



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 112752855 A

(43) 申请公布日 2021.05.04

(21) 申请号 201980063281.6

(22) 申请日 2019.09.25

(30) 优先权数据

62/736,229 2018.09.25 US

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2021.03.25

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/US2019/053007 2019.09.25

(87) PCT国际申请的公布数据

W02020/091915 EN 2020.05.07

(71) 申请人 钛金属公司

地址 美国内华达州

(72) 发明人 罗杰·欧文·托马斯

史蒂文·詹姆斯 保罗·加拉特

马修·托马斯

(74) 专利代理机构 北京汇思诚业知识产权代理有限公司 11444

代理人 刘晔 王刚

(51) Int.Cl.

C22C 14/00 (2006.01)

C22F 1/18 (2006.01)

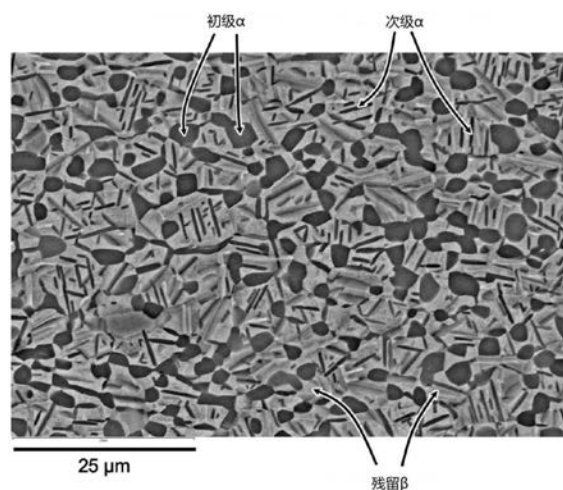
权利要求书2页 说明书15页 附图1页

(54) 发明名称

具有中等强度和高延展性的钛合金

(57) 摘要

提供了钛合金组合物。以重量百分比(wt.%)计,该合金包括5.7%至8.0%的钒,0.5%至1.75%的铝,0.25%至1.5%的铁,0.1%至0.2%的氧,至多0.15%的硅,至多0.1%的碳和小于0.03%的氮。在一种方式中,钛合金具有在600MPa至850MPa之间的0.2%屈服强度,在700MPa至950MPa之间的极限拉伸强度,在20%至30%之间的断裂伸长率,在40%至80%之间的面积减小率,在30J至70J之间的夏比U形缺口冲击能量,和/或在40J至150J之间的夏比V型缺口冲击能量。



1. 一种钛合金, 包括 (以重量%计) 5.7%至8%的钒; 0.5%至1.75%的铝; 0.25%至1.5%的铁; 0.1%至0.2%的氧; 至多0.15%的硅; 至多0.1%的碳和小于0.03%的氮。

2. 根据权利要求1所述的钛合金, 其中, 钒在5.9%至8%之间。

3. 根据权利要求1所述的钛合金, 其中, 钒在6.1%至8%之间。

4. 根据权利要求1所述的钛合金, 其中, 钒在6.8%至7.8%之间; 铝在0.9%至1.5%之间; 铁在0.5%至1.1%之间; 氧在0.12%至0.19%之间; 并且硅至多0.12%。

5. 根据权利要求1所述的钛合金, 其中, 钒为7.3%; 铝为1.2%; 铁为0.8%; 硅为0.05%; 氧为0.16%。

6. 根据权利要求1所述的钛合金, 包括: 7.2%的钒; 1.2%的铝; 0.8%的铁; 0.15%的氧; 0.05%的硅; 以及碳和氮被减少为杂质。

7. 根据权利要求1所述的钛合金, 其中, 所述钛合金还包括:

在600MPa到850MPa之间的0.2%屈服强度, 在700MPa至950MPa之间的极限拉伸强度, 在20%至30%之间的断裂伸长率, 在40%至80%之间的面积减小率; 和

在30J至70J之间的夏比U形缺口冲击能量和在40J至150J的夏比V型缺口冲击能量中的至少一种。

8. 根据权利要求1所述的钛合金, 其中, 所述钛合金还包括:

在650MPa至850MPa之间的0.2%屈服强度, 在750MPa至950MPa之间的极限拉伸强度, 在22%至30%之间的断裂伸长率, 在55%至75%之间的面积减小率; 和

在40J至60J之间的夏比U形缺口冲击能量和在60J至100J之间的夏比V型缺口冲击能量中的至少一种。

9. 一种用于制造钛合金的方法, 包括:

熔化并形成具有包括以下的化学组成 (以重量%计) 的铸锭: 5.7%至8%的钒; 0.5%至1.75%的铝; 0.25%至1.5%的铁; 0.1%至0.2%的氧; 至多0.15%的硅; 至多0.1%的碳和小于0.03%的氮。

10. 根据权利要求9所述的方法, 还包括:

对所述铸锭进行 β 锻造和轧制, 并形成板或板坯;

对所述板或所述板坯轧制并形成制品;

对所述制品进行 α - β 固溶热处理 (SHT); 和

对所述SHT制品进行应力消除。

11. 根据权利要求10所述的方法, 其中, 应力消除后的所述制品包括:

在600MPa至850MPa之间的0.2%屈服强度, 在700MPa至950MPa之间的极限拉伸强度, 在20%至30%之间的断裂伸长率, 在40%至80%之间的面积减小率; 和

在30J至70J之间的夏比U形缺口冲击能量和在40J至150J之间的夏比V型缺口冲击能量中的至少一种。

12. 根据权利要求10所述的方法, 其中, 应力消除后的所述制品包括:

在650MPa至850MPa之间的0.2%屈服强度, 在750MPa至950MPa之间的极限拉伸强度, 在22%至30%之间的断裂伸长率, 在55%至75%之间的面积减小率; 和

在40J至60J之间的夏比U形缺口冲击能量和在60J至100J之间的夏比V型缺口冲击能量中的至少一种。

13. 根据权利要求10所述的方法, 其中, 所述 α - β 轧制使所述板或所述板坯的面积最小减少50%。

14. 根据权利要求13所述的方法, 还包括重新加热所述板以进行定型、矫直或展平, 并在500°C至650°C范围内的温度下对所述制品进行应力消除。

15. 根据权利要求9所述的方法, 其中, 通过对所述板或板坯进行 α - β 轧制来增加所述制品的夏比冲击能量, 以至少减少50%的面积, 随后重新加热所述制品以定型、矫直、展平, 并在500°C至650°C范围内的温度下对所述制品进行应力消除。

16. 根据权利要求9所述的方法, 其中, 通过对所述板或所述板坯进行 α - β 加工来增加所述制品的拉伸延展性, 以至少减少50%的面积; 将所述板重新加热至低于 β 转变温度的50°C至150°C的温度用于定型; 对所述制品进行矫直或展平; 在低于 β 转变温度的30°C至100°C的温度下对所述制品进行固溶热处理, 以所需的速率冷却从而获得所需的强度, 并且在500°C至650°C的范围下进行应力消除。

17. 根据权利要求9所述的方法, 其中, 钒在5.9%至8.0%之间。

18. 根据权利要求9所述的方法, 其中, 钒在6.1%至8.0%之间。

19. 根据权利要求9所述的方法, 其中, 所述钒在6.8%至7.8%之间; 铝在0.9%至1.5%之间; 铁在0.5%至1.1%之间; 氧在0.12%至0.19%之间; 并且硅至多0.12%。

20. 根据权利要求9所述的方法, 其中, 钒为7.3%; 铝为1.2%; 铁为0.8%; 硅为0.05%; 氧为0.16%。

具有中等强度和高延展性的钛合金

相关申请的交叉引用

[0001] 本申请要求2018年9月25日提交的临时申请62/736,229的优先权和权益。上述申请的公开内容以引用的方式并入本文。

技术领域

[0002] 本发明涉及钛合金,并且更具体地涉及具有增强的强度和与市售合金相当的延展性的钛合金。

背景技术

[0003] 该部分中的陈述仅提供与本发明有关的背景信息,并且可能不构成现有技术。

[0004] 钛基合金(在本文中简称为“钛合金”),通常被描述为Ti-6Al-4V的钛合金(按重量计包括6%的铝和4%的钒),常用于飞机结构以及要求由钢和其他工程合金提供的更高强度/重量比的其他制品。根据美国专利No.3,802,877(“’877专利”),包括钒、铝和铁为成分的钛合金以及所包括的其他可选元素的钛合金可用于生产高强度钛合金(与行业基准Ti-6Al-4V相比)。但是,’877专利公开了较高含量的合金元素,以便生产屈服强度(YS)超过1038MPa的亚稳态 β 钛合金,其导致较高的成本。

[0005] 除与高强度钛合金有关的其他问题外,本发明解决了这些较高成本的问题。

发明内容

[0006] 在本发明的一种方式中,钛合金包括(以重量%计)5.7%至8.0%的钒,0.5%至1.75%的铝,0.25%至1.5%的铁,0.1%至0.2%的氧,至多0.15%的硅,至多0.1%的碳和小于0.03%的氮。在本发明的一些变型中,钒在5.9%至8%之间,例如在6.1%至8%之间。在另一种方式中,钒在6.8%至7.8%之间;铝在0.9%至1.5%之间;铁在0.5%至1.1%之间;氧在0.12%至0.19%之间;并且硅至多0.12%。在一个变型中,钒为7.3%,铝为1.2%,铁为0.8%,硅为0.05%,并且氧为0.16%。在又一变型中,钛合金具有7.2%的钒;1.2%的铝;0.8%的铁;0.15%的氧;0.05%的硅;并且碳和氮被减少为杂质。

[0007] 在一种方式中,钛合金具有在0.2%的塑性变形(即0.2%YS)下在600MPa至850MPa之间的屈服强度(YS),在700MPa至950MPa之间的极限拉伸强度,在20%至30%之间的断裂伸长率,在40%至80%之间的面积减小率,在30J至70J之间的夏比U形缺口冲击能量和/或在40J至150J之间的夏比V型缺口冲击能量。例如,钛合金具有在650MPa至850MPa之间的0.2%屈服强度,在750MPa至950MPa之间的极限拉伸强度,在22%至30%之间的断裂伸长率,在55%至75%之间的面积减小率,在40J至60J之间的夏比U形缺口冲击能量,和/或在60J至100J之间的夏比V型缺口冲击能量。

[0008] 在本发明的另一方式中,提供了一种用于制造钛合金的方法。该方法包括熔化并形成具有根据本发明的范围内的化学组成的铸锭,该化学组成包括(以重量%计)5.7%至8%的钒;0.5%至1.75%的铝;0.25%至1.5%的铁;0.1%至0.2%的氧;至多0.15%的硅;

至多0.1%的碳和小于0.03%的氮。该方法的变型包括对铸锭进行 β 锻造和轧制并形成中间产品(例如板或板坯),对板或板坯进行 α - β 轧制并形成制品,对制品进行 α - β 固溶热处理(SHT),以及对SHT制品进行应力消除。在本发明的一些方式中,应力消除制品可以具有在600MPa至850MPa之间的0.2%屈服强度,在700MPa至950MPa之间的极限拉伸强度,在20%至30%之间的断裂伸长率,在40%至80%之间的面积减小率,在30J至70J之间的夏比U形缺口冲击能量,和/或在40J至150J之间的夏比V型缺口冲击能量。例如,应力消除制品的屈服强度可以具有在650MPa至850MPa之间的0.2%屈服强度,在750MPa至950MPa之间的极限拉伸强度,在22%至30%之间的断裂伸长率,在55%至75%之间的面积减小率,在40J至60J之间的夏比U形缺口冲击能量,和/或在60J至100J之间的夏比V型缺口冲击能量。

[0009] 在本发明的一种方式中,该方法包括重新加热板以定型(sizing)、矫直或展平、并在500℃至650℃范围内的温度下对制品进行应力消除。同样,通过对板或板坯进行 α - β 轧制来增加制品的夏比冲击能量,以至少减小50%的面积,随后通过重新加热所述制品来定型、矫直、展平,并在500℃至650℃范围内的温度下对制品进行应力消除。作为替代或补充,通过对板或板坯进行 α - β 加工来增加制品的拉伸延展性,以至少减少50%的面积;将板重新加热至低于 β 转变温度的50℃至150℃的温度以用于对制品进行定型、矫直或展平;在低于 β 转变温度的30℃至100℃的温度下对制品进行热处理,以所需的速率冷却从而获得改善的强度,并且在500℃至650℃的范围下进行应力消除。

[0010] 在钛合金的一种方式中,钒在5.7%至8.0%之间,例如在5.9%至8.0%之间。在一种方式中,钒在6.8%至7.8%之间;铝在0.9%至1.5%之间;铁在0.5%至1.1%之间;氧在0.12%至0.19%之间;并且硅至多0.12%。在本发明的一个变型中,钒为7.3%;铝为1.2%;铁为0.8%;硅为0.05%;氧为0.16%。在本发明的另一方式中,钛合金具有7.2%的钒,1.2%的铝,0.8%的铁,0.15%的氧,0.05%的硅,并且碳和氮减少为杂质。

[0011] 根据本文提供的描述,其他应用领域将变得显而易见。应当理解,描述和特定示例仅旨在用于说明的目的,并不旨在限制本发明的范围。

附图说明

[0012] 为了使本发明易于理解,现在将参考附图通过示例的方式描述本发明的各种方式,其中:

[0013] 图1是根据本发明的教导的 α - β 钛合金的背散射电子图像。

具体实施方式

[0014] 以下描述本质上仅是示例性的,并且无意于限制本发明、应用或用途。应当理解,在所有附图中,相应的附图标记表示相同或相应的零件和特征。提供示例以将本发明的范围完全传达给本领域技术人员。阐述了许多特定细节,例如特定部件、装置和方法的类型,以提供对本发明的变型的透彻理解。对于本领域技术人员将显而易见的是,不需要采用具体细节,并且本文提供的示例可以包括替代实施方式,并且无意于限制本发明的范围。在一些示例中,未详细描述公知的工艺、公知的装置结构和公知的技术。

[0015] 本发明总体上涉及用于其中所需的性能涉及在零件的变形期间吸收能量(包括冲击、爆炸冲击波或其他方式的冲击载荷)的应用中的钛(Ti)合金。当在这种苛刻的应用中使

用时,根据本文包括的教导制造和使用的钛合金提供了性能增益和/或成本节省。为了更全面地说明本发明的教导,在整个本发明中结合在飞机发动机密封壳中的使用来描述钛合金。当用于飞机(例如,喷气飞机)发动机的密封壳中时,钛合金通常采取环的方式,该环围绕风扇叶片并且在该部件的应用不成功的情况下保持叶片的密封。钛合金以及其他类型的应用(其中该合金可暴露于冲击、爆炸冲击波或其他方式的冲击负荷)的合并和使用均在本发明的范围之内。

[0016] 根据本发明的教导制备的钛合金具有若干特性或性能的平衡,这些特性相对于通常用于发动机密封的常规钛合金提供全方位改善。所有性能从使用生产模拟加工技术并在各种热处理条件下制备的样品来获取。本发明的钛合金呈现出的性能和相关范围包括:(a)在600MPa至850MPa之间的屈服强度(YS), (b)在700MPa至900MPa之间的极限拉伸强度, (c)20%至30%之间的断裂伸长率, (d)在40%至80%之间的面积减小率。钛合金呈现出在上述范围内的特性,这是因为这些特性中的许多特性相互影响。例如,钛合金呈现出的机械性能和纹理性能影响合金的抗冲击性。

[0017] 与用于使合金暴露于冲击、爆炸冲击波或其他方式的冲击载荷的应用中的现有钛合金(例如,Ti-6Al-4V合金)相比,本发明的钛合金既提供了性能增益,又提供了制造成本的节省。本发明的钛合金制剂在高应变速率条件下呈现出优异的能量吸收,以及优异的可行性和机械加工性。性能和制造能力的这种组合使得能够设计由这些钛合金形成的密封系统和功能部件,其中以最低的实际成本对高速或弹道冲击的密封至关重要。同样,许多钛合金(例如Ti-6Al-4V合金)具有较高的铝当量,这会促使滑移成为主要的变形机理。相比之下,本发明中的铝当量要低得多,从而促进了有助于改善机械加工性和快速能量吸收的替代变形机制(例如,孪生和<c+a>滑移等), (例如,The effect of aluminium on twinning in binary alpha-titanium,Fitzner等,Acta Materialia 103:341-351,2016年1月,and The Effect of Aluminium on Deformation by Twinning in Alpha Titanium,Fitzner等,Plasticity,2013年)。

[0018] 由于本发明的钛合金在部件制造中的优势,在它们的强度和/或耐蚀性足以满足应用的情况下,甚至在冲击波、冲击载荷、弹道冲击不是关键的设计标准的情况下,出于经济原因可以选用根据本发明的钛合金。

[0019] 本发明描述了与Ti-6Al-4V合金相比具有增强的延展性并且与其他市售钛合金相比具有增强的强度的钛合金。特别地,本发明描述了与Ti-6Al-4V合金和其他市售钛合金相比具有较低铝含量和较高V含量的钛合金。本文所述的钛合金呈现出更大的延展性和更小的强度,例如,在退火和风冷(AC)条件下的在22%至30%之间的延展性以及700MPa至830MPa之间的屈服强度,因此通常比Ti-6Al-4V合金具有更大的延展性和更小的强度。而且,本文描述的钛合金与其他市售钛合金相比呈现出大致相同的延展性和更大的强度。本发明中描述的合金在“单次加载至断裂”应用中具有优势,在该应用中,所需部件由高应变速率事件(例如冲击波和冲击破坏)来确定,以及比强度要与材料参数(例如延展性和夏比(Charpy)冲击能量)保持平衡。

[0020] 关于可商购的钛合金,美国专利No.10,000,838(其与本发明共同转让并通过引用并入本文)公开了一种钛合金,市场上称为Ti-407合金,并且以商标TIMETAL®407合金出售,其标称组成(重量%)为约Ti,0.85的Al,3.9的V,0.25的Si,0.25的Fe,0.15的O,其允

许待制造用于可制造“单次加载至断裂”应用的部件,以更低成本实现改善的性能。本发明包括的钛合金具有在Ti-407合金的屈服强度与Ti-6Al-4V合金的屈服强度之间的屈服强度,以及通常等于Ti-407合金并且大于Ti-6Al-4V合金的延展性。

[0021] 在本发明的一种方式中,钛合金的组合物包括(以重量%计)5.7%至8.0%的V,0.5%至1.75%的Al,0.25%至1.5%的Fe,0.1%至0.2%的O以及至多0.15%的Si,余量的钛和不可避免的杂质。例如,本发明中公开的钛合金的组成可包括(以重量%计)6.8%至7.8%的V,0.9%至1.5%的Al,0.5%至1.1%的Fe,0.12%至0.19%的O以及至多0.12%的Si,余量的钛和不可避免的杂质。在本发明的一种方式中,钛合金可具有Ti,7.3%的V,1.2%的Al,0.8%的Fe,0.05%的Si,0.16%的O和不可避免的杂质的标称组成(以重量%计)。

[0022] 在本发明的另一方式中,钛合金的组合物包括(以重量%计)5.7%至8.0%的V,0.5%至1.75%的Al,0.25%至1.5%的Fe,0.1%至0.2%的O,至多0.15%的Si,至多0.5%的Sn,至多0.25%的Mo和至多0.25%的Cr,余量的钛和不可避免的杂质。

[0023] 本文公开的钛合金可以被加工为 α - β 钛合金。即,本文公开的钛合金通过任何常规的、工业上建立的钛合金的熔化方法进行熔化,然后 β 锻造和/或轧制,然后在的 α + β 相温度范围内锻造和/或轧制,并且在 α - β 相范围内进行热处理。合金的延展性可以通过以下来改善:锻造和/或轧制以在 α + β 相温度范围内减小至少50%的横截面,随后进行应力消除热处理,以及可选地进行固溶热处理。所得的微结构包括在转化的 β 相(次级 α 相)的基质中的初级 α 相的精细双峰微结构,以及在图1中所示的一些残留的 β 相。

[0024] 在本发明的一种方式中,钛合金提供了与Ti-407合金(至少550MPa的0.2%YS)相比增强的强度(例如至少600MPa的0.2%YS),同时保持与Ti-407合金近似相等的延展性和夏比冲击能量。应当理解,这样的不降低延展性情况下的强度增加是出乎意料的结果,这是因为在钛合金中,强度的增加通常伴随着延展性和夏比冲击能量的降低。

[0025] 与许多其他钛合金一样,本文公开的钛合金的强度可以基本上取决于在 α - β 相温度范围内的最后的热操作以及该操作的冷却速率。特别地,在 α - β 相温度范围内从最后的热操作进行的淬火可以产生精细马氏体次级 α ,其可提供更高的强度。在一示例中,对28毫米(mm)的方块进行固溶热处理,油淬火,然后进行应力消除,该块呈现出940MPa的0.2%屈服强度。同样,在 α - β 相温度范围内从最后一次热操作进行的充分缓慢冷却导致初级 α 相和保留的 β 相形成的双峰微结构,其导致较低的强度、较高的延展性和夏比冲击能量,以及较低的弹性模量。在 α - β 相温度范围内从最后一次热操作进行的充分缓慢冷却的冷却速率的非限制性示例包括小于或等于200°C/min的冷却速率,其中可以包括空气冷却。

[0026] 应该理解,当将钒(V)和铁(Fe)添加到钛合金中时,它们充当 β 相稳定剂。特别地,V是在 α 相钛中具有一定溶解度的同晶型 β 稳定剂,Fe是在 α 相钛中呈现出高扩散速率和低溶解度的共晶形成的 β 稳定剂。因此,当在 α + β 相温度范围内热处理本文公开的钛合金时,Fe基本上分配到 β 相。尽管V和Fe都通过固溶强化来(独立地或组合地)促进本文所公开的钛合金的强度,但是V和Fe可以在给定的冷却速率下从 β 相区冷却至 α 相区时,协助精炼转变产物,本文公开的钛合金中的少量的V和Fe可以从合金所需的较低强度水平得出。而且,由于与 α 六方相比,即使以高应变速率,以 β 主体为中心的立方相也适应大的应变,因此V和Fe通过促进微观结构中保留的 β 相而增强了本文公开的钛合金的延展性。因此,本文公开的钛合金

中的V的较低含量(重量%)为5.5%、5.7%、6.0%、6.4%或6.8%。另外,本文公开的钛合金中的Fe的较低含量(重量%)为0.25%、0.3%、0.4%或0.5%。

[0027] 替代地,如果钛合金的V和Fe的含量太高,则合金的延展性和夏比冲击能量会变差,并且在某些条件下,热处理的缓慢冷却会导致高比例的 β 相的保留和具有不希望的低弹性模量的合金。同样,随后的老化热处理也存在由 ω 相形成而引起脆化的可能危险,特别是如果铝含量在该范围的下限处。另外,钛合金中高的Fe含量存在制造挑战,特别是铸锭凝固期间的化学偏析,以及在通过冷炉床熔化法从铸锭浇铸拔出期间的铸锭表面破裂。基于这些考虑,本文公开的钛合金具有最大的V和Fe含量,以试图避免这种问题。因此,本文公开的钛合金中V的最大含量(重量%)为8.0%、7.8%、7.5%或7.3%。而且,本文公开的钛合金中Fe的最大含量(重量%)为1.5%、1.25%、1.1%或0.8%。

[0028] 还应该理解,铝(A1)和氧(O)在本领域中是已知的钛合金中的 α 相稳定剂。另外,A1是取代合金元素,O是间隙合金元素。在本文公开的钛合金中,A1和O是增强元素,特别是在增强 α 相方面,并且这些元素的最小含量可以从合金的所需最小强度水平得出。因此,本文公开的钛合金中A1的最小含量(重量%)为0.5%、0.7%、0.9%、1.1%或1.2%。而且,本文公开的钛合金中O的最小含量(重量%)为0.1%、0.12%、0.14%或0.16%。

[0029] 替代地,如果钛合金的A1和O含量太高,则合金的延展性和夏比冲击能量会变差。夏比冲击能量对氧含量特别敏感,本发明中公开的一些实验组成在室温拉伸试验中在标准应变速率下显示出良好的延展性,但是显示出差的夏比冲击能量。该结果应理解为间隙合金元素与钛合金中的位错之间的应变速率相关相互作用的结果,以及基于这些考虑,可以设定最大的A1含量和O含量。因此,本文公开的钛合金中A1的最大含量(重量%)为1.75%、1.6%、1.5%、1.4%或1.2%。另外,本文公开的钛合金中O的最大含量(重量%)为0.2%、0.19%、0.18%或0.16%。

[0030] 通过固溶强化和形成硅化钛沉淀物的组合,硅(Si)已知用来增加钛合金的强度。但是,Si可能对夏比冲击能量具有重大的负面影响。因此,相对于标称Si含量为0.25重量%的Ti-407合金的Si含量,本文所公开的钛合金中Si的最大含量(重量%)已经降低,且为0.15%、0.12%、0.10%、0.075%或0.05%。在本发明的一个方式中,标称Si含量包括某些原料中Si出现的识别和期望中,以调节该杂质。

[0031] 碳(C)和氮(N)也是间隙性杂质,像氧和硅一样,它们对钛合金的夏比冲击能量具有敏感影响。通过室温拉伸试验在标准应变速率下测量,即使在C和N不会显著影响钛合金延展性的水平下,C和N也会导致夏比冲击能量的降低。因此,本文公开的钛合金中C的最大含量(重量%)为0.1%、0.08%、0.06%、0.04%或0.02%。另外,本文公开的钛合金中的N的最大含量(重量%)为0.03% (300wt.ppm)、0.02%、或0.01%。而且,总含量C+O+Si的总含量具有钛合金的夏比冲击能量的影响。例如,在本发明的一些变型中,小于或等于0.4%的C+O+Si的总含量的钛合金具有至少25J的U形缺口夏比冲击能量。

[0032] 应该理解,少量的其他元素(例如,小于1%、小于0.5%或小于或等于0.25%)可以存在于钛合金中,并且不超出本发明的范围。例如,合金中可以存在至多0.5%Mo和0.5%Cr的 β 稳定剂(例如钼(Mo)和铬(Cr))。在至少一个变型中,钛合金包括至多0.25%的Mo和/或至多0.25%的Cr。另外,本文公开的钛合金中可以存在的锡(Sn)至多1.0%。在另一个变型中,钛合金包括至多0.5%的Sn。

[0033] 给出以下具体实施例以说明根据本发明的教导制备的钛合金的组成、性能和用途,并且不应解释为限制本发明的范围。根据本发明,本领域技术人员将理解,在本文公开的具体实施例中可以做出许多变化,其仍可以获得相同或相似的结果而不脱离或超出本发明的精神或范围。

[0034] 实施例1

[0035] 通过非消耗性氩弧熔化制造了一系列比较钛合金0.4磅(lbs.) (0.18kg)的“纽扣”铸锭,然后通过 β 锻造和轧制的组合转化为0.5英寸(12.7mm)的方棒,然后进行 α - β 轧制,然后在低于 β 转变温度的25°C的温度下进行 α - β 固溶处理1小时(hr.),并在800°C下进行应力消除8小时。铸锭的化学组成(即,目标化学组成)和在0.5英寸(12.7mm)方棒上进行的机械测试结果如表1所示。“Elong'n 5.65 $\sqrt{A}$ ”是指计量长度为其计量面积的平方根的5.65倍的样品或试样的伸长率,“Elong'n 4D”是指计量长度为其计量面积的4倍的样品或试样的伸长率。

表 1

扣 ID	ID	重量% (AIM)	V	Fe	Si	C	O		O2 分析	夏比 (J)	0.2%YS (MPa)	UTS (MPa)	Elong'n 5.65 $\sqrt{A}$	Elong'n 4D	A中的R
2954	MT6838	1	4	1	0.25	0.02	0.15		0.126	28	656	789	24	27	53
2957	MT6839	1	5	1	0.25	0.02	0.15		0.145	27	705	825	23	26.5	56.5
2960	MT6840	1	4	0.8	0.5	0.1	0.15		0.128	17.5	698	831	22	25	41
2692	MT6841	0.5	5	0.8	0.5	0.1	0.15		0.174	17.5	790	905	19.5	22	41
2971	MT6842		6	1.5	0.25	0.02	0.15		0.155	21	772	878	19.5	22	52
2972	MT6843		6.5	1.5	0.25	0.02	0.15		0.182 O2(0.099 N2)	16	1015	1094	17.5	21	46.5
2973	MT6844		6	1.5	0.25	0.1	0.15		0.155	19	830	932	18.5	22	52
3019	MT6845		4	1.25	0.25	0.08	0.3		n/a	19	800	922	22.5	26	50.5
3021	MT6846		4	1.25	0.25	0.1	0.1		0.106	27	629	767	24	27.5	54.5
3022	MT6847		4	1.25	0.25	0.2	0.1		0.107	21.5	627	768	23.5	26.5	48
3023	MT6848		4	1.25	0.25	0.1	0.2		0.204	23	720	851	25	28.5	51.5
3024	MT6849		4	1.25	0.25	0.2	0.2		0.205	14	700	843	23.5	26	49.5
3025	MT6850		4	1.25	0.25	0.2	0.3		0.305	6	771	918	21.5	25	44
3026	MT6851		4	1.25	0.25	0.1	0.4		0.388	18.5	845	985	24	27	51
3027	MT6852		4	1.25	0.25	0.2	0.4		0.394	8	841	990	17.5	19.5	22
3029	MT6854		4	1.25	-	0.15	0.4		0.385	9.5	775	932	24.5	28.5	52.5

[0036] 表1中机械测试结果的分析表明,合金元素对分别根据BS EN ISO 148-1:2016标准进行的所有夏比冲击能量测试的5mm U形缺口样品上的夏比冲击能量具有最强的负面影

响。例如，具有高含量的Si、C和/或O (MT6850, MT6852) 的0.5英寸 (12.7mm) 方棒呈现出小于10J的夏比冲击能量。这样的结果使得能够配制更多的样品以提供所需的强度和延展性，同时具有改善的夏比冲击能量。

[0037] 实施例2

[0038] 制造了根据本发明的一系列钛合金0.41bs. (0.18kg) 的纽扣铸锭，并且通过实施例1中使用的方法将其转变为0.5英寸 (12.7mm) 的方棒，不同之处在于在500℃下老化8小时。铸锭的化学组成和在0.5英寸 (12.7mm) 的方棒上的机械测试结果如表2所示：

表 2

										SHT AC + 500°C/8hr AC				夏比 5mmU型缺口	
										MPa		%		吸收的能量 (J)	
扣 ID	Al	Fe	V	C	Si	O ₂	O ₂	N ₂	0.2% PS	UTS	Elong. 5.65v/A	Elong. 4D	A中的R		
3181	1.25	0.8	7	0.03	0.08	0.16	0.158	0.006	789	898	21.5	25.0	54.5	42.0	
									792	896	21.5	25.0	58.5		
3182 VC	1.25	0.8	7	0.03	0.08	0.16	0.151	0.009	705	814	24.0	28.0	58.0		
									709	821	24.0	27.0	56.5		
3182 OQ									932	1039	18.0	21.5	53.5		
3183	1.1	0.65	6.75	-	0.06	0.14	0.136	0.006	719	831	24.5	28.0	58.5	49.0	
									720	831	25.0	28.5	58.5		
3184	1.4	0.95	7.25	0.05	0.1	0.18	0.170	0.007	857	955	20.5	24.0	56.0	38.5	
									852	951	22.0	27.5	54.0		
3185	0.95	0.55	6.5	-	0.04	0.13	0.122	0.009	672	786	24.5	29.5	59.5	51.0	
									667	783	25.5	29.5	56.5		
3186	1.55	1.05	7.5	0.08	0.12	0.19	0.185	0.006	920	1018	19.0	23.0	53.0	33.0	
									909	1004	20.5	23.5	55.0		

[0039] 如所示的,与实施例1(表1)中的比较合金相比,根据本发明的合金呈现出强度、延展性和夏比冲击能量的优异组合。例如,表2中合金的平均夏比冲击能量为42.7J,而表1中

合金的平均夏比冲击能量为19.1J。此外,进行空气冷却和在500℃下老化8小时的合金(即样品3181、3183-3186)具有789.7MPa的平均0.2%屈服强度(0.2%YS),895.3MPa的平均极限拉伸强度(UTS),26.4%的平均4D断裂伸长率(%),与下表3中所示的美国专利No.10,000,838中的Ti-407合金A-1至A-8、A-10至A-17和A-24相比,这些合金经受相同的空气冷却和在500℃下8小时的老化处理,其具有622.5MPa的平均0.2%YS,703MPa的平均UTS,25.3%的平均4D断裂伸长率。

表3

合金	组成	0.2%YS (MPa)	UTS (MPa)	4D El (%)
A-1	.7Al-3.8V-.25Si-.1Fe	548	612	27.5
A-2	.55Al-3V-.25Si-.25Fe	559	639	27.8
A-3	.8Al-3.9V-.25Si-.08Fe	622	689	25.2
A-4	.75Al-4V-.25Si-.14Fe	648	730	25.5
A-5	1.05Al-4.4V-.35Si-.17Fe	748	817	22.8
A-6	.9Al-4V-.2Si-.16Fe	666	750	23.9
A-7	1Al-3.9V-.25Si	602	689	25.0
A-8	1.1Al-5V-.25Si-.1Fe	591	679	24.6
A-10	.45Al-3.5V-.15Si-.15Fe	549	643	27.9
A-11	.6Al-3.9V-.25Si-.15Fe	641	722	25.2
A-12	.9Al-3.9V-.25Si-.25Fe-0.100	603	676	25.7
A-13	.9Al-3.9V-.25Si-.25Fe-0.120	610	676	23.9
A-14	.9Al-3.9V-.25Si-.25Fe-0.140	627	702	25.0
A-15	.9Al-3.9V-.25Si-.25Fe-0.160	650	719	23.9
A-16	.9Al-3.9V-.25Si-.25Fe-0.180	672	750	23.8
A-17	.9Al-3.9V-.25Si-.25Fe-0.200	715	791	24.2
A-24	2Al-4V-.25Si-.05Fe	532	668	28.5

[0040] 来自实施例2的数据还显示具有相同组成但经受不同冷却速率的样品呈现出显著不同的机械性能。特别地,样品3181和3182具有相同的合金组成(重量%):Ti,1.25的Al,0.8的Fe,7.0的V,0.03的C,0.8的Si和0.16的O。样品3181经过固溶热处理(SHT),80℃/min的冷却速率下的空气冷却(AC),在500℃下的老化/应力消除,然后呈现出790.5MPa的平均0.2%屈服强度(0.2%YS),897MPa的平均极限拉伸强度(UTS),25.0%的4D断裂平均伸长率,66.5%的平均面积减小率,42.0J的平均夏比U形缺口冲击能量。样品3182VC经过SHT,30℃/min的冷却速率下的蛭石冷却(VC),在500℃下的老化/应力消除,然后呈现出707MPa的平均0.2%YS,817.5MPa的平均UTS,27.5%的平均4D断裂伸长率,67.2%的平均面积减少率。样品3182OQ经过SHT,500℃/min的冷却速率下的油淬(OQ),在500℃下的老化/应力消除,并且呈现出932MPa的0.2%YS,1039MPa的UTS,21.5%的4D断裂伸长率,63.5%的面积减小率。因此,与VC样品(样品3182VC)相比,AC样品(样品3181)的较快的冷却速率导致AC样品具有更高的强度和更低的延展性。类似地,与AC样品(样品3181)相比,OQ样品(样品3182OQ)的较快的冷却速率导致OQ样品具有更高的强度和更低的延展性。

[0041] 实施例3

[0042] 制造了根据本发明的具有Ti、0.95的Al、7.0的V、0.8的Fe、0.08的Si、0.03的C、

0.16的O的组成(重量%)的多个钛合金0.41bs.(0.18kg)的纽扣铸锭,并且通过实施例1中使用的方法将其转变为0.5英寸(12.7mm)的方棒。将该0.5英寸(12.7mm)的方棒进行SHT,经由VC、AC或OQ进行冷却,然后进行机械测试。下表4示出了VC、AC和OQ冷却的样品的机械测试结果。如所示的,与实施例1中的合金相比,样品呈现出强度、延展性和夏比冲击能量的优异组合,并证实了SHT的冷却速率对合金的机械性能的影响。

表4

ID	冷却速率	0.2% PS	UTS	5D	4D	A 中的 R
MT7380 MA7(3)	VC	669	782	25.0	29.5	69.0
MT7381 MA7(4)	VC	687	798	23.5	28.0	67.5
MT7382 MA7(3)	AC	747	857	23.0	27.5	70.5
MT7283 MA7(4)	AC	756	868	22.0	25.5	71.5
MT7284 MA7(3)	OQ	895	1006	19.5	22.5	69.0
MT7285 MA7(4)	OQ	909	1015	18.0	21.5	66.0

[0043] 特别地,VC冷却的样品(MT7380,MT7381)呈现出678MPa的平均0.2%YS,790MPa的平均UTS,28.8%的平均4D断裂伸长率和68.3%的平均面积减小率。空气冷却(AC)冷却的样品(MT7382,MT7283)呈现出751.5MPa的平均0.2%YS,862.5MPa的平均UTS,26.5%的平均4D断裂伸长率,71%的平均面积减少率。经OQ冷却的样品(MT7284,MT7285)呈现出902MPa的平均0.2%YS,1010.5MPa的平均UTS,22%的平均4D断裂伸长率,67.5%的平均面积减小率。因此,更快的冷却速率导致0.2%YS和UTS增加,以及导致4D断裂伸长率的降低。出乎意料的是,应该指出,合金的AC导致强度的增加和如通过面积减少率所测量的延展性的增加。

[0044] 实施例4

[0045] 制造了根据本发明的具有本发明的范围内的组成(即,Ti,1.0的Al,7.5的V,0.7的Fe,0.02的Si,0.02的C,0.15的O)的一系列钛合金0.41bs.(0.18kg)的纽扣铸锭,并且通过实施例1中使用的方法将其转变为0.5英寸(12.7mm)的方棒,并经受一定的加工条件,然后进行机械测试。特别地,如下表5所示,轧制的0.5英寸(12.7mm)方棒、在各种温度下进行应力消除的0.5英寸(12.7mm)方棒和进行SHT、经由AC和VC进行冷却以及在500℃下老化8小时的0.5英寸(12.7mm)方棒进行了机械测试。

表5

加工	MPa		%			夏比5mm U (J)	夏比2mm V (J)
	0.2% PS	UTS	Elong. ⁿ 5.65vA	Elong. ⁿ 4D			
轧制	781	896	21.5	25.5	67.0	54	110.5
525°C退火2小时	762	856	21.0	24.5	65.0	59	137.5*
550°C退火2小时	757	865	23.0	27.0	67.5	51	104
575°C退火2小时	729	828	22.0	25.0	65.5	57.5	140.5*
600°C退火2小时	716	828	24.0	27.5	66.5	54	111.5
625°C退火2小时	713	828	22.5	25.5	66.0	55.5	138
SHT/AC + 500°C/8hr	764	878	23.5	27.0	71.0	47.5	79
SHT/VC + 500°C/8hr	685	801	26.5	30.0	71.5	55	112

*缺口半径0.16mm

[0046] 如所示的,与经过SHT、AC或VC以及在500°C下老化8小时的样品进行比较,由在525°C、575°C和625°C下进行应力消除2小时的0.5英寸(12.7mm)方棒呈现出改善的机械性能,特别是改善的夏比冲击能量。因此,与经受SHT、AC以及在500°C下老化8小时的0.5英寸(12.7mm)方棒相比,在500°C至650°C的范围内的温度下对0.5英寸(12.7mm)方棒进行应力消除可使合金的夏比冲击能量提高多达77%。

[0047] 实施例5

[0048] 制造了根据本发明的合金的一系列8英寸(203.2mm)直径,标称561bs.(25.4kg)的真空电弧重熔(VAR)铸锭,并通过β锻造和α-β锻造及轧制的组合转变成0.5英寸(12.7mm)的厚板,然后在低于β转变温度的25°C下α-β固溶处理1小时(hr.)。0.5英寸(12.7mm)的板经过SHT、VC处理,并在550°C进行应力消除4个小时。选择通过VC进行缓慢冷却以代表以工业规模加工的材料,其中较厚的部分将导致比在实验室样品的空气冷却中经历的冷却速率更慢的冷却速率。表6示出了在本发明的范围内和在本发明的范围之外的合金组成的范围,以及板的机械测试结果。

表 6

热	化学										拉伸测试结果 (2个平均)								
	化学	重量%									MPa			GPa			%	夏比 (J)	
		Al	O	C	N	V	Fe	Si			YS	UTS	Mod	4DEI	A中的R	U型 (J)	V型 (J)		
		Aim	0.16	0.03		7.50	0.80	0.08			748	806	101	26.5	65.5	47	91		
V8778	铸锭	0.90	0.162	0.033	0.006	7.20	0.74	0.08	T		766	818	104	26.3	59.3	50	72		发明
V8779	Aim	0.70	0.13	0.03		7.50	0.80	0.08	L		686	750	103	24.3	65.8	48	78		发明
V8780	铸锭	0.67	0.145	0.034	0.009	7.54	0.77	0.09	T		704	763	105	25.5	62.0	46	86		
V8780	Aim	1.30	0.19	0.03		7.50	0.80	0.08	L		779	847	108.5	24.3	55.3	34	45		比较
V8780	铸锭	1.36	0.213	0.033	0.008	7.70	0.76	0.08	T		775	845	109	25.3	54.0	36	47		
V8781	Aim	1.00	0.16	0.03		7.00	0.60	0.08	L		694	757	104.5	23.8	63.3	50	77		发明
V8781	铸锭	1.01	0.163	0.032	0.006	7.05	0.58	0.09	T		700	771	106	24.5	58.5	45	65		
V8782	Aim	1.00	0.16	0.03		8.00	1.00	0.08	L		741	797	102	25.5	69.5	44	88		发明
V8782	铸锭	0.97	0.170	0.034	0.008	8.14	0.94	0.09	T		758	819	105	26.8	63.8	50	94		
V8783	Aim	1.00	0.10	0.03		7.00	0.80	0.08	L		677	735	105	28.0	65.0	55	72		发明
V8783	铸锭	1.01	0.121	0.033	0.007	7.12	0.75	0.09	T		692	754	105	27.8	62.5	53	96		
V8784	Aim	1.00	0.22	0.03		7.00	0.80	0.08	L		797	853	105	23.3	50	29	36		比较
V8784	铸锭	0.97	0.242	0.032	0.006	7.15	0.75	0.09	T		799	855	103	24.0	50.5	27	35		
V8785	Aim	1.30	0.19	0.08		7.50	0.80	0.12	L		833	885	111	25.3	58.3	52	42		发明
V8785	铸锭	1.44	0.178	0.085	0.002	7.58	0.72	0.12	T		787	847	106	24.8	49.3	36	45		
V8786	Aim	1.30	0.19	0.03		7.50	0.80	0.12	L		766	826	105	25.8	59.3	46	61		发明
V8786	铸锭	1.31	0.172	0.034	0.004	7.83	0.77	0.13	T		746	811	106	24.8	53.5	42	58		
V8787	Aim	0.70	0.13	0.03		7.00	0.60	0.08	L		630	725	103	23.5	60	65	128		发明
V8787	铸锭	0.73	0.126	0.033	0.003	7.21	0.57	0.09	T		622	721	103	25.8	63.8	63	130		

[0049] 如所示的,具有根据本发明的范围内的组成的钛合金呈现出在622MPa至787MPa之间的0.2%YS,在721至885之间的UTS,在23.5%至28.0%之间的4D断裂伸长率,在49.3%至

69.6%之间的面积减小率,在36J至65J之间的U形缺口夏比冲击能量,在42J至130J之间的V形缺口夏比冲击能量。相比之下,根据本发明范围之外的钛合金呈现出小于36J的夏比U形缺口的冲击能量。因此,诸如V8778、V8782和V8787的合金呈现出至少700MPa的0.2%YS,至少800MPa的UTS,至少100GPa的弹性模量,至少20%的4D断裂伸长率,至少40J的U形缺口夏比冲击能量,以及至少70J的V型缺口夏比冲击能量。

[0050] 实施例6

[0051] 以下表7所示的钛合金组成进行了车削机械加工性测试。特别地,进行了机械加工性V15测试,其中V15表示在15分钟内磨损的切削工具的速度。进给速度为0.1mm/rev,使用带有C5-DCLNL-35060-12刀架的CNMG 12 04 08-23H13A渐进式刀具,通过变速外径车削操作,径向切入深度为2mm。下表中示出了铝含量对变形机理的作用及其对机械加工性的影响,以及根据本发明制备的钛合金呈现出大于115m/min的机械加工性V15车削基准,与常规Ti-6Al-4V合金的机械加工性相比,其改善了至少150%。因此,与常规钛合金相比,本发明的钛合金呈现出改善的加工能力。

表7

合金编号	合金组成	Al	V	Si	Fe	O	V15 (m/min)	
V8772	1.2Al - 7.1V - .1Si - .8Fe	1.16	7.10	0.09	0.75	0.14	130	发明
V8773	1.3Al - 6.8V - .1Si - .6Fe	1.31	6.86	0.10	0.62	0.19	125	发明
V8754	1.9Al - 6.8V - .1Si - 1Fe	1.88	6.82	0.10	0.98	0.18	111	比较
V8761	3Al - 7V - .1Si - .8Fe	2.85	7.05	0.10	0.77	0.16	94	比较
Ti64	6Al - 4V	5.99	3.92	-	0.14	0.16	72	比较

[0052] 本发明提供了与Ti-6V-4Al相比具有增强的延展性并且与Ti-407合金相比具有增强的强度的钛合金。在本发明的一些方式中,钛合金包括在600MPa至850MPa之间的0.2%屈服强度,在700MPa至950MPa之间的极限拉伸强度,在20%至30%之间的断裂伸长率,在40%至80%之间的面积减小率,在30J至70J之间的夏比U形缺口冲击能量,和/或在40J至150J之间的夏比V型缺口冲击能量。例如,在本发明的一种方式中,钛合金包括在650MPa至850MPa之间的0.2%屈服强度,在750MPa至950MPa之间的极限拉伸强度,在22%至30%之间的断裂伸长率,在55%至75%之间的面积减小率,和/或在60J至100J之间的夏比V型缺口冲击能量。因此,此类钛合金可用于零件变形期间必须吸收高能量的应用中,包括冲击、爆炸冲击波或其他方式的冲击载荷,例如用于飞机发动机密封壳。

[0053] 如本文中所使用的,短语A、B和C中的至少一个应被解释为使用非排他性逻辑或来表示逻辑(A或B或C),并且不应被解释为意指“A中的至少一个、B中的至少一个和C中的至少一个”。

[0054] 除非另有明确指示,否则在描述本发明的范围时,指示机械/热性能、组成百分比、尺寸和/或公差或其他特征的所有数值应理解为由词语“约”或“近似”修饰。出于各种原因(包括工业实践、制造技术和测试能力),需要进行此修改。

[0055] 在此使用的术语仅出于描述特定示例方式的目的,并且不旨在限制。除非上下文另外明确指出,否则单数形式“一”、“一个”和“该”也可以旨在包括复数形式。术语“包括”和“具有”是开放性的,因此指定存在所述特征、整数、步骤、操作、元素和/或组件,但不排除存

在或增加一个或多个其他特征、整数、步骤、操作、元素、组件和/或其分组。除非明确标识为执行顺序,否则本文描述的方法步骤、过程和操作不应被解释为必须以所讨论或图示的特定顺序执行。还应理解,可以采用另外的或替代步骤。

[0056] 本发明的描述本质上仅是示例性的,因此,不脱离本发明的实质的示例旨在本发明的范围内。这样的示例不应被认为是脱离本发明的精神和范围。本发明的广泛教导可以以多种方式实施。因此,尽管本发明包括特定示例,但是本发明的真实范围不应受到限制,因为在研究附图、说明书和所附权利要求之后,其他修改将变得显而易见。

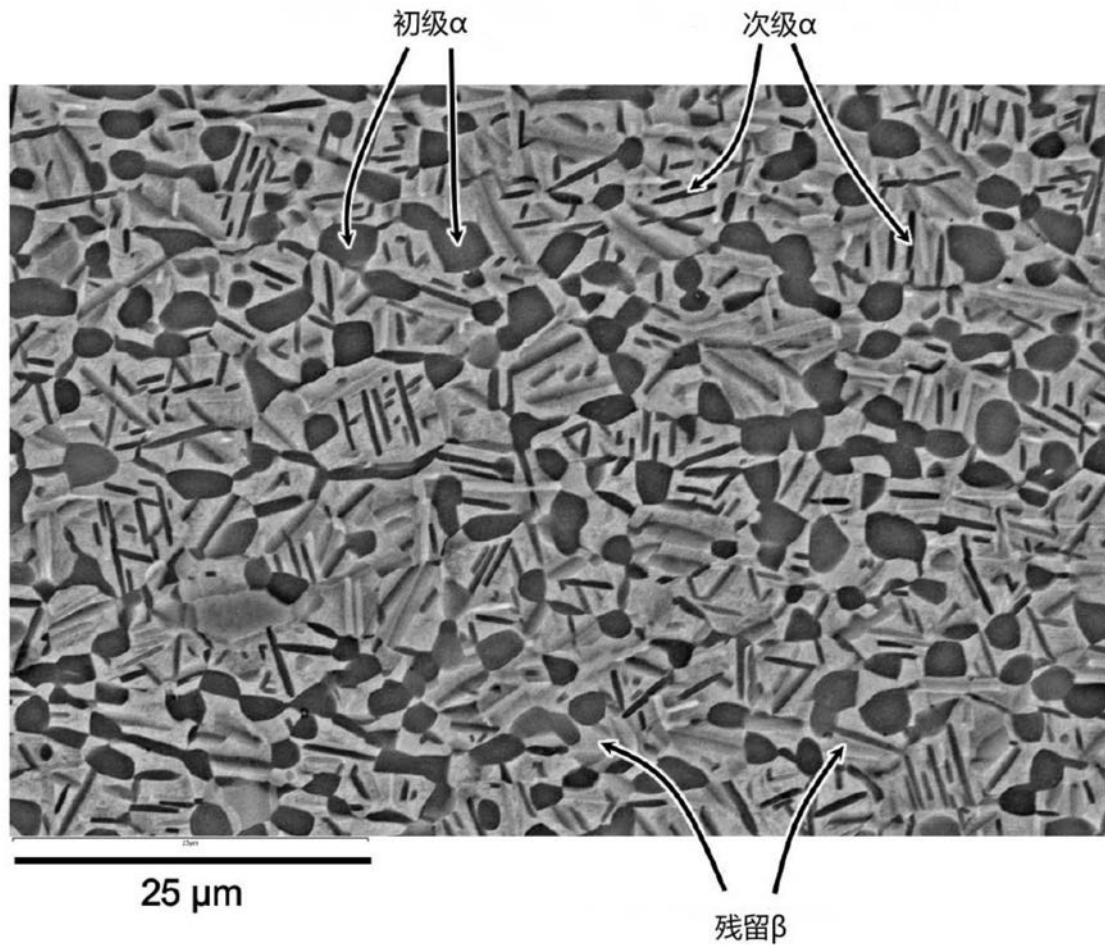


图1