



(21)申請案號：100130790

(22)申請日：中華民國 100 (2011) 年 08 月 26 日

(51)Int. Cl. : C22F1/18 (2006.01) B21J5/00 (2006.01)

(30)優先權：2010/09/15 美國 12/882,538

(71)申請人：A T I 產物公司 (美國) ATI PROPERTIES, INC. (US)
美國

(72)發明人：佛畢斯 瓊斯 羅賓 M FORBES JONES, ROBIN M. (US)；馬堤歐尼 約翰 V MANTIONE, JOHN V. (US)；德 索拉 俄班 J DE SOUZA, URBAN J. (US)；湯瑪斯 珍 菲力普 THOMAS, JEAN-PHILIPPE (FR)；密尼莎德朗 雷米許 S MINISANDRAM, RAMESH S. (US)；甘迺迪 理查 L KENNEDY, RICHARD L. (US)；戴維斯 R 馬克 DAVIS, R. MARK (US)

(74)代理人：陳長文

(56)參考文獻：

US 2005/0145310A1 WO 2007/114439A1

WO 2008/060637A2

G.A. SALISHCHEV et al " Effect of Deformation Conditions on Grain Size and Microstructure Homogeneity of α -Rich Titanium Alloys", JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE, Volume 14(6) December 2005, pages 709-716.

審查人員：梁一凡

申請專利範圍項數：28 項 圖式數：20 共 76 頁

(54)名稱

鈦及鈦合金之製程路徑

PROCESSING ROUTES FOR TITANIUM AND TITANIUM ALLOYS

(57)摘要

本發明係關於細化鈦及鈦合金之晶粒尺寸之方法，其包括熱處理高應變速率多軸鍛造。在鍛造期間高應變速率會絕熱加熱工件之內部區域，且使用熱處理系統來將外表面區域加熱至工件鍛造溫度，同時使內部區域冷卻至該工件鍛造溫度。另一種方法包括使用小於用於鈦及鈦合金之習知開模鍛造中之應變速率來多次鍛粗鍛造及拉伸鍛造鈦或鈦合金。在該鈦或鈦合金鍛造中增量工件旋轉及拉伸鍛造會導致嚴重塑性變形及晶粒細化。

Methods of refining the grain size of titanium and titanium alloys include thermally managed high strain rate multi-axis forging. A high strain rate adiabatically heats an internal region of the workpiece during forging, and a thermal management system is used to heat an external surface region to the workpiece forging temperature, while the internal region is allowed to cool to the workpiece forging temperature. A further method includes multiple upset and draw forging titanium or a titanium alloy using a strain rate less than is used in conventional open die forging of titanium and titanium alloys. Incremental workpiece rotation and draw forging causes severe plastic deformation and grain refinement in the titanium or titanium alloy forging.

指定代表圖：

符號簡單說明：

(無元件符號說明)

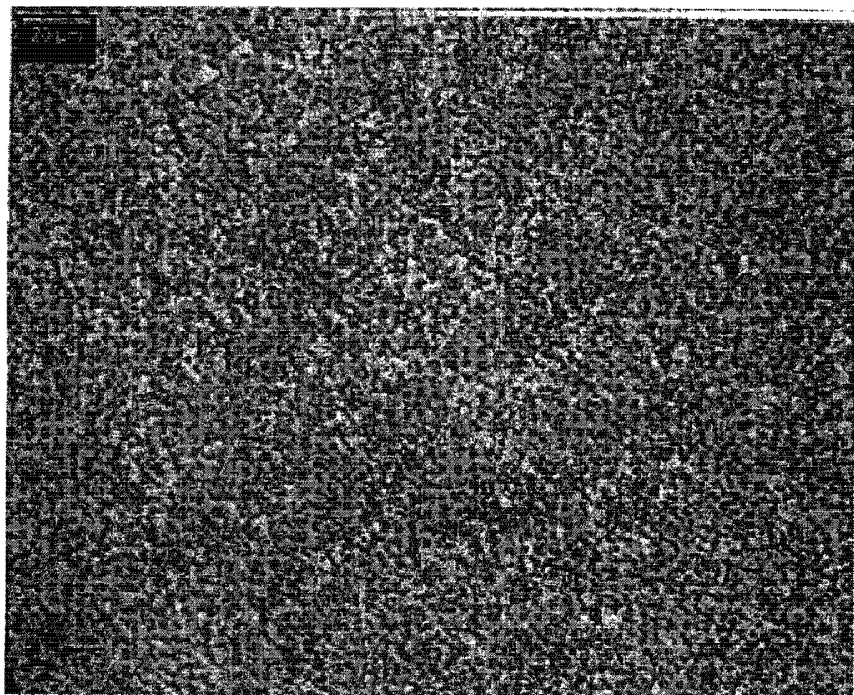


圖13

六、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

本發明係針對鈦及鈦合金之鍛造方法且係針對實施該等方法之裝置。

本發明根據國家標準技術研究所(National Institute of Standards and Technology, NIST), 美國商業部(United States Department of Commerce)授予之NIST合同號70NANB7H7038在美國政府支持下進行。美國政府對本發明可擁有某些權利。

【先前技術】

產生具有粗晶粒(CG)、細晶粒(FG)、極細晶粒(VFG)或超細晶粒(UFG)微觀結構之鈦及鈦合金之方法涉及使用多個再加熱及鍛造步驟。鍛造步驟除開模壓機上之拉伸鍛造外可包括一或多個鍛粗鍛造步驟。

如本文所用, 當提及鈦及鈦合金微觀結構時: 術語「粗晶粒」係指尺寸為400 μm 至大於約14 μm 之 α 晶粒; 術語「細晶粒」係指尺寸在14 μm 至大於10 μm 範圍內之 α 晶粒; 術語「極細晶粒」係指尺寸為10 μm 至大於4.0 μm 之 α 晶粒; 且術語「超細晶粒」係指尺寸為4.0 μm 或小於4.0 μm 之 α 晶粒。

已知鍛造鈦及鈦合金以產生粗晶粒(CG)或細晶粒(FG)微觀結構之商業方法使用多個再加熱及鍛造步驟利用0.03 s^{-1} 至0.10 s^{-1} 之應變速率。

意欲用於製造細晶粒(FG)、極細晶粒(VFG)或超細晶粒

(UFG)微觀結構之已知方法應用超慢應變速率為 0.001 s^{-1} 或更慢之多軸鍛造(MAF)製程(參見G. Salishchev等人, *Materials Science Forum*, 第584-586卷, 第783-788頁(2008))。一般MAF製程描述於C. Desrayaud等人, *Journal of Materials Processing Technology*, 172, 第152-156頁(2006)中。

超慢應變速率MAF製程中晶粒細化之關鍵是能夠在動態再結晶方案中不斷起作用, 其為所用超慢應變速率, 亦即 0.001 s^{-1} 或更慢之結果。在動態再結晶期間, 晶粒同時成核、生長且積聚錯位。在新成核之晶粒內發生位錯會不斷降低用於晶粒生長之驅動力, 且晶粒成核在能量方面有利。在鍛造製程中超慢應變速率MAF製程使用動態再結晶以使晶粒不斷再結晶。

可使用超慢應變速率MAF製程產生相對均勻之UFG Ti-6-4合金立方體, 但在商業環境中執行MAF所花費之累積時間可能過量。另外, 習知大規模、市售開模壓鍛設備可能不具有實現該等實施例中所需之超慢應變速率之能力, 且因此可能需要常規鍛造設備用於生產規模的超慢應變速率MAF。

因此, 有利的是開發一種產生具有粗晶粒、細晶粒、極細晶粒或超細晶粒微觀結構之鈦及鈦合金之方法, 其不需要多次再加熱及/或會適應較高應變速率、減少製程所需之時間且消除對常規鍛造設備之需要。

【發明內容】

根據本發明之一態樣，細化包含選自鈦及鈦合金之金屬材料的工件之晶粒尺寸之方法包含將工件加熱至金屬之 $\alpha+\beta$ 相區內之工件鍛造溫度。工件接著進行多軸鍛造。多軸鍛造包含在工件鍛造溫度下用足以絕熱加熱工件之內部區域的應變速率在工件之第一正交軸方向壓鍛工件。在第一正交軸方向鍛造之後允許工件之經絕熱加熱之內部區域冷卻至工件鍛造溫度，同時將工件之外表面區域加熱至工件鍛造溫度。接著在工件鍛造溫度下用足以絕熱加熱工件之內部區域的應變速率在工件之第二正交軸方向壓鍛工件。在第二正交軸方向鍛造之後允許工件之經絕熱加熱之內部區域冷卻至工件鍛造溫度，同時將工件之外表面區域加熱至工件鍛造溫度。接著在工件鍛造溫度下用足以絕熱加熱工件之內部區域的應變速率在工件之第三正交軸方向壓鍛工件。在第三正交軸方向鍛造之後允許工件之經絕熱加熱之內部區域冷卻至工件鍛造溫度，同時將工件之外表面區域加熱至工件鍛造溫度。重複壓鍛及允許步驟直至在鈦合金工件之至少一個區域中實現至少3.5之應變。在一非限制性實施例中，壓鍛期間所用之應變速率在包括 0.2 s^{-1} 至包括 0.8 s^{-1} 之範圍內。

根據本發明之另一態樣，細化包含選自鈦及鈦合金之金屬材料的工件之晶粒尺寸之方法包含將工件加熱至金屬材料之 $\alpha+\beta$ 相區內之工件鍛造溫度。在非限制實施例中，工件包含類圓柱形狀及起始橫截面尺寸。在工件鍛造溫度下鍛粗鍛造工件。在鍛粗之後，在工件鍛造溫度下對工件進

行多程拉伸鍛造。多程拉伸鍛造包含以旋轉方向增量旋轉工件，之後在每次旋轉後拉伸鍛造該工件。重複工件之增量旋轉及拉伸鍛造直至工件包含實質上相同之工件起始橫截面尺寸。在一非限制性實施例中，鍛粗鍛造及拉伸鍛造中所用之應變速率在包括 0.001 s^{-1} 至包括 0.02 s^{-1} 之範圍內。

根據本發明之另一態樣，等溫多步鍛造包含選自金屬及金屬合金之金屬材料的工件之方法包含將工件加熱至工件鍛造溫度。在工件鍛造溫度下以足以絕熱加熱工件之內部區域的應變速率鍛造工件。允許工件之內部區域冷卻至工件鍛造溫度，同時將工件之外表面區域加熱至工件鍛造溫度。重複鍛造工件及允許工件之內部區域冷卻，同時加熱金屬合金之外表面區域之步驟直至獲得所需特徵。

【實施方式】

參考隨附圖式可更充分理解本文所述裝置及方法之特徵及優勢。

在考慮到本發明之某些非限制性實施例之以下實施方式時，讀者將瞭解上述詳述以及其他詳述。

在本發明非限制性實施例之說明中，除操作實例外或除非另外指示，否則表示數量或特徵之所有數值在所有情況下均理解為由術語「約」修飾。因此，除非相反指示，否則以下說明中所闡述之任何數值參數均為近似值，其可視經由本發明之方法設法獲得之所需特性而改變。最低限度地，且並不作為限制與申請專利範圍之範疇等同之原則的

應用之嘗試，至少應根據所報導之有效數位之數值且藉由應用普通捨入技術來解釋每一數值參數。

將據稱以引用的方式併入本文中任何專利、公開案或其他揭示材料完全或部分併入本文中，僅達到併入材料不會與本發明中現有之定義、陳述或其他揭示材料衝突之程度。因而，且在所需程度上，本文所闡述之揭示內容會替代任何衝突之以引用的方式併入本文中材料。僅併入據稱以引用的方式併入本文中但與本文所闡述之現有定義、陳述或其他揭示材料衝突之任何材料或其部分，達到所併入材料與現有揭示材料之間不出現衝突之程度。

本發明之一態樣包括多軸鍛造製程之非限制性實施例，該製程包括在鍛造步驟中使用高應變速率以細化鈦及鈦合金之晶粒尺寸。在本發明中一般將此等方法實施例稱為「高應變速率多軸鍛造」或「高應變速率MAF」。

現參考圖1中之流程圖及圖2中之圖示，在本發明之一非限制性實施例中，描述使用高應變速率多軸鍛造(MAF)製程細化鈦或鈦合金晶粒尺寸之方法20。作為一種嚴重塑性變形之亦稱為「a-b-c」鍛造之多軸鍛造(26)包括加熱(圖1中之步驟22)包含選自鈦及鈦合金之金屬材料之工件24至金屬材料之 $\alpha+\beta$ 相區內之工件鍛造溫度，之後使用高應變速率進行MAF 26。

考慮到本發明顯而易知，在高應變速率MAF中使用高應變速率以絕熱加熱工件之內部區域。然而，在本發明之非限制性實施例中，在高應變速率MAF之至少最後a-b-c敲擊

程序中，鈦或鈦合金工件24之內部區域之溫度不應超過鈦或鈦合金工件之 β 轉變溫度(T_β)。因此，高應變速率MAF敲擊之至少最終a-b-c程序之工件鍛造溫度應經選擇以確保在高應變速率MAF期間工件之內部區域之溫度不等於或不超過金屬材料之 β 轉變溫度。在本發明之一非限制性實施例中，在至少最終高應變速率a-b-c MAF敲擊程序中，工件之內部區域溫度不會低於金屬材料之 β 轉變溫度超過 $20^\circ\text{F}(11.1^\circ\text{C})$ ，亦即在 $T_\beta-20^\circ\text{F}(T_\beta-11.1^\circ\text{C})$ 內。

在本發明之高應變速率MAF之一非限制性實施例中，工件鍛造溫度包含工件鍛造溫度範圍內之溫度。在一非限制性實施例中，工件鍛造溫度在低於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度(T_β) $100^\circ\text{F}(55.6^\circ\text{C})$ 至低於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度 $700^\circ\text{F}(388.9^\circ\text{C})$ 之工件鍛造溫度範圍內。在另一非限制性實施例中，工件鍛造溫度在低於鈦或鈦合金之 β 轉變溫度 $300^\circ\text{F}(166.7^\circ\text{C})$ 至低於鈦或鈦合金之 β 轉變溫度 $625^\circ\text{F}(347^\circ\text{C})$ 之溫度範圍內。在一非限制性實施例中，如一般技術者所已知，工件鍛造溫度範圍之低端為 $\alpha+\beta$ 相區中之溫度，其中在鍛造敲擊期間工件表面不會出現實質損傷。

在一非限制性實施例中，當將圖1之本發明之實施例應用於 β 轉變溫度(T_β)為約 $1850^\circ\text{F}(1010^\circ\text{C})$ 之Ti-6-4合金(Ti-6Al-4V；UNS編號R56400)時，工件鍛造溫度範圍可為 $1150^\circ\text{F}(621.1^\circ\text{C})$ 至 $1750^\circ\text{F}(954.4^\circ\text{C})$ ，或在另一實施例中可為 $1225^\circ\text{F}(662.8^\circ\text{C})$ 至 $1550^\circ\text{F}(843.3^\circ\text{C})$ 。

高應變速率，可將鈦或鈦合金工件之內部區域絕熱加熱至高於工件鍛造溫度約200°F。在另一非限制性實施例中，在壓鍛期間，將內部區域絕熱加熱至高於工件鍛造溫度約100°F(55.6°C)至300°F(166.7°C)。在另一非限制性實施例中，在壓鍛期間，將內部區域絕熱加熱至高於工件鍛造溫度約150°F(83.3°C)至250°F(138.9°C)。如上所述，在高應變速率 a-b-c MAF 敲擊之最後程序期間，工件之各部分均不應加熱至高於鈦或鈦合金之 β 轉變溫度。

在一非限制性實施例中，在壓鍛(28)期間，工件24發生塑性變形達高度或另一尺寸減少20%至50%。在另一非限制性實施例中，在壓鍛(28)期間，鈦合金工件24發生塑性變形達高度或另一尺寸減少30%至40%。

圖3中示意性描述已知緩慢應變速率多軸鍛造製程。一般而言，多軸鍛造之態樣為每三次鍛造裝置，諸如開模鍛爐打擊或「敲擊」之後，工件形狀接近正好第一敲擊之前的工件形狀。舉例而言，5吋側面立方體工件在最初在「a」軸方向用第一「敲擊」鍛造，旋轉90°且在「b」軸方向用第二敲擊鍛造，且旋轉90°且在「c」軸方向用第三敲擊鍛造之後，工件與5吋側面之起始立方體類似。

在另一非限制性實施例中，本文亦稱為「第一敲擊」之圖2(a)中所示之第一壓鍛步驟28可包括在工件處於工件鍛造溫度的同時由頂面向下壓鍛工件至預定間隔高度(spacer height)。非限制性實施例之預定間隔高度為例如5吋。其他間隔高度，諸如小於5吋、約3吋、大於5吋或5吋至30

吋，均在本文實施例之範疇內，但不應視為限制本發明之範疇。較大間隔高度僅受鍛爐之能力及如本文所觀察到之本發明之熱處理系統之能力限制。間隔高度小於3吋亦在本文所揭示之實施例的範疇內，且該等相對較小間隔高度僅受成品之所需特徵限制，且可能受可適於在尺寸相對較小之工件上利用本發明方法之任何禁止性經濟狀況限制。使用約30吋之間隔例如會使得能夠製備具有細晶粒尺寸、極細晶粒尺寸或超細晶粒尺寸之坯料級30吋側面立方體。坯料級立方體形式之習知合金已用於製造航空或地面基地渦輪之盤、環及罩部分的鍛造室中。

在第一正交軸方向30，亦即在圖2(a)中所示之A方向壓鍛28工件24之後，本發明方法之非限制性實施例進一步包含允許(步驟32)工件之經絕熱加熱之內部區域(未圖示)的溫度冷卻至工件鍛造溫度，此舉示於圖2(b)中。舉例而言在非限制性實施例中，內部區域冷卻時間或等待時間可在5秒至120秒、10秒至60秒、或5秒至5分鐘之範圍內。熟習此項技術者將認識到，內部區域冷卻至工件鍛造溫度所需之內部區域冷卻時間將視工件24之尺寸、形狀及組成以及工件24周圍之氛圍條件而定。

在內部區域冷卻時期內，本文所揭示之非限制性實施例之熱處理系統33之一態樣包含將工件24之外表面區域36加熱(步驟34)至工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度之溫度。以此方式，使工件24之溫度在每次高應變速率MAF敲擊之前以均勻或接近均勻且實質上等溫之條件維持於工件鍛造

溫度或接近工件鍛造溫度。在非限制性實施例中，使用熱處理系統33加熱外表面區域36，連同允許經絕熱加熱之內部區域冷卻歷時指定內部區域冷卻時間，在每次a-b-c鍛造敲擊之間工件之溫度會回到實質上均勻之為工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度之溫度。在本發明之另一非限制性實施例中，使用熱處理系統33加熱外表面區域36，連同允許經絕熱加熱之內部區域冷卻歷時指定內部區域冷卻時間，在每次a-b-c鍛造敲擊之間工件之溫度會回到實質上均勻之在工件鍛造溫度範圍內之溫度。利用熱處理系統33將工件之外表面區域加熱至工件鍛造溫度，連同允許經絕熱加熱之內部區域冷卻至工件鍛造溫度，本發明之非限制性實施例可稱為「熱處理高應變速率多軸鍛造」或就本文而言簡單地稱為「高應變速率多軸鍛造」。

在本發明之非限制性實施例中，短語「外表面區域」係指立方體外部區域中約50%，或約60%、或約70%、或約80%體積之立方體。

在一非限制性實施例中，加熱34工件24之外表面區域36可使用熱處理系統33之一或多個外表面加熱機制38來實現。可能之外表面加熱機制38之實例包括(但不限於)用於火焰加熱工件24之火焰加熱器；用於感應加熱工件24之感應加熱器；及用於輻射加熱工件24之輻射加熱器。當考慮到本發明時一般技術者顯而易知加熱工件外表面區域之其他機制及技術，且該等機制及技術在本發明之範疇內。外表面區域加熱機制38之非限制性實施例可包含箱式爐(未

圖示)。箱式爐可用各種加熱機制組態以使用火焰加熱機制、輻射加熱機制、感應加熱機制及/或一般技術者目前或下文中已知之任何其他適合加熱機制中之一或多者來加熱工件之外表面區域。

在另一非限制性實施例中，可使用熱處理系統33之一或多個模具加熱器40加熱34工件24之外表面區域36之溫度且維持於工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度且在工件鍛造溫度範圍內。可使用模具加熱器40使模具42或模具之模壓鍛表面44維持於工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度或維持溫度於工件鍛造溫度範圍內。在一非限制性實施例中，將熱處理系統之模具42加熱至包括工件鍛造溫度至低於工件鍛造溫度 100°F (55.6°C)之範圍內之溫度。模具加熱器40可藉由熟習此項技術者目前或在下文中已知之任何適合加熱機制加熱模具42或模壓鍛表面44，該等加熱機制包括(但不限於)火焰加熱機制、輻射加熱機制、傳導加熱機制及/或感應加熱機制。在一非限制性實施例中，模具加熱器40可為箱式爐之組件(未圖示)。儘管在圖2(b)、圖2(d)及圖2(f)中所示之多軸鍛造製程26之冷卻步驟32、52、60期間熱處理系統33示於原位且得以使用，但認識到在圖2(a)、圖2(c)及圖2(e)中所述之壓鍛步驟28、46、56期間熱處理系統33可能處於原位或可能不處於原位。

如圖2(c)中所示，本發明之多軸鍛造方法26之非限制性實施例之一態樣包含在工件鍛造溫度下使用足以絕熱加熱工件24或工件之至少內部區域且使工件24發生塑性變形之

應變速率在工件24之第二正交軸48之方向(B)壓鍛(步驟46)工件24。在一非限制性實施例中，在壓鍛(46)期間，工件24發生變形達高度或另一尺寸減少20%至50%之塑性變形。在另一非限制性實施例中，在壓鍛(46)期間，工件24發生塑性變形達高度或另一尺寸減少30%至40%之塑性變形。在一非限制性實施例中，可在第二正交軸48之方向壓鍛(46)工件24至與第一壓鍛步驟(28)中所用相同之間隔高度。在本發明之另一非限制性實施例中，在壓鍛步驟(46)期間絕熱加熱工件24之內部區域(未圖示)至與第一壓鍛步驟(28)相同之溫度。在其他非限制性實施例中，用於壓鍛(46)之高應變速率在與第一壓鍛步驟(28)所揭示相同之應變速率範圍內。

在一非限制性實施例中，如圖2(b)及圖2(d)中箭頭50所示，在連續壓鍛步驟(例如28、46)之間可將工件24旋轉50至不同正交軸。此旋轉可稱為「a-b-c」旋轉。應瞭解使用不同鍛爐組態，可旋轉鍛爐上之撞擊件替代旋轉工件24，或鍛爐可裝備有多軸撞擊件以便工件及鍛爐皆不需要旋轉。明顯地，重要態樣為撞擊件及工件之相對運動，且使工件24旋轉50可為視情況選用之步驟。然而，在大多數當前工業設備設置中，在壓鍛步驟之間需要旋轉50工件至不同正交軸以完成多軸鍛造製程26。

在需要a-b-c旋轉50之非限制性實施例中，可藉由鍛爐操作者手動或藉由自動旋轉系統(未圖示)旋轉工件24以提供a-b-c旋轉50。自動a-b-c旋轉系統可包括(但不限於包括)自

由擺動鉗型操作工具或其類似物以實現本發明之非限制性熱處理高應變速率多軸鍛造實施例。

在第二正交軸48方向，亦即在B方向且如圖2(d)中所示壓鍛46工件24之後，製程20進一步包含允許(步驟52)工件之絕熱加熱內部區域(未圖示)冷卻至工件鍛造溫度，此舉示於圖2(d)中。在非限制性實施例中，內部區域冷卻時間或等待時間可例如在5秒至120秒、或10秒至60秒、或5秒至5分鐘之範圍內，且熟習此項技術者將認識到最小冷卻時間取決於工件24之尺寸、形狀及組成以及工件周圍環境之特徵。

在內部區域冷卻時期內，本文所揭示之某些非限制性實施例之熱處理系統33之一態樣包含將工件24之外表面區域36加熱(步驟54)至工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度之溫度。以此方式，使工件24之溫度在每次高應變速率MAF敲擊之前以均勻或接近均勻且實質上等溫之條件維持於工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度。在非限制性實施例中，在使用熱處理系統33加熱外表面區域36，連同允許經絕熱加熱之內部區域冷卻歷時指定內部區域冷卻時間時，在每次a-b-c鍛造敲擊之間工件之溫度會回到實質上均勻之為工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度之溫度。在本發明之另一非限制性實施例中，在使用熱處理系統33加熱外表面區域36，連同允許經絕熱加熱之內部區域冷卻歷時指定內部區域冷卻保持時間時，在每次高應變速率MAF敲擊之前工件之溫度會回到在工件鍛造溫度範圍內之實質上均勻溫度。

在一非限制性實施例中，加熱54工件24之外表面區域36可使用熱處理系統33之一或多個外表面加熱機制38來實現。可能之加熱機制38之實例包括(但不限於)用於火焰加熱工件24之火焰加熱器；用於感應加熱工件24之感應加熱器；及/或用於輻射加熱工件24之輻射加熱器。表面加熱機制38之非限制性實施例可包含箱式爐(未圖示)。當考慮到本發明時一般技術者顯而易知加熱工件外表面之其他機制及技術，且該等機制及技術在本發明之範疇內。箱式爐可用各種加熱機制組態以使用火焰加熱機制、輻射加熱機制、感應加熱機制及/或一般技術者目前或在下文中已知之任何其他加熱機制中之一或多者來加熱工件之外表面。

在另一非限制性實施例中，可使用熱處理系統33之一或多個模具加熱器40加熱54工件24之外表面區域36之溫度且維持於工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度且在工件鍛造溫度範圍內。可使用模具加熱器40使模具42或模具之模壓鍛表面44維持於工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度或維持溫度於鍛造溫度範圍內。模具加熱器40可藉由熟習此項技術者目前或在下文中已知之任何適合加熱機制加熱模具42或模壓鍛表面44，該等加熱機制包括(但不限於)火焰加熱機制、輻射加熱機制、傳導加熱機制及/或感應加熱機制。在一非限制性實施例中，模具加熱器40可為箱式爐之組件(未圖示)。儘管在圖2(b)、圖2(d)及圖2(f)中所示之多軸鍛造製程26之平衡及冷卻步驟32、52、60期間熱處理系統33示於原位且得以使用，但認識到在圖2(a)、圖2(c)及圖2(e)

要旋轉50工件至不同正交軸以完成多軸鍛造製程26。

在第三正交軸58方向，亦即在C方向且如圖2(e)中所示壓鍛56工件24之後，製程20進一步包含允許(步驟60)工件之絕熱加熱內部區域(未圖示)冷卻至工件鍛造溫度，此舉示於圖2(f)中。內部區域冷卻時間可例如在5秒至120秒、或10秒至60秒、或5秒至5分鐘之範圍內，且熟習此項技術者將認識到冷卻時間取決於工件24之尺寸、形狀及組成以及工件周圍環境之特徵。

在冷卻期內，本文所揭示之非限制性實施例之熱處理系統33之一態樣包含將工件24之外表面區域36加熱(步驟62)至工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度之溫度。以此方式，使工件24之溫度在每次高應變速率MAF敲擊之前以均勻或接近均勻且實質上等溫之條件維持於工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度。在非限制性實施例中，使用熱處理系統33加熱外表面區域36，連同允許經絕熱加熱之內部區域冷卻歷時指定內部區域冷卻時間，在每次a-b-c鍛造敲擊之間工件之溫度會回到實質上均勻之為工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度之溫度。在本發明之另一非限制性實施例中，使用熱處理系統33加熱外表面區域36，連同允許經絕熱加熱之內部區域冷卻歷時指定內部區域冷卻保持時間，在每次a-b-c鍛造敲擊之間工件之溫度會回到工件鍛造溫度範圍內之實質上等溫條件。

在一非限制性實施例中，加熱62工件24之外表面區域36可使用熱處理系統33之一或多個外表面加熱機制38來實

現。可能之加熱機制38之實例包括(但不限於)用於火焰加熱工件24之火焰加熱器；用於感應加熱工件24之感應加熱器；及/或用於輻射加熱工件24之輻射加熱器。當考慮到本發明時一般技術者顯而易知加熱工件外表面之其他機制及技術，且該等機制及技術在本發明之範疇內。表面加熱機制38之非限制性實施例可包含箱式爐(未圖示)。箱式爐可用各種加熱機制組態以使用火焰加熱機制、輻射加熱機制、感應加熱機制及/或一般技術者目前或下文中已知之任何其他適合加熱機制中之一或多者來加熱工件之外表面。

在另一非限制性實施例中，可使用熱處理系統33之一或多個模具加熱器40加熱62工件24之外表面區域36之溫度且維持於工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度且在工件鍛造溫度範圍內。可使用模具加熱器40使模具42或模具之模壓鍛表面44維持於工件鍛造溫度或接近工件鍛造溫度或維持溫度於鍛造溫度範圍內。在一非限制性實施例中，將熱處理系統之模具42加熱至包括工件鍛造溫度至低於工件鍛造溫度100°F(55.6°C)之範圍內之溫度。模具加熱器40可藉由熟習此項技術者目前或在下文中已知之任何適合加熱機制加熱模具42或模壓鍛表面44，該等加熱機制包括(但不限於)火焰加熱機制、輻射加熱機制、傳導加熱機制及/或感應加熱機制。在一非限制性實施例中，模具加熱器40可為箱式爐之組件(未圖示)。儘管在圖2(b)、圖2(d)及圖2(f)中所示之多軸鍛造製程之平衡步驟32、52、60期間熱處理系統

33示於原位且得以使用，但認識到在圖2(a)、圖2(c)及圖2(e)中所述之壓鍛步驟28、46、56期間熱處理系統33可能處於原位或可能不處於原位。

本發明之一態樣包括一非限制性實施例，其中重複一或多個三正交軸壓鍛、冷卻及表面加熱步驟(亦即在初始a-b-c鍛造、內部區域冷卻及外表面區域加熱步驟程序完成之後實施)直至在工件中達成至少3.5之真應變。熟習此項技術者亦將短語「真應變」稱為「對數應變」以及稱為「有效應變」。參考圖1，此情況藉由步驟(g)例示，亦即重複(步驟64)一或多個步驟(a)至(b)、(c)至(d)及(e)至(f)直至在工件中達成至少3.5之真應變。在另一非限制性實施例中，又參考圖1，重複64包含重複一或多個步驟(a)至(b)、(c)至(d)及(e)至(f)直至在工件中達成至少4.7之真應變。在其他非限制性實施例中，又參考圖1，重複64包含重複一或多個步驟(a)至(b)、(c)至(d)及(e)至(f)直至在工件中達成5或高於5之真應變，或直至達成10之真應變。在另一非限制性實施例中，重複圖1中所示之步驟(a)至(f)至少4次。

在本發明之熱處理高應變速率多軸鍛造之非限制性實施例中，在真應變為3.7之後，工件之內部區域包含之平均 α 粒子晶粒尺寸為4 μm 至6 μm 。在熱控制多軸鍛造之一非限制性實施例中，在達成4.7之真應變之後，工件在工件之中心區域中包含之平均晶粒尺寸為4 μm 。在本發明之一非限制性實施例中，當達成3.7或大於3.7之平均應變時，本發明方法之某些非限制性實施例會產生等軸晶粒。

中，冷卻 176 包含空氣冷卻。

使用如上文揭示之熱處理系統之多軸鍛造之非限制性實施例可用以使用習知鍛壓設備加工橫截面大於 4 平方吋之鈦及鈦合金工件，且可縮放立方體工件之尺寸以匹配個別壓力機之能力。已確定在本文之非限制性實施例中所揭示之工件鍛造溫度下由 β 退火結構得到之 α 薄片易於破裂成為精細均勻 α 晶粒。亦確定工件鍛造溫度降低會減小 α 粒子尺寸(晶粒尺寸)。

儘管不希望受任何特定理論約束，但咸信本發明之熱處理高應變速率多軸鍛造之非限制性實施例中發生之晶粒細化會經由亞動態再結晶發生。在先前技術的緩慢應變速率多軸鍛造製程中，動態再結晶在應變施加於材料期間即刻發生。咸信在本發明之高應變速率多軸鍛造中，亞動態再結晶在每次變形或鍛造敲擊結束時發生，而工件之至少內部區域由絕熱加熱而變熱。在本發明之熱處理高應變速率多軸鍛造之非限制性方法中，剩餘絕熱熱量、內部區域冷卻時間及外表面區域加熱會影響晶粒細化之程度。

已觀測到使用如上文所揭示熱處理系統及包含選自鈦及鈦合金之金屬材料立方體形狀工件之多軸鍛造會產生某些次佳之結果。咸信(1)本文所揭示之熱處理多軸鍛造之某些實施例中所用之立方體工件幾何形狀、(2)模具冷卻(亦即使模具之溫度顯著下降至低於工件鍛造溫度)及(3)使用高應變速率中之一或多者會集中工件核心區之應變。

本發明之一態樣包含可在坯料級鈦合金中達成一般均勻

之細晶粒、極細晶粒或超細晶粒尺寸的鍛造方法。換言之，藉由該等方法加工得到之工件可包括所需晶粒尺寸，諸如在整個工件中而非僅在工件中心區域中之超細晶粒微觀結構。該等方法之非限制性實施例在橫截面大於4平方吋之坯料上使用「多次鍛粗及拉伸」步驟。多次鍛粗及拉伸步驟之目的在於在整個工件中達成均勻細晶粒、極細晶粒或超細晶粒尺寸，同時保留實質上原始之工件尺寸。因為此等鍛造方法包括多次鍛粗及拉伸步驟，所以本文將其稱為「MUD」方法之實施例。MUD方法包括嚴重塑性變形且可在坯料級鈦合金工件中產生均勻超細晶粒。在本發明之非限制性實施例中，用於MUD製程之鍛粗鍛造及拉伸鍛造步驟之應變速率在包括 0.001 s^{-1} 至包括 0.02 s^{-1} 之範圍內。相反，通常用於習知開模具鍛粗鍛造及拉伸鍛造之應變速率在 0.03 s^{-1} 至 0.1 s^{-1} 之範圍內。MUD之應變速率足夠慢以防絕熱加熱從而保持鍛造溫度受到控制，但應變速率又可為商業實務所接受。

圖7中提供多次鍛粗及拉伸，亦即「MUD」方法之非限制性實施例之圖示，且圖8中提供MUD方法之某些實施例之流程圖。參考圖7及圖8，在包含選自鈦及鈦合金之金屬材料的工件中使用多次鍛粗鍛造及拉伸鍛造步驟細化晶粒之非限制性方法200包含將類圓柱鈦或鈦合金金屬材料工件加熱至金屬材料之 $\alpha+\beta$ 相區中之工件鍛造溫度。在一非限制性實施例中，類圓柱工件之形狀為圓柱。在另一非限制性實施例中，類圓柱工件之形狀為八面柱或正八邊形

(right octagon)。

類圓柱工件具有起始橫截面尺寸。在本發明之MUD方法之一非限制性實施例中，其中起始工件為圓柱，起始橫截面尺寸為圓柱之直徑。在本發明之MUD方法之一非限制性實施例中，其中起始工件為八面柱，起始橫截面尺寸為八邊形橫截面之外接圓之直徑，亦即穿過八邊形橫截面之所有頂點之圓的直徑。

當類圓柱工件處於工件鍛造溫度時，鍛粗鍛造204工件。在鍛粗鍛造204之後，在一非限制性實施例中，將工件旋轉(206)90°，且接著經受多程拉伸鍛造208。視情況實際上旋轉206工件，且步驟之目的為將工件安置於相對於用於隨後多程拉伸鍛造208步驟之鍛造裝置正確之定向(參考圖7)。

多程拉伸鍛造包含以旋轉方向(箭頭210之方向所示)增量旋轉(箭頭210所述)工件，之後在每次增量旋轉之後拉伸鍛造212工件。在非限制性實施例中，重複214增量旋轉及拉伸鍛造，直至工件包含起始橫截面尺寸。在一非限制性實施例中，重複鍛粗鍛造及多程拉伸鍛造步驟直至在工件中達成至少3.5之真應變。另一非限制性實施例包含重複加熱、鍛粗鍛造及多程拉伸鍛造步驟直至在工件中達成至少4.7之真應變。在另一非限制性實施例中，重複加熱、鍛粗鍛造及多程拉伸鍛造步驟直至在工件中達成至少10之真應變。在非限制性實施例中觀測到，當賦予MUD鍛造10之真應變時，產生UFG α 微觀結構，且增加賦予工件之真

應變會產生較小之平均晶粒尺寸。

本發明之一態樣為在鍛粗及多次拉伸步驟期間利用足以使鈦合金工件產生嚴重塑性變形之應變速率，在非限制性實施例中，此舉進一步產生超細晶粒尺寸。在一非限制性實施例中，鍛粗鍛造中所用之應變速率在 0.001 s^{-1} 至 0.003 s^{-1} 之範圍內。在另一非限制性實施例中，多次拉伸鍛造步驟中所用之應變速率在 0.01 s^{-1} 至 0.02 s^{-1} 之範圍內。確定此等範圍內之應變速率不會導致工件絕熱加熱，此舉使能夠進行工件溫度控制，且此等範圍內之應變速率足以用於經濟學上可接受之商業實務。

在一非限制性實施例中，在MUD方法完成之後，工件實質上具有起始圓柱214或八面柱216之原始尺寸。在另一非限制性實施例中，在MUD方法完成之後，工件實質上具有與起始工件相同之橫截面。在一非限制性實施例中，單一鍛粗的部分需要多次拉伸敲擊以使工件回到包括起始工件橫截面的形狀。

在MUD方法之一非限制性實施例中，其中工件呈圓柱狀，增量旋轉及拉伸鍛造進一步包含多個以 15° 增量旋轉圓柱形工件及隨後拉伸鍛造之步驟，直至圓柱形工件旋轉 360° 且在各增量下拉伸鍛造。在MUD方法之一非限制性實施例中，其中工件呈圓柱狀，在每次鍛粗鍛造之後，利用24個增量旋轉+拉伸鍛造步驟使工件達到實質上其起始橫截面尺寸。在另一非限制性實施例中，此時工件呈八面柱狀，增量旋轉及拉伸鍛造進一步包含多個以 45° 增量旋轉

圓柱形工件及隨後拉伸鍛造之步驟，直至圓柱形工件旋轉 360° 且在各增量下拉伸鍛造。在MUD方法之一非限制性實施例中，其中工件呈八面柱狀，在每次鍛粗鍛造之後，利用8個增量旋轉+拉伸鍛造步驟使工件達到實質上其起始橫截面尺寸。在MUD方法之非限制性實施例中觀測到處理設備操縱八面柱相比於處理設備操縱圓柱更精確。亦觀測到，在MUD之一非限制性實施例中處置設備操縱八面柱相比於在本文所揭示之熱處理高應變速率MAF製程之非限制性實施例中使用手鉗(hand tong)操縱立方體工件更精確。認識到其他數量之用於類圓柱坯料之增量旋轉及拉伸鍛造步驟亦在本發明之範疇內，且該等其他可能數量之增量旋轉可在無不當實驗之情況下由熟習此項技術者確定。

在本發明之MUD之一非限制性實施例中，工件鍛造溫度包含工件鍛造溫度範圍內之溫度。在一非限制性實施例中，工件鍛造溫度在低於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度(T_β) 100°F (55.6°C)至低於鈦或鈦合金金屬材料 β 轉變溫度 700°F (388.9°C)之工件鍛造溫度範圍內。在另一非限制性實施例中，工件鍛造溫度在低於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度 300°F (166.7°C)至低於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度 625°F (347°C)之溫度範圍內。在一非限制性實施例中，可如一般技術者在無不當實驗之情況下所確定，工件鍛造溫度範圍之低端為 $\alpha+\beta$ 相區中之溫度，在此溫度下在鍛造敲擊期間工件表面不會出現實質損傷。

在本發明之一非限制性MUD實施例中， β 轉變溫度(T_β)

為約 1850°F(1010°C)之 Ti-6-4 合金 (Ti-6Al-4V ; UNS 編號 R56400) 之工件鍛造溫度範圍可為 1150°F(621.1°C) 至 1750°F(954.4°C)，或在另一實施例中可為 1225°F(662.8°C) 至 1550°F(843.3°C)。

非限制性實施例在 MUD 方法期間包含多個再加熱步驟。在一非限制性實施例中，在鍛粗鍛造鈦合金工件之後將鈦合金工件加熱至工件鍛造溫度。在另一非限制性實施例中，在多程拉伸鍛造之拉伸鍛造步驟之前將鈦合金工件加熱至工件鍛造溫度。在另一非限制性實施例中，視需要加熱工件使實際工件溫度在鍛粗鍛造或拉伸鍛造步驟之後回到工件鍛造溫度。

確定 MUD 方法之實施例會賦予冗餘工作或極端變形，亦稱為嚴重塑性變形，其目的在於在包含選自鈦及鈦合金之金屬材料之工件中產生超細晶粒。在不意欲受任何特定操作理論束縛之情況下，咸信在 MUD 方法期間圓柱形及八面柱形工件之圓形或八邊形橫截面形狀分別使應變更均勻地分佈於工件之橫截面積上。工件與鍛模之間的有害摩擦作用亦因工件與沖模接觸之面積減少而減小。

另外，亦確定在 MUD 方法期間降低溫度會使最終晶粒尺寸降至所用特定溫度所特有之尺寸。參考圖 8，在用於細化工件晶粒尺寸之方法 200 之一非限制性實施例中，在工件鍛造溫度下藉由 MUD 方法加工之後，可使工件之溫度冷卻 216 至第二工件鍛造溫度。在一非限制性實施例中，在工件冷卻至第二工件鍛造溫度之後，在第二工件鍛造溫度

下鍛粗鍛造工件218。將工件旋轉220或定向以用於隨後拉伸鍛造步驟。在第二工件鍛造溫度下對工件進行多步拉伸鍛造222。在第二工件鍛造溫度下多步拉伸鍛造222包含在旋轉方向(參考圖7)增量旋轉224工件，且在每次增量旋轉之後在第二工件鍛造溫度下拉伸鍛造226。在一非限制性實施例中，重複鍛粗、增量旋轉224及拉伸鍛造之步驟226，直至工件包含起始橫截面尺寸。在另一非限制性實施例中，重複在第二工件溫度下鍛粗鍛造218、旋轉220及多步拉伸鍛造222之步驟直至工件中達成10或大於10之真應變。認識到可繼續MUD製程直至賦予鈦或鈦合金工件任何所需真應變。

在包含多溫度MUD方法之一非限制性實施例中，工件鍛造溫度或第一工件鍛造溫度為約1600°F(871.1°C)且第二工件鍛造溫度為約1500°F(815.6°C)。諸如第三工件鍛造溫度、第四工件鍛造溫度等之低於第一及第二工件鍛造溫度之後續工件鍛造溫度在本發明之非限制性實施例之範疇內。

當鍛造進行時，在固定溫度下晶粒細化會使得流動應力(flow stress)降低。確定降低後續鍛粗及拉伸步驟之鍛造溫度會保持流動應力恆定且增加顯微結構細化之比率。已確定，在本發明之MUD之非限制性實施例中，10之真應變會在鈦及鈦合金工件中產生均勻等軸 α 超細晶粒微觀結構，且在賦予MUD鍛造10之真應變之後兩溫度(或多溫度)MUD製程之較低溫度可決定最終晶粒尺寸。

軸鍛造鈦合金工件中之至少一者。在另一非限制性實施例中，在鈦或鈦合金之 β 相區中使工件發生塑性變形包含本發明之非限制性實施例之多次鍛粗及拉伸鍛造，且其中使工件冷卻至工件鍛造溫度包含空氣冷卻。在另一非限制性實施例中，在鈦或鈦合金之 β 相區中使工件發生塑性變形包含鍛粗鍛造工件至高度或另一尺寸(諸如長度)減少30%至35%。

本發明之另一態樣可包括在鍛造期間加熱鍛模。非限制性實施例包含將用以鍛造工件之鍛爐模具加熱至邊界為包括工件鍛造溫度至包括低於工件鍛造溫度 100°F (55.6°C)之溫度範圍內之溫度。

咸信本文所揭示之某些方法亦可應用於除鈦及鈦合金以外的金屬及金屬合金以減小彼等合金之工件的晶粒尺寸。本發明之另一態樣包括用於金屬及金屬合金之高應變速率多步鍛造之方法的非限制性實施例。該方法之非限制性實施例包含將包含金屬或金屬合金之工件加熱至工件鍛造溫度。加熱之後，在工件鍛造溫度下以足以絕熱加熱工件之內部區域的應變速率鍛造工件。鍛造之後，在接下來之鍛造步驟之前利用一等待期。在等待期中，允許絕熱加熱之金屬合金工件內部區域之溫度冷卻至工件鍛造溫度，同時將工件之至少一個表面區域加熱至工件鍛造溫度。重複鍛造工件且接著允許絕熱加熱之工件內部區域平衡至工件鍛造溫度，同時將金屬合金工件之至少一個表面區域加熱至工件鍛造溫度之步驟，直至獲得所需特徵。在一非限制性

心及火焰加熱之工件表面區域平衡至工件鍛造溫度約4.8分鐘。旋轉工件且在工件之C軸方向壓鍛至間隔高度4吋。壓鍛爐之撞擊件速度為1吋/秒，其對應於 0.27 s^{-1} 之應變速率。允許絕熱加熱之工件中心及火焰加熱之工件表面區域平衡至工件鍛造溫度約4.8分鐘。重複上文所述之a-b-c(多軸)鍛造4次，總計12次鍛造敲擊產生4.7之真應變。在多軸鍛造之後，將工件水淬火。實例1之熱機械製程路徑示於圖9中。

實例2

實例1之起始材料之樣品及如實例1中所加工之材料之樣品以金相方式製備且用顯微鏡觀測到晶粒結構。圖10為實例1之 β 退火材料之顯微照片，其顯示晶粒尺寸在 $10\text{ }\mu\text{m}$ 至 $30\text{ }\mu\text{m}$ 間的等軸晶粒。圖11為實例1之a-b-c鍛造樣品之中心區域的顯微照片。圖11之晶粒結構具有大約 $4\text{ }\mu\text{m}$ 之等軸晶粒尺寸且取得「極細晶粒」(VFG)材料之資格。在樣品中，在樣品之中心主要觀測到VFG級晶粒。在距樣品中心之距離增加時，樣品中之晶粒尺寸較大。

實例3

使用有限元素模型測定使經絕熱加熱之內部區域冷卻至工件鍛造溫度所需之內部區域冷卻時間。在模型中，將直徑5吋×長度7吋之 α - β 鈦合金預成型坯實質上加熱至 1500°F (815.6°C)之多軸鍛造溫度。鍛模經模擬加熱至 600°F (315.6°C)。撞擊件速度模擬為1吋/秒，其對應於應變速率 0.27 s^{-1} 。輸入內部區域冷卻時間之不同時間間隔以測

定將絕熱加熱之模擬工件內部區域冷卻至工件鍛造溫度所需之內部區域冷卻時間。自圖10之繪圖可見該模型表明可使用30秒至45秒的內部區域冷卻時間以將經絕熱加熱之內部區域冷卻至約1500°F(815.6°C)之工件鍛造溫度。

實例4

在由4吋(10.16 cm)側面合金Ti-6-4立方體組成之鈦合金工件上執行使用熱處理系統之高應變速率多軸鍛造。在1940°F(1060°C)下使鈦合金工件β退火60分鐘。在β退火之後，使工件空氣冷卻至室溫。將鈦合金工件加熱至1500°F(815.6°C)之工件鍛造溫度，其在鈦合金工件之α-β相區內。使用本發明之非限制性實施例之包含氣體火焰加熱器及加熱模具之熱處理系統多軸鍛造工件以使工件之外表面區域溫度在多軸鍛造敲擊之間平衡至工件鍛造溫度。將工件壓鍛至3.2吋(8.13 cm)。使用a-b-c旋轉，隨後在每次敲擊中壓鍛工件至4吋(10.16 cm)。在壓鍛步驟中使用1吋/秒(2.54 cm/s)之撞擊件速度，且在壓鍛敲擊之間使用暫停，亦即15秒之內部區域冷卻時間或平衡時間。平衡時間為允許經絕熱加熱之內部區域冷卻至工件鍛造溫度同時使外表面區域加熱至工件鍛造溫度之時間。在1500°F(815.6°C)工件溫度下使用總計12次敲擊，其中立方體工件在敲擊之間旋轉90°，亦即對立方體工件進行a-b-c鍛造四次。

接著使工件之溫度降至1300°F(704.4°C)之第二工件鍛造溫度。根據本發明之非限制性實施例，使用1吋/秒(2.54 cm/s)之撞擊件速度及15秒之每一鍛造敲擊之間的內部區

域冷卻時間對鈦合金工件進行高應變多軸鍛造。使用與處理第一工件鍛造溫度所用相同之熱處理系統處理第二工件鍛造溫度。在第二工件鍛造溫度下施用總計6次鍛造敲擊，亦即在第二工件鍛造溫度下對立方體工件進行a-b-c鍛造兩次。

實例5

在如實例4所述加工之後立方體中心之顯微照片示於圖13中。自圖13觀測到立方體中心晶粒之等軸平均晶粒尺寸小於3 μm ，亦即為超細晶粒尺寸。

儘管根據實例4所加工之立方體中心或內部區域具有超細晶粒尺寸，但亦觀測到所加工之立方體之中心區域外之區域中的晶粒並非超細晶粒。此情況自圖14明顯可見，圖14為根據實例4所加工之立方體之橫截面的照片。

實例6

使用有限元素模型模擬立方體之熱處理多軸鍛造中之變形。對在1940°F(1060°C)下經 β 退火之4吋側面Ti-6-4合金立方體進行該模擬直至獲得所有 β 微觀結構。該模擬使用如本文所揭示方法之某些非限制性實施例中所用之等溫多軸鍛造，在1500°F(815.6°C)下實施。用總計12次敲擊對工件進行a-b-c壓鍛，亦即四組a-b-c正交軸鍛造/旋轉。在模擬中，使立方體冷卻至1300°F(704.4°C)且進行高應變速率壓鍛歷時6次敲擊，亦即兩組a-b-c正交軸鍛造/旋轉。模擬撞擊件速度為1吋/秒(2.54 cm/s)。圖15中所示之結果預測如上所述加工之後立方體中之應變程度。有限元素模型模擬

預測立方體中心之最大應變為16.8。然而，最高應變極其限於局部，且大部分橫截面未達成大於10之應變。

實例7

在1940°F(1060°C)下將呈高度為7吋(亦即沿縱向軸線量測)、直徑為5吋之圓柱組態的包含合金Ti-6-4之工件β退火60分鐘。將β退火之圓柱空氣淬火以保持所有β微觀結構。將β退火之圓柱加熱至1500°F(815.6°C)之工件鍛造溫度且之後進行本發明之非限制性實施例之多次鍛粗及拉伸鍛造。多次鍛粗及拉伸程序包括鍛粗鍛造至高度為5.25吋(亦即沿縱向軸線之尺寸減小)，且多次拉伸鍛造，包括圍繞縱向軸線增量旋轉45°且拉伸鍛造以形成具有為4.75吋之起始及最後外接圓直徑之八面柱。使用總計36次具有增量旋轉之拉伸鍛造，在敲擊之間無等待時間。

實例8

實例7中所製備之樣品橫截面之中心區域的顯微照片呈現於圖16(a)中。接近實例7中所製備樣品橫截面之表面區域的顯微照片呈現於圖16(b)中。檢查圖16(a)及圖16(b)顯示根據實例7所加工出之樣品達成平均晶粒尺寸小於3 μm之均勻且等軸的晶粒結構，將其歸類為極細晶粒(VFG)。

實例9

經組態成為長度為24吋、直徑為10吋之圓柱形坯料之包含合金Ti-6-4之工件用矽石玻璃漿料潤滑劑塗佈。在1940°C下使坯料β退火。將β退火之坯料由24吋鍛粗鍛造至長度減少30%至35%。在β鍛粗之後，使坯料經受多程拉伸

鍛造，其包含增量旋轉及拉伸鍛造坯料成為10吋八面柱。使 β 加工之八面柱空氣冷卻至室溫。對於多次鍛粗及拉伸製程而言，將八面柱加熱至 $1600^{\circ}\text{F}(871.1^{\circ}\text{C})$ 之第一工件鍛造溫度。將八面柱鍛粗鍛造至長度減少20%至30%，且接著進行多次拉伸鍛造，其包括以 45° 增量旋轉工件，之後拉伸鍛造，直至八面柱達成其起始橫截面尺寸。在第一工件鍛造溫度下重複鍛粗鍛造及多程拉伸鍛造三次，且視需要再加熱工件以使工件溫度回到工件鍛造溫度。使工件冷卻至 $1500^{\circ}\text{F}(815.6^{\circ}\text{C})$ 之第二工件鍛造溫度。在第二工件鍛造溫度下重複在第一工件鍛造溫度下所用之多次鍛粗及拉伸鍛造程序。用於此實例9中步驟之程序的示意性熱機械溫度-時間圖呈現於圖17中。

在 $\alpha+\beta$ 相區中之溫度下使用習知鍛造參數對工件進行多程拉伸鍛造，及切成兩半以進行鍛粗。在 $\alpha+\beta$ 相區中之溫度下使用習知鍛造參數將工件鍛粗鍛造至長度減少20%。在最後步驟中，將工件拉伸鍛造至長度為36吋、直徑為5吋之圓柱。

實例10

根據實例9之非限制性實施例加工得到之樣品橫截面之巨觀照片呈現於圖18中。可見在整個坯料中存在均勻晶粒尺寸。根據實例9之非限制性實施例加工得到之樣品的顯微照片呈現於圖19中。顯微照片表明晶粒尺寸在極細晶粒尺寸範圍內。

實例11

使用有限元素模型以模擬實例9中所製備出樣品之變形。有限元素模型呈現於圖20中。有限元素模型預測5吋圓形坯料之大部分為大於10之相對均勻之有效應變。

將瞭解本說明書說明與清晰瞭解本發明相關之本發明之彼等態樣。一般熟習此項技術者顯而易知且因此對更充分瞭解本發明無幫助之某些態樣並未呈現以簡化本說明書。儘管本文中僅必要地描述有限量之本發明實施例，但在考慮到上述說明書時一般熟習此項技術者將認識到可利用本發明之許多改良及變化。本發明之所有該等變化及改良意欲由上述說明書及以下申請專利範圍覆蓋。

【圖式簡單說明】

圖1為列舉加工鈦及鈦合金以實現晶粒尺寸細化之本發明方法之非限制性實施例之步驟的流程圖；

圖2為使用熱處理以加工鈦及鈦合金從而細化晶粒尺寸之高應變速率多軸鍛造方法之非限制性實施例之圖示，其中圖2(a)、圖2(c)及圖2(e)表示非限制性壓鍛步驟，且圖2(b)、圖2(d)及圖2(f)表示本發明之非限制性態樣之非限制性冷卻及加熱步驟；

圖3為已知用以細化小規模樣品之晶粒的緩慢應變速率多軸鍛造技術之圖示；

圖4為本發明之高應變速率多軸鍛造方法之非限制性實施例的溫度-時間熱機械程序圖之圖示；

圖5為本發明之多溫度高應變速率多軸鍛造方法之非限制性實施例的溫度-時間熱機械程序圖之圖示；

圖6為本發明之達 β 轉變溫度之高應變速率多軸鍛造方法之非限制性實施例的溫度-時間熱機械程序圖之圖示；

圖7為本發明之用於晶粒尺寸細化之多次鍛粗鍛造及拉伸鍛造方法之非限制性實施例之圖示；

圖8為列舉多次鍛粗鍛造及拉伸鍛造加工鈦及鈦合金以細化晶粒尺寸之本發明方法之非限制性實施例之步驟的流程圖；

圖9為本發明之實例1之非限制性實施例之溫度-時間熱機械圖；

圖10為實例1之 β 退火材料之顯微照片，其顯示晶粒尺寸在10 μm 至30 μm 之間的等軸晶粒；

圖11為實例1之a-b-c鍛造樣品之中心區域的顯微照片；

圖12為本發明之非限制性實施例之內部區域冷卻時間的有限元素模型預測；

圖13為根據實例4中所述之非限制性方法之實施例加工後之立方體中心之顯微照片；

圖14為根據實例4加工之立方體之橫截面的照片；

圖15表示模擬根據實例6加工之立方體的熱處理多軸鍛造中之變形的有限元素模型之結果；

圖16(a)為根據實例7加工之樣品的中心之橫截面之顯微照片；圖16(b)為根據實例7加工之樣品的近表面之橫截面；

圖17為實例9中所用之製程的示意性熱機械溫度-時間圖；

圖 18 為根據實例 9 之非限制性實施例加工之樣品的橫截面之巨觀照片；

圖 19 為根據實例 9 之非限制性實施例加工之樣品的顯微照片，其展示極細晶粒尺寸；及

圖 20 表示實例 9 之非限制性實施例中製備之樣品變形之有限元素模型模擬。

【主要元件符號說明】

- | | |
|----|----------------------------------|
| 20 | 使用高應變速率多軸鍛造(MAF)流程細化鈦或鈦合金晶粒尺寸之方法 |
| 24 | 包含選自鈦及鈦合金之金屬材料之工件 |
| 28 | 壓鍛步驟 |
| 30 | 第一正交軸 |
| 32 | 平衡及冷卻步驟/平衡步驟 |
| 33 | 熱處理系統 |
| 36 | 外表面區域 |
| 38 | 外表面加熱機制 |
| 40 | 模具加熱器 |
| 42 | 模具 |
| 44 | 模壓鍛表面 |
| 46 | 壓鍛步驟 |
| 48 | 第二正交軸 |
| 50 | 旋轉箭頭 |
| 56 | 壓鍛步驟 |
| 58 | 第三正交軸 |

166	β 轉變溫度
168	浸泡
170	塑性變形/初始高應變速率多軸鍛造步驟
172	中間高應變速率多軸鍛造步驟
174	最終高應變速率多軸鍛造步驟
176	冷卻

發明專利說明書

(本說明書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號：100130790

※申請日：100.8.26

※IPC 分類：C01G ^{C2>F18} (2006.01)
_{B>1J500} (2006.01)

一、發明名稱：(中文/英文)

鈦及鈦合金之製程路徑

PROCESSING ROUTES FOR TITANIUM AND TITANIUM ALLOYS

二、中文發明摘要：

本發明係關於細化鈦及鈦合金之晶粒尺寸之方法，其包括熱處理高應變速率多軸鍛造。在鍛造期間高應變速率會絕熱加熱工件之內部區域，且使用熱處理系統來將外表面區域加熱至工件鍛造溫度，同時使內部區域冷卻至該工件鍛造溫度。另一種方法包括使用小於用於鈦及鈦合金之習知開模鍛造中之應變速率來多次鍛粗鍛造及拉伸鍛造鈦或鈦合金。在該鈦或鈦合金鍛造中增量工件旋轉及拉伸鍛造會導致嚴重塑性變形及晶粒細化。

三、英文發明摘要：

Methods of refining the grain size of titanium and titanium alloys include thermally managed high strain rate multi-axis forging. A high strain rate adiabatically heats an internal region of the workpiece during forging, and a thermal management system is used to heat an external surface region to the workpiece forging temperature, while the internal region is allowed to cool to the workpiece forging temperature. A further method includes multiple upset and draw forging titanium or a titanium alloy using a strain rate less than is used in conventional open die forging of titanium and titanium alloys. Incremental workpiece rotation and draw forging causes severe plastic deformation and grain refinement in the titanium or titanium alloy forging.

四、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：第(13)圖。

(二)本代表圖之元件符號簡單說明：

(無元件符號說明)

五、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

(無)

在一非限制性實施例中，在將鈦或鈦合金工件 24 加熱至 $\alpha+\beta$ 相區內之工件鍛造溫度之前，視情況將工件 24 β 退火且空氣冷卻(未圖示)。 β 退火包含將工件 24 加熱至高於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度且維持足以在工件中形成所有 β 相之時間。 β 退火為熟知製程，且因此在本文中未進一步詳細描述。 β 退火之非限制性實施例可包括將工件 24 加熱至高於鈦或鈦合金之 β 轉變溫度約 50°F (27.8°C) 之 β 均熱溫度，且使工件 24 維持於該溫度約 1 小時。

此外，參考圖 1 及圖 2，當包含選自鈦及鈦合金之金屬材料之工件 24 處於工件鍛造溫度時，使工件經受高應變速率 MAF(26)。在本發明之一非限制性實施例中，MAF 26 包含在工件鍛造溫度下使用足以絕熱加熱工件或至少絕熱加熱工件之內部區域且使工件 24 發生塑性變形之應變速率在工件之第一正交軸 30 之方向(A)壓鍛(步驟 28，且示於圖 2(a) 中)工件 24。在本發明之非限制性實施例中，如本文所用之短語「內部區域」係指體積包括立方體體積之約 20%，或約 30%、或約 40%、或約 50% 之內部區域。

在本發明之高應變速率 MAF 之非限制性實施例中，使用高應變速率及快撞擊件速度以絕熱加熱工件之內部區域。在本發明之一非限制性實施例中，術語「高應變速率」係指範圍為包括約 0.2 s^{-1} 至包括約 0.8 s^{-1} 之應變速率。在本發明之另一非限制性實施例中，如本文所用之術語「高應變速率」係指包括約 0.2 s^{-1} 至包括約 0.4 s^{-1} 之應變速率。

在本發明之一非限制性實施例中，使用如上文所定義之

中所述之壓鍛步驟28、46、56期間熱處理系統33可能處於原位或可能不處於原位。

如圖2(e)中所示，本發明之多軸鍛造26之實施例之一態樣包含在工件鍛造溫度下使用足以絕熱加熱工件24或至少絕熱加熱工件之內部區域且使工件24發生塑性變形之撞擊件速度及應變速率在工件24之第三正交軸58之方向(C)壓鍛(步驟56)工件24。在一非限制性實施例中，在壓鍛56期間，工件24發生變形達高度或另一尺寸減少20%至50%之塑性變形。在另一非限制性實施例中，在壓鍛(56)期間，工件發生塑性變形達高度或另一尺寸減少30%至40%之塑性變形。在一非限制性實施例中，可在第三正交軸58之方向壓鍛(56)工件24至與第一壓鍛步驟(28)中所用相同之間隔高度。在本發明之另一非限制性實施例中，在壓鍛步驟(56)期間絕熱加熱工件24之內部區域(未圖示)至與第一壓鍛步驟(28)相同之溫度。在其他非限制性實施例中，用於壓鍛(56)之高應變速率在與第一壓鍛步驟(28)所揭示相同之應變速率範圍內。

在一非限制性實施例中，如2(b)、2(d)及2(e)中箭頭50所示，在連續壓鍛步驟(例如46、56)之間可將工件24旋轉50至不同正交軸。如以上所討論，此旋轉可稱為a-b-c旋轉。應瞭解使用不同鍛爐組態，可旋轉鍛爐上之撞擊件替代旋轉工件24，或鍛爐可裝備有多軸撞擊件以便工件及鍛爐皆不需要旋轉。因此，旋轉50工件24可為視情況選用之步驟。然而，在大多數當前工業設置中，在壓鍛步驟之間需

在使用熱處理系統之多軸鍛造製程之一非限制性實施例中，工件壓力機模具界面由一般技術者已知之潤滑劑潤滑，該等潤滑劑諸如(但不限於)石墨、玻璃及/或其他已知固體潤滑劑。

在一非限制性實施例中，工件包含選自由以下組成之群的鈦合金： α 鈦合金、 $\alpha+\beta$ 鈦合金、介穩態 β 鈦合金及 β 鈦合金。在另一非限制性實施例中，工件包含 $\alpha+\beta$ 鈦合金。在另一非限制性實施例中，工件包含介穩態 β 鈦合金。可使用本發明方法之實施例加工之例示性鈦合金包括(但不限於)： $\alpha+\beta$ 鈦合金，諸如 Ti-6Al-4V 合金(UNS 編號 R56400 及 R54601) 及 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 合金(UNS 編號 R54620 及 R54621)；近 β 鈦合金，諸如 Ti-10V-2Fe-3Al 合金(UNS R54610)；及介穩態 β 鈦合金，諸如 Ti-15Mo 合金(UNS R58150) 及 Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr 合金(UNS 未指定)。在一非限制性實施例中，工件包含選自 ASTM 5、6、12、19、20、21、23、24、25、29、32、35、36 及 38 級鈦合金之鈦合金。

在一非限制性實施例中，將工件加熱至鈦或鈦合金金屬材料之 $\alpha+\beta$ 相區內之工件鍛造溫度包含將工件加熱至 β 均熱溫度；使工件維持於 β 均熱溫度歷時足以在工件中形成 100% β 相微觀結構之均熱時間；及使工件直接冷卻至工件鍛造溫度。在某些非限制性實施例中， β 均熱溫度在鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度至高於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度 300°F(111°C)之溫度範圍內。非限制性實施

例包含5分鐘至24小時之 β 均熱時間。熟習此項技術者將瞭解，其他 β 均熱溫度及 β 均熱時間均在本發明之實施例之範疇內，且例如相對較大工件可能需要相對較高之 β 均熱溫度及/或較長之 β 均熱時間以形成100% β 相鈦微觀結構。

在某些非限制性實施例中，其中使工件維持於 β 均熱溫度以形成100% β 相微觀結構，工件亦可在使工件冷卻至工件鍛造溫度之前在鈦或鈦合金金屬材料之 β 相區中之塑性變形溫度下發生塑性變形。工件之塑性變形可包含拉伸鍛造、鍛粗鍛造及高應變速率多軸鍛造工件中之至少一者。在一非限制性實施例中， β 相區之塑性變形包含鍛粗鍛造工件至0.1至0.5範圍內之 β 鍛粗應變。在非限制性實施例中，塑性變形溫度係在包括鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度至高於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度300°F(111°C)之溫度範圍內。

圖4為使工件在高於 β 轉變溫度下發生塑性變形且直接冷卻至工件鍛造溫度之非限制性方法之示意性溫度-時間熱機械程序圖。在圖4中，非限制性方法100包含將工件加熱102至高於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度106之 β 均熱溫度104，及使工件維持或「浸泡」108於 β 均熱溫度104以在工件中形成所有 β 鈦相微觀結構。在本發明之一非限制性實施例中，在浸泡108之後，工件可發生塑性變形110。在一非限制性實施例中，塑性變形110包含鍛粗鍛造。在另一非限制性實施例中，塑性變形110包含鍛粗鍛造至真應變為0.3。在另一非限制性實施例中，使工件發生塑性變

形 110 包含在 β 均熱溫度下熱處理高應變速率多軸鍛造(圖 4 中未圖示)。

仍參考圖 4，在 β 相區中發生塑性變形 110 之後，在一非限制性實施例中，使工件冷卻 112 至鈦或鈦合金金屬材料之 $\alpha+\beta$ 相區內之工件鍛造溫度 114。在一非限制性實施例中，冷卻 112 包含空氣冷卻。在冷卻 112 之後，根據本發明之非限制性實施例，熱處理高應變速率多軸鍛造 114 工件。在圖 4 之非限制性實施例中，敲擊或壓鍛工件 12 次，亦即工件之三個正交軸各自非依序壓鍛總計 4 次。換言之，參考圖 1，執行包括步驟 (a) 至 (b)、(c) 至 (d) 及 (e) 至 (f) 之程序 4 次。在圖 4 之非限制性實施例中，在涉及 12 次敲擊之多軸鍛造程序之後，真應變可等於例如約 3.7。在多軸鍛造 114 之後，使工件冷卻 116 至室溫。在一非限制性實施例中，冷卻 116 包含空氣冷卻。

本發明之一非限制態樣包括在 $\alpha+\beta$ 相區內之兩個溫度下熱處理高應變速率多軸鍛造。圖 5 為非限制性方法之示意性溫度-時間熱機械程序圖，其包含在第一工件鍛造溫度下利用具有上文所揭示之熱處理特徵之非限制性實施例多軸鍛造鈦合金工件，之後冷卻至 $\alpha+\beta$ 相中之第二工件鍛造溫度，及在第二工件鍛造溫度下利用具有上文所揭示之熱處理特徵之非限制性實施例多軸鍛造鈦合金工件。

在圖 5 中，非限制性方法 130 包含將工件加熱 132 至高於合金之 β 轉變溫度 136 之 β 均熱溫度 134，及使工件維持或浸泡 138 於 β 均熱溫度 134 以在鈦或鈦合金工件中形成所有 β 相

微觀結構。在浸泡 138 之後，工件可發生塑性變形 140。在一非限制性實施例中，塑性變形 140 包含鍛粗鍛造。在另一非限制性實施例中，塑性變形 140 包含鍛粗鍛造至應變為 0.3。在又另一非限制性實施例中，使工件發生塑性變形 140 包含在 β 均熱溫度下熱處理高應變多軸鍛造(圖 5 中未圖示)。

仍參考圖 5，在 β 相區中發生塑性變形 140 之後，使工件冷卻 142 至鈦或鈦合金金屬材料之 $\alpha+\beta$ 相區內之第一工件鍛造溫度 144。在一非限制性實施例中，冷卻 142 包含空氣冷卻。在冷卻 142 之後，工件在第一工件鍛造溫度下利用根據本文所揭示之非限制性實施例之熱處理系統進行高應變速率多軸鍛造 146。在圖 5 之非限制性實施例中，在第一工件鍛造溫度下敲擊或壓鍛工件 12 次，其中在每次敲擊之間旋轉 90° ，亦即工件之三個正交軸各壓鍛 4 次。換言之，參考圖 1，執行包括步驟 (a) 至 (b)、(c) 至 (d) 及 (e) 至 (f) 之程序 4 次。在圖 5 之非限制性實施例中，在於第一工件鍛造溫度下高應變速率多軸鍛造 146 工件之後，使鈦合金工件冷卻 148 至 $\alpha+\beta$ 相區內之第二工件鍛造溫度 150。在冷卻 148 之後，工件在第二工件鍛造溫度下利用本文所揭示之非限制性實施例之熱處理系統進行高應變速率多軸鍛造 150。在圖 5 之非限制性實施例中，在第二工件鍛造溫度下敲擊或壓鍛工件總計 12 次。認識到在第一及第二工件鍛造溫度下施用於鈦合金工件之敲擊數可視所需真應變及所需最終晶粒尺寸而改變，且可在無不當實驗之情況下確定適當之敲

擊數。在第二工件鍛造溫度下多軸鍛造150之後，使工件冷卻152至室溫。在一非限制性實施例中，冷卻152包含空氣冷卻至室溫。

在一非限制性實施例中，第一工件鍛造溫度在低於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度超過 200°F (111.1°C)至低於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度 500°F (277.8°C)之第一工件鍛造溫度範圍內，亦即第一工件鍛造溫度 T_1 在 $T_{\beta}-200^{\circ}\text{F}>T_1\geq T_{\beta}-500^{\circ}\text{F}$ 之範圍內。在一非限制性實施例中，第二工件鍛造溫度在低於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度超過 500°F (277.8°C)至低於 β 轉變溫度 700°F (388.9°C)之第二工件鍛造溫度範圍內，亦即第二工件鍛造溫度 T_2 在 $T_{\beta}-500^{\circ}\text{F}>T_2\geq T_{\beta}-700^{\circ}\text{F}$ 之範圍內。在一非限制性實施例中，鈦合金工件包含Ti-6-4合金；第一工件溫度為 1500°F (815.6°C)；且第二工件鍛造溫度為 1300°F (704.4°C)。

圖6為在高於 β 轉變溫度下使包含選自鈦及鈦合金之金屬材料的工件發生塑性變形及使工件冷卻至工件鍛造溫度，同時根據本發明之非限制性實施例在工件上利用熱處理高應變速率多軸鍛造之本發明非限制性方法之示意性溫度-時間熱機械程序圖。在圖6中，使用熱處理高應變速率多軸鍛造細化鈦或鈦合金晶粒之非限制性方法160包含使工件加熱162至高於鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度166之 β 均熱溫度164，且使工件維持或浸泡168於 β 均熱溫度164下以在工件中形成所有 β 相微觀結構。在使工件浸泡168於 β 均熱溫度之後，工件發生塑性變形170。在一非限制性實

施例中，塑性變形 170 可包含熱處理高應變速率多軸鍛造。在一非限制性實施例中，在工件冷卻至 β 轉變溫度時使用如本文所揭示之熱處理系統重複高應變速率多軸鍛造 172 工件。圖 6 顯示三個中間高應變速率多軸鍛造 172 步驟，但將瞭解視需要可有更多或更少中間高應變速率多軸鍛造 172 步驟。中間高應變速率多軸鍛造 172 步驟為在均熱溫度下之初始高應變速率多軸鍛造步驟 170 及金屬材料之 $\alpha+\beta$ 相區內之最終高應變速率多軸鍛造步驟 174 的中間步驟。儘管圖 6 顯示一最終高應變速率多軸鍛造步驟，其中工件之溫度完全保持於 $\alpha+\beta$ 相區內，但應瞭解可在 $\alpha+\beta$ 相區中執行一個以上多軸鍛造步驟以進一步細化晶粒。根據本發明之非限制性實施例，至少一個最終高應變速率多軸鍛造步驟完全在鈦或鈦合金工件之 $\alpha+\beta$ 相區內之溫度下進行。

因為多軸鍛造步驟 170、172、174 在工件溫度冷卻至鈦或鈦合金金屬材料之 β 轉變溫度時發生，所以諸如圖 6 中所示之方法實施例本文中稱為「達 β 轉變溫度之高應變速率多軸鍛造 (through beta transus high strain rate multi-axis forging)」。在一非限制性實施例中，將熱處理系統 (圖 2 之 33) 用於達 β 轉變溫度之多軸鍛造以在各達 β 轉變溫度之鍛造溫度下每次敲擊之前使工件溫度維持於均勻或實質上均勻之溫度，且視情況減緩冷卻速率。在最終多軸鍛造 174 工件之後，使工件冷卻 176 至室溫。在一非限制性實施例

本發明之一態樣包括在藉由MUD方法加工之後，在不使細化晶粒尺寸變粗之情況下有可能存在後續變形步驟，只要隨後工件之溫度不會加熱至高於鈦合金之 β 轉變溫度即可。舉例而言，在一非限制性實施例中，MUD加工後之後續變形實務可包括在鈦或鈦合金之 $\alpha+\beta$ 相區內之溫度下拉伸鍛造、多次拉伸鍛造、鍛粗鍛造或兩種或兩種以上此等鍛造步驟之任何組合。在一非限制性實施例中，後續變形或鍛造步驟包括多程拉伸鍛造、鍛粗鍛造及拉伸鍛造之組合以使類圓柱工件之起始橫截面尺寸降至橫截面尺寸之一小部分，諸如(但不限於)橫截面尺寸之二分之一、橫截面尺寸之四分之一等，同時在鈦或鈦合金工件中仍維持均勻細晶粒、極細晶粒或超細晶粒結構。

在MUD方法之一非限制性實施例中，工件包含選自由以下組成之群的鈦合金： α 鈦合金、 $\alpha+\beta$ 鈦合金、介穩態 β 鈦合金及 β 鈦合金。在MUD方法之另一非限制性實施例中，工件包含 $\alpha+\beta$ 鈦合金。在本文所揭示之多次鍛粗及拉伸製程之另一非限制性實施例中，工件包含介穩態 β 鈦合金。在MUD方法之一非限制性實施例中，工件為選自ASTM 5、6、12、19、20、21、23、24、25、29、32、35、36及38級鈦合金之鈦合金。

在將工件加熱至本發明之MUD實施例之 $\alpha+\beta$ 相區中之工件鍛造溫度之前，在一非限制性實施例中，可將工件加熱至 β 均熱溫度，維持於 β 均熱溫度歷時足以在工件中形成100% β 相鈦微觀結構之 β 均熱時間，且冷卻至室溫。在一

非限制性實施例中， β 均熱溫度在包括鈦或鈦合金之 β 轉變溫度至高於鈦或鈦合金之 β 轉變溫度 $300^{\circ}\text{F}(111^{\circ}\text{C})$ 之 β 均熱溫度範圍內。在另一非限制性實施例中， β 均熱時間為5分鐘至24小時。

在一非限制性實施例中，工件為在所有或某些表面用降低工件與鍛模之間的摩擦之潤滑塗料塗佈之坯料。在一非限制性實施例中，潤滑塗料為固體潤滑劑，諸如(但不限於)石墨及玻璃潤滑劑中之一者。一般技術者目前或在下文中已知之其他使潤滑塗料在本發明之範疇內。另外，在使用類圓柱工件之MUD方法之一非限制性實施例中，相對於立方體工件之多軸鍛造之接觸面積，工件與鍛模之間的接觸面積較小。接觸面積降低會使模具摩擦減小且產生更均勻之鈦合金工件微觀結構及巨觀結構。

在一非限制性實施例中，在將包含選自鈦及鈦合金之金屬材料的工件加熱至本發明之MUD實施例之 $\alpha+\beta$ 相區中之工件鍛造溫度之前，在維持足以在鈦或鈦合金中形成100% β 相之 β 均熱時間之後及在冷卻至室溫之前在鈦或鈦合金金屬材料之 β 相區中之塑性變形溫度下使工件發生塑性變形。在一非限制性實施例中，塑性變形溫度等於 β 均熱溫度。在另一非限制性實施例中，塑性變形溫度在包括鈦或鈦合金之 β 轉變溫度至高於鈦或鈦合金之 β 轉變溫度 $300^{\circ}\text{F}(111^{\circ}\text{C})$ 之塑性變形溫度範圍內。

在一非限制性實施例中，在鈦或鈦合金之 β 相區中使工件發生塑性變形包含拉伸鍛造、鍛粗鍛造及高應變速率多

實施例中，鍛造包含壓鍛、鍛粗鍛造、拉伸鍛造及滾鍛中之一或多者。在另一非限制性實施例中，金屬合金係選自由以下組成之群：鈦合金、鋳及鋳合金、鋁合金、鐵合金及超合金。在另一非限制性實施例中，所需特徵為所賦予之應變、平均晶粒尺寸、形狀及機械特性中之一或多者。機械特性包括(但不限於)強度、延性、斷裂韌性及硬度。

說明本發明之某些非限制性實施例的若干實例如下。

實例 1

在由具有晶粒尺寸在 10 μm 至 30 μm 範圍內之等軸 α 晶粒的合金 Ti-6-4 組成之鈦合金工件上執行使用熱處理系統之多軸鍛造。利用包括加熱之模具及火焰加熱以加熱鈦合金工件之表面區域的熱處理系統。工件由 4 吋側面立方體組成。在燃氣箱式爐中將工件加熱至 1940°F (1060°C) 之 β 退火溫度，亦即高於 β 轉變溫度約 50°F (27.8°C)。 β 退火均熱時間為 1 小時。使 β 退火工件空氣冷卻至室溫，亦即約 70°F (21.1°C)。

接著在燃氣箱式爐中將 β 退火工件加熱至 1500°F (815.6°C) 之工件鍛造溫度，其在合金之 $\alpha+\beta$ 相區內。在工件之 A 軸方向第一壓鍛 β 退火工件至間隔高度 3.25 吋。壓鍛爐之撞擊件速度為 1 吋/秒，其對應於 0.27 s^{-1} 之應變速率。允許絕熱加熱之工件中心及火焰加熱之工件表面區域平衡至工件鍛造溫度約 4.8 分鐘。旋轉工件且在工件之 B 軸方向壓鍛至間隔高度為 3.25 吋。壓鍛爐之撞擊件速度為 1 吋/秒，其對應於 0.27 s^{-1} 之應變速率。允許絕熱加熱之工件中

- 100 非限制性方法
- 102 加熱
- 104 β 均熱溫度
- 106 β 轉變溫度
- 108 浸泡
- 110 塑性變形
- 112 冷卻
- 114 工件鍛造溫度/熱處理高應變速率多軸鍛造
- 116 冷卻
- 130 非限制性方法
- 132 加熱
- 134 β 均熱溫度
- 136 β 轉變溫度
- 138 浸泡
- 140 塑性變形
- 142 冷卻
- 144 第一工件鍛造溫度
- 146 高應變速率多軸鍛造
- 148 冷卻
- 150 第二工件鍛造溫度/高應變速率多軸鍛造
- 160 使用熱處理高應變速率多軸鍛造細化鈦或鈦
合金晶粒之非限制性方法
- 162 加熱
- 164 β 均熱溫度

七、申請專利範圍：

1. 一種細化工件之晶粒尺寸之方法，該工件包含選自鈦及鈦合金之金屬材料，該方法包含：

將該工件加熱至該金屬材料之 $\alpha+\beta$ 相區內之工件鍛造溫度，其中該工件鍛造溫度係在低於該金屬材料之 β 轉變溫度 $100^{\circ}\text{F}(55.6^{\circ}\text{C})$ 至低於該金屬材料之該 β 轉變溫度 $700^{\circ}\text{F}(388.9^{\circ}\text{C})$ 之溫度範圍內；及

多軸鍛造該工件，其中多軸鍛造包含

在該工件鍛造溫度下以足以絕熱加熱該工件之內部區域的應變速率在該工件之第一正交軸方向壓鍛該工件，

允許該工件之該經絕熱加熱之內部區域冷卻至該工件鍛造溫度，同時將該工件之外表面區域加熱至該工件鍛造溫度，

在該工件鍛造溫度下用足以絕熱加熱該工件之該內部區域的應變速率在該工件之第二正交軸方向壓鍛該工件，

允許該工件之該經絕熱加熱之內部區域冷卻至該工件鍛造溫度，同時將該工件之該外表面區域加熱至該工件鍛造溫度，

在該工件鍛造溫度下用足以絕熱加熱該工件之該內部區域的應變速率在該工件之第三正交軸方向壓鍛該工件，

允許該工件之該經絕熱加熱之內部區域冷卻至該工

件鍛造溫度，同時將該工件之該外表面區域加熱至該工件鍛造溫度，及

重複該等前述壓鍛及該等允許步驟中之至少一者，直至在該工件之至少一個區域中達成至少3.5之真應變。

2. 如請求項1之方法，其中在壓鍛期間所用之應變速率係在 0.2 s^{-1} 至 0.8 s^{-1} 之範圍內。
3. 如請求項1之方法，其中該工件包含選自由以下組成之群的鈦合金： α 鈦合金、 $\alpha+\beta$ 鈦合金、介穩態 β 鈦合金及 β 鈦合金。
4. 如請求項1之方法，其中該工件包含 $\alpha+\beta$ 鈦合金。
5. 如請求項1之方法，其中該工件包含選自ASTM 5、6、12、19、20、21、23、24、25、29、32、35、36及38級鈦合金之鈦合金。
6. 如請求項1之方法，其中將工件加熱至該金屬材料之 $\alpha+\beta$ 相區內之工件鍛造溫度包含：

將該工件加熱至該金屬材料之 β 浸泡溫度；

使該工件維持於該 β 浸泡溫度歷時足以在該工件中形成100% β 相微觀結構之 β 浸泡時間；及

使該工件冷卻至該工件鍛造溫度。
7. 如請求項6之方法，其中該 β 浸泡溫度係在包括該金屬材料之 β 轉變溫度至包括高於該金屬材料之該 β 轉變溫度 $300^\circ\text{F}(111^\circ\text{C})$ 之溫度範圍內。
8. 如請求項6之方法，其中該 β 浸泡時間為5分鐘至24小

時。

9. 如請求項6之方法，其進一步包含在使該工件冷卻至該工件鍛造溫度之前，在該金屬材料之該 β 相區中之塑性變形溫度下使該工件發生塑性變形。
10. 如請求項9之方法，其中在該金屬材料之該 β 相區中之塑性變形溫度下使該工件發生塑性變形包含拉伸鍛造該工件、鍛粗鍛造該工件及高應變速率多軸鍛造該工件中之至少一者。
11. 如請求項9之方法，其中該塑性變形溫度係在包括該金屬材料之 β 轉變溫度至包括高於該金屬材料之該 β 轉變溫度 $300^{\circ}\text{F}(111^{\circ}\text{C})$ 之塑性變形溫度範圍內。
12. 如請求項9之方法，其中使該工件發生塑性變形包含高應變速率多軸鍛造，且其中使該工件冷卻至該工件鍛造溫度進一步包含在該工件冷卻至該金屬材料之該 $\alpha+\beta$ 相區中之該工件鍛造溫度時高應變速率多軸鍛造該工件。
13. 如請求項9之方法，其中使該工件發生塑性變形包含將該工件鍛粗鍛造至在包括0.1至包括0.5範圍內之 β 鍛粗應變。
14. 如請求項1之方法，其中允許該工件之該經絕熱加熱之內部區域冷卻在包括5秒至包括120秒之範圍內的內部區域冷卻時間。
15. 如請求項1之方法，其進一步包含重複請求項1中所述之該等壓鍛及允許步驟中之一或多個步驟，直至在該工件中達成4.7之真應變。

16. 如請求項1之方法，其中加熱該工件之該外表面包含使用火焰加熱、箱式爐加熱、感應加熱及輻射加熱中之一或多者來加熱。
17. 如請求項1之方法，其進一步包含加熱壓鍛該工件之鍛爐模具至在包括該工件鍛造溫度至包括低於該工件鍛造溫度 $100^{\circ}\text{F}(55.6^{\circ}\text{C})$ 之溫度範圍內之溫度。
18. 如請求項1之方法，其中該重複包含重複請求項1中所述之該等壓鍛及允許步驟至少4次。
19. 如請求項1之方法，其中在達成3.7之真應變之後，該工件包含在包括 $4\ \mu\text{m}$ 至包括 $6\ \mu\text{m}$ 範圍內之平均 α 粒子晶粒尺寸。
20. 如請求項1之方法，其中在達成4.7之真應變之後，該工件包含平均 $4\ \mu\text{m}$ 之 α 粒子晶粒尺寸。
21. 如請求項19及20中任一項之方法，其中當該方法結束時，該等 α 粒子晶粒等軸。
22. 如請求項1之方法，其進一步包含：
 - 將該工件冷卻至該金屬材料之該 $\alpha+\beta$ 相區內之第二工件鍛造溫度；
 - 在該第二工件鍛造溫度下用足以絕熱加熱該工件之該內部區域的應變速率在該工件之第一正交軸方向壓鍛該工件；
 - 允許該工件之該經絕熱加熱之內部區域冷卻至該第二工件鍛造溫度，同時將該工件之該外表面區域加熱至該第二工件鍛造溫度；

在該第二工件鍛造溫度下用足以絕熱加熱該工件之該內部區域的應變速率在該工件之第二正交軸方向壓鍛該工件；

允許該工件之該經絕熱加熱之內部區域冷卻至該第二工件鍛造溫度，同時將該工件之該外表面區域加熱至該第二工件鍛造溫度；

在該第二工件鍛造溫度下用足以絕熱加熱該工件之該內部區域的應變速率在該工件之第三正交軸方向壓鍛該工件；

允許該工件之該經絕熱加熱之內部區域冷卻至該第二工件鍛造溫度，同時將該工件之外表面區域加熱至該第二工件鍛造溫度；及

重複該等前述壓鍛及允許步驟中之一或多者，直至在該工件之至少一個區域中達成至少10之真應變。

23. 如請求項1之方法，其中該工件包含介穩態β鈦合金。
24. 如請求項1之方法，其中壓鍛期間所用之應變速率在至少 0.2 s^{-1} 。
25. 一種用於多步鍛造工件之方法，該工件包含選自金屬及金屬合金之金屬材料，該方法包含：

將該工件加熱至工件鍛造溫度，其中該工件鍛造溫度係在低於該金屬材料之β轉變溫度 100°F (55.6°C)至低於該金屬材料之該β轉變溫度 700°F (388.9°C)之溫度範圍內；

在該工件鍛造溫度下以足以絕熱加熱該工件之內部區域的應變速率鍛造該工件，

允許該工件之該內部區域冷卻至該工件鍛造溫度，同時將該工件之外表面區域加熱至該工件鍛造溫度；及

重複該等鍛造該工件及允許該工件之該內部區域冷卻，同時加熱該金屬合金之該表面區域之步驟，直至獲得所需特徵。

26. 如請求項 25 之方法，其中鍛造包含壓鍛、鍛粗鍛造、拉伸鍛造及滾鍛中之一或多者。
27. 如請求項 25 之方法，其中該金屬材料係選自由以下組成之群：鈦及鈦合金、鋳及鋳合金、鋁及鋁合金、鐵及鐵合金及超合金。
28. 如請求項 25 之方法，其中該所需特徵包含所需賦予之應變、所需平均晶粒尺寸、所需形狀及所需機械特性中之一或多者。