

田口方法於鋁合金晶粒細化最佳壓縮參數之研究

余豐榮¹ 李義剛^{2*} 鄭哲綸¹ 邱稚淳³

¹大葉大學工業工程與科技管理學系

²大葉大學材料科學與工程學系

³大葉大學機械與自動化工程學系

51591 彰化縣大村鄉學府路 168 號

摘要

鋁合金具有質量輕、強度高、加工性好、成形性佳等機械性質，被廣泛使用於電子 3C、民生工業、自行車車架等。一般而言，細晶材料具有較高的抗拉強度及較佳延展性等機械性質。然而，高溫成形加工時，材料晶粒會有粗大化的現象，將造成對機械性質的負面影響。本研究考量變形溫度、應變速率、變形量等控制因子，以田口方法探討 A6061、A6082 兩種鋁合金對於晶粒細化的影響，以尋求最佳壓縮製程參數組合。研究結果顯示：應變速率為影響晶粒細化最敏感的重要因子。兩種鋁合金皆以變形溫度「460 °C」、應變速率「10 sec⁻¹」、變形量「70 %」之壓縮製程參數為最佳。顯微組織觀察得知，A6082 明顯較 A6061 細化程度佳。同時，在本研究參數設計範圍，溫度愈低、應變速率愈高、變形量愈大者產生的晶粒愈細，符合晶粒細化的品質特性，可有效改善品質。

關鍵詞：田口方法、鋁合金、壓縮、晶粒細化。

Determining Compression Parameters for Grain Refinement of Aluminum Alloys Using the Taguchi Method

FONG-JUNG YU¹, I-KON LEE^{2*}, CHE-LUN CHENG¹ and JHIN-CHIN CIU³

¹Department of Industrial Engineering and Technology Management, Da-Yeh University.

²Department of Materials Science and Engineering, Da-Yeh University.

³Department of Mechanical and Automation Engineering, Da-Yeh University.

168 University Road, Dacun, Changhua, Taiwan 51591, R.O.C

ABSTRACT

Aluminum alloys are used widely in electronic 3C industries and for manufacturing bicycle frames and products for general use because the alloys are lightweight, strong, and malleable and ductile. The fine grains present in materials confirm the high tensile strength and ductility of alloys, but, high temperature treatments trigger the growth of crystal grains, deteriorating the mechanical properties of the alloys. In this study, experiments were conducted using the Taguchi Method to examine the impact of compression on grain refinement in two aluminum alloys, A6061 and A6082.



The goal was to determine the optimal combination of parameters for compression manufacturing, while considering deformation temperature, strain rate, and amount of deformation as control factors. The results showed that strain rate affects grain refinement the most. For both aluminum alloys, the optimal combination of compression-process parameters was a deformation temperature of 460 °C, strain rate at 10 sec⁻¹, and deformation at 70%. Refinement was better in A6082 than in A6061. Within the combinations of parameters tested in this study, the design with the lower temperature, higher strain rate, and greater deformation produced grains that were more refined, consistent with the attributes of grain refinement that improve quality effectively.

Key Words: Taguchi Method, aluminum alloy, compression, grain refinement.

一、前言

鋁合金材料具有強度高、成形性好、延性佳等良好機械特性，因而常被應用於電子 3C 產品、民生工業、自行車車架等。通常，上述產業以塑性變形、熱處理等加工製程將材料製造為大型或是設計複雜的產品。塑性變形係藉由外力來改變材料形狀，而維持機械性質或達到應變硬化效果的加工技術；熱處理程序中的退火處理是將材料加熱到一定的高溫後，持溫一段時間再以緩慢的降溫速率到室溫，達到改善機械性質的特性。但是，塑性加工及熱處理的條件考慮不周詳時，會造成材料之強度低且成形性差等問題，導致品質不佳的現象。

Ronald[12]驗證證實晶粒尺寸愈小，材料機械性質愈佳的理論符合假設。Rhodes *et al.*[13]認為退火有三個階段：(1) 回復；(2) 再結晶；(3) 晶粒成長。高溫狀態的再結晶行為可分為兩種：靜態再結晶與動態再結晶。動態再結晶則可再分為：連續動態再結晶 (continuous dynamic recrystallization; CDRX)、非連續動態再結晶 (discontinuous dynamic recrystallization; DDRX)、幾何動態再結晶 (geometric dynamic recrystallization, GDRX)。Filatov *et al.*[7]認為要獲得良好的機械性質需要將材料的晶粒細小化，甚至達到奈米晶粒 (nanostructured, NS)。如欲達到奈米晶粒，大致可由兩種技術達成：一種為利用沉澱方式將奈米尺寸的原子，組成塊狀的奈米材料；另一種為將材料經過加工而產生細化晶粒與奈米結構。Leisk and Saigal[11]利用田口方法在鋁基複合材料的熱處理製程，找出影響力學性能的最佳因子水準組合。李榮顯等[2]針對高強度鋁合金進行製程模具最佳化設計。余豐榮[3]利用田口方法提升鑄件品質之研究，利用累積機率類別找出最佳組合，分成：輕微缺陷、普通缺陷、嚴重缺陷，最後以再現性吻合預估期望達到最佳。陳興華[4]提到晶粒細化

可以進而改善延性，更可以改善機械性質。Davidson *et al.*[6]利用田口方法找出影響伸長率最佳因子水準組合，結果顯示：切削深度是影響製程最重要的因子。付欣[1]認為影響晶粒細化的因素有很多，除了組織結構變化等內部因素外，大多數與變形溫度、應變速率、變形量等外在因素有關。

由上述文獻探討可知，細晶材料具有較高的拉強度及較佳延展性等機械性質。然而，若成形加工的操作溫度為高溫環境時，材料晶粒會有粗大化的現象，將造成對機械性質的負面影響。因此，如何在高溫變形加工過程不僅避免晶粒成長，甚至能產生細化，使機械性質反而可提升的製造方式，為吾人所要追求的目標。因此，本研究考量變形溫度、應變速率、變形量等控制因子，以田口方法來探討 A6061、A6082 兩種鋁合金對於晶粒細化的影響，以尋求最佳壓縮製程參數組合。

二、田口方法與應用

本研究係以田口方法與變異數分析來進行。田口方法為田口玄一 (Genichi Taguchi, 1949) 博士所提出，為用於改善產品品質的方法，針對產品或製程設計時的品質衡量，建議以事前瞭解且在製程建立品質，西方國家又稱為穩健設計 (robust design)。田口方法以直交表 (orthogonal - array; OA) 來設計實驗，以減少成本的消耗及產品製程變異的產生；決定最佳水準組合之衡量品質的指標為信號雜音比 (Signal-Noise Ratio, SN 比)。田口玄一博士將品質工程分為：系統設計、參數設計、允差設計三個階段，其中參數設計為田口玄一博士所提倡的最大貢獻者。影響品質特性的參數分為：控制因子 (control factor)、信號因子 (signal factor)、雜音因子 (noise factor) 三類，分述如下[5]：

(1) 控制因子：其水準由設計人員掌握且決定，使品質損



失達到最小。

- (2) 信號因子：由產品使用者或操作者所設定，以表達想要的回應值。
- (3) 雜音因子：設計人員所無法控制之參數稱為雜音因子，水準會隨著環境而變化。

本研究以鍛造用 A6000 系列之 A6061、A6082 鋁合金壓縮試驗為研究對象，兩者合金成分以 SHIMADZU PDA-7000 型分光儀分析如表 1 所示。試驗設備為以 Gleeble 3500 熱加工模擬試驗機來進行高溫壓縮試驗，壓縮變形量為壓縮後試件長度之比值，設備和試片實體圖如圖 1 所示。鋁合金之晶粒尺寸為品質特性，故將以光學顯微鏡與掃描式電子顯微鏡之內含功能進行再結晶晶粒的尺寸量測。由於晶粒愈細化品質穩定度愈佳。因此，信號雜音比 (Signal-to-Noise ratio, SN) 為望小特性 (Smaller-the-best, STB)，望小特性公式可如下：

$$SN_{STB} = -10 \log \frac{\sum_{i=1}^n y_i^2}{n} \quad (1)$$

其中 y_i 為第 i 次實驗之品質特性值， n 為實驗重覆次數。

由於不同因子對品質特性的影響程度不同，藉由變異數分析，可提供不同因子相對效果一個更好的感覺，亦即更客觀的判斷方式。變異數分析的基本公式，可表示如下[5]：

- (1) 總平方和：總平方和為所有實驗組合的平方之總和減去校正數。

$$SST = \sum_{j=1}^N \eta_j^2 - CF \quad (2)$$

其中 SST 為總平方和， CF 為校正值， η_j 為實際觀測值， N 為總實驗次數。

$$CF = \left(\sum_{j=1}^N \eta_j \right)^2 / N$$

- (2) F 因子主效果平方和 (SS_F)：

$$SS_F = \frac{\sum_{i=1}^m F_i}{m} - CF \quad (3)$$

其中 F_i 為因子 F 在 i 水準下的平方和， m 為每一水準之觀測

值數目。

- (3) 誤差平方和 (SSE)：總平方和 (SST) 減去各主效果平方和 (SS)

$$SSE = SST - \sum SS_{factor} \quad (4)$$

表 1. 材料成份表 (wt%)

Element	Mg	Si	Mn	Fe	Cu	Zn	Al
AMS A6061	0.80-1.20	0.40-0.80	0.15	0.70	0.15-0.40	0.25	Rem.
A6061	0.80	0.63	0.02	0.30	0.21	0.003	Rem.
AMS A6082	0.60-1.20	0.70-1.30	0.40-0.10	0.50	0.10	0.20	Rem.
A6082	0.82	0.98	0.63	0.23	1.08	0.01	Rem.

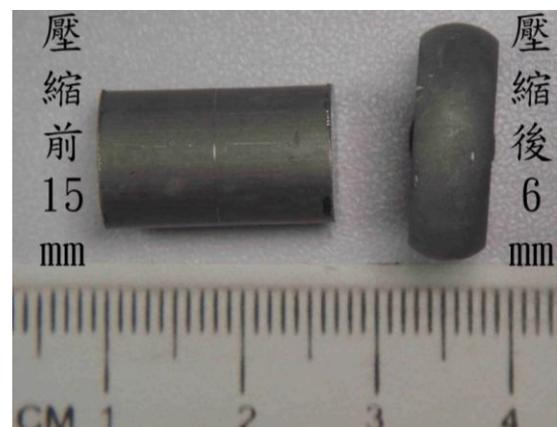


圖 1. Gleeble 熱加工模擬試驗機和壓縮變形之試件實體圖



(4) 平均方 (MSE): 為平方和 (SS) 除以自由度 ($d.f.$)

$$MSE = \frac{SS}{d.f.} \quad (5)$$

(5) 因子淨平方和 (SS'_{factor}): 為平方和 (SS) 減去主效果自由度 ($d.f.$) 與誤差平均方之乘積。

$$SS'_{factor} = SS_{factor} - d.f. \cdot MSE_{error} \quad (6)$$

$$SS'_{error} = SST - \sum SS'_{factor} \quad (7)$$

(6) 貢獻率 (ρ): 為淨平方和 (SS') 除以總平方和 (SST) 之百分比。

$$\rho = \frac{SS'}{SST} 100\% \quad (8)$$

本研究探討 A6061、A6082 兩種鋁合金最佳化參數設計，依相關文獻[1,6,11]等資料，選定變形溫度、應變速率、變形量等 3 種為可控因子，各因子設定為 3 水準進行田口實驗。由於，鋁的熔點約為 660°C ，而熱作加工的操作溫度大於 $0.5 T_m$ (熔點；絕對溫度) 以上，且變形溫度高於退火溫度以上約 $100\sim 150^{\circ}\text{C}$ 。因而，壓縮變形溫度容許範圍介於 $430\sim 580^{\circ}\text{C}$ 之間，故以 40°C 為一個區間選取三個水準作為實驗配置。應變速率 ($10^{-4} \text{sec}^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^2 \text{sec}^{-1}$) 藉由熱加工模擬試驗機控制來完成，為選取水準須有效進行估計，應變速率之三個水準為 10sec^{-1} 、 0.1sec^{-1} 、 0.001sec^{-1} 。變形量是為了區別壓縮程度不同所造成的影響，則以 20%、50%、70% 三個水準做為實驗配置。彙整可控因子之各三個水準，完成配置直交表如表 2 所示。

將 A6061、A6082 鋁合金分別進行實驗後，每組實驗取八個觀測值後，計算算數平均值及以公式 (1) 望小特性計算 SN 比進行分析，匯整結果如表 3 和表 4 所示。由表 3 和表 4 資料，整理得回應表，如表 5 和表 6 所示。由表 5 和表 6 資料，可看出參數對 A6061、A6082 晶粒尺寸品質特性的影響大小，影響順序皆為 $B > A > C$ ，而最佳參數水準組合皆為 $A_1B_1C_3$ 。

其次，再針對 A6061 與 A6082 之品質特性，依公式 (2) 至公式 (8) 計算，匯整變異數分析結果，分別如表 7 和表 8 所示。

表 2. $L_9(3^3)$ 直交表

No.	變形溫度 ($^{\circ}\text{C}$)	應變速率 (sec^{-1})	變形量 (%)
1	460	10	20
2	460	0.1	50
3	460	0.001	70
4	500	10	50
5	500	0.1	70
6	500	0.001	20
7	540	10	70
8	540	0.1	20
9	540	0.001	50

表 3. A6061 鋁合金 SN 比

EXP	平均值	SN 比	標準差
1	0.648	3.767	0.014
2	0.846	1.451	0.026
3	0.963	0.323	0.022
4	0.759	2.383	0.023
5	0.841	1.505	0.015
6	1.142	-1.151	0.006
7	0.776	2.201	0.012
8	1.169	-1.362	0.025
9	1.269	-2.074	0.019

表 4. A6082 鋁合金 SN 比

EXP	平均值	SN 比	標準差
1	0.340	9.342	0.016
2	0.452	6.870	0.030
3	0.572	4.849	0.009
4	0.357	8.927	0.015
5	0.441	7.096	0.010
6	0.742	2.577	0.027
7	0.458	6.763	0.011
8	0.740	2.606	0.028
9	0.821	1.708	0.009

從變異數分析表得知，因子 B (應變速率) 為貢獻率最高者，表示影響晶粒細化品質佔最大成份，其次是因子 A (變形溫度)，最後才是因子 C (變形量)。而且，A、B 因子相加超過達一半以上的影響率。由於，C 因子與誤差因子相加對整體結果差異性看似不大。因此，以 $A_1B_1C_3$ 為最佳參數水準組合。



表 5. A6061 鋁合金晶粒尺寸回應表

水準	控制因子		
	A	B	C
1	1.847	2.787	0.418
2	0.912	0.532	0.587
3	-0.411	-0.967	1.343
Max-Min	2.258	3.754	0.925
Rank	2	1	3

表 6. A6082 鋁合金晶粒尺寸回應表

水準	控制因子		
	A	B	C
1	7.020	8.344	4.842
2	6.200	5.524	5.835
3	3.692	3.045	6.236
Max-Min	3.308	5.299	1.394
Rank	2	1	3

表 7. A6061 鋁合金變異數分析表

變異來源	自由度	平方和	均方	F 值	淨平方和	貢獻率
A	2	7.7245	3.86225	13.21	10.5245	36.32%
B	2	21.3897	10.69485	36.58	16.0495	55.37%
C	2	1.4579	0.72895	2.49	-	-
誤差	2	0.5848	0.2924	-	-	-
合併誤差	4	2.0427	0.510675	-	2.4097	8.31%
總和	8	31.1569	-	-	28.9837	100%

表 8. A6082 鋁合金變異數分析表

變異來源	自由度	平方和	均方	F 值	淨平方和	貢獻率
A	2	18.0369	9.01845	23.55	16.1087	25.14%
B	2	42.1824	21.0912	55.09	40.2542	62.82%
C	2	3.091	1.5405	4.04	-	-
誤差	2	0.7654	0.3827	-	-	-
合併誤差	4	3.8564	0.9641	-	7.7136	12.04%
總和	8	64.0715	-	-	64.0715	100%

三、確認實驗

基於上述，控制因子之最佳水準組合設定為 $A_1B_1C_3$ ，為確認本實驗規畫及藉由實驗資料分析所獲得之結論是否正確，必須執行確認實驗。實驗數據 SN 比平均值 $\bar{\eta} = 0.7825567$ ，

因此預測 A6061 鋁合金在可控因子最佳水準組合下之 SN 比為：

$$\begin{aligned}\hat{\eta} &= \bar{\eta} + (\bar{A}_1 - \bar{\eta}) + (\bar{B}_1 - \bar{\eta}) + (\bar{C}_3 - \bar{\eta}) \\ &= 1.847 + 2.787 + 1.343 - 2 \times 0.783 \\ &= 4.411\end{aligned}$$

此時，A6061 晶粒尺寸 95% 信賴區間為：

$$CI_{I'} = \sqrt{7.71 \times 0.2924 \times \left(\frac{7}{9} + \frac{1}{4}\right)} = 1.481$$

因此，在 95% 信賴水準下，實驗期望 SN 比範圍為 4.411 ± 1.481 。將 $A_1B_1C_3$ 進行實驗，結果如表 9 所示。結果落在預測模式 95% 信賴區間範圍內，顯示本實驗結果可被信賴。

同理，A6082 鋁合金 SN 比平均值 $\bar{\eta} = 5.637556$ ，預測最佳狀況 SN 比為 10.32489，晶粒尺寸 95% 信賴區間為 10.32 ± 1.694 ，將 $A_1B_1C_3$ 進行實驗，結果如表 10 所示。結果落在預測模式 95% 信賴區間範圍內，顯示本實驗結果是可被信賴。

表 9. A6061 鋁合金晶粒尺寸 $A_1B_1C_3$

溫度	應變速率 (sec ⁻¹)	真實應變 (%)	實驗次數				SN
			單位 (μm)				
460°C	10	70					
A_1	B_1	C_3	0.641	0.503	0.712	0.556	4.318

表 10. A6082 鋁合金晶粒尺寸 $A_1B_1C_3$

溫度	應變速率 (sec ⁻¹)	真實應變 (%)	實驗次數				SN
			單位 (μm)				
460°C	10	70					
A_1	B_1	C_3	0.271	0.273	0.262	0.288	11.25

表 11 A6061 鋁合金平均晶粒尺寸 (μm) 改善率

實驗總平均值	單一實驗最佳平均值	改善率	最佳參數組合實驗平均值	改善率
0.935	0.648	+30.7%	0.603	+35.4%



表 12 A6082 鋁合金平均晶粒尺寸 (μm) 改善率

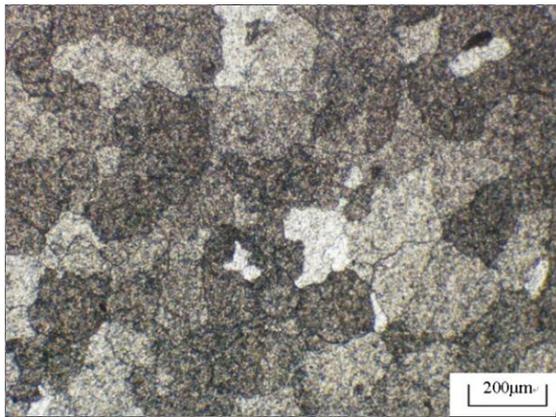
實驗總平均值	單一實驗最佳平均值	改善率	最佳參數組合實驗平均值	改善率
0.547	0.34	+37.8%	0.274	+49.9%

表 11 係 A6061 單一實驗最佳平均值與總平均值相比，改善率為+30.7%；在可控因子最佳組合下平均值與總平均值相比，改善率提升為+35.4%。兩相比較顯示，在可控因子最佳組合下比原實驗組合最佳提升率還要好，表示實驗成功且改善率由+30.7%提升至+35.4%。同時，由表 12 之 A6082 的單一實驗最佳平均值與可控因子最佳組合下，其改善率分別為+37.8%及+49.9%。

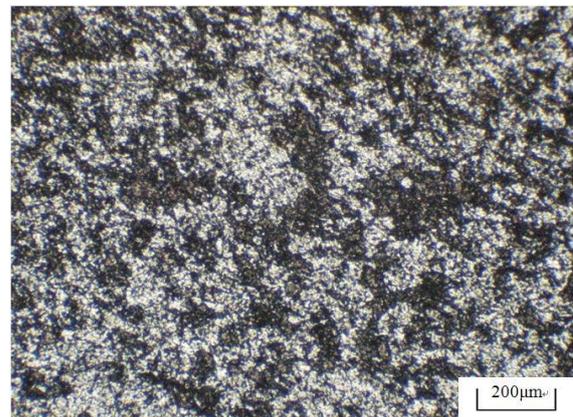
四、顯微組織觀察

圖 2 為 A6061 和 A6082 未壓縮前的金相組織，其晶粒

大小分別約為 100~300 μm 、50~100 μm ；晶粒分佈均勻且呈等軸狀。圖 3 為 A6061 和 A6082 在 460°C/0.001 sec^{-1} 之顯微金相圖。由圖 3 (a) 之 A6061 金相中可觀察到大面積的原始晶粒，紅線標示為原始晶。再結晶晶粒為：(1) 沿著晶界析出之零星且分散的項鍊狀 (necklace) 的晶粒係不連續動態再結晶 (DDRX)，其形成原因係高溫壓縮變形期間，DDRX 晶核連續受到變形的作用，導致差排堆積及儲存能的增加，使 DDRX 持續成長為較大的晶粒[9]；(2) 原始晶粒內部較細小的析出相則為在高溫壓縮期間，因塑性變形增加，原始晶界附近的次晶粒開始做相對地旋轉，及差排滑移和爬升所新生成的旋轉連續動態再結晶 (rotational continuous dynamic recrystallization; RDRX) [8]。而觀察 A6082 同樣壓縮條件之顯微金相發現，上述之 DDRX 和 RDRX 兩者之再結晶現象亦有類似的呈現，如圖 3(b) 所示。

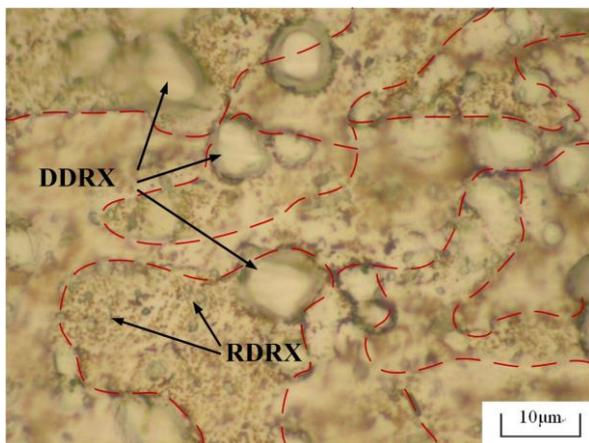


(a)

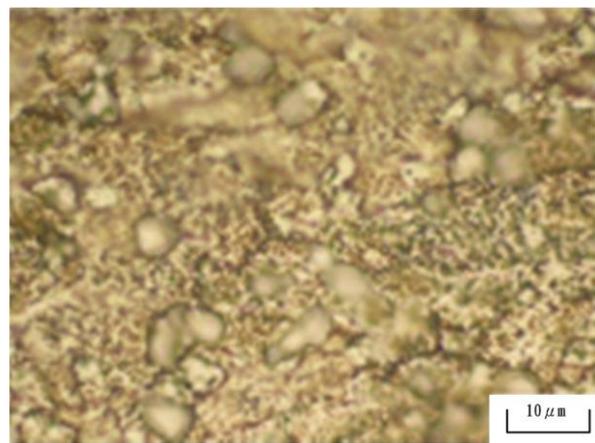


(b)

圖 2. 未壓縮前的金相組織：(a) A6061；(b) A6082



(a)



(b)

圖 3. 壓縮條件：460°C/0.001 sec^{-1} 之顯微組織：(a) A6061；(b) A6082

觀察兩種合金的壓縮後的微細組織可發現到與壓縮方向垂直晶界滑移，如圖 4 所示。其原因係因進行熱模擬高溫壓縮試驗後，原始晶粒會隨著壓縮而轉動[10]。以 A6061 在 400°C 時為例，應變速率為 0.1 sec^{-1} 進行熱模擬壓縮試驗浸蝕前之 SEM 圖，如圖 5 所示。由圖中可觀察到晶粒大小約為 $10 \mu\text{m}$ 的 DDRX 晶粒及少量的 RDRX 晶粒。圖 6 則為進行熱模擬壓縮試驗浸蝕後之 SEM 圖，圖中凹陷部分與腐蝕前相比較可得知，晶粒較大的 DDRX 會被腐蝕掉，而晶粒較小的 RDRX 則被腐蝕出來，且其晶粒大小約為 0.2 至 $2 \mu\text{m}$ 。

當材料進行高溫高壓試驗時，晶粒尺寸會隨之縮小且 RDRX 晶粒大小會隨著應變速率增加及溫度降低而減小。主要原因為在變形初期的階段，鋁合金內部的差排密度逐漸增加，流變應力逐漸增大。差排間、差排與第二相粒子-Mg₂Si 間相互堆積的可移動距離，隨應變增加而被限定在一定尺寸範圍內。在高溫狀態下，差排通過滑移和攀爬，形成差排對消的過程，此過程使變形晶粒轉變成較穩定的低能量的狀態。

隨著變形溫度增加，熱變形活化能增加，隨著合金外在應力的作用下，次晶粒的晶界破碎及應變產生的大量空位的聚集使刃差排的攀爬迅速進行。差排可移動的距離增加，使差排對消及重組更加完善且重新進入次晶界，形成的晶粒尺寸較大。變形溫度較低時，晶粒內部差排密度無法提供足夠的驅動力來產生動態再結晶，只能發生一定程度的動態回復。差排可移動距離小，無法抵消變形時的差排增加及堆積。因此，差排密度較高，形成的晶粒尺寸較小。

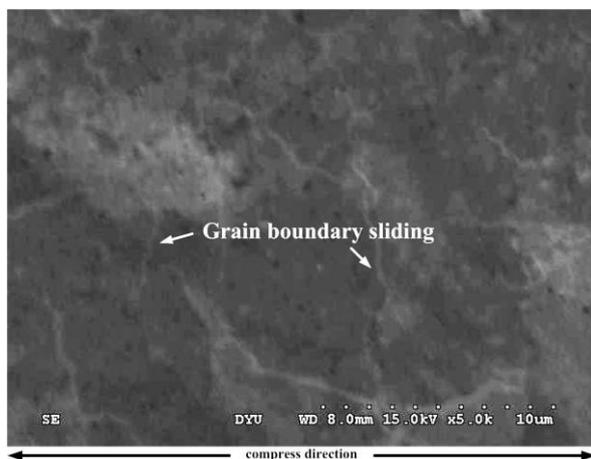


圖 4. A6061 在 400 °C/0.001 sec^{-1} 浸蝕前之 SEM 圖

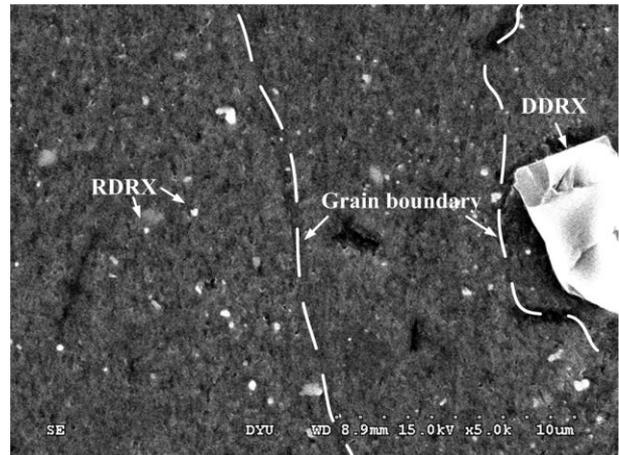


圖 5. A6061 在 400 °C/0.1 sec^{-1} 浸蝕前之 SEM 圖

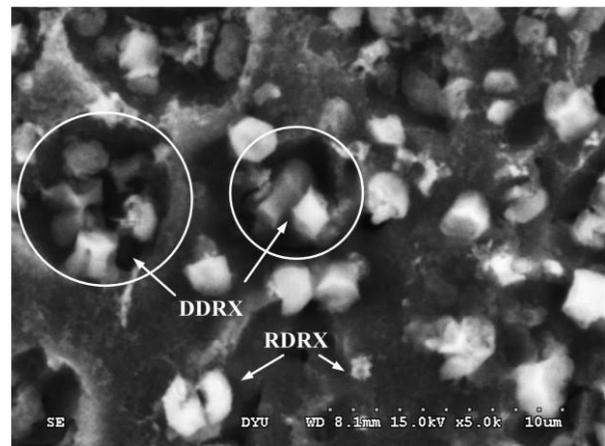


圖 6. A6061 在 400 °C/0.1 sec^{-1} 浸蝕後之 SEM 圖

材料產生塑性變形時，隨著變形程度提高會有大量的差排堆積交錯，導致出現多邊形的次晶界結構，並開始發生一定程度的動態回復。當應變速率較高時，變形時間短而使得差排來不及抵銷，達到晶粒細化的效果。圖 7 為 460 °C/10 sec^{-1} /70 % 試驗條件的鋁合金顯微組織，即由直交表得知最佳參數水準組合：A₁B₁C₃。而且，由圖中的再結晶晶粒密度可發現 A6082 比 A6061 鋁合金具有明顯再結晶晶粒。



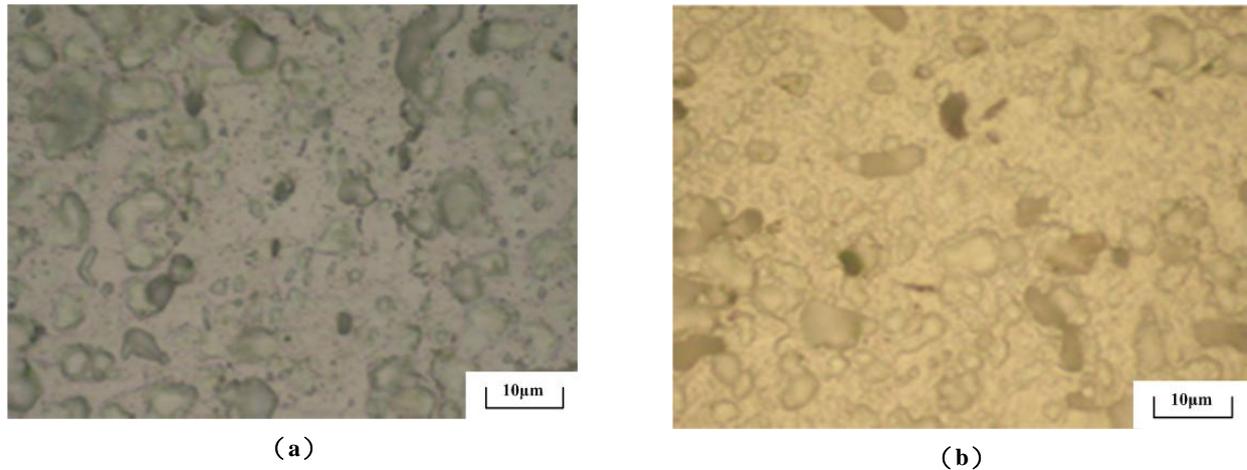


圖 7. 壓縮條件：460°C/10 sec⁻¹/70%之顯微組織：(a) A6061；(b) A6082

五、結論

本研究目的係希望能改善鋁合金壓縮製程之晶粒細化不穩定的現象，以提升產品的穩定性。選定兩種鋁合金進行晶粒細化之壓縮製程參數最佳化，導入田口方法於兩種鋁合金。經分析與金相觀察得到以下結論：

1. 結合田口方法與金相分析手法，配合貢獻率之結果，求得晶粒尺寸細化之最佳製程參數，以提高產品之穩定度。其中，A6061 鋁合金以應變速率之貢獻率 55.37% 為最重要的因子；A6082 鋁合金以應變速率之貢獻率 62.82% 為最重要的因子。而且，A6082 比 A6061 鋁合金受到應變速率的影響來的顯著。
2. 兩種鋁合金最佳參數組合皆為：變形溫度 460°C / 應變速率 10 sec⁻¹ / 變形量 70%，變形量可視為製程中的調整因子。在晶粒尺寸細化時，A6061 鋁合金改善率可達 +35.4%；A6082 鋁合金改善率可達 +49.9%。

六、誌謝

在此特別感謝經濟部 (100-EC17-A-16-52-127) 及工業技術研究院 (SMI-9809) 的經費支持。

參考文獻

1. 付欣 (民 97)，7050 鋁合金高溫變形行為實驗研究，中南大學機械設計及理論研究所論文。
2. 李榮顯、王水鐸、朱凌毅 (民 94)，以田口實驗設計

法進行多道次冷打頭模具設計最佳化之研究，鍛造期刊，14 (4)，54-59。

3. 余豐榮、莊銘國、施啓順 (民 96)，以田口方法提升鑄件品質之研究，鑄造工程學刊，33 (4)，17-24。
4. 陳興華 (民 96)，高強度鋁合金晶粒細化與成型特性研究，中央大學機械工程研究所博士論文。
5. 蘇朝墩 (民 91)，品質工程，頁 97-105，中華民國品質學會，台北。
6. Davidson, M. J., B. Balasubramanian, and G. R. N. Tagore (2008) Experimental investigation on flow – forming of AA6061 alloy a taguchi approach. *Journal of Materials Processing Technology*, 200 (1-3), 283-287.
7. Filatov, Y. A., V. I. Yelagin, and V. V. Zakharov (2000) New Al-Mg-Sc alloys. *Materials Science and Engineering A*, 280 (1), 97-101.
8. Gourdet, S. and F. Montheillet (2000) An experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminum. *Materials Science and Engineering*, 283 (1-2), 274-288.
9. Humphreys, J. F. (1991) Recrystallization and recovery. *Material Science and Technology*, 15, 368-376.
10. Kaibyshev, R., O. Sitdikov, A. Goloborodko and T. Sakai (2003) Grain refinement in As-Cast 7475 aluminum alloy under hot deformation. *Materials Science and Engineering A*, 344 (1-2), 348-356.
11. Leisk, G. and K. Saigal (1995) Taguchi analysis of heat



-
- treatment variables on the mechanical behavior of alumina/aluminum metal matrix composites. *Composites Engineering*, 5 (2), 129-142.
12. Ronald, W. A. (1995) Hall-Petch Analysis of yield, flow and fracturing. *Materials Research Society*, 362, 9-18.
13. Rhodes, C. G., M. W. Mahoney, W. H. Bingel, and M. Calabrese (2003) Fine-grain evolution in friction stir processed 7075 aluminum. *Scripta Materialia*, 48, 1451-1455.

收件：102.03.04 修正：102.04.19 接受：102.07.01

