍然保留着。

圖 8 為相應的顯微組織，圖中具有立方織構或接近該位向的晶粒在浸蝕後顏色較深；在溫度達到 900°C 時[見圖 8 (d), (e), (f)]，具有立方織構的晶粒可由其孃生帶的位向辨別之，因為在 $(100)[001]$ 方位時，孃生面 (111) 與軋面的截綫應當與軋向成 45° 。因此，由以上各顯微組織也明顯地看出，隨着樣品溫度的增加，晶粒不斷的長大，織構亦逐漸地集中。

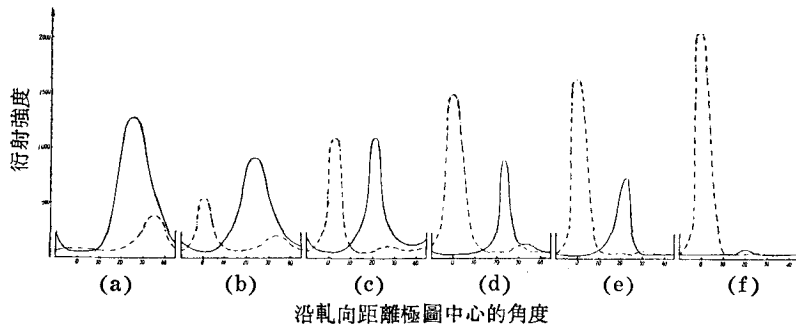


圖 9. 銅板在 900°C 退火過程中 (111) 與 (100) 極圖中心部分衍射強度的變化
—— (111) , - - - (100)

圖 9 是用計數器定量測定 900°C 加熱過程中 (111) 和 (100) 極圖沿軋向距離中心 $0\sim 45^{\circ}$ 部分的衍射強度。其中實綫表示 (111) 強度的變化；點綫表示 (100) 強度的變化。圖 9 (a), (b), (c), (d), (e), (f) 分別為冷軋，加熱 10 秒、17 秒、42 秒、2 分和 10 分鐘後測出的結果。由 (100) 衍射強度的變化上看出，隨着加熱時間的增加，極圖中心部分的衍射強度——立方織構——顯著地增強。由 (111) 衍射強度的變化上也可看出：銅板冷軋後其最高的衍射強度位於距中心 25° 處；在再結晶開始時(加熱 10 秒後)強度稍有下降，而當再結晶完成時(加熱 17 秒後)強度又復上昇，同時最高的衍射強度的位置也發生了改變，即由距極圖中心 25° 處移至 $22\sim 23^{\circ}$ 處。這一改變可認為在再結晶完成時，另一種新的織構 $(358)[352]$ 業已形成。此後，隨着加熱時間的增加和溫度的升高，立方織構逐漸加強，而 $(358)[352]$ 織構則相應地減弱。

圖 10 是緩慢加熱至 900°C (見圖 1 中曲綫 2) 中途將樣品取出水淬後測得的 (111) 與 (100) 極圖。將圖 10 (a), (b), (c) 與圖 6 (b), (c), (e) 的結果相比較時，可以看出加熱速度對再結晶織構的形成，並無顯著的影響。

樣品預先在 600°C 加熱 30 分鐘，然後分別將樣品直接加熱至 900°C (見圖 1 中曲綫 3)，和冷至室溫後再加熱至 900°C (見圖 1 中曲綫 4)。經過這樣處理的樣品，對於其最終形成的再結晶織構，無論在極圖的形狀上或在顯微組織上，與未經 600°C 預先加熱而直接加熱到 900°C 的樣品沒有區別。樣品在 600°C 預先加熱 8 小時，然後再加熱到 900°C 所得的結果也是如此，並不因預先加熱的時間不同而有所差異。樣品在加熱到 900°C 時立即移至 600°C 保溫 30 分鐘(如圖 1 中曲綫 5)，織構維持着達到 900°C 時的形狀，繼續

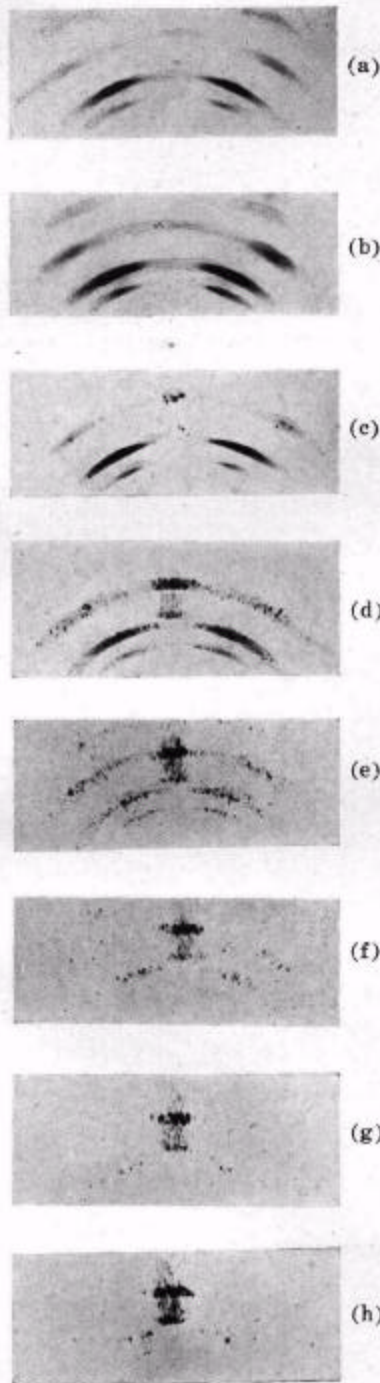


圖 4. 冷軋銅板在不同溫度退火 30 分鐘後的 X 光掠射相

(a) 冷軋, (b) 160°C 退火, (c) 180°C 退火,
 (d) 200°C 退火, (e) 400°C 退火, (f) 600°C 退火,
 (g) 800°C 退火, (h) 900°C 退火

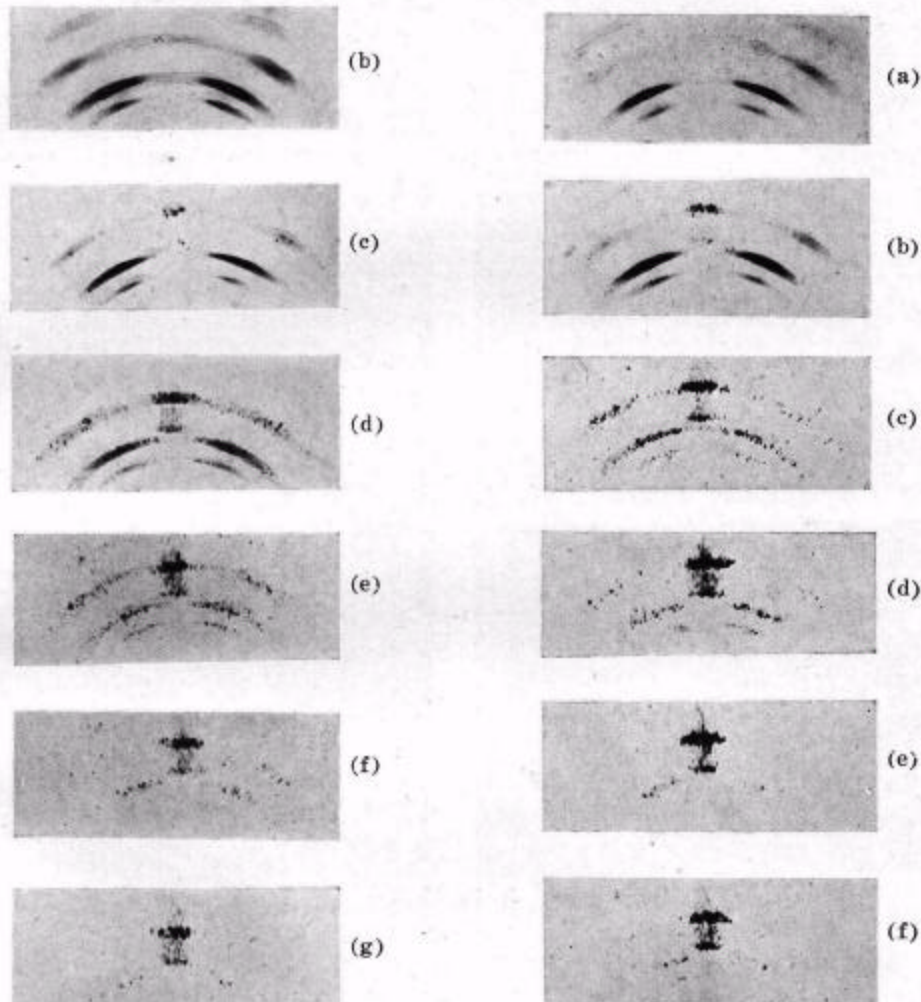


圖 7. 銅板在 900°C 退火過程中的 X 光掠射相

(a) 冷軋, (b) 900—400°C (10 秒),
 (c) 900—600°C (17 秒), (d) 900—800°C (42 秒),
 (e) 900—900°C (2 分), (f) 900°C (30 分)

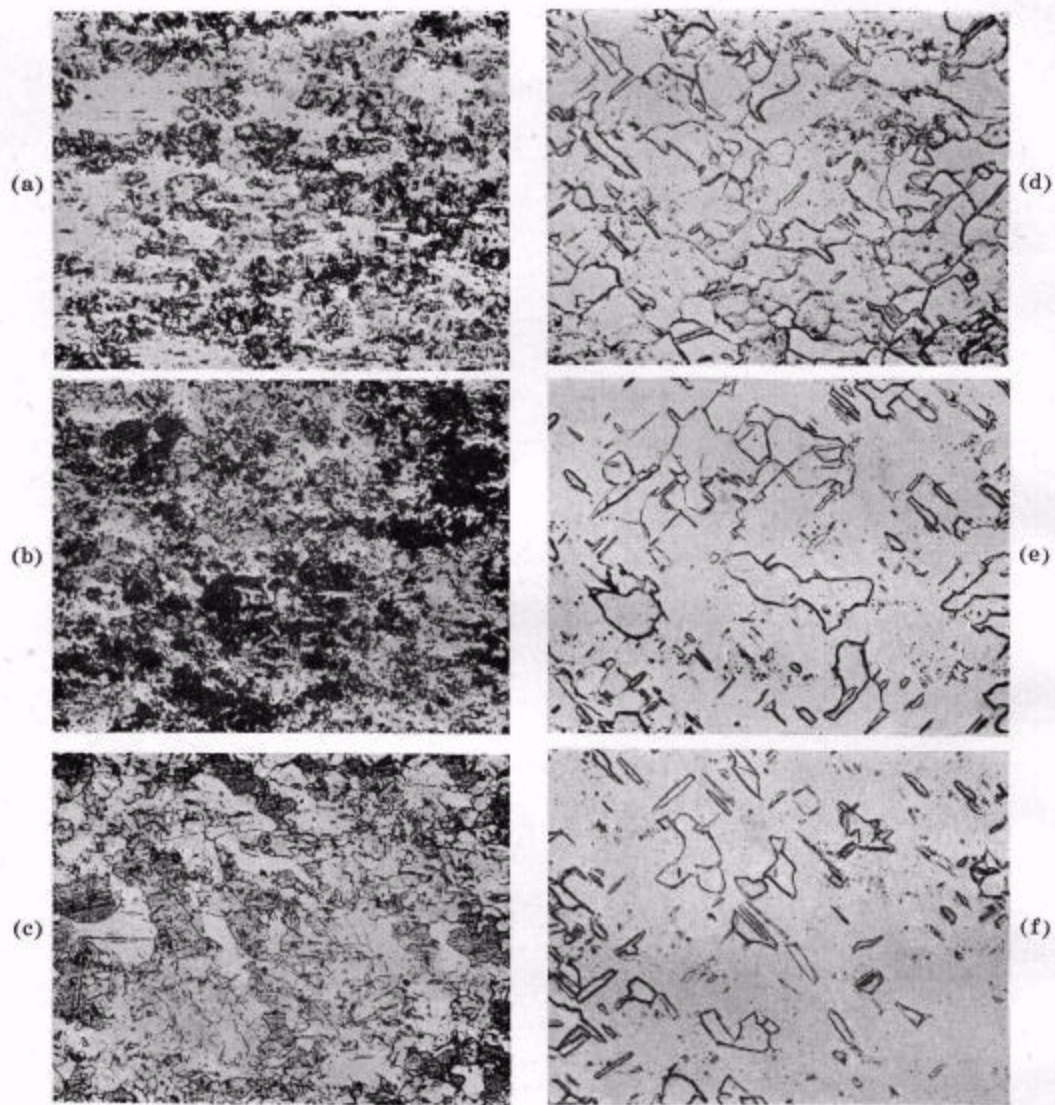
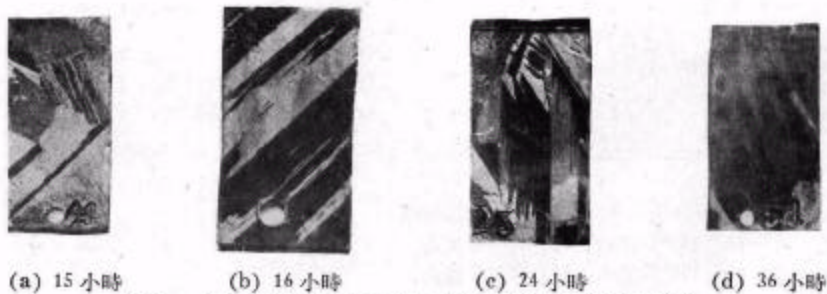


圖 8. 鋼板在 900°C 退火過程中顯微組織的變化 (軋向↑)
 (a) $900-400^{\circ}\text{C}$ (10 秒), (b) $900-600^{\circ}\text{C}$ (17 秒), (c) $900-800^{\circ}\text{C}$ (42 秒),
 (d) $900-900^{\circ}\text{C}$ (2 分), (e) 900°C (10 分), (f) 900°C (30 分)



(a) 15 小時 (b) 16 小時 (c) 24 小時 (d) 36 小時
 圖 11. 鋼板在 900°C 長時間(15~36 小時)退火後的實物照像

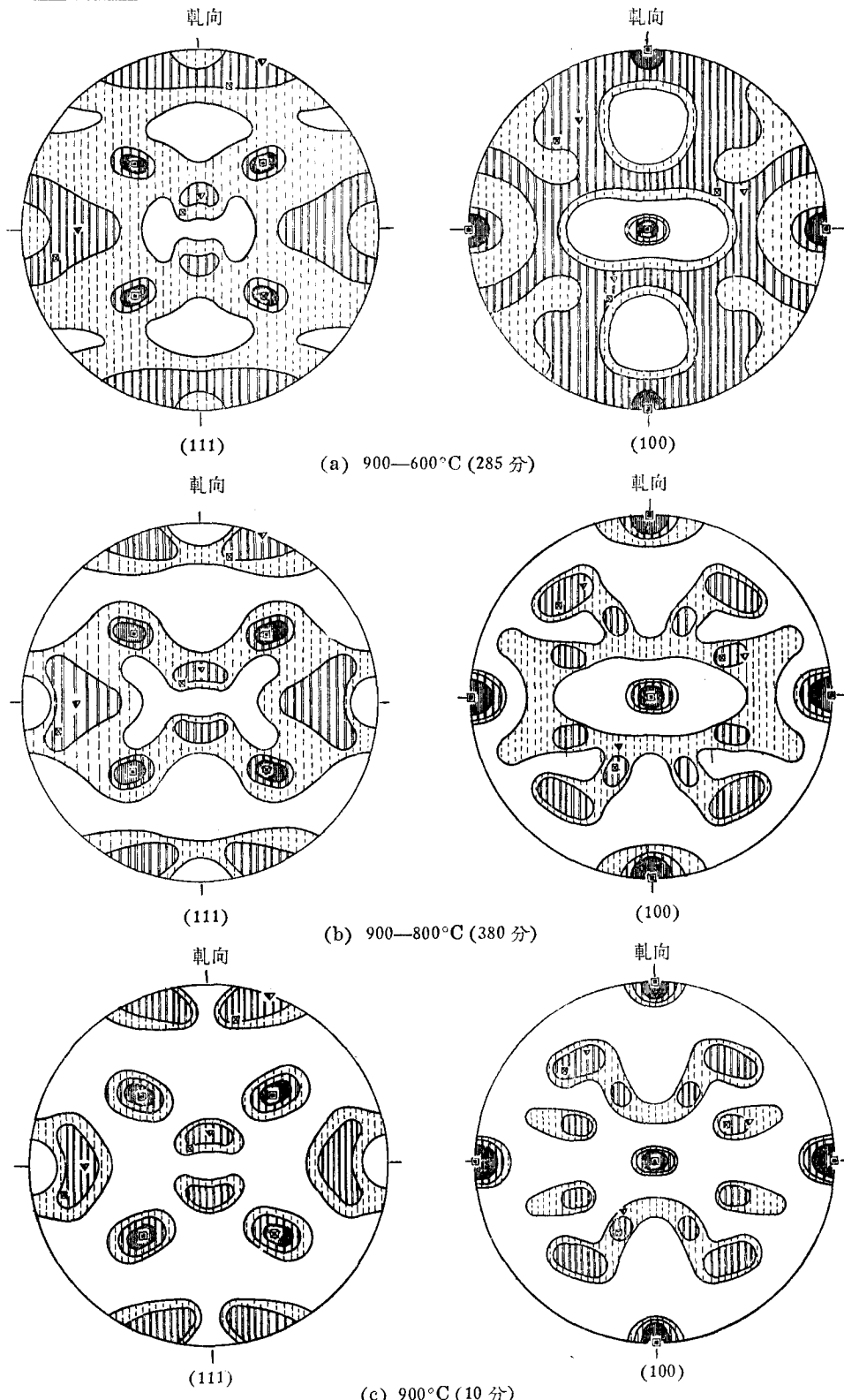


圖 10. 銅板在 900°C 退火過程中(加熱速度 2°C/分)(111)與(100)極圖的變化
 □ (100)[001], ▼ (358)[352], ⊠ (122)[212]

在 600°C 保溫不再發生任何變化。

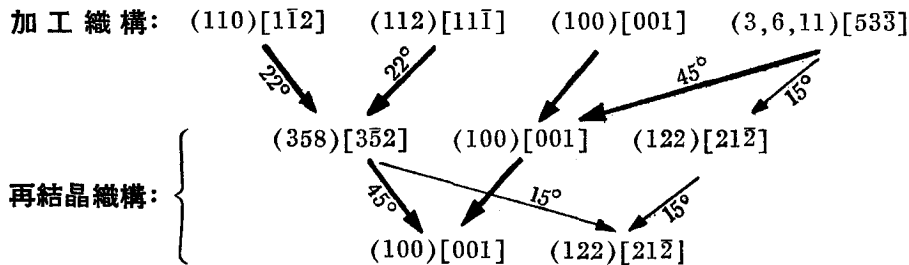
樣品在 600°C 長時間的加熱(從 30 分鐘到 36 小時), 無論從顯微組織和極圖形狀上來看, 並未發現有顯著的改變。但在 900°C 加熱到 15 小時後, 二次再結晶開始發生, 晶粒則急劇地長大。二次再結晶後的晶粒取向經測定後, 其與(100)[001]取向間的關係, 可描述為沿<100>軸旋轉 12°, 14°, 18° 和沿<111>軸旋轉 22°, 38°, 40° 等取向, 這取向與過去所發表的結果是相近的^[7,8]。圖 11 示出樣品在 900°C 加熱 15 到 36 小時後的一些實物照像。

四. 結果討論

關於面心立方金屬的軋製織構, 經過理論的推算和實驗的證實, 其軋製織構的穩定取向為(110)[1 $\bar{1}$ 2]與(112)[11 $\bar{1}$]和準穩定取向(110)[001]與(100)[001]^[9,10]。對於實際測定的軋製極圖, 一般還以一些近似的理想取向, 如(124)[53 $\bar{3}$], (236)[53 $\bar{3}$], (135)[53 $\bar{3}$]等來描述之。

根據本實驗的結果, 電解純銅的冷軋織構除了穩定的(110)[1 $\bar{1}$ 2]與(112)[11 $\bar{1}$]外, 還存在着一種過渡性的理想取向, 或稱為(110)[1 $\bar{1}$ 2]與(112)[11 $\bar{1}$]的“共生”織構, 其理想取向可用(3, 6, 11)[53 $\bar{3}$]來描述。該織構的一個[111]軸在軋向附近, 並與(110)[1 $\bar{1}$ 2]的一個[111]軸相近; 另一個[111]軸在軋面法綫附近, 並與(112)[11 $\bar{1}$]的一個[111]軸相近; 第三個[111]軸與(100)[001]的一個[111]軸相近。在定量測定(111)軋製極圖中, 沿軋向距離中心 25° 處的高強度區域, 可認為是由於這些理想取向散佈區域的相互重疊的結果。

再結晶織構與軋製織構間還存在着以下幾種幾何關係: 加工織構(3, 6, 11)[53 $\bar{3}$]沿一個[111]軸旋轉 45° 左右後, 可接近(100)[001]取向, 如圖 12 中所示。軋製織構(110)[1 $\bar{1}$ 2]與(112)[11 $\bar{1}$]分別沿其某一個[111]軸(如圖 13 中 I, II 處)旋轉 22° 後, 可成為(358)[35 $\bar{2}$]取向; 當(358)[35 $\bar{2}$]取向再沿一個[111]軸(如圖 13 中 III 處)旋轉 45° 左右時, 又可成為(100)[001]取向, 如圖 13 中所示。上述幾何關係可用下列圖解表示之:



根據以上實驗結果及討論, 可認為純銅再結晶織構的形成, 是由於同位再結晶, 然後發生選擇性生長的結果。關於立方織構的形成, 可認為在冷軋織構中, 存在着有弱的(100)[001]織構和強的(3, 6, 11)[53 $\bar{3}$]織構。這兩種取向具有一共同的(111)面, 同時沿[111]軸相差約 45°。當(100)[001]取向的晶粒在再結晶過程中一經形成, 強的(3, 6, 11)[53 $\bar{3}$]織構與(100)[001]取向的晶粒接觸的幾率較大, 因此對立方織構提供了生長的可能。上述關係也曾在過去工作中證實, Barrett^[11]曾指出原子自形變基體移動到新品粒的能力, 是隨着二者之間取向不同而異。當新品粒的取向與形變基體的取向相同或相差很小時,

新晶粒的成長最慢；當二者取向沿 $[111]$ 軸相差 45° 左右時，新晶粒的成長最快。此外 Beck 等^[12]的實驗中也證實了最易生長的晶粒的取向是與基體取向相差約 40° 。另一方面， $(110)[\bar{1}\bar{1}2]$ 與 $(112)[11\bar{1}]$ 兩軋製組織形成 $(358)[352]$ 再結晶組織，由於 $(358)[352]$ 與 $(100)[001]$ 兩組織亦符合於上述關係，因此也創造了立方組織通過晶粒長大而獲得集中的有利條件。這樣在再結晶剛完成時，最終形成的立方組織已具有集中的條件。退火溫度的升高，僅加速了晶粒的長大使組織得到集中。因此，預先退火處理不會對最終形成集中的立方組織發生影響。

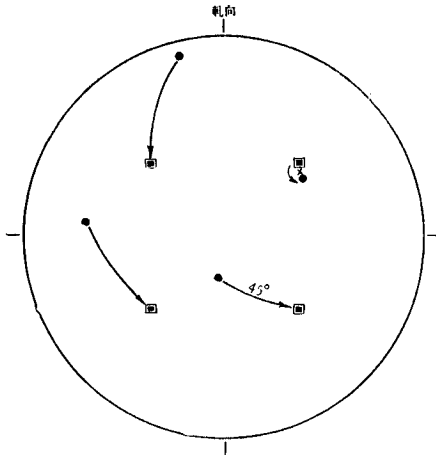


圖 12. 表示冷軋組織 $(3,6,11)[533]$ 與再結晶組織 $(100)[001]$ 間的幾何關係的極圖

● $(3,6,11)[533]$,
 ■ $(100)[001]$

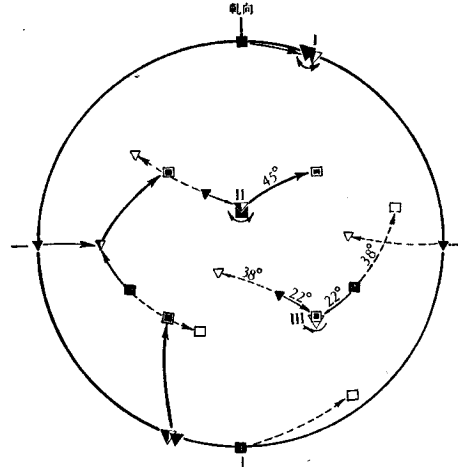


圖 13. 表示冷軋組織 $(110)[\bar{1}\bar{1}2]$ 、 $(112)[11\bar{1}]$ 與再結晶組織 $(358)[352]$ 、 $(100)[001]$ 間幾何關係的極圖

▼ $(110)[\bar{1}\bar{1}2]$, ■ $(112)[11\bar{1}]$,
 ▼ $(358)[352]$, ◻ $(100)[001]$

最後，如考慮所測定的軋製組織的理想取向 $(110)[\bar{1}\bar{1}2]$ 、 $(112)[11\bar{1}]$ 和 $(3,6,11)[533]$ 是分佈在一個不大的圓錐範圍(設圓錐角為 $\pm 8^\circ$)內，將其分佈區域畫出可得一極圖，其形狀如圖 14 (a)所示。各取向分佈的相互重疊區域，恰好是在沿軋向距離中心 $20\sim$

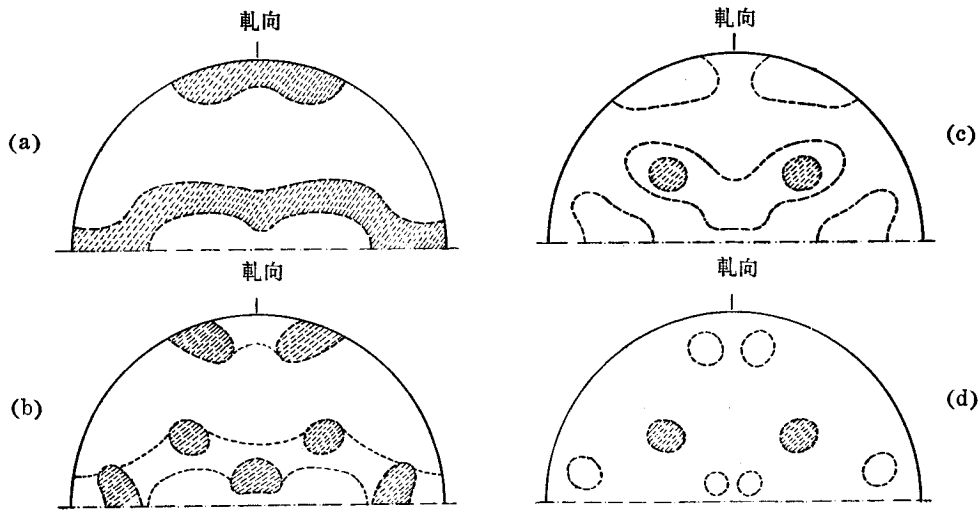


圖 14. 冷軋銅板在 900°C 退火過程中的理想 (111) 極圖
 (a)冷軋狀態，(b)，(c)，(d)為再結晶過程中的 (111) 極圖

28° 處，這與實際定量測定最高強度在沿軋向距離中心 25° 處的結果是吻合的。在再結晶完成初期，織構主要是(100)[001]和(358)[352]以及與(100)[001]成孿生關係的(122)[212]取向。如將以上三種取向的分佈區域，和一些通過同位再結晶所產生的具有加工織構取向的分佈區域畫在極圖上，所得到的理想(111)極圖如圖 14(b)所示，這與實際測出的極圖[見圖 6(b)]的最強點是符合的。隨着退火溫度的升高，一些具有軋製織構的晶粒轉化為(100)[001]，(358)[352]位向以及與二者成孿生關係的晶粒取向，倘將以上四種取向的分佈區域畫出，則得到一理想的(111)極圖，見圖 14(c)，該極圖與實際測定的結果[圖 6(d)]是十分相似的。隨着溫度的升高，立方織構取向的晶粒繼續長大，則形成了集中的立方織構以及一些與其成孿生關係的(122)[212]取向，所繪出的(111)極圖示於圖 15(d)。明顯地，該理想極圖與實際測定的結果[圖 6(f)]是符合的。

五. 結 論

1. 電解純銅的軋製織構除穩定的(110)[112]與(112)[111]理想位向外，還存在着一些與前二者“共生”的強織構，其取向可用(3, 6, 11)[533]來描述之。此外，還存在着弱的(100)[001]和(110)[001]織構。

2. 純銅的再結晶織構主要為(100)[001]，其次還有(358)[352]和(122)[212]。在較低溫度退火時，還存在着一些混亂取向的晶粒，隨着退火溫度的升高則逐漸集中成為(100)[001]立方織構。

3. 在退火的過程中，具有(100)[001]取向的再結晶晶粒首先形成，然後發生普遍的同位再結晶。其中具有(100)[001]取向的晶粒繼續發生選擇性的生長，最後形成了集中的立方織構。立方織構的生長條件一般可以認為：立方織構與另一織構晶粒的取向間具有一共同的(111)面和沿其一個[111]軸相差 45° 左右。

4. 軋製織構與再結晶織構的取向間存在着下列一些幾何關係：加工織構(3, 6, 11)[533]沿一[111]軸旋轉約 45°，可形成(100)[001]取向；加工織構(110)[112]與(112)[111]分別沿其一[111]軸旋轉 22°，可形成(358)[352]取向；當(358)[352]織構再沿其一[111]軸旋轉 45°，又可成為(100)[001]取向。根據上述關係繪出的理想極圖，與實際測定的結果是符合的。

5. 不同的加熱速度和不同的加熱程序，對最終形成集中的立方織構不發生顯著的影響；而退火溫度對再結晶織構的形成起着主要的作用。

最後，本所陶祖聰同志在定量測定衍射強度工作中，給予了很大的幫助。李黎光同志積極地參加攝取 X 光照相等工作，特此一併致謝。

參 考 文 獻

- [1] Barrett, C. S., *Structure of Metals*, 1953.
- [2] Cook, M. and Richard, T. L., *J. Inst. Met.* **66** (1940), 1; **70** (1944), 159.
- [3] Yen, M. K. (顏鳴舉), *Trans. AIME* **185** (1949), 57.
- [4] Hu, H. (胡邨) and Beck, P. A., *Trans. AIME* **184** (1952), 76; 86.
- [5] Beck, P. A., *Trans. AIME* **181** (1951), 474.
- [6] Merlini, A., *Trans. AIME* **206** (1956), 967.
- [7] Kronberg, M. L. and Wilson, F. H., *Trans. AIME* **185** (1949), 501.
- [8] Sharp, M. and Dunn, C. G., *Trans. AIME* **184** (1952), 42.

- [9] 顏鳴皋, 北京工業學院學報, **1** (1956), 1.
[10] Hibbard, W. R. and Yen, M. K. (顏鳴皋), *Trans. AIME* **175** (1948), 74.
[11] Barret, C. S., *Trans. AIME* **137** (1940), 128.
[12] Beck, P. A., Sperry, P. R. and Hu, H. (胡郇), *J. Appl. Phys.* **21** (1950), 42.

THE DEVELOPMENT OF RECRYSTALLIZATION TEXTURE OF COLD-ROLLED COPPER STRIPS

YEN MING-KAO CHOU PANG-HSIN

(*Institute of Applied Physics, Academia Sinica*)

ABSTRACT

The rolling texture of electrolytic copper after a reduction of thickness 88.7% can be described as (110) $[1\bar{1}2]$, (112) $[11\bar{1}]$ and a texture (3,6,11) $[53\bar{3}]$. During annealing at lower temperature, the recrystallization texture was found to be (100) $[001]$ + (358) $[3\bar{5}2]$ plus a (122) $[21\bar{2}]$ texture which is a twin position with respect to (100) $[001]$ texture. Together with the raising of the annealing temperature, a decrease of (358) $[3\bar{5}2]$ texture and on increase of (100) $[001]$ texture was observed. When annealing temperature reached to 900°C, a nearly perfect cubic texture was developed.

During annealing at higher temperature (900°C), grains having (100) $[001]$ orientation appeared first. Then, an overall "recrystallization in situ" took place and the (100) $[001]$ grains tended to grow selectively at the expense of the others. Finally, a concentrated (100) $[001]$ texture was produced.

The geometric relationship between the rolling texture and the recrystallization texture was investigated. In general, the change from the rolling texture to the recrystallization texture may be suggested as a rotation of 45°, 22°, 38° about a common $[111]$ axis. The ideal pole-figures, constructed according to the above relationship were found to be in good agreement with the experimental results.

It was found that the different rate of heating and the different annealing procedures produced no significant effect on the final recrystallization texture. The temperature of annealing, however, was the main factor contributing to the development of the recrystallization texture.