

行政院國家科學委員會專題研究計畫成果報告

Ti-40Al-15Nb 鈦鋁介金屬的 800°C 高溫機械特性及顯微結構分析

High Temperature Mechanical Properties and Microstructure Analysis of
Ti-40Al-15Nb Titanium Aluminide Intermetallic Alloys

計畫編號：NSC89-2216-E-002-050

執行期限：89 年 08 月 01 日至 90 年 07 月 31 日

主持人：顧鈞豪 國立台灣大學材料科學與工程研究所教授

計劃參與人員：楊錦添 國立台灣大學材料科學與工程研究所研究生

一、中文摘要

本研究主要在研究 Ti-40Al-15Nb 合金其顯微結構與高溫機械性質間之關係，研究之合金試片包含三種不同熱處理狀態之 Ti-40Al-15Nb 合金，此三種合金分別為 as-cast Ti-40Al-15Nb alloy，homogenized Ti-40Al-15Nb alloy 和 rolled Ti-40Al-15Nb alloy 三種，且由拉伸結果發現此三合金皆存在流變應力異常現象之特性，其中 rolled alloy 與 homogenized alloy 其 UTS 值隨應變之上升而增加而分別在 800°C 與 850°C 有最高之應力值出現。另外，由 homogenized alloy 之壓縮測試結果進一步證實了此合金確實存在此應力異常現象，但與拉伸測試結果不同的是 homogenized alloy 之異常溫度在 5% 壓縮應變之應力對溫度作圖中可明顯的看到兩個有最高應力展現之溫度分別發生在 600°C 與 800°C，上述之重大發現主要係利用富鈦之 TiAl 合金之流變應力異常現象之機制加以解釋，而這種高溫強化現象主要與 γ 相中螺旋差排系統之交互作用有關。

Abstract

This research is to investigate the relationship between microstructure and high temperature property of the Ti-40Al-15Nb alloy. Alloy specimens under different heat treatment conditions, including as-cast Ti-40Al-15Nb, homogenized Ti-40Al-15Nb and rolled Ti-40Al-15Nb alloys, have

been studied to determine their phases and tensile properties at elevated temperatures. It is also found that γ phase is a very brittle phase which leads titanium aluminide alloy to fracture. The ultimate tensile strength of the rolled and homogenized Ti-40Al-15Nb alloys exhibits a positive temperature dependence at temperatures below 800 and 850 °C respectively. The ultimate tensile strength (666.4Mpa) of the homogenized Ti-40Al-15Nb alloy at 850 °C is extremely high. Otherwise, the compression testing results of the homogenized Ti-40Al-15Nb alloy further prove that the stress anomaly of the Ti-40Al-15Nb alloys really exist. And as the figure of the stress at 5% compression strain versus temperature shows that two stress peak are observed at temperatures 600 °C and 800 °C respectively. The superior effect is explained by the stress anomaly phenomenon which is due to the frequent interactions of screw dislocations in γ phase.

Keywords: Tensile Properties;
Microstructural analysis;
Titanium aluminide; Stress
anomaly; Intermetallic alloy

二、計畫緣由與目的：

為了提升引擎之燃燒效率與期望能達到節省燃料和減低 CO₂ 排放之原因，具有高比強度，高比楊氏係數，高溫強度保持性，低密度 ($\rho \sim 3.8\text{g/cm}^3$)，優良抗氧化性與抗潛變性等優越特性之單相 γ -TiAl 合金近年來一直受到科學家與工程師們的重視，但由於此單相之 γ -TiAl 合金在常溫下之延性與破壞韌性相當低，因而造成其結構上之實際應用受阻，但藉由第三合金元素之添加 (e.g. Cr、Mn、W、Nb) 和熱機加工處理而可得到具有優良工程性質的鈦鋁合金，而有希望作為結構材料之用 [1-2]。

在本研究中，由 Ti-40Al-15Nb 合金之高溫拉伸與高溫壓縮試驗之結果發現，在試驗溫度 25°C~1150°C 間三種不同熱處理方式之 Ti-40Al-15Nb 合金其流變應力與溫度間呈現正相關之關係，此即一般所稱之流變應力異常現象 (flow stress anomaly phenomena)，在過去已有不少之研究學者 [3-12, 17, 18, 19, 21] 對於鈦鋁介金屬合金之流變應力異常現象加以研究，但對於類似本研究之三相富鈮 (Nb) 之鈦鋁介金屬合金之流變應力異常現象之研究卻幾乎沒有文獻報導過。在正常之應變速率下此流變應力隨溫度之上升而增加之現象與合金之鋁含量，第三元素之添加與熱處理製程之方式間存在著強烈的關係，而由過去之文獻 [3-12, 17, 18, 19, 21] 發現，出現流變應力異常現象之合金的鋁含量的範圍主要分佈 45at% 至 55at% 之間，且由上述之文獻之報導得知截至目前鈦鋁合金之流變應力異常現象之最高異常溫度係發生在 Ti-55Al-10V 之 800°C。本研究之目的主要在研究 Ti-40Al-15Nb 合金在 25~1150°C 之溫度範圍間其顯微組織與機械性質之關係，特別是要研究造成高鈮 (Nb) 含量鈦鋁介金屬合金的流變應力異常現象之機制，並期望能與過去之文獻作一比較。

三、實驗方法

3.1 材料準備：

本研究實驗所用之合金成分經 EPMA 鑑定後為 Ti-40.17Al-14.74Nb(at Pct)，本次實驗所需之合金係利用非消耗性電極之真空電弧熔煉爐於氬氣之保護氣氛下熔鑄而成，為了確保合金成份之均勻性每一塊鑄錠皆經 10 次左右之重熔後再鑄成 100g 左右之合金鑄塊，部分之合金鑄塊於 1100°C 進行 72 小時之均質化 (簡稱 homogenized Ti-40Al-15Nb alloy)，另外一部份之合金鑄塊先於 1200°C 經熱軋軋至 42% 之軋延量後再於 1250°C 進行 30 分鐘之熱處理後空冷 (簡稱為 rolled Ti-40Al-15Nb alloy)。

3.2 材料分析

3.2.1 顯微組織分析：

合金顯微組織之觀察分別以掃描式電子顯微鏡 (SEM) 與穿透式電子顯微鏡 (TEM) 加以觀察，掃描式電子顯微鏡係利用背向散射電子像之方式呈像，使用之儀器為 Philips XL30 掃描式電子顯微鏡，其中各相的對比以其原子序之大小呈現，B2 相最淺，其次為 α_2 相， γ 相顏色最深，其缺點是無法看出晶界位置。而合金之層狀結構係利用穿透式電子顯微鏡加以觀察，所用的儀器為 JEOL100 CXII 穿透式電子顯微鏡。

3.2.2 機械性質測試：

機械性質測試中之高溫拉伸部分係利用 MTS810 加以進行，其測試之溫度為 25~1150°C，應變速率為 10^{-3}sec^{-1} ，三種不同之測試試片 (as-cast, homogenized, and rolled alloys) 利用放電加工之方式製作出標距尺寸為 10mmx 3mmx 1mm 之片狀拉伸試片，而抗拉強度則用記錄器之值讀取而得，伸長率則由實際量取拉伸破斷後之試片而得。高溫壓縮試驗係利用 Gleeble 2000 加以進行，測試溫度範圍為 25~1150°C，應變速率為 10^{-3}sec^{-1} ，材料加溫方式係採用電阻式加熱，升溫速率為

10°C/sec，此壓縮試驗為流變應力異常現象之進一步確認用，所以主要以 homogenized Ti-40Al-15Nb alloy 作為試驗之合金，且此壓縮試片為直徑 6mm，高 9mm 之圓柱形試片。由實驗後之結果分別取 5% 應變量與 10% 應變時之流變應力值對溫度作圖，而壓縮應變則定義為壓縮至試片出現裂紋時之可壓縮之應變量。

四、結果及討論

4.1 顯微結構分析：

圖 1 為 Ti-40Al-15Nb 經過不同熱處理後所得之顯微組織，其分別為圖 1(a) 為鑄造狀態 Ti-40Al-15Nb 合金（簡稱為 as-cast Ti-40Al-15Nb alloy），圖 1(b) 為鑄造後之 Ti-40Al-15Nb 合金再經過 1100°C，72 小時均質化後所得之顯微組織（簡稱為 homogenized Ti-40Al-15Nb alloy），圖 1(c) 為經過軋軋處理後之顯微組織，圖 1(d) 為經軋軋處理後之合金再經 1250°C，30 分鐘之熱處理後空冷（簡稱為 rolled Ti-40Al-15Nb alloy）。

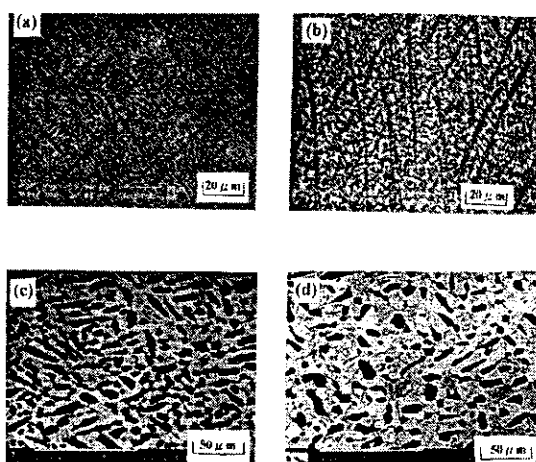


圖 1. Ti-40Al-15Nb 合金在不同狀態下之 SEM 背向散射電子像 (a) 鑄造狀態之 Ti-40Al-15Nb (b) 鑄造後之 Ti-40Al-15Nb 於 1100°C 均質化 72 小時 (c) Ti-40Al-15Nb 於 1200°C 熱軋軋後之組成 (d) 熱軋軋後之 Ti-40Al-15Nb 再於 1250°C 退火 30 分鐘後空冷。

在圖 1(a) 之掃描式電子顯微鏡之背向散射電子像所得的鑄造組織中顯示白色的 B2 相基地中分散著灰色的針狀 Widmanstätten 結構與黑色的球狀 γ 相，且進一步利用 TEM 觀察時，此針狀之 Widmanstätten 結構係由片狀之 γ 相與 α_2 相平行交替排列所組成，且在此層狀之結構中可觀察到反相晶界之存在(圖 2(b))，由此可知針狀結構中之 γ 與 α_2 相皆為序化結構之相結構。

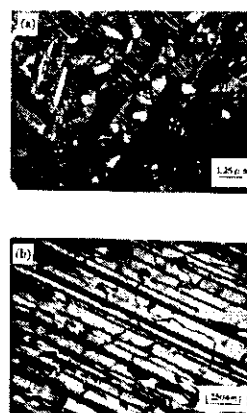


圖 2. (a) 鑄造狀態之 Ti-40Al-15Nb 合金之 TEM 名視野像 (b) 鑄造狀態之 Ti-40Al-15Nb 合金其層狀結構之置中暗視野像 (CDF)；在層狀結構中可看見反相晶界 (anti-phase boundary)。

Ti-40Al-15Nb 合金之凝固過程在高溫之部分係與 Ti_3Al-Nb 合金相類似，其為 $Liq \rightarrow Liq + \beta \rightarrow \beta [20]$ ，當合金繼續冷卻通過 $(\alpha + \beta)$ 雙相區時， α 相由 β 相之基地中藉由 Widmanstätten 之析出過程由基地中析出，接下來當合金冷卻通過 $(\alpha + \beta + \gamma)$ 三相區時，則 γ 相則藉由下述之三種方式析出：(1) γ 相由針狀之 Widmanstätten α 相中藉由共析反應析出而形成具 γ 與 α_2 相片狀結構交替平行排列之 Widmanstätten 層狀結構；(2) γ 相藉由均質成核之方式由 β 相之基地中析出；(3) 最後 γ 相利用異質成核反應由層狀 Widmanstätten 結構中 α_2/γ 界面或 β_2 相的基地中析出。而經過長時間的均質化後，鑄造後之針狀 Widmanstätten 結構會發生分解，且兩種型式之 γ 相（等軸和細

針狀)析出物,會析出於 B2 相基地或 α_2 / γ 層狀結構之界面中(圖 1(b)),此結果與本實驗先前之對 Ti-40Al-10Nb 合金所得之研究結果相類似[20],若將圖 1(a)(b)之顯微組織與圖 1(c)中經軋軋處理後之組織相比較時,可發現經熱處理後之組織產生了很大變化,圖 1(c)顯示原本針狀之 Widmanstätten 晶粒再短軸方向變粗針狀結構亦有變彎曲之趨勢,且部分的針狀析出物甚至發生破裂而形成小碎塊,而圖 1(b)為經熱機加工後之 Ti-40Al-15Nb 合金再經 1250°C,30 分鐘之熱處理後空冷,在空冷之過程中,會再有細針狀之 γ 相析出於 B2 基地中,最後由圖 1 中之 SEM 背向散射電子相之分析結果可知此三合金(as-cast, homogenized 和 rolled Ti-40Al-15Nb 合金)之最主要相組成爲($\alpha_2 + \beta_2 + \gamma$)相。而對於 Ti-40Al-15Nb 合金之相變化行爲與 ω 相之相變化研究,在過去之研究報告[32]中已有詳述,在此不再多作說明。

4.2 高溫拉伸測試:

介金屬合金其降伏應力或抗拉強度隨溫度之增加而上升,而在某一溫度下有一最高值之現象即所謂的流變應力異常現象,此現象與介金屬合金本身具有的特殊晶體結構有相當大的關係,在本研究中之三種不同熱處理方式之合金的抗拉強度(UTS)對溫度的作圖如圖 3 所示,

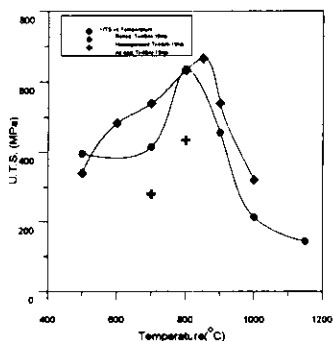


圖 3. 鑄造後(as-cast)、均質化後(homogenized)與軋軋後(rolled)之 Ti-40Al-15Nb 合金其抗拉強度與測試溫度間之關係圖。

由圖 3 可知此三合金皆顯示出流變應力異常之行為,且經 1100°C,72 小時均質化處理之 homogenized alloy 在 850°C 時具有最高的 UTS 值,與過去鈦鋁介金屬合金之流變應力異常研究結果[4-13]比較起來,本研究所顯示之異常溫度(850°C)係較過去之文獻值都來的高,此外對於添加 Nb 元素為 β 相穩定元素之 TiAl 合金而言為一重大之研究發現。且由圖 3 之曲線可看出 homogenized Ti-40Al-15Nb 合金與 rolled Ti-40Al-15Nb 合金之最高的異常溫度值分別出現於 850°C 與 800°C,而另一合金即 as-cast Ti-40Al-15Nb 合金由於其伸長量幾乎為零,所以拉伸測試只進行 700°C 與 800°C 二個溫度,但由實驗結果顯示,此合金亦存在應力異常之現象,根據過去文獻[10-13,22]之報告,此富鈦(Ti-rich)之 Ti-40Al-15Nb 合金的流變應力異常現象主要係由 γ 相中之差排滑移系統所主導,此些滑移系統包括 $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle$ 普通差排與 $\frac{1}{6}\langle 11\bar{2} \rangle\{111\}$ 之有序雙晶滑移系統,與富鋁(Al-rich)之 TiAl 合金之研究報告[4-9,26-29]相較起來,在富鈦之 TiAl 合金中 $\langle 011 \rangle$ 與 $\frac{1}{2}\langle 112 \rangle$ 等之超差排系統在變形之過程較少被觀察到,所以造成 Ti-40Al-15Nb 合金之 UTS 值與溫度間呈現正相關之原因,主要係由 $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle$ 螺旋差排在 γ 相中不同 $\{111\}$ 滑移並發生交互作用,而導致生成許多之 jogs, dislocation dipoles 和 debris defects 等缺陷[12,30-31],此些缺陷將會釘住 $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle$ 差排,且此些被釘住之 $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle$ 差排的數目(i.e, number of forest dislocation)會隨著溫度之上升而增加,而此些 forest dislocation 可視為一種非熱活化之應力部分[18,30,32]且為一種非常有效之滑移障礙物,此即導致 Ti-40Al-15Nb 合金在 850°C 之溫度下顯示出異常之強度值的原因,且由圖 3 可知當溫度超過 850°C 時,則合金之 UTS 值則隨溫度之上升而持續下降,造成此現象之原因有二:(1)當溫度超過 850°C 時, $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle$ 差排失去其原本螺旋差排之特性而變的彎

曲且易動[8]和(2)因為熱活化的幫助，使得差排發生爬移(jog-dislocation climbing)。此兩個理由則是造成此合金在850°C之溫度以上時隨溫度上升而使其強度發生下降之原因，且由圖3亦顯示出homogenized alloy之異常溫度(850°C)是高於rolled alloy之異常溫度(800°C)，但homogenized alloy之伸長率在900°C前卻低於rolled alloy(圖4)，此係因homogenized alloy富含大量之層狀結構界面，此層狀結構之界面對於雙晶與差排滑動時能有效的加以阻擋，此亦是為何一般之具層狀結構的TiAl合金(lamellar TiAl)較雙相TiAl合金(duplex TiAl)或近似 γ 相結構之TiAl合金(near gamma TiAl)在高溫時有較佳強度與抗潛變性之原因[14-16]，然而由圖4顯示rolled alloy在溫度高於900°C時其伸長率反而低於homogenized alloy，此可由圖5之SEM背向散射電子像加以解釋，由圖5(a)與圖5(b)之rolled alloy與homogenized alloy分別在800°C與850°C拉伸後之顯微組織可知，在850°C拉伸後仍有大量針狀之Widmanstätten結構存在於homogenized alloy中(圖5(d))，而圖5(a)中之rolled alloy於800°C拉伸後的顯微組織只增加少量之細針狀 γ 相於 β_2 相基地中，在homogenized中存在的大量針狀Widmanstätten結構將使其較rolled alloy有較低之延性。但當homogenized alloy於1000°C拉伸後，其原本之針狀Widmanstätten結構幾乎完全消失，而取而代之的組織為等軸之 γ 相晶粒與少量細針狀之 γ 相分佈於 β_2 相基地中(圖5(e))，但相較於homogenized alloy，rolled alloy在1000°C拉伸後其在 β_2 相之基地中析出大量的細針狀 γ 相(圖8(b))，此大量的細針狀 γ 相析出將會阻止差排之移動且會減低此合金之伸長率，此即是造成當拉伸溫度高於900°C時rolled alloy有較差之伸長率之原因，另外圖5(c)為rolled alloy在1150°C拉伸後之顯微組織，由圖5(c)可知在此拉伸溫度下針狀之 γ 相完全消失，而導致

rolled alloy之延性在1150°C大幅之上升。

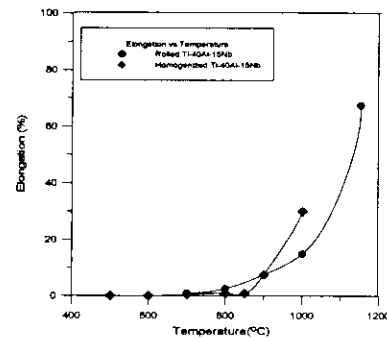


圖4. 均質化後(homogenized)與軋軋後之Ti-40Al-15Nb合金其破裂應變值(Elongation-to failure)與測試溫度間之關係圖。

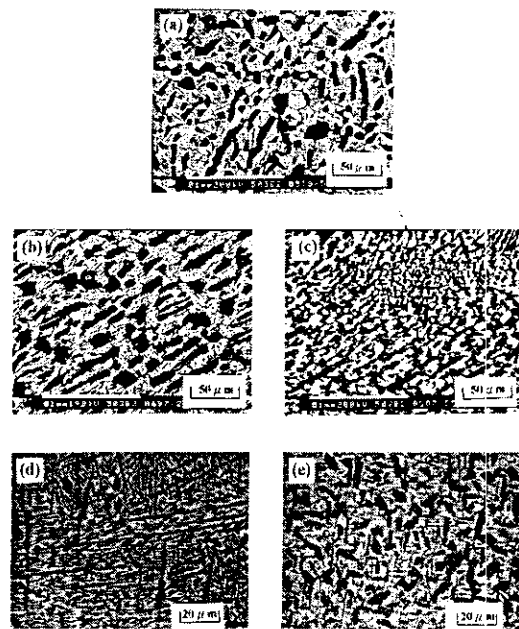


圖5. 軋軋後(rolled)之Ti-40Al-15Nb合金在不同拉伸溫度下(a) 800°C (b) 1000°C (c) 1150°C與均質化後(homogenized)之Ti-40Al-15Nb合金在不同之拉伸溫度下(d) 850°C和(e) 1000°C拉伸後之SEM背像散射電子像。

4.3 高溫壓縮測試：

圖6為homogenized Ti-40Al-15Nb alloy經過高溫壓縮測試後其5%應變下

其流變應力對溫度之作圖，由圖 6 之壓縮測試結果證實了 Ti-40Al-15Nb 合金確實存在流變應力異常現象，且與圖 3 之高溫拉伸結果相較時，homogenized alloy 之高溫壓縮曲線較高溫拉伸曲線多出了一個異常強度之峰值，此兩個異常強度峰值出現之溫度分別為 600°C 與 800°C 兩個溫度，在與圖 3 之高溫拉伸曲線相較，圖 6 在 600°C 又多了一個高峯值，此溫度 (600°C) 下之高峯值同一般之鈦鋁介金屬合金最常見之異常溫度值，而造成 Ti-40Al-15Nb 合金在高溫拉伸測試結果中並無法被呈現出來之原因可能為三種不同狀態下之 Ti-40Al-15Nb 在 $\leq 700^\circ\text{C}$ 以下之高溫拉伸狀態下其伸長應變量幾乎近似於 0% 左右，此低應變量未真正開始產生塑性變形 (可能不足以使得合金內之差排發生交互作用)，而產生高溫強化效應，而使得在拉伸狀態下並不會出現 600°C 之異常強度峰。圖 7 為 homogenized Ti-40Al-15Nb alloy 之可壓縮應變量對溫度之作圖，由圖 7 可知由於壓縮測試可去除拉伸測試時對缺陷之應力放大效應，因此即使是在常溫下進行壓縮測試其應變量亦可達到 8% 左右，而在 600°C 更已接近 15% 左右之應變量，此應變量以確定可以使合金內之差排發生交互作用，因此在壓縮測試後之曲線上會出現 600°C 之應力異常之峰值，且由圖 4 與圖 7 之應變量對溫度之曲線可知應變量皆隨溫度之上升而增加，且由圖 7 可知在溫度 1150°C 下其壓縮應變量可達 66% 以上，此可由圖 8 中之壓縮後之試片狀況可明顯看出 1150°C 下壓縮後之壓縮試片至應變量 66% 時表面狀況仍佳且無裂紋出現此再次證明 γ 相之存在確實不利於加工變形。另外圖 4 與圖 7 相較時，可發現拉伸後之應變對溫度作圖存在有明顯之延性轉脆溫度值 (brittle-to-ductility transition temperature; T_{bd})，但壓縮應變量卻隨溫度之上升而增加並無一明顯之轉折點。

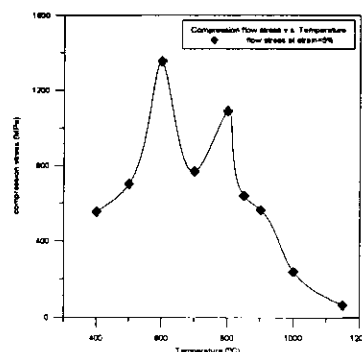


圖 6. 均質化後 (homogenized) 之 Ti-40Al-15Nb 合金其 5% 壓縮應變之流變應力值不同壓縮測試溫度下之關係圖。

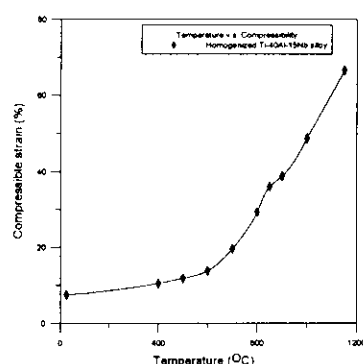


圖 7. 均質化後 (homogenized) 之 Ti-40Al-15Nb 合金在不同壓縮測試溫度下可壓縮應變量。

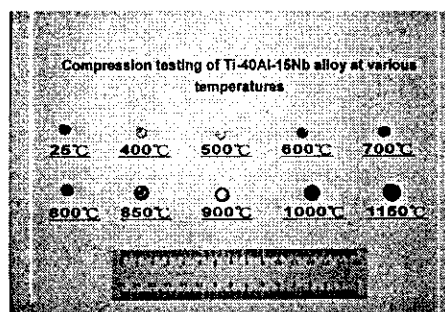


圖 8. 均質化後 (homogenized) 之 Ti-40Al-15Nb 合金之壓縮試片在不同測試溫度壓縮後之實體圖。

五、結論

1. rolled Ti-40Al-15Nb 合金與 homogenized Ti-40Al-15Nb 合金其抗拉強度值 (UTS) 分別在 800°C 與 850°C 以下時與溫度間呈正相關，而此特

異之現象即所謂之流變應力異常現象，而 homogenized Ti-40Al-15Nb 合金之異常溫度值 (i.e. 850°C) 高於 rolled Ti-40Al-15Nb 合金之原因係歸因於 homogenized Ti-40Al-15Nb 合金存在大量層狀界面 (lamellar interfaces) 所造成。

2. 由高溫壓縮試驗之結果顯示，homogenized Ti-40Al-15Nb 合金其 5% 壓縮應變之流變應力值對溫度作圖之曲線顯示在 600°C 與 800°C 分別存在應力異常之現象，而與抗拉試驗結果相較，抗拉強度在 600°C 並不存在流變應力異常之原因係因為此合金在 $T \leq 700^\circ\text{C}$ 時其拉伸應變近似於零，並不足以使合金內之差排發生交互作用，因此在此溫度範圍內並無高溫強化之應力異常現象。
3. 根據高溫拉伸與高溫壓縮測試之結果顯示，合金中存在 γ 相會不利於合金之塑性變形而使合金亦產生裂紋，另外由高溫拉伸與高溫壓縮之可變形應變對溫度作圖之曲線相較，高溫拉伸之拉伸應變對溫度作圖曲線存在明顯之延性-脆性轉變溫度 (T_{bd})，但高溫壓縮其壓縮應變隨溫度之上生而漸增加，並不存在明顯轉折點。

感謝詞

本計畫承蒙國科會計畫編號 NSC89-2216-E-002-050 資助，特此誌謝。

參考文獻

- [1] Y.-W. Kim, JOM 41 (1994) 30.
- [2] C. Koeppe, A. Bartels, J. Seeger and H. Mecking, Metall. Trans. A24 (1993) 1795.
- [3] G. Hug, A. Loiseau and P. Veyssiere, Phil. Mag., A57 (1988) 499.
- [4] H. A. Lipsitt, D. Shechtman and R. E. Schafrik, Met. Trans., A6 (1975) 1991.
- [5] T. Kawabata, T. Kanai and O. Izumi, Acta Metall., 33 (1985) 1355.
- [6] B. A. Greenberg, Scripta Metall., 23 (1989) 631.
- [7] Y. Zhang, Q. Xu and C. Chen, Intermetallic Compounds, Proceeding of 1st National Conf. on Progress of Intermetallic Compounds for High Temperature Structural Materials in China, ed. Z. Zhong, Mechanical Eng. Pub., Beijing, (1992) 170.
- [8] Y. J. Hahn and S. H. Whang, Metall. and Mater. Trans., A26 (1995) 113.
- [9] M. A. Morris, Phil. Mag., A69 (1994) 129.
- [10] J. Luster and M. A. Morris, Metall. Mater. Trans., A26 (1995) 1745.
- [11] Z. Jin, C. Cady, G. T. Gray III, and Y. W. Kim, Metall. Mater. Trans., A31 (2000) 1007.
- [12] M. A. Morris, Structural Intermetallics, eds. C. T. Liu, P. L. Martin, D. B. Miracle and M. V. Nathal, The Minerals, Metals and Materials Society, Pittsburgh, (1993) 257.
- [13] B. D. Worth, J. W. Jones, J. E. Allison, Metall. Mater. Trans., A23 (1995) 2947.
- [14] J. S. Huang, Y.-W. Kim, Scripta Metall. Mater., 25 (1991) 1901.
- [15] M. Es-Souni, A. Bartels, R. Wagner, Mater. Sci. Eng., A193 (1995) 693.
- [16] T. H. Yu, Ph. D. Dissertation of National Taiwan University, Taipei, Taiwan (1998).
- [17] W. J. Zhang, Z. C. Liu, G. L. Chen, Y. -W. Kim, Mater. Sci. Eng., A271 (1999) 416.
- [18] M. A. Morris, Phil. Mag., A63 (1993) 237.
- [19] M. A. Morris, Phil. Mag., A63 (1993) 259.

- [20] G. Hug, A. Loiseau and A. Lasalmonie, *Phil. Mag.*, A54 (1986) 47.
- [21] M. A. Morris, T. Lipe, *Scripta Metall. Mater.*, 31 (1994) 689.
- [22] F. Appel, U. Sparka, R. Wagner, in: J. Horton, I. Barker, S. Hanada, R. D. Nobebe, D. S. Schwartz (Eds.), *High Temperature Intermetallic Alloys VI*, Mater. Res. Soc. Symp. Proc., Pittsburgh, PA, vol. 364 (1995) 623.
- [23] F. Appel, *Phil. Mag.*, A63 (1991) 71.
- [24] 盧怡州、楊錦添、顧鈞豪，2000.11，Ti-35Al-10Nb 及 Ti-40Al-15Nb 鈦鋁介金屬合金的高溫性質及顯微結構，中國材料科學學會 2000 年年會論文集(B-16)，高雄，p. 36。