

δ 相析出對 718 鎳基超合金靜態再結晶之影響研究

Influence of δ Phase Formation on Static Recrystallization of Inconel 718

侯文星^{**} 李驊登^{*} 王尙智^{***} 蔡忠君^{**} 劉昱磊^{*}

Wun-Sin Hou^{***} Hwa-Teng Lee^{**} Shang-Chih Wang^{***} Chung-Chun Tsai^{*} Yu-Lei Liu^{***}

*國立成功大學機械系 **榮剛材料科技股份有限公司 ***工業技術研究院

摘要

718 鎳基超合金的材料特性，主要係受晶粒大小及其分佈之影響，本研究主要係探討熱鍛及冷成型 718 進行固溶化處理時，δ 相析出對靜態再結晶晶粒細化之影響。

本研究結果顯示熱鍛之 718 超合金，可以藉由適當的固溶化熱處理控制，達到晶粒度 $31.8 \mu\text{m}$ 之完全靜態再結晶組織，但是當鍛件內部如有大量的 δ 相析出殘留時，在進行熱處理時會因為 δ 相阻礙靜態再結晶之進行，導致未再結晶組織殘留，則無法達到晶粒度調整及細化的效果。當熱鍛製程改以冷成型應變，接續於 950°C 加熱 15 分鐘，因大量微細的 δ 相迅速析出，立即抑制靜態再結晶之晶粒成長，使得晶粒由 $67 \mu\text{m}$ 細化至 $2\sim 3 \mu\text{m}$ ，顯然此製程之細晶效果優於熱鍛之熱機細晶製程。

關鍵詞: 熱機製程、靜態再結晶、超合金及 δ 相

forging process are reduced. Specifically, it is shown that if a large number of coarse δ phase precipitates remain within the partially-recrystallized, forged microstructure, these precipitates prevent the grains from undergoing static recrystallization during heat treatment processing and therefore prevent a further refinement of the grain structure. When the hot forging process is replaced by cold forming and followed by heat treated to 950°C for 15 min. Because the δ phase immediately precipitated and retarded the static recrystallized grain growth. The average of grain sizes are refined from $67 \mu\text{m}$ to $2\sim 3 \mu\text{m}$. Clearly, the grain refined effect of proposed process is superior to thermomechanical process.

Keywords: thermomechanical; static recrystallization; superalloy; δ phase

The mechanical properties of Inconel 718 superalloy are fundamentally dependent upon the size and uniformity of the grain structure. In this study, δ phase precipitation influences on the grain refinement during static recrystallization are compared between hot forging and cold forming.

Adopting an alternative approach, this study shows that a full static recrystallization effect of grain size $31.8 \mu\text{m}$ can be obtained in Inconel 718 superalloy by solution heat treating the as-forged component at a minimum temperature of 1000°C for 10 min. In addition, the experimental results confirm the importance of controlling the forging conditions such that both the size and the amount of δ phase precipitates formed at the grain boundaries during the

一、前言

718 超合金具優良的高溫機械性質及抗高溫氧化腐蝕的特性，常被應用在石化產業及航太飛機引擎的零組件，晶粒度及晶粒分佈影響 718 之機械性質甚鉅，於是在 AMS 5662 規範中即明確規定：材料截面積小於 58cm^2 之晶粒度，須為 ASTM No.5 或更細，且 No.3~5 的比例必須小於 20%(總截面積)，截面積大於 58cm^2 之晶粒，為 ASTM No.4 或更細，No.2~4 的比例必須小於 20%(總截面積)，亦即不能有混晶產生[1]。若以晶粒度進行區分，超合金的可以區分為晶粒度號數約 ASTM 4~6 號的標準型，晶粒度約 8 號的高強度型及晶粒度號數可以細化至約 10 號，不經固溶化而直接時效使用的直接時效型等三大類。

然而 718 超合金之金相結構組織是沃斯田鐵，其鍛造件並無法像鋼鐵材料一樣，可以藉由後續的熱處理製程之相變態，進行晶粒度的調整[2]，也有文獻指出若是鍛造前有未完全再結晶的組織存在，以接續的熱成型加工，亦可能無法使之順利產生再結晶[3]，因此藉由 δ 相於熱成型過程中，使之於晶界析出，阻止晶粒快速成長之熱機細晶成型技術因應產生，且已有許多學者及超合金製造廠，投入 718 超合金之熱機細晶製程研究[3-8]，探討 718 動態再結晶及後動態再結晶 (Meta-dynamic recrystallization) 的特性，使能在熱成型後即有細緻且分佈均勻的晶粒，但是靜態再結晶之特性，則是較少的研究進行發表。

本文主要除討論完鍛水冷具未完全再結晶之 718 超合金材料，於 950°C~1030°C 進行固溶化熱處理，研究不同固溶化溫度，對未完全再動態再結晶組織的影響，接續施以 910°C 時效處理，使 δ 相大量析出，比較對靜態再結晶之作用。

接續將鍛造剛胚軋軋加工至 19mm 軋棒，進行 1030°C~1060°C 固溶化處理後，取樣加工成端壓試片，進行不同壓縮應變後，再經 950°C 固溶化處理，探討增加應變加速 δ 相析出之可行性。並將冷成型應變後之試片，在較低溫度進行固溶化產生靜態再結晶，運用 δ 相的快速析出控制晶粒成長，達到細晶的目的，並比較熱鍛與冷成型後施以固溶化使之產生靜態再結晶，兩製程細化晶粒效果之差異。

2. 實驗方法

2.1 材料製造製程

本研究所使用的材料，其成份如表一所示，是以尺寸 ϕ 400mm 的電極棒經 VAR 製程產出之鑄錠，先經高溫均質化處理後，再以 Press 預鍛至約 ϕ 350mm 之預鍛圓棒，接續應用 GFM SX40 四面精鍛機完成研究棒材之鍛造及接續以軋機軋軋加工至 19mm 的圓棒。

表一: 718 材料主要成份及規格 (單位-wt%)

Item	C	Ni	Cr	P	S
Min		50.00	17.00		
Max.	0.08	55.00	21.00	0.015	0.015
Value	0.05	52.29	18.34	0.006	0.001
Item	Al	Mo	Ti	B	Nb
Min	0.20	2.80	0.65		4.75
Max.	0.80	3.30	1.15	0.006	5.50
Value	0.54	3.12	0.97	0.004	5.15

鍛造製程係先經 GFM 四面精鍛機附屬配備之 Barforge™ 鍛造模擬軟體進行規劃設計，確保可在四面精鍛機的設備能力內，進行較低溫度之鍛造製程，使動態再結晶不完全組織的生成[3, 9]，並以 1130°C 為鑄錠及預鍛鑄錠之加熱溫度，設計起始鍛造無 δ 相加入之鍛造製程，使棒材表面完鍛溫度降至接近 950°C，進行 133mm 方棒的鍛造，完鍛後使之水冷，將未產生完全動態再結晶組織得能保留原貌，製造研究所需使用的材料。

2.2 試片備製及實驗步驟

將上述 718 方棒材料，進行熱處理對 718 靜態再結晶影響之探討，實驗之試片於熱處理前均先確認：每一取樣之樣品，均有未完全動態再結晶的現象，試片大小：10mmx10mmx20mm。軋棒則是分別於 1030°C 及 1060°C 固溶化處理後，車削加工成直徑 10mm 長度 15mm 圓柱型之端壓試片。

研究主題首先討論熱鍛方棒材料的金相組織及觀察 δ 相析出對動態再結晶之影響，接續對完鍛急冷材施以不同溫度之固溶化處理，探討不同之固溶溫度對靜態再結晶及 δ 相析出量之影響：首先在 950°C、980°C、1000°C 及 1030°C 等四種不同的溫度，持溫一小時後水冷，觀察不同的固溶化溫度對靜態再結晶、晶粒成長及 δ 相析出量的變化。

熱鍛方棒材料亦研究完鍛材大量 δ 相析出後，探討 δ 相析出對靜態再結晶之影響：先將完鍛急冷材施以 910°C X 5 小時之時效處理，使產生大量的 δ 相析出，接續進行在 1000°C 不同持溫時間的固溶處理，研究當有大量之 δ 相析出時，對靜態再結晶影響之變化。

軋棒材料係於線上進行 980°C 之固溶化處理後，另取試片再分別進行 1030°C 及 1060°C 固溶化處理，車削加工成直徑 10mm 長度 15mm 圓柱型之端壓試片，以 50 噸之萬能試驗機，應變速率每分鐘 15mm 進行端壓應變，應變後進行 950°C 持溫 15 分鐘之固溶化處理，比較不同之原始晶粒大小及不同應變量，對靜態再結晶細化之影響。

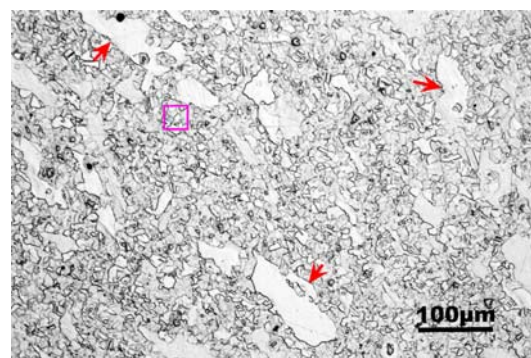
研究中除以光學顯微鏡觀察靜態再結晶之變化外，並以 FSEM+EDS 進行析出相成份的半定量比較分析，另以 SEM 進行 1500 倍 δ 相的觀察與拍照，使 δ 相與基地有較明顯的對比，以利後續以影相分析儀進行 δ 相之定量分析。(OM: Leica DM IRM、影像分析儀: Leica Materials Workstation、SEM: Jeol JSM5600 及 FSEM: Quanta 400F)

3. 實驗結果與討論

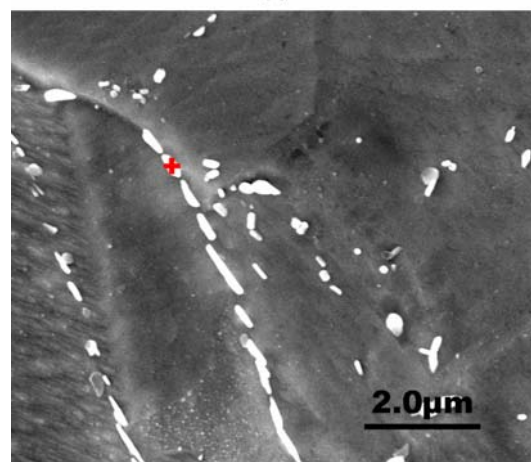
3.1 素材之金相組織

熱鍛方棒素材之金相組織如 Fig. 1(a)，為完鍛之應變金相組織，可以觀察到許多未完全動態再結晶之粗大晶粒組織，另以 FSEM 觀察，晶界有析出物析出如 Fig. 1(b)，由析出物之形狀外觀、大小及與基地之 EDS 測試分析之成份比較如 Fig.1(c)，是比基地 Nb 含量更高之析出物係 δ 相析出，其析出量約為 1.2%。

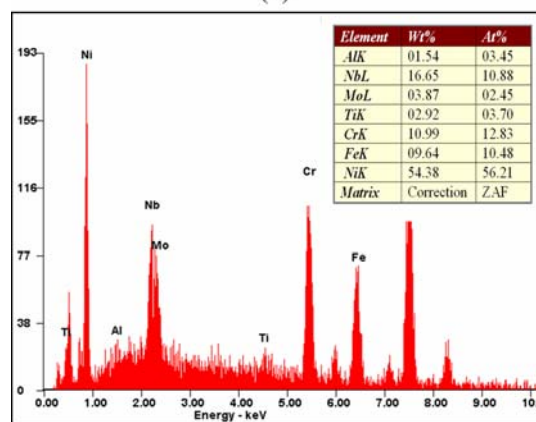
由相關文獻[10, 11]，無應力試片當於溫度為 950°C 持溫約 15 分鐘時才會有晶界的 δ 相析出，但材料由出爐到完成鍛造，係於 15 分鐘內完成，因此研判係因熱鍛時有較大之應變能，所生成之差排及空位缺陷促使 δ 相能快速成核動態析出 [11]，當 δ 相動態析出且材料之熱成型溫度偏低時，也容易將晶粒固定住，致無法產生完全再結晶的原因之一，所以當有 δ 相動態析出時，易觀察到伴隨未完全產生動態再結晶之粗化晶粒存在。



(a)



(b)



(c)

Fig. 1 完鍛 718 超合金之微觀金相及 δ 相之化學成份：(a) 箭號標示處是完鍛粗大未完全再結晶組織 (b) 由 FSEM 觀察圖(a) 方框位置之金相組織，析出物主要延著晶界析出 (c) 經 EDS 分析確認析出物為富 Nb 之 δ 相

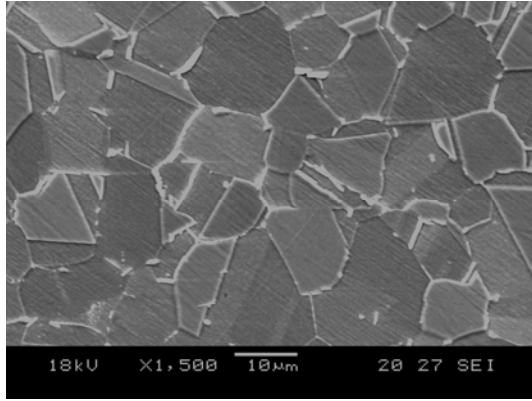


Fig. 2 軋棒素材之微觀金相

軋棒之金相組織如 Fig. 2，平均晶粒大小約 18 μm ，晶界有部份長桿狀之 δ 相析出，經 1030 $^{\circ}\text{C}$ 及 1060 $^{\circ}\text{C}$ 固溶化處理後，晶粒度則分別成長至 60 μm 和 67 μm 。

3.2 固溶化溫度對靜態再結晶的影響

將具粗大未完全再結晶之完鍛水冷處理試片，分別於 950 $^{\circ}\text{C}$ 、980 $^{\circ}\text{C}$ 、1000 $^{\circ}\text{C}$ 及 1030 $^{\circ}\text{C}$ 持溫 1 小時後水冷，可以觀察到當於 950 $^{\circ}\text{C}$ 及 980 $^{\circ}\text{C}$ 進行固溶化處理時，仍有未完全再結晶的粗大晶粒，且在晶界均有明顯的 δ 相析出，但當於 1000 $^{\circ}\text{C}$ 及 1030 $^{\circ}\text{C}$ 持溫水冷的試片， δ 相則完全固溶且無局部粗大的未完全再結晶之晶粒殘留如 Fig. 2 所示。完鍛和經上述固溶化條件處理後， δ 相析出量之比較，完

鍛約 1.2%，950 $^{\circ}\text{C}$ 固溶化約 3.4%，980 $^{\circ}\text{C}$ 固溶化約 1.4%，粗大之晶粒可能受 δ 相析出 Pinning 的影響致未再結晶，於 1000 $^{\circ}\text{C}$ 和 1030 $^{\circ}\text{C}$ 固溶化後則無 δ 相殘留，已將動態析出的 δ 相完全固溶，變化趨勢圖如 Fig. 3 所示，而且可以發現原來未完全再結晶的粗大晶粒已完全不復存在，取而代之的組織，卻是晶粒分佈均勻且具雙晶特徵的沃斯田鐵金相，顯然完全之靜態再結晶於 1000 $^{\circ}\text{C}$ 固溶化時已然發生，證明完鍛未完全再結晶組織，可以熱處理的方法使之產生完全之靜態再結晶，不須一定要藉熱加工成型時的動態再結晶來達成，可以大幅降低 718 超合金於熱加工成型的技術困難度。

雖然完鍛動態析出與經 980 $^{\circ}\text{C}$ 固溶化處理後的析出量接近，但於鍛造時動態析出之 δ 相分佈較多且細，而 980 $^{\circ}\text{C}$ 固溶化後之 δ 相析出分佈雖稀疏，但是其針狀粗化且長度卻較長，且比對兩條件的 δ 相分佈，研判可能是動態析出的 δ 相凝聚粗大化及再析出之效應，其析出量約 1.4%，仍有未完全在結晶組織存在，因此研判析出量達約 1.4%，即有抑制靜態再結晶之效果。由 Fig. 3 亦可知 δ 相析出量，會隨固溶化溫度的增加而降低，當溫度增高至 1000 $^{\circ}\text{C}$ 時已將其完全固溶，因此本材料 δ 相之固溶線溫度約為 1000 $^{\circ}\text{C}$ ，而晶粒度如預期係隨著固溶化溫度的提升而粗大化。

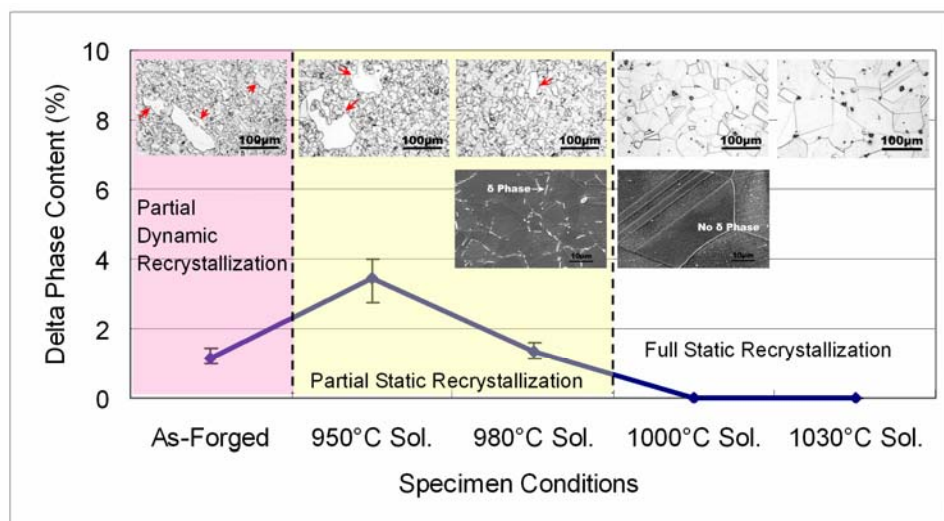


Fig. 3 完鍛及不同固溶條件下試片，晶粒特性及再結晶程度之比較

3.3 靜態再結晶動力學之研究

接續將試片於 1000 °C 持溫時間分別為 2.5min.、5min.、10min.、15min.、30min. 及 60min. 取出試片進行水冷，金相如 Fig. 4 所示， δ 相已迅速固溶於基地，當持溫時間達 10min.時，晶粒已完全再結晶，晶粒度號數約為 ASTM No.7 之細晶組織，後隨持溫時間的延長而有晶粒成長的趨勢，當持溫達 60min.時晶粒度約為 ASTM No.5，雖然固溶化持溫會因 δ 相的完全固溶而成長粗大化，但其仍能符合 AMS 5662 的晶粒度規格，若能掌控適切的持溫時間，仍能達到 No.7 的細晶組織如 Fig. 4 所示。

由文獻[12]指出 δ 相的固溶溫度，會受材料中 Nb 含量的影響，當 Nb 含量由 4.75~5.5wt%的範圍， δ 相的固溶溫度的變化會由 850°C 提升至約 1050 °C，以 JMatPro 估算每增加 0.25wt%的 Nb 含量，固溶溫度增加約 10°C，目前大部份 718 的鍛造材料，Nb 含量通常會控制在 5.2wt%以上， δ 相在 1000 °C 仍能維持穩定，本研究使用材料的固溶線約為 1000°C，因此以 1000°C 即能使微量動態析出之 δ 相快速完全固溶，探究其原因可能是因動態析出 δ 相非常微細之影響，其最大長度僅約 2 μ m，可以於 1000°C 時快速固溶。

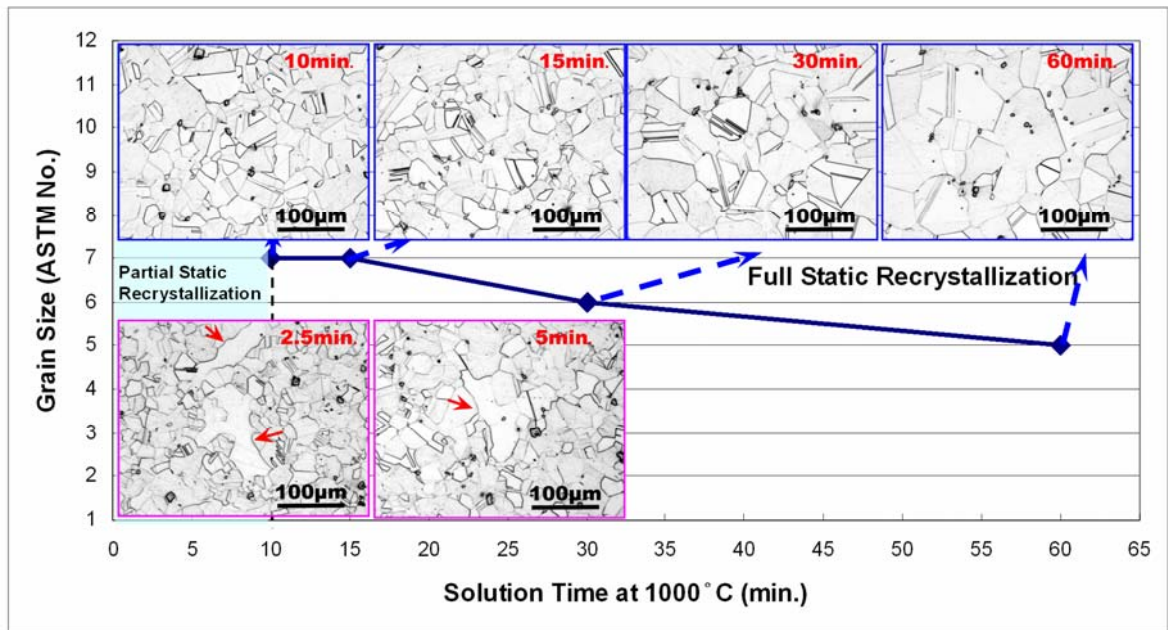


Fig. 4 完鍛 718 試片於 1000°C 固溶熱處理之靜態再結晶動力學，持溫 10 分鐘即可完全再結晶

4. δ 相析出對靜態再結晶的影響

此部份係為探討 δ 相大量析出對靜態再結晶之影響，由文獻[13]可知在 910°C 持溫會有較多量的 δ 相析出，因此試片先經 910°C X 5 小時的時效處理，再將試片於 1000°C 經 60min.~135min. 等各種不同的溫度進行固溶處理，觀察金相的變化。

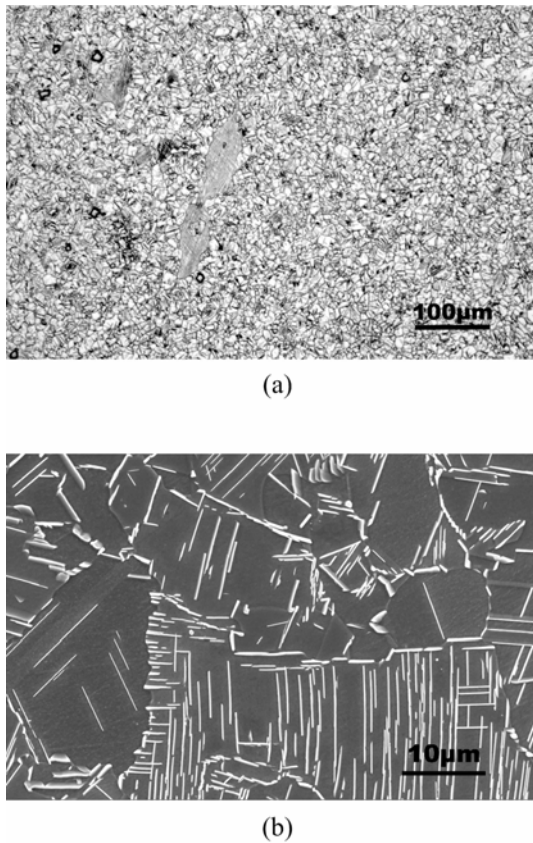


Fig. 5 完鍛試片經 910°C X 5 小時的時效處理之金相組織 (a)在未完全再結晶之晶粒內，亦有大量之 δ 相析出 (b) FSEM 之 δ 相放大金相組織

由 Fig. 5a 完鍛的相片可以看出，有大量的 δ 相析出，FSEM 之 δ 相放大金相如 Fig. 5b，但在 1000°C 持溫一小時後，粗大的晶粒仍無細化再結晶的現象產生如 Fig. 6 (a)，此與文獻所提當 Nb 含量約 5.2wt%時， δ 相於 1000°C 仍是穩定相的說法吻合 [12]，在其晶粒內仍有明顯的桿狀 δ 相，當持溫時間延長至約 2 小時的時後，可以觀察到兩種不同型態之粗大晶粒，一是仍未再結晶的晶粒，另一則是

再結晶且已成長具雙晶之粗大晶粒如 Fig. 6 (b)，產生很明顯的混晶現象。而未完全再結晶之粗大晶粒，在其晶粒內仍有明顯長條桿狀存在如 Fig. 6 (c)，此乃因桿狀的 δ 相將原晶粒固定住，致仍無法使之產生靜態再結晶。

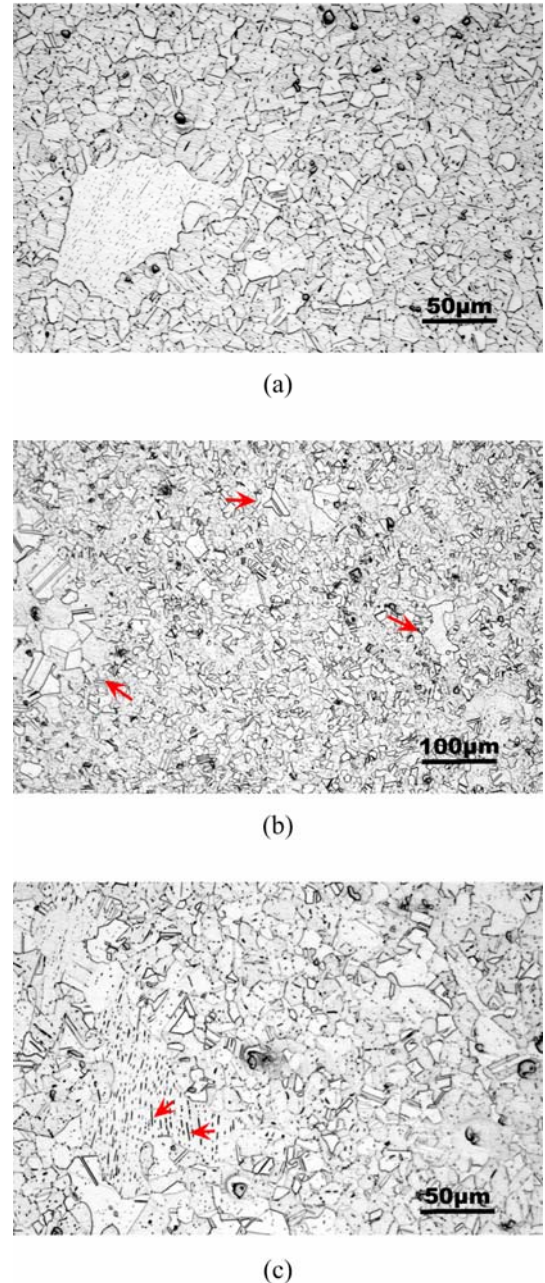


Fig 6 大量 δ 相析出後，經 1000°C 不同持溫時間金相之變化 (a)持溫 1 小時後，粗大的晶粒仍無再結晶細化 (b)當持溫時間延長至約 2 小時的時後，產生明顯的混晶現象 (c)在其晶粒內仍有明顯長條桿狀 δ 相

此現象研判與上述 Nb 非常容易產生微觀偏析有關[14, 15]，當 Nb 偏析濃度較高的區域，所析出的 δ 相需要很長的時間或是較高的溫度，才能使之完全固溶，因此延長持溫時間至 135 分鐘仍未使之完全固溶，而 Nb 偏析濃度較低的區域， δ 相析出之固溶溫度較低，能於較短的時間固溶於基地，Pinning 晶粒的效果消失，產生再結晶、成長及粗大化的現象。

5. 不同應變量對 δ 相析出之影響

為探討不同應變量對 δ 相析出量析出之影響，以探討能否利用應變促使 δ 相之快速析出，抑制靜態再結晶之晶粒成長，進而達到晶粒細化的目的。本階段係將直徑 10mm 長度 15mm 圓柱型之端壓試片，分別施以高度 20%和 50%之應變後，與未經端壓的試片於 950°C 分別持溫 5 分鐘、10 分鐘和 15 分鐘，比較 δ 相析出量的變化，結果如 Fig. 7 所示。

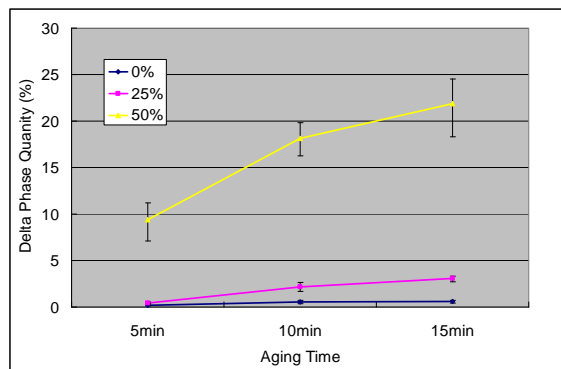


Fig. 7 不同端壓應變量對 δ 相析出之影響

顯然當應變量達到 50%即能促使 δ 相快速大量的析出。

6. 不同晶粒大小應變後對再結晶細化之影響

原軋棒素材及經 1030°C 及 1060°C 固溶化處理後，加工成端壓試片，端壓應變量為高度之 66%，同時以 950°C 持溫 15 分鐘固溶化處理後之金相組織，如 Fig.8~10 所示，均產生平均晶粒 2~3 μ m 的細晶組織，並可以觀察到晶粒內亦有大量微細之 δ 相散佈，顯然當再結晶產生後，晶粒的成長馬上受

到 δ 相析出的抑制，因此產生非常細緻之再結晶組織。

δ 相的外觀似乎已由長桿狀變化為圓球，而由各方位之外觀研判，應是細小之橢圓片狀型態。

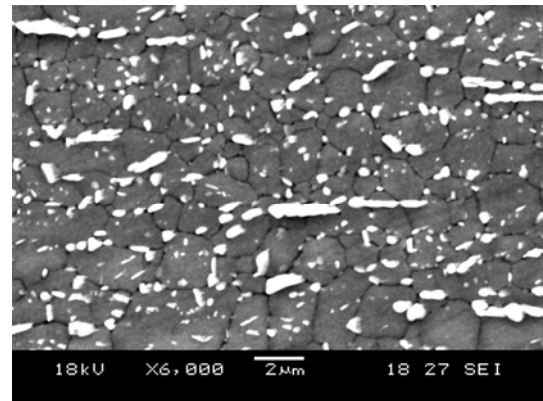


Fig 8 原素材端壓試片固溶處理後之細晶組織

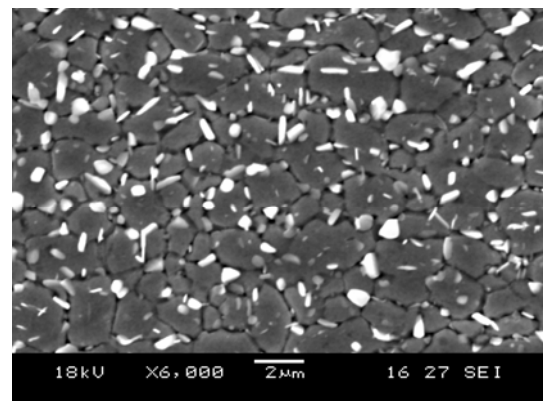


Fig 9 經 1030°C 固溶端壓試片，再結晶後之細晶

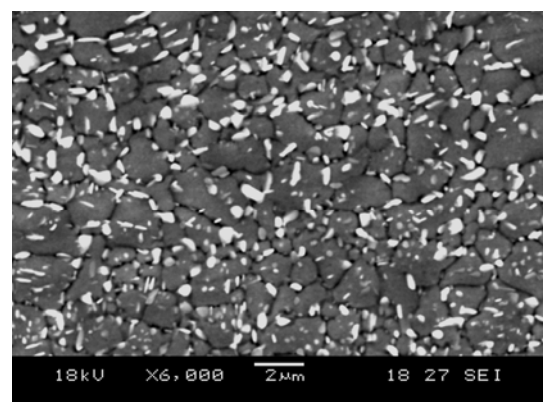


Fig 10 經 1060°C 固溶端壓試片，再結晶後之細晶

7. 討論

超合金的應用主要係以航太與石化為最大之應用市場，雖然藉由熱機製程可以達到 ASTM No.11 (7.9 μm)的超細晶，其對相關的機械特性如疲勞及降伏強度均具改善提升的效用[8]，亦已獲得肯定，對於超細晶製程除具有高難度之熱機技術外，快速及高能量設備之投資亦是不可或缺。

然而對於石化的應用，因均規定必需經約 1030 $^{\circ}\text{C}$ 較高溫固溶化處理，因此超細晶材料於石化相關之產業應用並無用武之地，即使在航太零組件的應用，亦少有製造廠將其列為必要之規範，因此標準型的 718 超合金，目前仍應是市場的主流材料，而且應用於航太引擎零件的直接時效型 718，仍會偶有 ASTM No.2~4 號粗晶的發生[7]，對於不能允許有單顆粗晶存在要求的航太零組件製造廠，可能仍有部份的問題存在，因此以低成本的熱處理技術，確保能獲得晶粒均勻的標準型超合金，應仍深具研究的價值與意義。

由研究結果顯示，只要控制動態 δ 相析出及後續製程避免 δ 相之粗大化，完鍛未能完全動態再結晶的組織，仍可以藉由 1000 $^{\circ}\text{C}$ 較低的固溶化溫度進行處理，得到均勻完全的靜態再結晶組織，雖然在此持溫過程，會因 δ 相已完全固溶於基地，而使晶粒均勻的成長及粗大化，但由適切的持溫時間，仍能獲致 31.8 μm (ASTM No. 7)的細晶組織，其結果與文獻[16]靜態再結晶之預測公式估算值 33.9 μm 相近。

但是當使 δ 相大量析出時，卻未能將 δ 相均勻完全地固溶，且當持溫時間延長 2 小時，會發現有局部晶粒已成長粗大化和未再結晶之粗大晶粒共存的現象，此狀況容易使人產生，動態再結晶不完全的組織，不易以熱處理改善的感覺。此係因 Nb 之偏析效應，產生固溶溫度之差異，致 δ 相大量析出時，不易同時均勻固溶。

因此由研究結果顯示， δ 相之動態析出速率較無應力狀態材料為快，使用 δ 相固溶限之下限溫度進行固溶處理使之產生靜態再結晶，仍須嚴格控制鍛造及完鍛後 δ 相之生成，否則均勻完全之靜態再

結晶仍無法產生。

而冷成型經 950 $^{\circ}\text{C}$ 固溶之製程可獲得 2~3 μm 的細晶組織，顯然對於晶粒細化的效果遠優於熱機 7.9 μm 之最佳晶粒水準。

此結果與文獻[16]之預測公式估算結果 30 μm 有很大的差異，研判係因 δ 相析出促進晶粒細化的效應，因此並不適用。

8. 結論

- 8.1 鍛造方棒之粗大未動態再結晶組織施以固溶化處理，由適當的持溫時間，可以獲得 ASTM No. 7 號細緻均勻完全之靜態再結晶組織。
- 8.2 當 δ 相大量析出時，因其無法同時均勻固溶，致未能獲得均勻完全之靜態再結晶組織，此可能認為 718 不易以熱處理使之再結晶的原因之一。
- 8.3 若完鍛後能避免 δ 相的長時間大量析出，於適當的溫度範圍進行固溶化處理，即能獲得均勻的再結晶組織。
- 8.4 增加應變量能促使 δ 相快速析出，且由原來長桿狀的型態，變換為細小之橢圓片狀外觀。
- 8.5 由冷成型應變再經固溶化處理所產生晶粒細化的效果，優於目前之廣泛應用之熱機細晶製程。

參考資料

1. AMS 5662M, "Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant, Bars, Forgings, and Rings 52.5Ni - 19Cr - 3.0Mo - 5.1Cb (Nb) -0.50Al -18Fe Consumable Electrode or Vacuum Induction Melted 1775 $^{\circ}\text{F}$ (968 $^{\circ}\text{C}$) Solution Heat Treated, Precipitation-Hardenable", 2004, SAE International.
2. Park, N.K., et al., "Hot Forging of a Nickel-base Superalloy", Journal of Materials Processing Technology, 111 (2001), pp. 98-102.
3. Camus, D.E., et al., "Evolution of Microstructure During Hot Rolling of Inconel Alloy 625 and 718", Superalloy 718, 625, 706 and Various Derivatives, TMS, 1997, pp. 291-302.

4. Mataya, M.C., "Effects of Multiple Reduction on Grain Refinement During Hot Working of Alloy 718", *Superalloy 718 - Metallurgy and Application*, TMS, 1989, pp. 155-178.
5. Wilkinson, N.A., "Forging of 718 - The Importance of TMP", *Superalloy 718- Metallurgy and Application*, TMS, 1989, pp. 119-133.
6. Russell, J.L., M.L. Lasonde, and L.A. Jackman, "Microstructure Development and Thermal Response of Delta Processed Billet and Bar for Alloy 718", *Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives 2005*, TMS, 2005, pp. 363-372.
7. Jackman, L.A., et al., "Rotary Forge Processing of Direct Aged Inconel 718 for Aircraft Engine Shafts", *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives*, TMS, 1991, pp. 125-132.
8. Jones, R.M.F. and L.A. Jackman, "The Structural Evolution of Superalloy Ingots during Hot Working", *JOM*, 51 (1999), pp. 27-31.
9. Garcia, C.I., et al., "Hot Deformation Behavior of Superalloy 718", *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, TMS, 1994, pp. 293-302.
10. Oradei-Basile, A. and J.F. Radavich, "A Current T-T Diagram for Wrought Alloy 718", *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives*, TMS, 1991, pp. 315-335.
11. Thomas, A., et al., "High Temperature Deformation of Inconel 718", *Journal of Materials Processing Technology*, 177 (2006), pp. 469-472.
12. Sjöberg, G., et al., "Effect of δ -phase on the Weldability and the Hot Ductility of Alloy 718", *Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives 2005*, TMS, 2005, pp. 351-362.
13. Azadian, S., L.-Y. Wei, and R. Warren, "Delta Phase Precipitation in Inconel 718", *Materials Characterization*, 53 (2004), pp. 7-16.
14. Desvallees, Y., et al., "Delta Phase in Inconel 718: Mechanical Properties and Forging Process Requirements", *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*. TMS, 1994, pp. 281-291.
15. Long, Z., et al., "Thermodynamic Assessment of Liquid Composition Change during Solidification and its Effect on Freckle Formation in Superalloys", *Materials Science & Engineering A*, A386 (2004), p p. 254-261.
16. Huang, D., et al., "Computer Simulation of Microstructure Evolution during Hot Forging of Waspaloy and Nickle Alloy 718", SFTC paper #368.