

摘要：

傳統熱軋延鋁厚板其沿厚度方向之中心部位之結晶組織多呈現細長之晶粒而軋延面為等軸晶排列。本實驗改變鋁合金熱軋延前的板材形狀為梯形形狀。其目的在經過熱軋延後，使得軋延時材料各部份之變形達到均勻變形，增加梯形鋁板中心部份的塑性變形量，增加材料該中心部份能具較高差排密度。實驗結果顯示，軋延板材經過熱處理後，形狀為梯形的鋁合金板材其晶粒組織不論在軋延面部份或是板材中心部份，以沿軋延厚度方向之縱截面金相組織觀察，晶粒結構皆以等軸晶方式排列；相反地，以傳統的矩形形狀軋延的鋁合金板材，其中心部份的晶粒仍明顯為細長的晶粒。根據 TEM 顯組織之觀察結果，梯形軋延板材中心部份之差排密度明顯比矩形軋延板材中心部份之差排密度高。因此取 as-rolled 板材中心部位做成拉伸試棒，梯形板材的強度高於矩形板材。由上述結果說明梯形 slab 有助於提升熱軋延板材中心部位之差排密度。經熱處理可促使該部位再結晶晶粒亦呈現等軸狀。達到結晶粒型態沿厚度方向成均一化之目的。

一、前言：

鋁合金質量輕、加工性佳、物理及機械性質良好，抗腐蝕性強，且鋁的密度相對於鋼或銅合金而言，僅有其三分之一【1】。而隨著近年來節省能源及輕量化等趨勢，船舶、汽車、航空工業等結構上使用鋁合金的數量及需求大增。

鋁合金軋延 slab 的外觀通常是以矩形形狀為主，在熱軋延過程中材料內部延厚度方向各部份的塑性變形量並不平均；與輓輪直接接觸的軋延面附近，其塑性變形量較大，而靠近板材中心的塑性變形量明顯較小【2】。在 Yiu et. al. 【3】的研究當中，Al-Mg-Mn 合金以 480°C 高溫軋延方式，總軋延量為 48% 的條件下，其實驗結果很明顯可看出在沿 plate 厚度方向的應變分佈為一不均勻的分佈；軋延應變幾乎集中在軋延表面上。另外 Duan 與 Shppard 【4,5】利用 FEM 方法分析 5083 鋁鎂合金在軋延過程中材料內部的應變及顯微結構的變化；得知軋延過程中隨著越接進材料厚度中心部份，其差排密度、儲存能及 subgrain 結構等都會隨著減少。5083 鋁鎂合金經熱軋延及熱處理後的顯微組織可由 H. Ahmed、M.A. Wella... 【6】等人的研究獲得，他們使用軋延溫度為 448°C，總下軋量為 52%，軋延後經 500°C 40min 熱處理。由顯微組織可看出，plate 軋延表面晶粒結構為等軸晶，但在板材中心部份晶粒結構相對於軋延表面而言為細長晶粒。這是因為 the surface of the plate which generally experienced higher strain of deformation than the center would have a higher stored energy for recrystallization【7】，which would account for the recrystallized surface layer found frequently in hot rolled aluminium plate. 圖 1 為一

般市售 5083 鋁鎂合金縱截面厚板材(10mm)的金相顯微組織觀察；由圖中可得知軋延板材在靠近軋延表面的結晶結構呈現等軸晶，如圖 1(a) 所示；而圖 1(b) 顯示延板材厚度中心位置的晶粒多為細長的晶粒組織。Therefore，如何增加 as-hot rolled 板材之板厚中央部位的變形差排密度，是本研究之重點。

由上述結果可知矩形形狀 slab 經熱軋延後之厚板材，延厚度方向的塑性變形量不均勻；多集中在軋延表面附近，而導致結晶粒型態沿厚度方向不具一致性；亦即材料表面附近為等軸晶而中心部位為細長晶粒。然而目前仍無相關研究探討如何改善這個現象。本實驗藉由改變 slab 的外形，為一呈現有斜邊的梯形形狀，藉以其他相同軋延條件下，使整體軋延板材料有較均勻的塑性變形，特別在材料中心部份，相對於矩形板材中心部份有較高的差排密度及儲存能。在經熱處理後，以梯形軋延方式之板材晶粒型態不管在軋延表面或是中心部份皆能產生等軸之晶粒型態。

二、實驗步驟：

本實驗使用的一般商業用的 5083 鋁合金，Mg 含量約為 4.5%。軋延鋁材的形狀有兩種，其形狀及尺寸分別為圖 2 所示。圖 2(a) 為矩形鋁材之尺寸為寬 70mm、厚度 32mm、長 105mm。圖 2(b) 為梯形鋁材其上底寬度為 40mm、下底之寬度為 70mm、厚度為 32mm、長度為 105mm。hereafter，以 **5083HR-O** 作為軋延前矩形鋁材(圖 2(a))之代號，而以 **5083HR-40** 表示軋延前形狀為梯形鋁材(圖 2(b))之代號。Before hot rolling, both **5083HR-40** and **5083HR-O** slab are homogenized for 45 hr at 500°C in furnace and furnace cooled to room temperature. 熱軋延時將所有鋁材溫度固定在 320°C。每次下軋量為 1.5mm，總軋延量約為 68%，the final thickness of hot rolling plate. **5083HR-40** 及 **5083HR-O** 經上述熱軋延後，於 350°C 持溫 3 小時後空冷至室溫。The heat treatment is a typical O-temper treatment for 5083 alloy 【8】。

For optical metallography, the alloy was annealed at 150°C for 48 hours in order to decorate grain boundary with Al_3Mg_2 particle 【9】。These sample were polished in colloidal silica, and then etched in 10% phosphoric acid at 50°C 【10】。觀察板材塑性變形後所產生的差排，取軋延後板材中心部分製備 TEM 試片，Thin foils for TEM observation were prepared by a twin-jet electron polisher using a mixture of 25% HNO_3 +75% CH_3OH at an applied current range of 1.5 A to 2 A and at 243 K. The

microstructure of the sample were examined using a JEOL JEM-1200 EX at 120K. Dislocation structures were photographed with [011] zone axis and {111} two-beam condition, satisfying condition for dislocation visibility. 5083HR-40 及 5083HR-O 經 hot rolling 後，其 as-rolled 之拉伸性質(沿軋延方向)被測試。此外，將上述 as-hot rolled 的試片進行 350°C 持溫 3 小時退火熱處理，其軋延方向的機械性質亦進行拉伸測試。Tensile sample with a 20 mm gauge length and 4 mm diameter were machined directly from hot rolling plates; the loading axis was parallel to the rolling direction. 由於 the final thickness of hot rolling plate 為 10mm；因此拉伸試片之 gauge length 所在位置即位於軋延後板後之中心部位。Tensile test were performed at room temperature and each sample as tested in a initial strain rate $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。且每一組數據至少取三根以上的試片進行測試，再取其平均。

三、實驗結果

3-1. 軋延後板材橫截面變化

圖 3 為兩種不同形狀鋁板材軋延前及軋延後材料橫截面寬度變形情況，兩種板材的總下軋延量皆為 68%。圖 3(a) 為 5083HR-O 軋延後在橫截面寬度的變化，由圖 3(a) 可看出以矩形形狀軋延結果。上下軋延面有變寬的趨勢；而中心部位之寬度經軋延後沒有明顯改變。圖 3-(b) 為 5083HR-40 軋延前及軋延後橫截面寬度的變化，由圖可看出上底部份由 40mm 變寬為 53mm，而橫截面中心部位由原來 55mm 變寬為 61mm。因此，除了而軋延方向之延展量，5083HR-40 從橫截面觀察，在上底軋延面及中心部位都有明顯變寬的塑性變形。從外觀觀察，以相同軋延條件下，5083HR-40 其中心部位相對於 5083HR-O 而言有明顯變寬的塑性變形產生。

3-2. as-hot rolled TEM 顯微組織

材料經軋延後，變形量越大之處，其差排密度也會越高。The TEM microstructure of the as-hot rolled 5083HR-O and 5083HR-40 are included in Figure.4 and Figure.5. Images were taken with the same zone axis[011] and two-beam condition{111}.

圖 4 為 5083HR-O 板材經 68% 熱軋延後，材料中心部位的 TEM 顯微組織。而圖 5 則為 5083HR-40 熱軋延板材中心部位的 TEM 顯微組織。經過 68% 下軋量之熱軋延後，由圖 4 中可看出軋延後 5083HR-O 中心部份即有差排的產生，且圖中黑色聚集部份即為差排的堆積。圖 5-(a) 顯示出 5083HR-40 軋延後中心部位有大量差排產生。相對於圖 4 中 5083HR-O 變形後差排密的堆積，5083HR-40 差排堆積密度

較 5083HR-O 高出許多。且在圖 5-(b)中可看到 5083HR-40 中心部位已有無應變之再結晶晶粒產生，即在高溫且有大量的塑性變形下，在軋延的過程中已動態再結晶產生。

3-3 拉伸測試

圖 6 為 5083HR-O 及 5083HR-40 軋延後未經熱處理板材中心部位之拉伸性質的測試結果。軋延後 5083HR-O 熱軋延板材中心部位(試片取樣位置如圖上方之示意圖)之 0.2%降伏強度平均值為 199MPa，而 5083HR-40 中心部位之 0.2%降伏強度平均值為 216MPa。

3-4.熱處理金相組織觀察

Fig.8 為 5083HR-O 軋延鋁材經 350°C 持溫 3 小時後空冷之縱截面(longitudinal section)金相組織。所觀察之部位如圖 8 上方之示意圖所示。Fig8(a)為 5083HR-O 軋延板材靠近軋延面之金相組織，而 Fig8(b)則為板材中心部位金相組織。由圖 8(a) 顯示經熱處理後，在 5083HR-O 鋁板材在軋延面附近的晶粒型態已呈現等軸晶之形狀，大小約為 20 μm 。而在 5083HR-O 中心部份晶粒組織結構觀察，雖經相同條件熱處理，但由圖 Fig.8(b)仍可看出晶粒型態大部份還是為拉長的現象，多數為細長的晶粒組織；其晶粒尺寸長軸尺寸約為 100 μm 左右。由此金相得知本實驗矩形軋延板材經熱處理後，材料內部於靠近軋延面處為等軸晶但中心部份為細長晶粒。此一結果與市售 5083 鋁合金材料內部晶粒結構相當類似 (Fig.2 所示)。Fig.9 為 5083HR-40 軋延鋁材經 350°C 持溫 3 小時後空冷熱處理

後其縱截面(longitudinal section)金相組織；所觀察部位如圖 9 上方式意圖所示。

Fig.9(a)為 5083HR-40 軋延板材靠近上底軋延面之金相組織，可看出熱處理後其結晶結構皆以呈現等軸晶的型態，其晶粒尺寸大小約為 $20\ \mu\text{m}$ 左右。而 Fig9(b)則為 5083HR-40 軋延板材中心部份之金相組織，明顯可看出其晶粒結構大致上也以等軸晶的型態排列，其晶粒尺寸大小約為 $25\ \mu\text{m}$ 左右。

一祥翻譯社 樣本
Elegant Translation Service Sample
請勿複製
Do not copy

四、討論

鋁合金於熱軋延前，其外觀形狀多為矩形板材(如本研究之 5083HR-O，圖 2-(a))。本研究將此矩形板材改為上底窄、下底較寬之梯形板材(如本研究之 5083HR-40，圖 2-(a))。此梯形板材經 350°C 熱軋延後，該熱軋延板材厚度中心位置的差排密度明顯高於傳統的矩形熱軋延板材(如圖 4 and 圖 5 所示)。而經 350°C 3 hr 熱處理後，梯形熱軋延板材中心部位的晶粒型態皆呈現等軸狀(如圖 8-(a))。相反地，傳統矩形板材熱軋結果，其厚度中心部位皆呈現沿軋延方向之拉長晶粒(如圖 7-(a))。

本實驗利用梯形形狀軋延，促使梯形板材軋延過程中厚度中心位置有較大之塑性變形。由圖 3-(a)可知，矩形板材橫截面熱軋延前中心部位寬度為 70mm，經熱軋延後，板材中心部位寬度幾乎沒有變形，橫截面中心部位仍約為 68mm。但由圖 3-(b)顯示，梯形板材橫截於軋延前其橫截面中心部位寬度約為 55mm；熱軋延後，熱軋板材橫截面中心部份之寬度明顯變寬，由原先之 55mm 增至 61mm。由此可知經相同 68%軋延量下，在橫截面之方向變形，5083HR-40 板材中心部位比 5083HR-O 板材中心部位有較明顯的塑性變形。經由 TEM 顯微組織的觀察 (Fig.4 and Fig.5 for comparison)，5083HR-40 板材中心部位之差排密度明顯較 5083HR-O plate 中心部位來的高(see Fig.4 及 Fig.5(a))。差排密度除了以 TEM 顯微組織觀察外，另一方式也可藉以拉伸性質的測試來證明【11】；差排密度越高，材料之拉伸強度也會隨之提高。拉伸測試結果，顯示 5083HR-40 板材經熱軋延

後，其中心部位之 0.2%降伏強度高於 5083HR-O 熱軋板材中心部位之 0.2%降伏強度。可說明在相同條件軋延條件，5083HR-40 軋延板材中心部位比 5083HR-O 軋延板材中心部份產生較高之差排密度，使得 5083HR-40 板材中心強度較高。It is generally recognized that the density of dislocation and stored energy are the important elements of recrystallization【12】. Therefore 在相同的溫度及時間之熱處理條件下，5083HR-40 板材中心部份的再結晶驅動力比 5083HR-O 中心再結晶驅動力來的大上許多。故經熱處理後，比較兩種不同形狀方式軋延板材中心部位的晶粒結構(圖 4(b)及圖 5(b))，顯示 5083HR-O 之晶粒大小明顯比 5083HR-40 之晶粒大小來的細長，而 5083HR-40 之晶粒呈等軸均一化。因此，以梯形形狀軋延之 5083HR 鋁合金板材，在板材中心部位會產生較高之塑性變形及較高之差排密度。可提升再結晶所需之驅動力。藉以改善熱軋延板材中心部位結晶粒等軸性不佳之現象。

1. M. Mizuno and H. Nagaoka, International Metal Review, 1979, no.2, pp.68-81.
2. N . H . Polakowski. J . Inst. Met. Vol. 76. pp. 755-757, 1949-1950
3. Yiu H L, Fine J M, Timothy S P, Rogers S and Ricks R A 1990 *Hot Deformation of Aluminum Alloys* ed T G Langdon, H D Merchant, J G Morris and M A Zaidi (Detroit, USA) pp 509 - 25
4. Duan X and Sheppard T 2002 *Comput. Mater. Sci.* submitted
5. Duan X and Sheppard T 2001 *Aluminum Transac.* 5 2001
6. H. Ahmed, Materials Science and Engineering A 390 (2005) 278-290.
7. J.G Kaufman, *Introduction to Aluminum Alloy and Tempers*, ASM International, Materials Park, Old, USA, 2000, P.58.
8. R. Kaibyshev Materials Science and Engineering A 342 (2003) 163-177
9. R. M. Cleveland Materials Science and Engineering A 351 (2003) 228-236
10. I YA Tarnovskii, AA Pozdeyev and V B Lyashkov, “Deformation of Metals During Rolling” , translated by M de O Tollemache Pergammon, 1965
11. Duan X and Sheppard. Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 10 (2002) 363-380
12. M. Verdier Scripta Materialia 37 (1997) pp 449-454