



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 102712967 A

(43) 申请公布日 2012. 10. 03

(21) 申请号 201080060773. 9

(51) Int. Cl.

(22) 申请日 2010. 12. 29

G22C 14/00 (2006. 01)

(30) 优先权数据

G22F 1/18 (2006. 01)

12/691, 952 2010. 01. 22 US

(85) PCT申请进入国家阶段日

2012. 07. 06

(86) PCT申请的申请数据

PCT/US2010/062284 2010. 12. 29

(87) PCT申请的公布数据

W02011/090733 EN 2011. 07. 28

(71) 申请人 ATI 资产公司

地址 美国俄勒冈州

(72) 发明人 D. J. 布赖恩

(74) 专利代理机构 北京市柳沈律师事务所

11105

代理人 秦剑

权利要求书 3 页 说明书 14 页 附图 6 页

(54) 发明名称

高强度钛合金的制造

(57) 摘要

一种用于增加钛合金强度和韧度的方法的某些实施方案包括在所述钛合金的 $\alpha - \beta$ 相场中, 在一个温度下使钛合金塑性变形为至少 25% 面积减少的等效塑性变形。在所述 $\alpha - \beta$ 相场中使所述钛合金塑性变形之后, 所述钛合金未被加热至所述钛合金的 β 转变温度或者所述钛合金的 β 转变温度以上。在塑性变形之后, 在小于或者等于 β 转变温度减去 20F (11. 1°C) 的热处理温度下对所述钛合金进行热处理。

1. 一种用于增加钛合金强度和韧度的方法,所述方法包括以下步骤:

在钛合金的 $\alpha-\beta$ 相场中,在一个温度下使钛合金塑性变形为至少 25% 面积减少的等效塑性变形,其中,在 $\alpha-\beta$ 相场中,在一个温度下使钛合金塑性变形之后,钛合金未被加热至钛合金 β 转变温度的温度或者所述温度以上;以及

在小于或者等于 β 转变温度减去 20 °F 的热处理温度下对钛合金进行热处理达足以制造热处理合金的热处理时间,其中,所述热处理合金的断裂韧度 (K_{Ic}) 根据以下方程式与所述热处理合金的屈服强度 (YS) 有关:

$$K_{Ic} \geq 173 - (0.9)YS.$$

2. 根据权利要求 1 所述的方法,其中所述热处理合金的断裂韧度 (K_{Ic}) 根据以下方程式与所述热处理合金的屈服强度 (YS) 有关:

$$217.6 - (0.9)YS \geq K_{Ic} \geq 173 - (0.9)YS.$$

3. 根据权利要求 1 所述的方法,其中所述热处理合金的断裂韧度 (K_{Ic}) 根据以下方程式与所述热处理合金的屈服强度 (YS) 有关:

$$K_{Ic} \geq 217.6 - (0.9)YS.$$

4. 根据权利要求 1 所述的方法,其中在所述 $\alpha-\beta$ 相场中使所述钛合金塑性变形包括:使所述钛合金塑性变形为在大于 25% 面积减少至 99% 面积减少范围内的等效塑性变形。

5. 根据权利要求 1 所述的方法,其中在所述 $\alpha-\beta$ 相场中使所述钛合金塑性变形包括:在所述 β 转变温度以下 20 °F (11.1 °C) 至所述 β 转变温度以下 400 °F (222 °C) 的温度范围内使所述钛合金塑性变形。

6. 根据权利要求 1 所述的方法,还包括:在所述 $\alpha-\beta$ 相场中,在一个温度下使所述钛合金塑性变形之前,在所述 β 转变温度或者所述 β 转变温度以上的温度下并且通过所述 β 转变温度使所述钛合金塑性变形。

7. 根据权利要求 6 所述的方法,其中在所述 β 转变温度或者所述 β 转变温度以上使所述钛合金塑性变形包括:在所述 β 转变温度以上 200 °F (111 °C) 至所述 β 转变温度的温度范围内使所述钛合金塑性变形。

8. 根据权利要求 1 所述的方法,还包括:在使所述钛合金塑性变形之后并且在所述钛合金进行热处理之前,将所述钛合金冷却至室温。

9. 根据权利要求 1 所述的方法,还包括:在使所述钛合金塑性变形之后并且在所述钛合金进行热处理之前,将所述钛合金冷却至热处理温度。

10. 根据权利要求 1 所述的方法,其中对所述钛合金进行热处理包括:在 900 °F (482 °C) 至 1500 °F (816 °C) 范围内的热处理温度下对所述钛合金进行加热达 0.5 小时至 24 小时范围内的热处理时间。

11. 根据权利要求 1 所述的方法,其中使所述钛合金塑性变形包括:对所述钛合金进行锻造、旋锻、模锻、多轴锻造、棒材轧制、板材轧制和挤压中至少一项。

12. 根据权利要求 1 所述的方法,其中等效塑性变形包括所述钛合金横截面面积的实际减少。

13. 根据权利要求 1 所述的方法,其中使所述钛合金塑性变形导致所述钛合金横截面面积实际减少 5% 或者 5% 以下。

14. 根据权利要求 4 所述的方法,其中所述等效塑性变形包括所述钛合金横截面面积

的实际减少。

15. 根据权利要求1所述的方法,其中所述钛合金为能够在室温下保留 β 相的钛合金。

16. 根据权利要求15所述的方法,其中所述钛合金选自 β 钛合金、亚稳 β 钛合金、 $\alpha-\beta$ 钛合金和近 α 钛合金。

17. 根据权利要求15所述的方法,其中所述钛合金为Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr合金。

18. 根据权利要求15所述的方法,其中所述钛合金为Ti-15Mo。

19. 根据权利要求1所述的方法,其中在对所述钛合金进行热处理之后,所述钛合金呈现在138ksi至179ksi范围内的极限抗拉强度。

20. 根据权利要求1所述的方法,其中在对所述钛合金进行热处理之后,所述钛合金呈现在 $59\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$ 至 $100\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$ 范围内的 K_{Ic} 断裂韧性。

21. 根据权利要求1所述的方法,其中在对所述钛合金进行热处理之后,所述钛合金呈现在134ksi至170ksi范围内的屈服强度。

22. 根据权利要求1所述的方法,其中在对所述钛合金进行热处理之后,所述钛合金呈现在4.4%至20.5%范围内的伸长率。

23. 根据权利要求1所述的方法,其中在对所述钛合金进行热处理之后,所述钛合金呈现至少166ksi的平均极限抗拉强度、至少148ksi的平均屈服强度、至少6%的伸长率以及至少 $65\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$ 的 K_{Ic} 断裂韧性。

24. 根据权利要求1所述的方法,其中在对所述钛合金进行热处理之后,所述钛合金具有至少150ksi的极限抗拉强度以及至少 $70\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$ 的 K_{Ic} 断裂韧性。

25. 一种用于对钛合金进行热力学处理的方法,所述方法包括:

在钛合金的 β 转变温度以上200°F(111°C)至所述钛合金 β 转变温度以下400°F(222°C)的加工温度范围内加工钛合金,其中在所述钛合金的 $\alpha-\beta$ 相场中出现至少25%的所述钛合金面积减少;且其中在所述钛合金的 $\alpha-\beta$ 相场中有至少25%的所述钛合金面积减少之后,所述钛合金未被加热至 β 转变温度以上;以及

对所述钛合金进行热处理至介于900°F(482°C)和1500°F(816°C)之间的热处理温度范围内的热处理温度达足以制造具有断裂韧性(K_{Ic})的热处理合金的热处理时间,所述断裂韧性(K_{Ic})根据以下方程式与所述热处理合金的屈服强度(YS)有关:

$$K_{Ic} \geq 173 - (0.9)YS。$$

26. 根据权利要求25所述的方法,其中所述热处理时间为在0.5小时至24小时的范围内。

27. 根据权利要求25所述的方法,其中加工所述钛合金提供在大于25%面积减少至99%面积减少范围内的等效塑性变形。

28. 根据权利要求25所述的方法,其中加工所述钛合金包括基本上完全在所述 $\alpha-\beta$ 相场中加工所述钛合金。

29. 根据权利要求25所述的方法,其中加工所述钛合金包括:将所述钛合金从在所述 β 转变温度或者所述 β 转变温度以上的温度加工成 $\alpha-\beta$ 相场,并且在所述 $\alpha-\beta$ 相场中加工至最后加工温度。

30. 根据权利要求25所述的方法,还包括:在加工所述钛合金之后并且在对所述钛合金进行热处理之前,将所述钛合金冷却至室温。

31. 根据权利要求 25 所述的方法,还包括:在加工所述钛合金之后,将所述钛合金冷却至所述热处理温度范围内的所述热处理温度。

32. 根据权利要求 25 所述的方法,其中所述钛合金为能够在室温下保留 β 相的钛合金。

33. 根据权利要求 25 所述的方法,其中在对所述钛合金进行热处理之后,所述钛合金具有至少 166ksi 的平均极限抗拉强度、至少 148ksi 的平均屈服强度、至少 $65\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$ 的断裂韧性 K_{Ic} 以及至少 6% 的伸长率。

34. 根据权利要求 25 所述的方法,其中所述热处理合金的断裂韧性 (K_{Ic}) 根据以下方程式与所述热处理合金的屈服强度 (YS) 有关:

$$217.6 - (0.9)YS \geq K_{Ic} \geq 173 - (0.9)YS。$$

35. 根据权利要求 25 所述的方法,其中所述热处理合金的断裂韧性 (K_{Ic}) 根据以下方程式与所述热处理合金的屈服强度 (YS) 有关:

$$K_{Ic} \geq .217.6 - (0.9)YS。$$

36. 一种用于加工钛合金的方法,所述方法包括:

在所述钛合金的 $\alpha - \beta$ 相场中加工钛合金以提供至少 25% 的钛合金等效面积减少,其中所述钛合金能够在室温下保留 β 相;以及

在不大于所述 β 转变温度减去 20 °F 的热处理温度下对所述钛合金进行热处理达足以提供所述钛合金至少 150ksi 的平均极限抗拉强度以及至少 $70\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$ 的 K_{Ic} 断裂韧度的热处理时间。

37. 根据权利要求 36 所述的方法,其中所述热处理时间在 0.5 小时至 24 小时的范围内。

高强度钛合金的制造

技术领域

[0001] 本公开涉及用于制造高强度和高韧度钛合金的方法。根据本公开的方法不需要用在某些现有钛合金制造方法中的多步热处理。

[0002] 发明背景

[0003] 钛合金通常呈现高强度重量比,耐腐蚀并且在适度高温下抗蠕变。由于这些原因,钛合金被用在航空和航天应用中,例如包括诸如起落架构件和发动机机架的关键结构部件。钛合金还被用在诸如转子、压缩机叶片的部件、液压系统部件和发动机舱的喷气式发动机中。

[0004] 纯钛在大约 882°C 处经受同素异形相变。在所述温度以下,钛采用称为 α 相的六方紧密堆积晶体结构。在这个温度以上,钛具有称为 β 相的体心立方结构。在其下发生自 α 相至 β 相转变的温度被称为 β 转变温度 (T_β)。所述 β 转变温度受间隙元素和置换元素影响,且因此,取决于杂质,且更重要的是,取决于合金元素。

[0005] 在钛合金中,合金元素大体上分类为 α 稳定化元素或者 β 稳定化元素。稳定化元素 (“ α 稳定剂”) 加入至钛会增加 β 转变温度。例如,铝为钛的置换元素并且为 α 稳定剂。例如,为 α 稳定剂的钛间隙合金元素包括:氧、氮和碳。

[0006] β 稳定化元素加入至钛会降低 β 转变温度。根据所得相图, β 稳定化元素可为 β 同形元素或者 β 共析元素。钛的 β 同形合金元素的实例为钒、钼和铌。通过将足够浓度的这些 β 同形合金元素合金化,有可能将 β 转变温度降低为室温或者室温以下。 β 共析合金元素的实例为铬和铁。另外,例如,诸如硅、锆和钪的其它元素为中性,在某种意义上,这些元素对钛和钛合金的 β 转变温度几乎没有影响。

[0007] 图 1A 描绘示出将 α 稳定剂加入至钛的效果的示意相图。通过 β 转变温度线 10 的正斜率可以看出,随着 α 稳定剂浓度增加, β 转变温度也增加。 β 相场 12 位于 β 转变温度线 10 之上,并且为钛合金中仅存在 β 相的相图区域。图 1A 中, α - β 相场 14 位于 β 转变温度线 10 之下,并且代表在钛合金中存在 α 相和 β 相两者 ($\alpha+\beta$) 的相图区域。 α - β 相场 16 在 α - β 相场 14 以下,其中钛合金中仅存在 α 相。

[0008] 图 1B 描绘示出将同形 β 稳定剂加入至钛的效果的示意相图。如 β 转变温度线 10 的负斜率所示,较高浓度 β 稳定剂降低 β 转变温度。 β 相场 12 在 β 转变温度线 10 之上。在图 1B 中具有同形 β 稳定剂的钛的示意相图中也存在 α - β 相场 14 和 α - β 相场 16。

[0009] 图 1C 描绘示出将共析 β 稳定剂加入至钛的效果的示意相图。所述相图呈现: β 相场 12、 β 转变温度线 10、 α - β 相场 14 和 α - β 相场 16。此外,图 1C 相图中有另外两个双相场,所述双相场含有伴随钛和共析 β 稳定化合金添加剂 (Z) 的反应产物的 α 相或者 β 相。

[0010] 钛合金大体上根据其化学成分及其在室温下的显微结构来分类。仅含诸如铝的 α 稳定剂的市售纯 (CP) 钛和钛合金被视为 α 合金。这些主要为基本上由 α 相组成的单相合金。然而,在 β 转变温度以下退火之后,CP 钛和其它 α 合金大体上含有大约 2-5 体积

百分比 β 相,所述 β 相通常通过 α 钛合金中的铁杂质来稳定。小体积 β 相在合金中对于控制再结晶 α 相晶粒大小是有用的。

[0011] 近 α 钛合金具有小量 β 相,通常小于 10 体积百分比,与 α 合金相比,这导致室温抗拉强度增加以及在 400°C 以上使用温度下抗蠕变性增加。示例性近 α 钛合金可含有大约 1 重量百分比的钼。

[0012] 诸如 Ti-6Al-4V(Ti 6-4) 合金和 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo(Ti 6-2-4-2) 合金的 α/β ($\alpha+\beta$) 钛合金含有 α 相和 β 相两者,并且被广泛用在航空和航天产业中。 α/β 合金的显微结构和性能可通过热处理和热力学处理来改变。

[0013] 共同分类为“ β 合金”的稳定 β 钛合金、亚稳 β 钛合金和近 β 钛合金含有比 α/β 合金大体上更多的 β 稳定化元素。例如,诸如 Ti-10V-2Fe-3Al 合金的近 β 钛合金含有足以在水淬时而非在空淬时维持全 β 相结构的大量 β 稳定化元素。例如,诸如 Ti-15Mo 合金的亚稳 β 钛合金包含较高级别的 β 稳定剂,并且在空气冷却之后保留全 β 相结构,但是可经过老化以析出 α 相用于强化。例如,诸如 Ti-30Mo 合金的稳定 β 钛合金在冷却之后保留全 β 相显微结构,但是不可经过老化以析出 α 相。

[0014] 据悉, α/β 合金在从 β 转变温度以上冷却时对冷却速度敏感。冷却期间, α 相在晶界处析出降低了这些合金的韧度。目前,高强度和高韧度钛合金的制造需要使用高温变形的组合,其后接着复杂的多步热处理,所述多步热处理包括谨慎控制的加热速度和直接老化。例如,美国专利申请公开 2004/250932A1 公开了在 β 转变温度以上的第一温度下将含有至少 5% 钼的钛合金形成为有用形状,或者在 β 转变温度以上的第一温度下对钛合金进行热处理,其后接着以不超过每分钟 5 °F (2.8 °C) 的速度受控冷却至 β 转变温度以下的第二温度。钛合金还可在第三温度下进行热处理。

[0015] 图 2 中示出用于制造高韧度和高强度钛合金的典型现有技术方法的温度-时间示意值图。所述方法大体上包括:在 β 转变温度以下进行的高温变形步骤;以及热处理步骤,所述热处理步骤包括在 β 转变温度以上进行加热,其后接着受控冷却。用于制造具有高强度和高韧度两者的钛合金的现有技术热力学处理步骤是昂贵的,并且目前只有数量有限的制造商有能力进行这些步骤。因此,提供用于增加钛合金强度和/或韧度的改良工艺将是有利的。

发明概要

[0016] 根据本公开的一个方面,用于增加钛合金强度和韧度的方法的非限制性实施方案包括:在钛合金的 $\alpha-\beta$ 相场中,在一个温度下使钛合金塑性变形为至少 25% 面积减少的等效塑性变形。在 $\alpha-\beta$ 相场中在一个温度下使钛合金塑性变形之后,钛合金未被加热至在钛合金 β 转变温度或者钛合金 β 转变温度以上的温度。此外,根据本非限制性实施方案,在使钛合金塑性变形之后,在小于或者等于 β 转变温度减去 20° F 的热处理温度下对钛合金进行热处理达足以制造具有断裂韧度 (K_{Ic}) 的热处理合金的热处理时间,所述断裂韧度 (K_{Ic}) 根据方程式 $K_{Ic} \geq 173 - (0.9)YS$ 与屈服强度 (YS) 有关。在另一非限制性实施方案中,在塑性变形之后,可在钛合金 $\alpha-\beta$ 的相场中在小于或者等于 β 转变温度减去 20° F 的一个温度下,将钛合金热处理为至少 25% 面积减少的等效塑性变形达足以制造具有断裂韧度 (K_{Ic}) 的热处理合金的热处理时间,所述断裂韧度 (K_{Ic}) 根据方程式 $K_{Ic} \geq 217.6 - (0.9)$

YS 与屈服强度 (YS) 有关。

[0017] 根据本公开的另一方面,用于对钛合金进行热力学处理的非限制性方法包括:在钛合金 β 转变温度以上 200 °F (111°C) 至钛合金 β 转变温度以下 400 °F (222°C) 的加工温度范围内加工钛合金。在非限制性实施方案中,当加工步骤结束时,在钛合金 α - β 相场中可能出现至少 25% 面积减少的等效塑性变形,以及在钛合金 α - β 相场中至少 25% 面积减少的等效塑性变形之后,钛合金未被加热至 β 转变温度以上。根据一个非限制性实施方案,在加工钛合金之后,可在介于 1500 °F (816° C) 和 900 °F (482° C) 之间的热处理温度范围内对钛合金进行热处理达介于 0.5 小时和 24 小时之间的热处理时间。可在介于 1500 °F (816° C) 和 900 °F (482° C) 之间的热处理温度范围内对钛合金进行热处理达足以制造具有断裂韧性 (K_{Ic}) 的热处理合金的热处理时间,所述断裂韧性 (K_{Ic}) 根据方程式 $K_{Ic} \geq 173 - (0.9)YS$ 与热处理合金屈服强度 (YS) 有关,或者在另一非限制性实施方案中,所述断裂韧性 (K_{Ic}) 根据方程式 $K_{Ic} \geq 217.6 - (0.9)YS$ 与热处理合金屈服强度 (YS) 有关。

[0018] 根据本公开的又一方面,用于处理钛合金的方法的非限制性实施方案包括:在钛合金的 α - β 相场中加工钛合金,以提供至少 25% 钛合金面积减少的等效塑性变形。在所述方法的一个非限制性实施方案中,钛合金能够在室温下保留 β 相。在非限制性实施方案中,在加工钛合金之后,可在不大于 β 转变温度减去 20° F 的热处理温度下对钛合金进行热处理达足以提供钛合金至少 150ksi 平均极限抗拉强度和至少 70ksi $\cdot$ in^{1/2} 的 K_{Ic} 断裂韧性的热处理时间。在非限制性实施方案中,热处理时间在 0.5 小时至 24 小时范围内。

[0019] 本公开的又一方面涉及已经根据本公开所涵盖的方法进行处理的钛合金。一个非限制性实施方案涉及已经通过根据本公开的方法进行处理的 Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr 合金,所述方法包括以下步骤:使钛合金塑性变形;以及对钛合金进行热处理,且其中所述热处理合金具有根据方程式 $K_{Ic} \geq 217.6 - (0.9)YS$ 与热处理合金屈服强度 (YS) 有关的断裂韧性 (K_{Ic})。如本技术中众所周知, Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr 合金 - 也称为 Ti-5553 合金或者 Ti 5-5-5-3 合金,包含标称 5 重量百分比铝、5 重量百分比钒、5 重量百分比钼、3 重量百分比铬以及平衡钛和附带杂质。在非限制性实施方案中,在钛合金的 α - β 相场中,在一个温度下使钛合金塑性变形为至少 25% 面积减少的等效塑性变形。在 α - β 相场中在一个温度下使钛合金塑性变形之后,未将钛合金加热至钛合金 β 转变温度或者钛合金 β 转变温度以上的温度。此外,在一个非限制性实施方案中,在小于或者等于 β 转变温度减去 20° F (11.1° C) 的热处理温度下对钛合金进行热处理达足以制造具有断裂韧性 (K_{Ic}) 的热处理合金的热处理时间,所述断裂韧性 (K_{Ic}) 根据方程式 $K_{Ic} \geq 217.6 - (0.9)YS$ 与热处理合金屈服强度 (YS) 有关。

[0020] 根据本公开的又一方面涉及适合用于航天应用和航空应用中至少一个的物品,并且所述物品包含已经通过包括以下步骤的方法进行处理的 Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr 合金:使钛合金塑性变形;以及以足以使得热处理合金断裂韧性 (K_{Ic}) 根据方程式 $K_{Ic} \geq 217.6 - (0.9)YS$ 与热处理合金屈服强度 (YS) 有关的方式对钛合金进行热处理。在非限制性实施方案中,可在钛合金的 α - β 相场中,在一个温度下使钛合金塑性变形为至少 25% 面积减少的等效塑性变形。在 α - β 相场中在一个温度下使钛合金塑性变形之后,未将钛合金加热至钛合金 β 转变温度或者钛合金 β 转变温度以上的温度。在非限制性实施方案中,可在小于或者等于 (即,不大于) β 转变温度减去 20° F (11.1° C) 的热处理温度下对钛合金进行热

处理达足以制造具有断裂韧性 (K_{Ic}) 的热处理合金的热处理时间, 所述断裂韧性 (K_{Ic}) 根据方程式 $K_{Ic} \geq 217.6 - (0.9)YS$ 与热处理合金屈服强度 (YS) 有关。

[0021] 附图简述

[0022] 参考附图可更好地理解本文所述方法的特征和优点。

[0023] 图 1A 是与 α 稳定化元素合金化的钛相图实例；

[0024] 图 1B 是与同形 β 稳定化元素合金化的钛相图实例；

[0025] 图 1C 是与共析 β 稳定化元素合金化的钛相图实例；

[0026] 图 2 是用于制造高韧性、高强度钛合金的现有技术热力学处理方案的示意图；

[0027] 图 3 是根据本公开的方法的非限制性实施方案的时间-温度图, 其包括大体上全 $\alpha-\beta$ 相塑性变形；

[0028] 图 4 是根据本公开的方法的另一非限制性实施方案的时间-温度图, 其包括“通过 β 转变”塑性变形；

[0029] 图 5 是根据现有技术工艺进行热处理的不同钛合金的断裂韧性 K_{Ic} -屈服强度曲线图；

[0030] 图 6 是根据本公开的方法的非限制性实施方案进行塑性变形和热处理的钛合金的断裂韧性 K_{Ic} -屈服强度曲线图, 并且将这些实施方案与根据现有技术工艺进行热处理的合金进行比较；

[0031] 图 7A 是在轧制并且在 1250 °F (677 °C) 下进行热处理达 4 小时之后 Ti5-5-5-3 合金在纵向方向上的显微照片；以及

[0032] 图 7B 是在轧制并且在 1250 °F (677 °C) 下进行热处理达 4 小时之后 Ti5-5-5-3 合金在横向方向上的显微照片。

[0033] 在考虑根据本公开的方法的某些非限制性实施方案的以下详细描述之后, 读者将明白前述细节以及其它细节。

具体实施方式

[0034] 在非限制性实施方案的描述中, 除了在操作实例中或者另有指明, 表示数量或者特性的所有数字应当理解为在所有情况下通过术语“大约”来修改。因此, 除非指明为相反, 以下描述中提出的任何数值参数为可根据旨在获得用于制造根据本公开的高强度、高韧性钛合金的方法的期望性能而改变的近似。至少并且并不试图限制权力要求范围的等同物的教义的应用, 每个数值参数至少应当鉴于所记载的有效数字并且通过应用普通四舍五入技术来构建。

[0035] 被称作以引用的方式整体或部分并入本文的任何专利、公布或其它公开材料仅仅是在所公开的材料不与现有定义冲突的程度下并入本文如此一来, 且在必要程度下, 如本文提出的本公开替代以引用的方式并入本文的任何冲突材料。被称作以引用的方式并入本文, 但是与本文所提出的现有定义、声明或其它公开材料冲突的任何材料, 或其部分仅仅是在不在所并入的材料和现有公开材料之间产生冲突的程度下并入。。

[0036] 根据本公开的某些非限制性实施方案涉及用于制造高韧性和高强度钛合金的热力学方法, 并且所述方法不需要使用复杂的多步热处理。令人惊讶并且目前与以前和钛合金搭配使用的复杂热力学工艺相反的是, 本文中所公开的热力学方法的某些非限制性实施

方案仅包括高温变形步骤,其后接着单步式热处理,为钛合金赋予某些航空和航天材料中所需抗拉强度、延展性和断裂韧度的组合。据预测,本公开内的热力学处理的实施方案可在合理良好配备用于执行钛热力学热处理的任何设施处进行。所述实施方案与用于将高韧度和高强度赋予钛合金的常用热处理做法、通常需要用于严密控制合金冷却速度的精密设备的做法作对比。

[0037] 参考图 3 的示意温度-时间值图,根据本公开用于增加钛合金强度和韧度的一个非限制性方法 20 包括:在钛合金的 $\alpha-\beta$ 相场中,在一个温度下使钛合金塑性变形 22 为至少 25% 面积减少的等效塑性变形。(参见图 1A-1C 以及以上与钛合金的 $\alpha-\beta$ 相场有关的讨论)。 $\alpha-\beta$ 相场中等效 25% 的塑性变形涉及 $\alpha-\beta$ 相场中的最后塑性变形温度 24。术语“最后塑性变形温度”在本文中定义为当钛合金塑性变形结束时且在对钛合金进行老化处理之前的钛合金温度。如图 3 进一步所示,在塑性变形 22 之后,钛合金在方法 20 期间未被加热至钛合金 β 转变温度 (T_β) 以上。在某些非限制性实施方案中,并且如图 3 所示,在最后塑性变形温度 24 下塑性变形之后,在小于 β 转变温度的温度下对钛合金进行热处理 26 达足以将高强度和高断裂韧度赋予钛合金的时间。在非限制性实施方案中,可在 β 转变温度以下至少 20 °F 的温度下进行热处理 26。在另一非限制性实施方案中,可在 β 转变温度以下至少 50 °F 的温度下进行热处理 26。在某些非限制性实施方案中,热处理 26 的温度可为最后塑性变形温度 24 以下。在其它非限制性实施方案中,图 3 中未示出,为了进一步增加钛合金断裂韧度,热处理的温度可为最后塑性变形温度以上,但是小于 β 转变温度。应当理解,虽然图 3 示出塑性变形 22 和热处理 26 的恒定温度,但是在根据本公开的方法的其它非限制性实施方案中,塑性变形 22 和 / 或热处理 26 的温度可变化。例如,在塑性变形期间出现的钛合金工件温度的自然下降在本文所公开的实施方案范围内。图 3 的示意温度-时间值图示出本文中所公开对钛合金进行热处理以赋予其高强度和高韧度的方法的某些实施方案,与用于将高强度和高韧度赋予钛合金的常用热处理做法作对比。例如,常用热处理做法通常需要多步热处理以及用于严密控制合金冷却速度的精密设备,且因此是昂贵的且无法在所有热处理设施处实施。然而,由图 3 所示的工艺实施方案不包括多步热处理并且可使用常用热处理设备来进行。

[0038] 一般而言,具体钛合金成分确定使用根据本公开的方法来赋予期望力学性能的热处理时间 (s) 和热处理温度 (t) 的组合。此外,可调整热处理时间和温度以获得特定合金成分的强度和断裂韧度的具体期望平衡。在本文中所公开的某些非限制性实施方案中,例如,通过调整用于通过根据本公开的方法对 Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr (Ti 5-5-5-3) 合金进行处理的热处理时间和温度,得以实现 140ksi 至 180ksi 极限抗拉强度结合 60ksi $\cdot$ in^{1/2}K_{IC} 至 100ksi $\cdot$ in^{1/2} 的断裂韧度。在考虑本公开之后,在无需不必要努力的情况下,所属领域技术人员可确定将最佳强度和韧度性能赋予其预期应用的特定钛合金的热处理时间和温度的特定组合。

[0039] 本文中使用术语“塑性变形”来指材料在所施加使所述材料超出其弹性限制而应变的应力或多个应力下的非弹性扭变。

[0040] 本文中使用术语“面积减少”来指塑性变形之前钛合金形态的横截面面积与塑性变形之后钛合金形态的横截面面积之间的差,其中在等效位置处剪裁横截面。用于评估面积减少的钛合金形态可为(但不限于)任何坯材、棒材、板材、杆材、卷材、片材、轧制形状和

挤压形状。

[0041] 用于通过将坯材轧制为 2.5 英寸 (inch) 圆钛合金棒材以使 5 英寸直径圆钛合金坯材塑性变形的面积减少计算实例如下。5 英寸直径圆坯材的横截面面积为 π (pi) 乘以半径平方, 或者大约为 $(3.1415) \times (2.5 \text{ 英寸})^2$, 或者 19.625 in^2 。2.5 英寸圆棒材的横截面面积大约为 $(3.1415) \times (1.25)^2$ 或者 4.91 in^2 。起始坯材至轧制之后的棒材的横截面面积比为 $4.91/19.625$ 或者 25%。面积减少为 100%-25%, 例如 75% 面积减少。

[0042] 本文中使用的术语“等效塑性变形”来指材料在所施加使所述材料超出其弹性限制而应变的应力或多个应力下的非弹性扭变。等效塑性变形可涉及将导致以单轴变形获得的具体面积减少的应变, 但是出现使得变形之后合金形态的尺寸大体上不同于变形之前合金形态的尺寸。例如, 并且在无限制情况下, 可使用多轴锻造来使平锻钛合金坯材遭受大量的塑性变形, 将变位引入至合金中, 但大体上不改变坯材的最后尺寸。在等效塑性变形为至少 25% 的非限制性实施方案中, 实际面积减少可达 5% 或者 5% 以下。在等效塑性变形为至少 25% 的非限制性实施方案中, 实际面积减少可达 1% 或者 1% 以下。多轴锻造是所属领域技术人员已知的技术, 因此, 本文中不作进一步描述。

[0043] 在根据本公开的某些非限制性实施方案中, 钛合金可被塑性变形为大于 25% 面积减少至 99% 面积减少的等效塑性变形。在等效塑性变形为大于 25% 面积减少的某些非限制性实施方案中, 在塑性变形结束时 $\alpha - \beta$ 相场中出现至少 25% 面积减少的等效塑性变形, 且在塑性变形之后, 钛合金未被加热至钛合金 β 转变温度 (T_β) 以上。

[0044] 在根据本公开的方法的一个非限制性实施方案中, 并且如图 3 中大体上示出, 使钛合金塑性变形包括: 使钛合金塑性变形, 使得在 $\alpha - \beta$ 相场中出现等效塑性变形。虽然图 3 描绘 $\alpha - \beta$ 相场中的恒定塑性变形温度, 但是在不同温度下, 在 $\alpha - \beta$ 相场中出现至少 25% 面积减少的等效塑性变形也在本文的实施方案范围内。例如, 钛合金可在 $\alpha - \beta$ 相场中加工, 同时合金温度逐渐下降。在 $\alpha - \beta$ 相场中, 在至少 25% 面积减少的等效塑性变形期间对钛合金加热以便维持恒定或者接近恒定温度或限制钛合金温度减少也在本文的实施方案范围内, 只要钛合金未被加热至钛合金 β 转变温度或者钛合金 β 转变温度以上。在非限制性实施方案中, 使钛合金在 $\alpha - \beta$ 相区中塑性变形包括: 在 β 转变温度以下或者 β 转变温度以下大约 18°F (10°C) 至 β 转变温度以下 400°F (222°C) 的塑性变形温度范围内使合金塑性变形。在另一非限制性实施方案中, 使钛合金在 $\alpha - \beta$ 相区中塑性变形包括: 在 β 转变温度以下 400°F (222°C) 至 β 转变温度以下 20°F (11.1°C) 的塑性变形温度范围内使合金塑性变形。在又一非限制性实施方案中, 使钛合金在 $\alpha - \beta$ 相区中塑性变形包括: 在 β 转变温度以下 50°F (27.8°C) 至 β 转变温度以下 400°F (222°C) 的塑性变形温度范围内使合金塑性变形。

[0045] 参考图 4 的示意温度 - 时间值图, 根据本公开的另一非限制性方法 30 包括在本文中称为“通过 β 转变”处理的特征。在包括通过 β 转变处理的非限制性实施方案中, 在钛合金 β 转变温度 (T_β) 或者钛合金 β 转变温度 (T_β) 以上的钛合金温度下开始塑性变形 (本文中也称为“起反应”)。此外, 在通过 β 转变处理中, 塑性变形 32 包括: 使钛合金从 β 转变温度或者 β 转变温度以上的温度 34 塑性变形为钛合金 $\alpha - \beta$ 相场中的最后塑性变形温度 24。因此, 钛合金温度在塑性变形 32 期间“通过” β 转变温度。此外, 在通过 β 转变处理中, 在 $\alpha - \beta$ 相场中出现与至少 25% 面积减少等效的塑性变形, 并且在 $\alpha - \beta$ 相场中

使钛合金塑性变形之后,钛合金未被加热至钛合金 β 转变温度 (T_β) 或者钛合金 β 转变温度 (T_β) 以上的温度。图 4 的示意温度-时间值图示出本文中所公开对钛合金进行热处理以赋予高强度和高韧度的方法的非限制性实施方案,与用于将高强度和高韧度赋予钛合金的常用热处理做法作对比。例如,常用热处理做法通常需要多步热处理以及用于严密控制合金冷却速度的精密设备,因此是昂贵的并且无法在所有热处理设施处实施。然而,由图 4 所示的工艺实施方案不包括多步热处理,并且可使用常用热处理设备来进行。

[0046] 在根据本公开的方法的某些非限制性实施方案中,在通过 β 转变工艺中使钛合金塑性变形包括:在钛合金 β 转变温度以上 200 °F (111 °C) 至 β 转变温度以下 400 °F (222 °C) 的温度范围内使钛合金塑性变形,在塑性变形期间通过 β 转变温度。本发明人已经确定,只要 (i) 在 α - β 相场中出现与至少 25% 面积减少等效的塑性变形;以及 (ii) 在 α - β 相场中塑性变形之后,钛合金未被加热至 β 转变温度或者 β 转变温度以上的温度,那么所述温度范围为有效。

[0047] 在根据本公开的实施方案中,通过包括但不限于锻造、旋锻、模锻、多轴锻造、棒材轧制、板材轧制和挤压的技术,或者通过这些技术中两个或者两个以上的技术组合,钛合金可塑性变形。只要所使用的处理技术能够在 α - β 相区中使钛合金塑性变形为至少 25% 面积减少的等效塑性变形,可通过现在或者下文中文所属领域技术人员已知的任何合适轧制处理技术来完成塑性变形。

[0048] 如上所示,在根据本公开的方法的某些非限制性实施方案中,在 α - β 相区中出现的钛合金塑性变形为至少 25% 面积减少的等效塑性变形大体上不改变钛合金的最后尺寸。例如,这可通过诸如多轴锻造技术来实现。在其它实施方案中,塑性变形包括在塑性变形完成之后实际减少钛合金的横截面面积。所属领域技术人员认识到,由于与至少 25% 面积减少等效的塑性变形造成的钛合金面积减少可导致例如实际上改变钛合金的参考横截面面积,即,任何处从尽可能 0% 或者 1%,且高达 25% 的实际面积减少。此外,因为总塑性变形可包括与高达 99% 面积减少等效的塑性变形,所以在与高达 99% 面积减少等效的塑性变形之后,工件的实际尺寸可在任何处产生从尽可能 0% 或者 1% 且高达 99% 钛合金的参考横截面面积的实际改变。

[0049] 根据本公开的方法的非限制性实施方案包括:在使钛合金塑性变形之后并且在对钛合金进行热处理之前,将钛合金冷却至室温。可通过现在或者下文中文所属领域技术人员已知的炉内冷却、空气冷却、水冷却或者任何其它合适冷却技术来实现冷却。

[0050] 本公开的一方面为使得在对根据本文中所公开的实施方案的钛合金进行热加工之后,所述钛合金未被加热至 β 转变温度或者 β 转变温度以上。因此,在合金 β 转变温度或者 β 转变温度以上未出现热处理步骤。在某些非限制性实施方案中,热处理包括:在 900 °F (482 °C) 至 1500 °F (816 °C) 范围内温度 (“热处理温度”) 下对钛合金进行加热达 0.5 小时至 24 小时范围内的时间 (“热处理时间”)。在其它非限制性实施方案中,为了增加断裂韧度,热处理温度可为最后塑性变形温度以上,但是小于合金 β 转变温度。在另一非限制性实施方案中,热处理温度 (T_h) 小于或者等于 β 转变温度减去 20 °F (11.1 °C), 即 $T_h \leq (T_\beta - 20 \text{ °F})$ 。在另一非限制性实施方案中,热处理温度 (T_h) 小于或者等于 β 转变温度减去 50 °F (27.8 °C), 即 $T_h \leq (T_\beta - 50 \text{ °F})$ 。在其它非限制性实施方案中,热处理温度可在从至少 900 °F (482 °C) 至 β 转变温度减去 20 °F (11.1 °C) 的范围内,或者在从至少

900 °F (482° C) 至 β 转变温度减去 50 °F (27.8°C) 的范围内。应当理解,例如,当部件厚度需要长加热时间时,热处理时间可为 24 小时以上。

[0051] 根据本公开的方法的另一非限制性实施方案包括:在使钛合金塑性变形之后,对钛合金进行直接老化处理,其中在 α - β 相场中使钛合金塑性变形之后,钛合金被直接冷却或者加热至热处理温度。据信,在本方法的某些非限制性实施方案中,其中在塑性变形之后钛合金被直接冷却至热处理温度,冷却速度对通过热处理步骤实现的强度和韧性性能不会产生显著的负面影响。在本方法的非限制性实施方案中,其中在最后塑性变形温度以上但在 β 转变温度以下的热处理温度下对钛合金进行热处理,在 α - β 相场中使钛合金塑性变形之后,钛合金可被直接加热至热处理温度。

[0052] 根据本公开的热力学方法的某些非限制性实施方案包括将所述工艺应用至能够在室温下保留 β 相的钛合金。如此一来,可通过根据本公开的方法的不同实施方案来有利加工的钛合金包括: β 钛合金、亚稳 β 钛合金、近 β 钛合金、 α - β 钛合金和近 α 钛合金。据设想,本文中所公开的方法还可增加 α 钛合金强度和韧性,这是因为,如上所讨论,甚至 CP 钛等级包括在室温下的低浓度 β 相。

[0053] 在根据本公开的方法的其它非限制性实施方案中,所述方法可被用于加工能够在室温下保留 β 相并且能够在老化处理之后保留或者析出 α 相的钛合金。这些合金包括但不限于一般类别的 β 钛合金、 α - β 钛合金以及包括小体积百分比 β 相的 α 合金。

[0054] 可使用根据本公开的方法的实施方案进行处理的钛合金非限制性实例包括: α / β 钛合金,例如,诸如 Ti-6Al-4V 合金 (UNS 编号 R56400 和 R54601) 和 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 合金 (UNS 编号 R54620 和 R54621); 近 β 钛合金,例如,诸如 Ti-10V-2Fe-3Al 合金 (UNS R54610); 以及亚稳 β 钛合金,例如,诸如 Ti-15Mo 合金 (UNS R58150) 和 Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr 合金 (UNS 未分配)。

[0055] 在根据本文中所公开的某些非限制性实施方案对钛合金进行热处理之后,所述钛合金可具有在 138ksi 至 179ksi 范围内的极限抗拉强度。本文中所讨论的极限抗拉强度性能可根据 ASTM E8-04 规范“金属材料抗拉试验的标准试验方法”来测量。此外,在对根据本公开的方法的某些非限制性实施方案的钛合金进行热处理之后,所述钛合金可具有在 $59\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$ 至 $100\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$ 范围内的断裂韧性 K_{Ic} 。本文中所讨论的 K_{Ic} 断裂韧性值可根据 ASTM E399-08 规范“金属材料的线性弹性平面应变的 K_{Ic} 断裂韧性的标准试验方法”来测量。此外,在对根据本公开范围内某些非限制性实施方案的钛合金进行热处理之后,所述钛合金可具有在 134ksi 至 170ksi 范围内的屈服强度。此外,在对根据本公开范围内某些非限制性实施方案的钛合金进行热处理之后,所述钛合金可具有在 4.4% 至 20.5% 范围内的伸长率。

[0056] 一般而言,可通过实施根据本公开的方法的实施方案来实现的钛合金强度和断裂韧性的有利范围包括但不限于:140ksi 至 180ksi 极限抗拉强度连同从大约 $40\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2} K_{Ic}$ 至 $100\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2} K_{Ic}$ 范围的断裂韧性,或者 140ksi 至 160ksi 极限抗拉强度连同从 $60\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2} K_{Ic}$ 至 $80\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2} K_{Ic}$ 范围的断裂韧性。仍在其它非限制性实施方案中,强度和断裂韧性的有利范围包括:160ksi 至 180ksi 极限抗拉强度连同从 $40\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2} K_{Ic}$ 至 $60\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2} K_{Ic}$ 范围的断裂韧性。可通过实施根据本公开的方法的某些实施方案来实现的强度和断裂韧性的其它有利范围包括但不限于:135ksi 至 180ksi 极限抗拉强度连同从

55ksi · in^{1/2}K_{IC} 至 100ksi · in^{1/2}K_{IC} 范围的断裂韧性 ; 从 160ksi 至 180ksi 范围的极限抗拉强度连同从 60ksi · in^{1/2}K_{IC} 至 90ksi · in^{1/2}K_{IC} 范围的断裂韧性 ; 以及从 135ksi 至 160ksi 范围的极限抗拉强度连同从 85ksi · in^{1/2}K_{IC} 至 95ksi · in^{1/2}K_{IC} 范围的断裂韧性值。

[0057] 在根据本公开的方法的非限制性实施方案中, 在对钛合金进行热处理之后, 所述钛合金具有 : 至少 166ksi 的平均极限抗拉强度 ; 至少 148ksi 的平均屈服强度 ; 至少 6% 的伸长率 ; 以及至少 65ksi · in^{1/2} 的断裂韧性 K_{IC}。根据本公开的方法的其它非限制性实施方案使热处理钛合金具有 : 至少 150ksi 的极限抗拉强度 ; 以及至少 70ksi · in^{1/2} 的断裂韧性 K_{IC}。根据本公开的方法的其它非限制性实施方案使热处理钛合金具有 : 至少 135ksi 的极限抗拉强度 ; 以及至少 55ksi · in^{1/2} 的断裂韧性。

[0058] 根据本公开用于对钛合金进行热力学处理的非限制性方法包括 : 在钛合金 β 转变温度以上 200 °F (111 °C) 至钛合金 β 转变温度以下 400 °F (222 °C) 的温度范围内加工 (即, 塑性变形) 钛合金。在加工步骤最后部分期间, 在钛合金的 α - β 相场中出现至少 25% 面积减少的等效塑性变形。在加工步骤之后, 钛合金未被加热至 β 转变温度以上。在非限制性实施方案中, 在加工步骤之后, 可在 900 °F (482 °C) 和 1500 °F (816 °C) 之间范围的内热处理温度下对钛合金进行热处理达 0.5 小时和 24 小时之间范围内的热处理时间。

[0059] 在根据本公开的某些非限制性实施方案中, 加工钛合金提供大于 25% 面积减少至 99% 面积减少的等效塑性变形, 其中在加工步骤的钛合金的 α - β 相场中出现至少 25% 的等效塑性变形, 并且在塑性变形之后, 所述钛合金未被加热至 β 转变温度以上。非限制性实施方案包括 : 在 α - β 相场中加工钛合金。在其它非限制性实施方案中, 加工包括 : 在 α - β 相场中, 在 β 转变温度或者 β 转变温度以上至最后加工温度的温度下加工钛合金, 其中加工包括 : 在钛合金的 α - β 相场中的 25% 面积减少的等效塑性变形, 并且在塑性变形之后, 钛合金未被加热至 β 转变温度以上。

[0060] 为了确定对某些航空和航天应用有用的钛合金热力学性能, 收集根据 ATIA11vac 现有技术做法进行处理的钛合金力学试验数据以及从技术文献收集的数据。如本文中所使用, 如果合金韧度和强度至少为特定应用所需范围一样高或者为在所述范围内, 那么所述合金具有对特定应用“有用”的力学性能。收集以下对某些航空和航天应用有用的合金的力学性能 : Ti-10V-2Fe-3Al (Ti10-2-3; UNS R54610)、Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr (Ti 5-5-5-3; UNS 未分配)、Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 合金 (Ti 6-2-4-2; UNS 编号 R54620 和 R54621)、Ti-6Al-4V (Ti 6-4; UNS 编号 R56400 和 R54601)、Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (Ti6-2-4-6; UNS R56260)、Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Cr-2Mo-0.25Si (Ti 6-22-22; AMS 4898) 和 Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo (Ti 3-8-6-4-4; AMS 4939, 4957, 4958)。这些合金每个成分在文献中均有记载并且众所周知。表 1 中以重量百分比示出适合本文中所公开方法的非限制性示例性钛合金的典型化学成分范围。应当理解, 表 1 中示出的合金仅为当根据本文中所公开实施方案进行处理时可呈现增加的强度和韧度的合金非限制性实例, 并且所属领域技术人员现在或者将来将明白, 其它钛合金也为在本文中所公开的实施方案范围内。

[0061]

表 1								
(重量%)								
	Ti 10-2-3	Ti-5-5-3	Ti 6-2-4-2	Ti 6-4	Ti 6-2-4-6	Ti 6-22-22	Ti 3-8-6-4-4	Ti-15M0
Al	2.6-3.4	4.0-6.3	5.5-6.5	5.5-6.75	5.5-6.5	5.5-6.5	3.0-4.0	
V	9.0-11.0	4.5-5.9		3.5-4.5			7.5-8.5	

[0062]

Mo		4.5-5.9	1.80-2.20		5.50-6.50	1.5-2.5	3.5-4.5	14.00-16.00
Cr		2.0-3.6				1.5-2.5	5.5-6.5	
Cr+Mo						4.0-5.0		
Zr		0.01-0.08	3.60-4.40		3.50-4.50	1.5-2.5	3.5-4.5	
Sn			1.80-2.20		1.75-2.25	1.5-2.5		
Si						0.2-0.3		
C	0.05 max	0.01-0.25	0.05 max	0.1 max	0.04 max	0.05 max	0.05 max	0.10 max
N	0.05 max		0.05 max	0.05 max	0.04 max	0.04 max		0.05 max
O	0.13 max	0.03-0.25	0.15 max	0.20 max	0.15 max	0.14 max	0.14	
H	0.015 max		0.0125 max	0.015 max	0.0125 max	0.01 max	0.020 max	0.015 max
Fe	1.6-2.2	0.2-0.8	0.25 max	0.40 max	0.15 max		0.3 max	0.1 max
Ti	rem	rem	rem	rem	rem	rem	rem	rem

[0063] 图 5 中以图形方式示出当使用程序上复杂且昂贵的现有技术热力学工艺进行处理时前述合金所呈现的断裂韧度和屈服强度的有用组合。图 5 中可以看出,包括断裂韧度和屈服强度的有用组合的值图区的下界可以线 $y=-0.9x+173$ 来逼近,其中,“y”为断裂韧度 K_{Ic} (单位 $\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$),且“x”为屈服强度 (YS) (单位 ksi)。以下本文中所示实例 1 和实例 3 (也参见图 6) 中示出的数据证实,根据本公开处理钛合金的方法的实施方案包括:如本文所述,使合金塑性变形以及对合金进行热处理,产生与使用昂贵并且程序上相对复杂的现

有技术处理技术而实现的断裂韧性 K_{Ic} 和屈服强度组合相当的断裂韧性 K_{Ic} 和屈服强度组合。换句话说,参考图 5,基于进行根据本公开的方法的某些实施方案而实现的结果,可实现呈现根据方程式 (1) 的断裂韧性和屈服强度的钛合金。

$$[0064] \quad K_{Ic} \geq -(0.9)YS + 173 \quad (1)$$

[0065] 图 5 中还可以看出,包括断裂韧性和屈服强度有用组合的值图区上界可以线 $y = -0.9x + 217.6$ 来逼近,其中,“y”为断裂韧性 K_{Ic} (单位 $\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$),且“x”为屈服强度 (YS) (单位 ksi)。因此,基于实施根据本公开的方法的实施方案来实现的结果,本方法可被用于制造呈现图 5 中的界区内的断裂韧性和屈服强度的钛合金,所述断裂韧性和屈服强度可根据方程式 (2) 来描述。

$$[0066] \quad 217.6 - (0.9)YS \geq K_{Ic} \geq 173 - (0.9)YS \quad (2)$$

[0067] 根据本公开的非限制性方面,根据本公开的方法的实施方案包括塑性变形和热处理步骤,产生具有屈服强度和断裂韧性的钛合金,所述钛合金至少可与使用相对昂贵并且程序上复杂的现有技术热力学技术来加工的同合金相当。

[0068] 此外,如下文中实施例 1 以及表 1 和表 2 中示出的数据所示,通过根据本公开的方法对钛合金 Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr 进行处理会产生呈现超过通过现有技术热力学处理所获得的力学性能的力学性能的钛合金。参见图 6。换句话说,参考图 5 和图 6 中所示包括由现有技术热力学处理实现的屈服强度和断裂韧性的组合的界区,根据本公开的方法的某些实施方案制造其中断裂韧性和屈服强度根据方程式 (3) 而有关的钛合金。

$$[0069] \quad K_{Ic} \geq 217.6 - (0.9)YS \quad (3)$$

[0070] 以下实施例旨在在不限制本公开范围的情况下进一步描述非限制性实施方案。所属领域技术人员将明白,在仅由权利要求界定的本发明范围内,所述实施例的变形例是可能的。

[0071] 实施例 1

[0072] 在 α - β 相场中,在大约 1450 °F (787.8 °C) 起始温度下,ATI Allvac, Monroe, North Carolina 的 5 英寸圆坯材 Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr (Ti 5-5-5-3) 合金被轧制为 2.5 英寸棒材。Ti 5-5-5-3 合金的 β 转变温度为大约 1530 °F (832 °C)。Ti 5-5-5-3 合金具有:5.02 重量百分比铝、4.87 重量百分比钒、0.41 重量百分比铁、4.90 重量百分比钼、2.85 重量百分比铬、0.12 重量百分比氧、0.09 重量百分比锆、0.03 重量百分比硅、其余钛和附带杂质的平均锭化学成分。最后加工温度为 1480 °F (804.4 °C),其也在 α - β 相场中并且不小于合金的 β 转变温度以下 400° F (222° C)。合金直径减少对应于 α - β 相场中 75% 面积减少。在轧制之后,合金被空气冷却至室温。在多个热处理温度下对所冷却合金的样品进行热处理达不同热处理时间。在纵向 (L) 方向和横向 (T) 方向上测量热处理合金样品的力学性能。表 2 中示出用于不同试样的热处理时间和热处理温度以及纵向方向上样品试验的抗拉结果和断裂韧性 (K_{Ic})。

[0073]

表 2-热处理条件和纵向性能

No.	热处理温度 (°F/°C)	热处理时间 (小时)	极限抗拉强度 (ksi)	屈服强度 (ksi)	伸长率	K _{IC} (ksi·in ^{1/2})
1	1200/649	2	178.7	170.15	11.5	65.55
2	1200/649	4	180.45	170.35	11	59.4
3	1200/649	6	174.45	165.4	12.5	62.1
4	1250/677	4	168.2	157.45	14.5	79.4
5	1300/704	2	155.8	147	16	87.75
6	1300/704	6	153	143.7	17	87.75
7	1350/732	4	145.05	137.95	20	95.55
8	1400/760	2	140.25	134.8	20	99.25
9	1400/760	6	137.95	133.6	20.5	98.2

[0074] 表 3 中示出在样品横向方向上测量的热处理时间、热处理温度和抗拉试验结果。

[0075]

表 3-热处理条件和横向性能

No.	热处理温度 (°F/°C)	热处理时间 (小时)	极限抗拉强度 (ksi)	屈服强度(ksi)	伸长率
1	1200/649	2	193.25	182.8	4.4
2	1200/649	4	188.65	179.25	4.5
3	1200/649	6	186.35	174.85	6.5

[0076]

表 3—热处理条件和横向性能

4	1250/677	4	174.6	163.3	4.5
5	1300/704	2	169.15	157.35	6.5
6	1300/704	6	162.65	151.85	7
7	1350/732	4	147.7	135.25	9
8	1400/760	2	143.65	131.6	12
9	1400/760	6	147	133.7	15

[0077] 用于航空应用中的 Ti 5-5-5-3 合金性能的典型目标包括：至少 150ksi 的平均极限抗拉强度以及至少 $70\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$ 的最小断裂韧性 K_{Ic} 值。根据实施例 1, 这些目标力学性能通过表 2 中列出的样品 4-6 热处理时间和温度组合来实现。

[0078] 实施例 2

[0079] 实施例 1 的样品编号 4 的试样以大约在每个试样中点处横截切开, 并且为了检查由于轧制和热处理造成的显微结构而经 Kroll's 蚀刻。图 7A 为代表性制备试样在纵向方向上的光学显微照片 (100x), 且图 7B 为在横向方向上的光学显微照片 (100x)。在轧制并且在 1250 °F (677 °C) 下进行 4 小时热处理之后产生的显微结构为分散在 β 相矩阵中的细 α 相。

[0080] 实施例 3

[0081] 从 ATI Allvac 获得的 Ti-15Mo 合金棒材在 α - β 相场中起始温度 1400 °F (760.0 °C) 下被塑性变形为 75% 减少。Ti-15Mo 合金的 β 转变温度为大约 1475 °F (801.7 °C)。所述合金的最后加工温度为大约 1200 °F (648.9 °C), 其不小于所述合金的 β 转变温度以下 400 °F (222 °C)。在加工之后, 在 900 °F (482.2 °C) 下对 Ti-15Mo 棒材进行 16 小时老化处理。在老化处理之后, 所述 Ti-15Mo 棒材具有: 178-188ksi 范围内的极限抗拉强度、170-175ksi 范围内的屈服强度和大约 $30\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$ 的断裂韧性 K_{Ic} 值。

[0082] 实施例 4

[0083] 在 β 相场中, 5 英寸圆 Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr (Ti 5-5-5-3) 合金坯材在起始温度 1650 °F (889 °C) 下被轧制为 2.5 英寸棒材。Ti 5-5-5-3 合金的 β 转变温度为大约 1530 °F (832 °C)。最后加工温度为 1330 °F (721 °C), 其为在 α - β 相场中并且不小于所述合金的 β 转变温度以下 400 °F (222 °C)。所述合金直径减少对应于 75% 面积减少。塑性变形温度在塑性变形期间冷却, 并且通过 β 转变温度。当合金在塑性变形期间冷却时, 在 α - β 相场中出现至少 25% 面积减少。在 α - β 相场中至少 25% 减少之后, 合金未被加热至 β 转变温度以上。在轧制之后, 合金被空气冷却至室温。在 1300 °F (704 °C) 下对所述合金进行 2 小时老化处理。

[0084] 已经参考各种示例性、说明性和非限制性实施方案来撰写本公开。然而, 所属领域

技术人员将明白,在不脱离仅由权利要求所界定的本公开范围下,可作出任何个公开实施方案(或者一部分)的各种替代、修改或者组合。因此,应当考虑并且理解,本公开包括本文中未明确提出的另外实施方案。例如,所述实施方案可通过组合和/或修改本文所述实施方案中公开的任何步骤、要素、构成、成分、元素、特征、方面等来获得。因此,本公开并不通过对各种示例性、说明性和非限制性实施方案进行描述来限制,而是仅由权利要求来限制。以此方式,申请人保留在起诉期间修改权利要求以添加本文中不同描述的特征的权利。

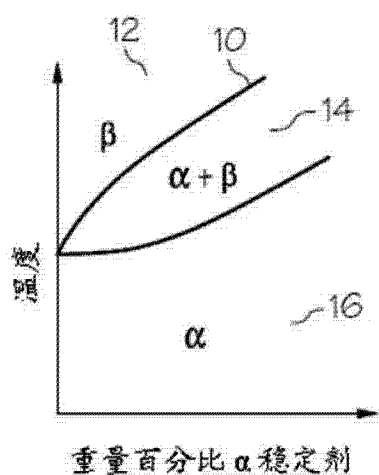


图 1A(现有技术)

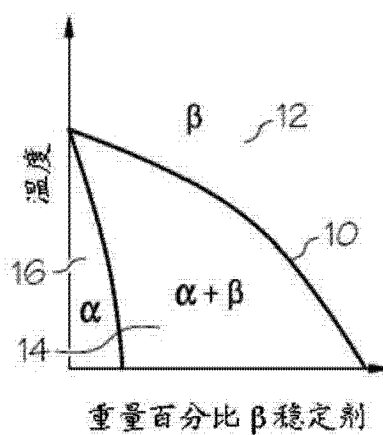


图 1B(现有技术)

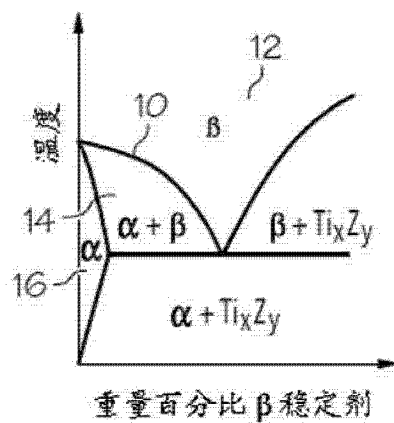


图 1C(现有技术)

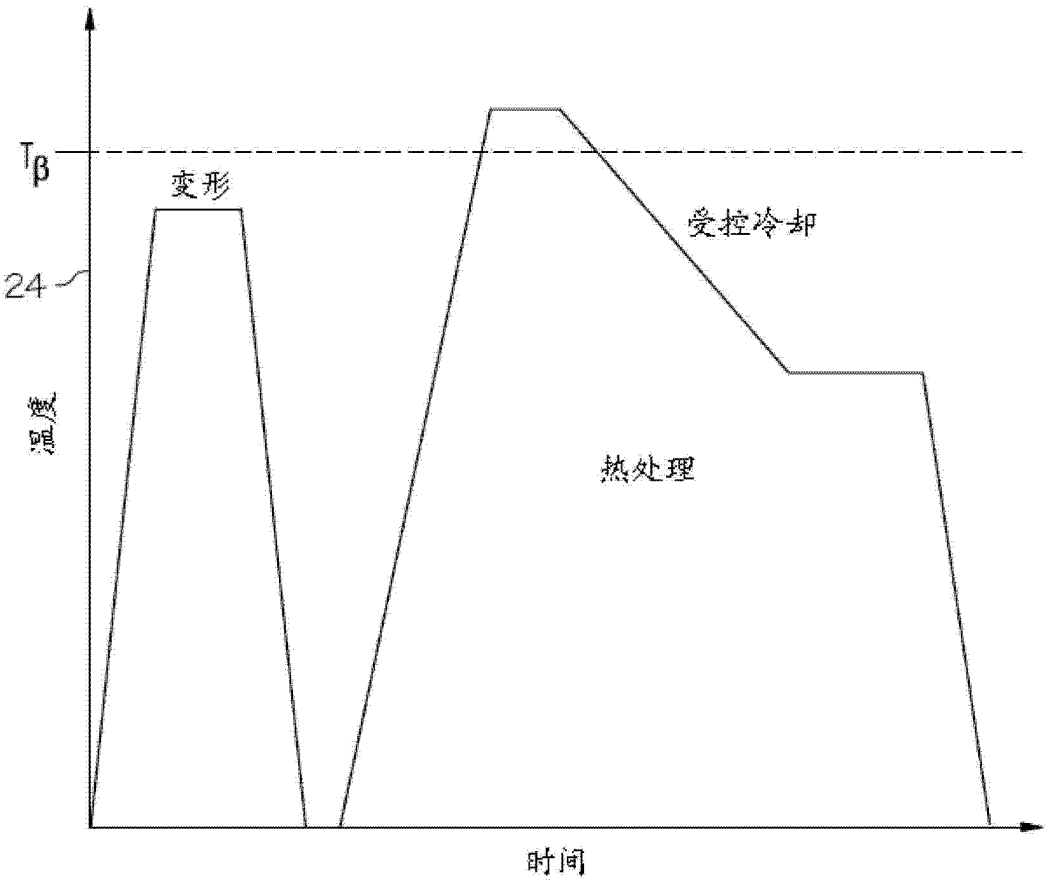


图 2(现有技术)

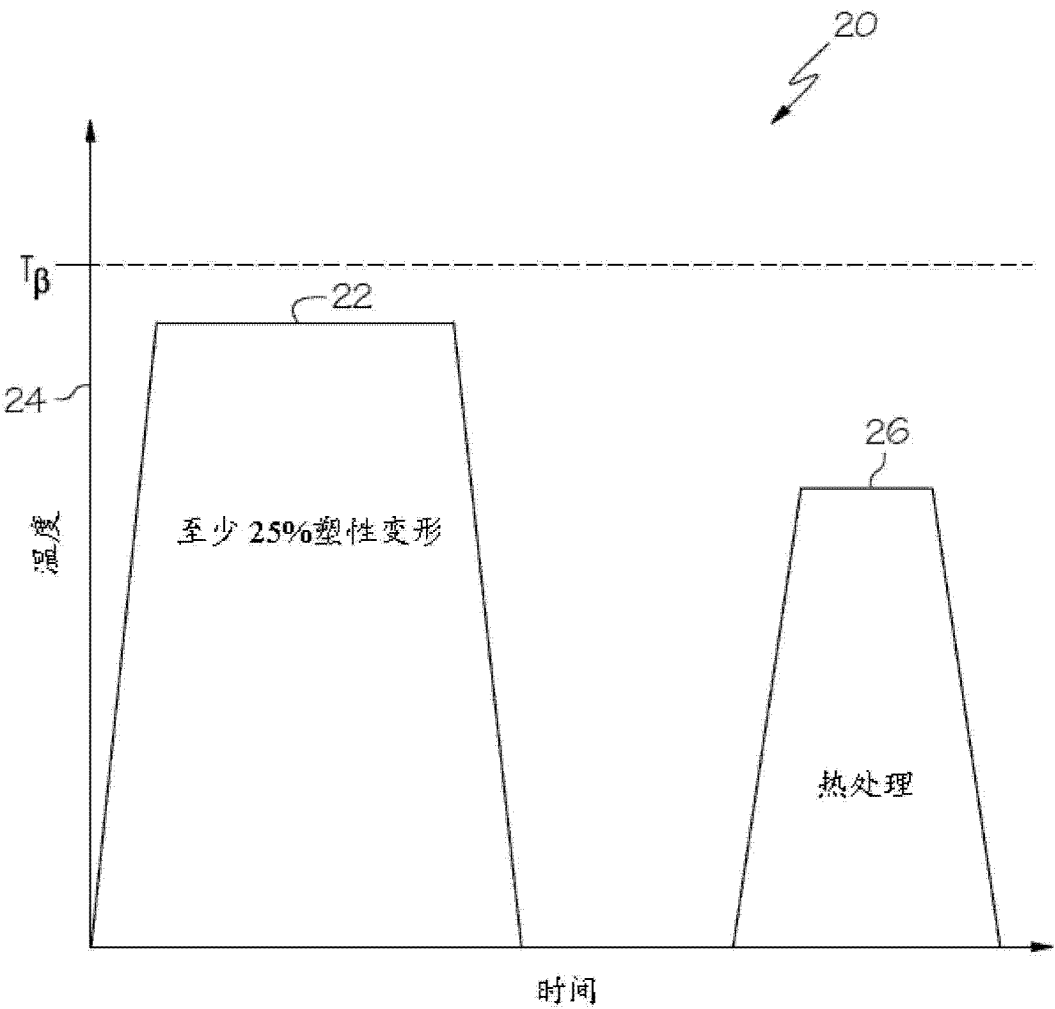


图 3

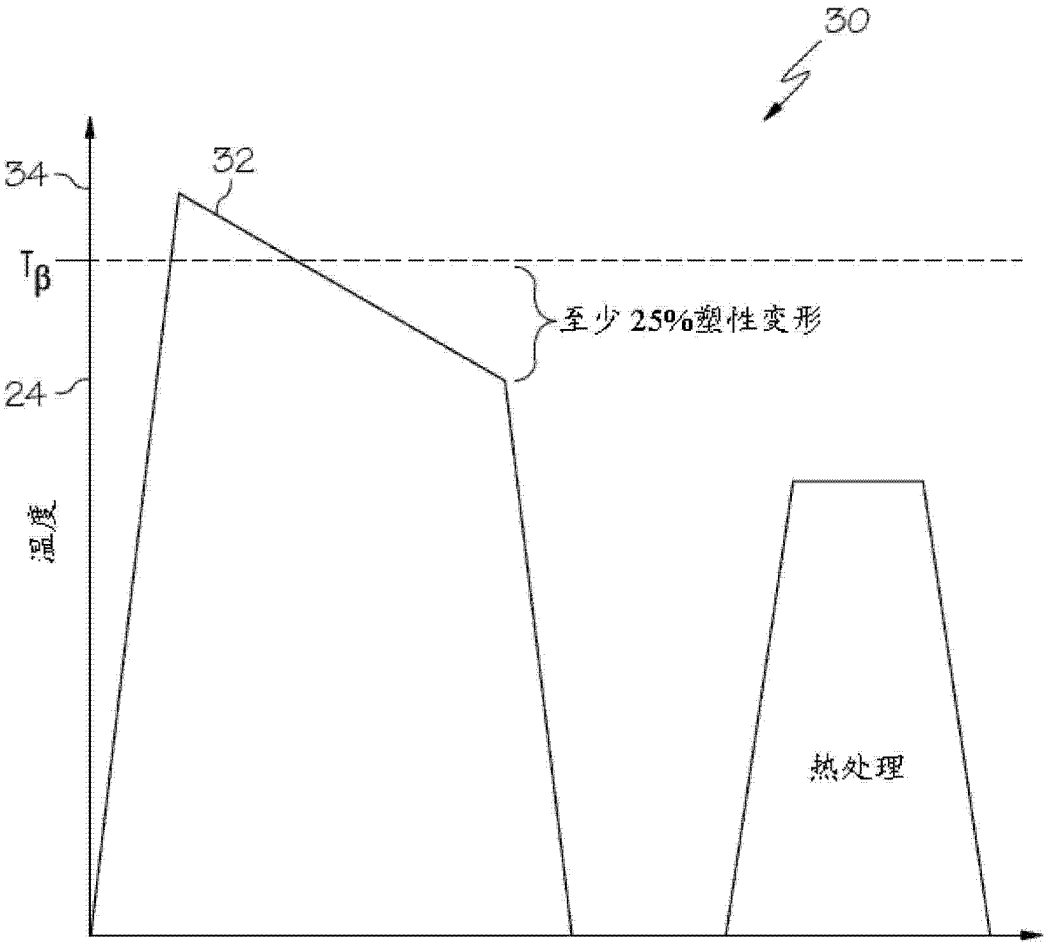


图 4

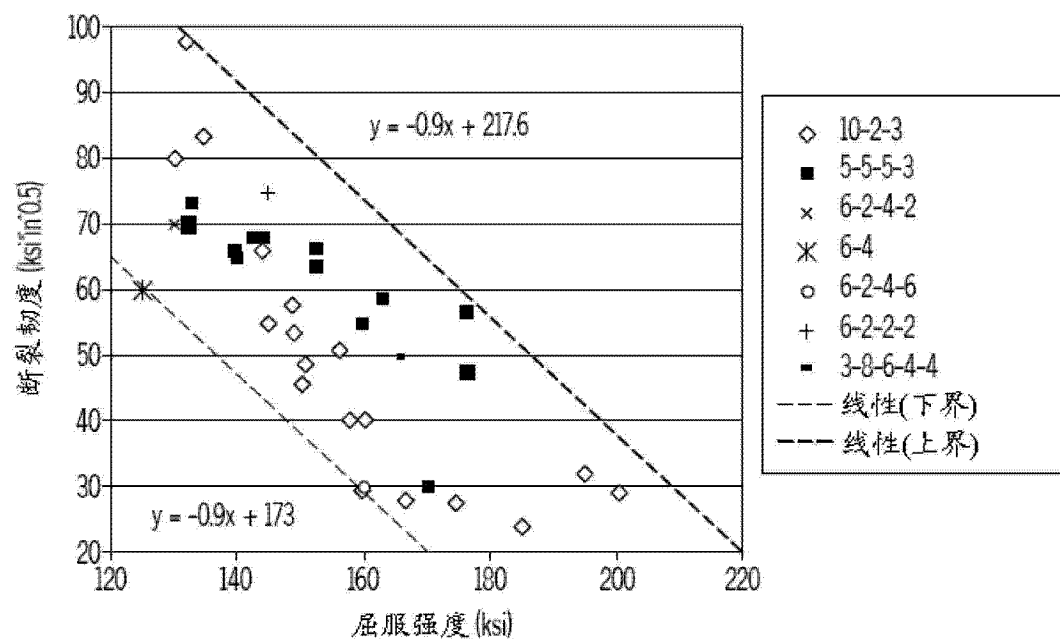


图 5

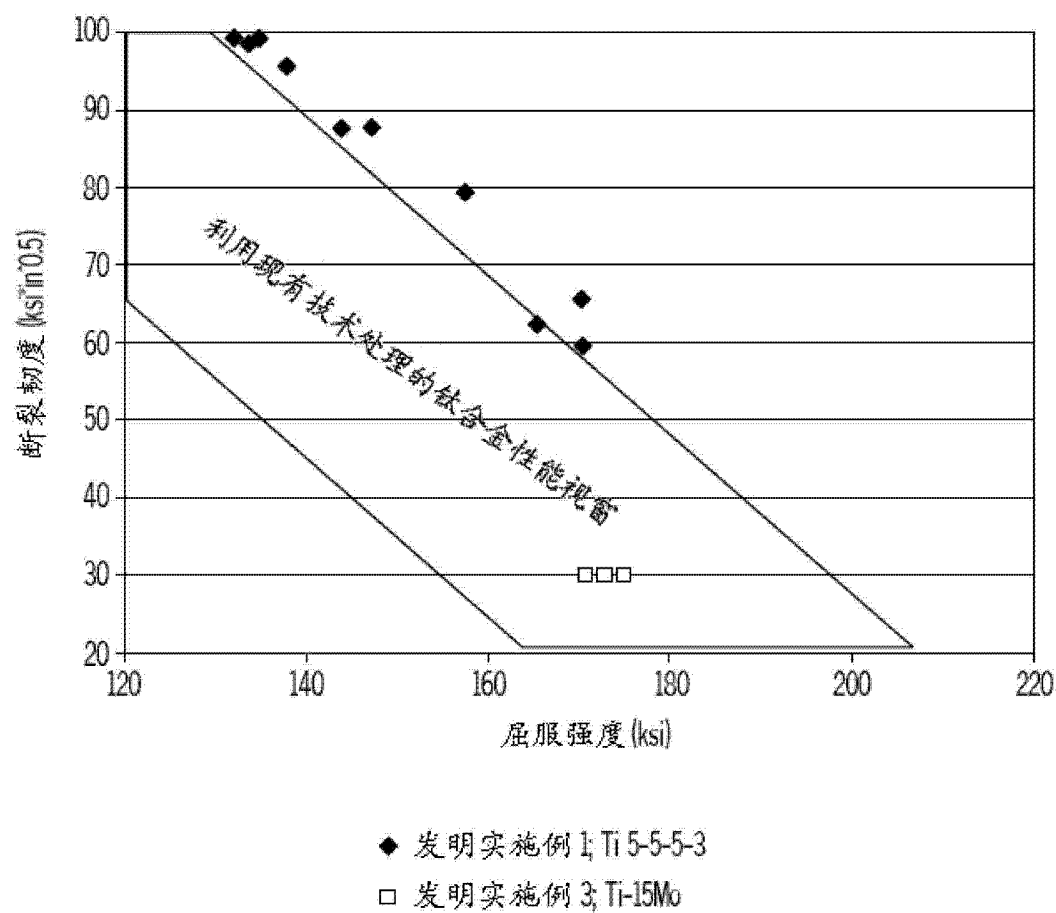


图 6

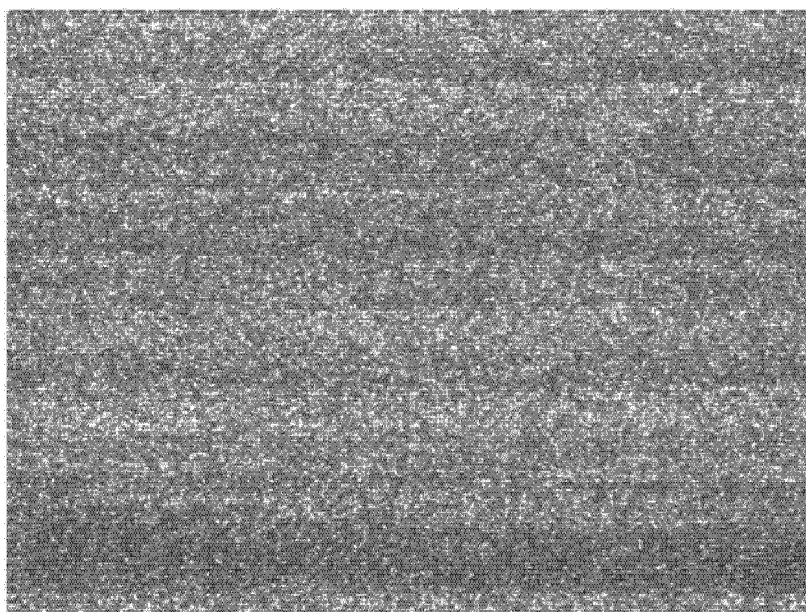


图 7A

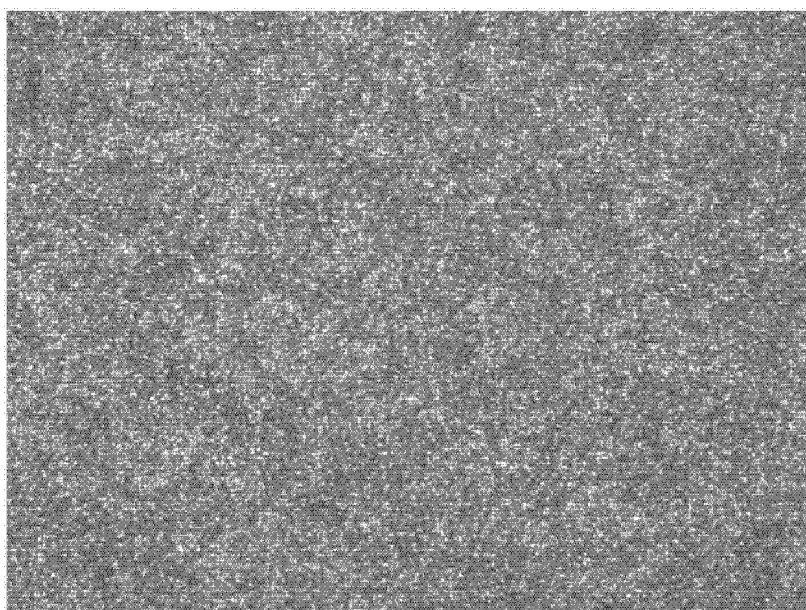


图 7B