



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 116648524 A

(43) 申请公布日 2023. 08. 25

(21) 申请号 202180088452.8

(51) Int. Cl.

(22) 申请日 2021.01.28

G22F 1/00 (2006.01)

(85) PCT国际申请进入国家阶段日  
2023.06.29

(86) PCT国际申请的申请数据  
PCT/JP2021/002965 2021.01.28

(87) PCT国际申请的公布数据  
W02022/162816 JA 2022.08.04

(71) 申请人 日本制铁株式会社  
地址 日本东京都

(72) 发明人 国枝知德 塚本元气 小池良树  
奥井利行 岳边秀德

(74) 专利代理机构 北京林达刘知识产权代理事  
务所(普通合伙) 11277  
专利代理师 刘新宇 李恩华

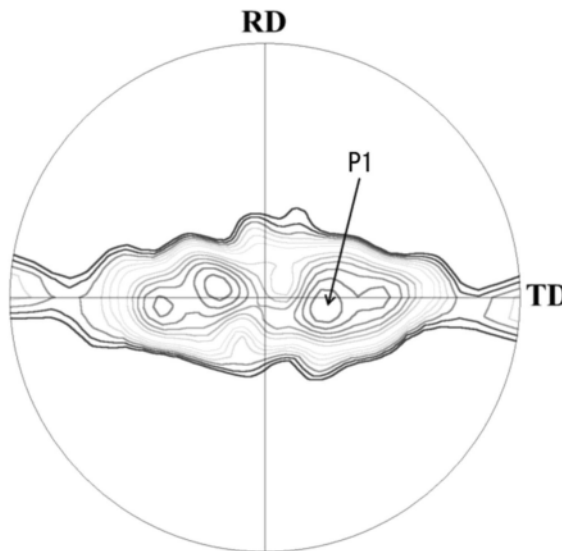
权利要求书3页 说明书24页 附图2页

(54) 发明名称

钛合金板和钛合金卷材以及钛合金板的制造方法和钛合金卷材的制造方法

(57) 摘要

该钛合金板含有规定的化学成分,  $\alpha$  相的面积率为80%以上、圆当量直径为 $1\ \mu\text{m}$ 以上的  $\alpha$  相的面积率大于53%, 在基于板厚方向的(0001)极图中, 对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为 $5^\circ$ 时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角为 $65^\circ$ 以下, 平均板厚为2.5mm以下。



1. 一种钛合金板,其以质量%计含有  
Al:大于4.0%且为6.6%以下、  
Fe:0%以上且2.3%以下、  
V:0%以上且4.5%以下、  
Si:0%以上且0.60%以下、  
C:0%以上且小于0.080%、  
N:0%以上且0.050%以下、  
O:0%以上且0.40%以下、  
Ni:0%以上且小于0.15%、  
Cr:0%以上且小于0.25%、以及  
Mn:0%以上且小于0.25%、  
余量为Ti和杂质,  
所述钛合金板的 $\alpha$ 相的面积率为80%以上、  
圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率大于53%、  
在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图  
通过展开系数为16、高斯半高宽为 $5^\circ$ 时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与  
板厚方向所成的角为 $65^\circ$ 以下,  
所述钛合金板的平均板厚为2.5mm以下。
2. 根据权利要求1所述的钛合金板,其具有由长径比为3.0以下的等轴组织和长径比大  
于3.0且在长度方向上延伸的带状组织构成的显微组织,  
所述等轴组织的平均晶粒直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以上且 $20.0\mu\text{m}$ 以下,  
相对于所述显微组织的面积的所述带状组织的面积率为10.0%以下。
3. 根据权利要求1或2所述的钛合金板,其以质量%计含有Fe:0.5%以上且2.3%以下、  
或V:2.5%以上且4.5%以下中的任一者。
4. 根据权利要求1~3中任一项所述的钛合金板,其以质量%计含有选自Ni:小于  
0.15%、Cr:小于0.25%以及Mn:小于0.25%组成的组中的1种或2种以上来代替一部分的所  
述Fe或所述V。
5. 根据权利要求1~4中任一项所述的钛合金板,其中,25°C下的长度方向的0.2%屈服  
强度或25°C下的宽度方向的0.2%屈服强度中的较小者为700MPa以上且1200MPa以下。
6. 根据权利要求1~5中任一项所述的钛合金板,其中,  
在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图  
通过展开系数为16、高斯半高宽为 $5^\circ$ 时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与  
宽度方向所成的角为 $10^\circ$ 以下,  
宽度方向的0.2%屈服强度与长度方向的0.2%屈服强度之比为1.05以上且1.18以下。
7. 根据权利要求1~5中任一项所述的钛合金板,其中,  
在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图  
通过展开系数为16、高斯半高宽为 $5^\circ$ 时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与  
板厚方向所成的角为 $35^\circ$ 以下,  
宽度方向的0.2%屈服强度与长度方向的0.2%屈服强度之比为0.85以上且1.10以下。

8. 根据权利要求1~7中任一项所述的钛合金板,其中,板厚的尺寸精度相对于所述平均板厚为5.0%以下。

9. 一种钛合金卷材,其以质量%计含有

Al:大于4.0%且为6.6%以下、

Fe:0%以上且2.3%以下、

V:0%以上且4.5%以下、

Si:0%以上且0.60%以下、

C:0%以上且小于0.080%、

N:0%以上且0.050%以下、

O:0%以上且0.40%以下、

Ni:0%以上且小于0.15%、

Cr:0%以上且小于0.25%、以及

Mn:0%以上且小于0.25%、

余量为Ti和杂质,

所述钛合金卷材的 $\alpha$ 相的面积率为80%以上、

圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率大于53%、

在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为 $5^\circ$ 时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角为 $65^\circ$ 以下,

所述钛合金卷材的平均板厚为2.5mm以下。

10. 一种权利要求1~8中任一项所述的钛合金板的制造方法,其具有以下工序:

冷轧工序,在钛坯料的长度方向上进行1次以上的冷轧道次,所述钛坯料以质量%计含有Al:大于4.0%且为6.6%以下、Fe:0%以上且2.3%以下、V:0%以上且4.5%以下、Si:0%以上且0.60%以下、C:0%以上且小于0.080%、N:0%以上且0.050%以下、O:0%以上且0.40%以下、Ni:0%以上且小于0.15%、Cr:0%以上且小于0.25%、以及Mn:0%以上且小于0.25%,余量为Ti和杂质;以及

最终退火工序,对最后的所述冷轧道次后的所述钛坯料进行退火,

所述冷轧工序中平均每一次所述冷轧道次的轧制率大于30%,且总轧制率为60%以上。

11. 根据权利要求10所述的钛合金板的制造方法,其中,

所述冷轧工序进行多个所述冷轧道次时,在多个所述冷轧道次之间包括对所述钛坯料进行退火的中间退火工序,所述中间退火工序和所述最终退火工序的退火条件为如下条件:退火温度为 $600^\circ\text{C}$ 以上且 $(T_\beta - 50)^\circ\text{C}$ 以下,且所述退火温度 $T(^\circ\text{C})$ 与所述退火温度下的保持时间 $t$ (秒)满足下述式(1),

$$22000 \leq (T + 273.15) \times (\log_{10}(t) + 20) \leq 27000 \cdots \text{式(1)}$$

式中, $T_\beta$ 为 $\beta$ 相变点( $^\circ\text{C}$ )。

12. 一种权利要求1~8中任一项所述的钛合金板的制造方法,其具有以下工序:

冷交叉轧制工序,在钛坯料的长度方向和宽度方向上进行冷轧道次,所述钛坯料以质量%计含有Al:大于4.0%且为6.6%以下、Fe:0%以上且2.3%以下、V:0%以上且4.5%以

下、Si:0%以上且0.60%以下、C:0%以上且小于0.080%、N:0%以上且0.050%以下、O:0%以上且0.40%以下、Ni:0%以上且小于0.15%、Cr:0%以上且小于0.25%、以及Mn:0%以上且小于0.25%，余量为Ti和杂质；以及

最终退火工序，对所述冷交叉轧制工序后的钛坯料进行退火，

所述冷交叉轧制工序中的总轧制率为60%以上，

所述长度方向的轧制率相对于所述宽度方向的轧制率之比、即交叉轧制比为0.05以上且20.00以下。

13. 根据权利要求12所述的钛合金板的制造方法，其中，

所述冷交叉轧制工序进行多个所述冷轧道次时，在多个所述冷轧道次之间包括对所述钛坯料进行退火的中间退火工序，所述中间退火工序和所述最终退火工序的退火条件为如下条件：退火温度为600℃以上且 $(T_{\beta}-50)$ ℃以下，且所述退火温度 $T$ (℃)与所述退火温度下的保持时间 $t$ (秒)满足下述式(1)，

$$22000 \leq (T+273.15) \times (\log_{10}(t)+20) \leq 27000 \cdots \text{式(1)}$$

式中， $T_{\beta}$ 为 $\beta$ 相变点(℃)。

14. 一种根据权利要求9所述的钛合金卷材的制造方法，其包括以下工序：

冷轧工序，在钛坯料的长度方向上进行1次以上的冷轧道次，所述钛坯料以质量%计含有Al:大于4.0%且为6.6%以下、Fe:0%以上且2.3%以下、V:0%以上且4.5%以下、Si:0%以上且0.60%以下、C:0%以上且小于0.080%、N:0%以上且0.050%以下、O:0%以上且0.40%以下、Ni:0%以上且小于0.15%、Cr:0%以上且小于0.25%、以及Mn:0%以上且小于0.25%，余量为Ti和杂质；以及

最终退火工序，对最后的所述冷轧道次后的所述钛坯料进行退火，

所述冷轧工序中平均每一次所述冷轧道次的轧制率大于30%，且总轧制率为60%以上。

## 钛合金板和钛合金卷材以及钛合金板的制造方法和钛合金卷材的制造方法

### 技术领域

本公开涉及一种钛合金板和钛合金卷材以及钛合金板的制造方法和钛合金卷材的制造方法。

### 背景技术

钛是一种轻量、高强度且耐腐蚀性优异的材料,且从轻量化、提高燃烧消耗率的角度出发,是一种可适用于飞机领域的材料。因此,与飞机的各结构构件所要求的特性相对应的钛合金的开发正在盛行。

例如,专利文献1中公开了一种 $\alpha+\beta$ 型钛合金线材,其含有1.4%以上且小于2.1%的Fe、4.4%以上且小于5.5%的Al、余量钛和杂质。

专利文献2中公开了一种 $\alpha+\beta$ 型钛合金棒材,其含有0.5%以上且小于1.4%的Fe、4.4%以上且小于5.5%的Al、余量钛和杂质。

专利文献3中公开了一种基于叠板轧制的Ti-6Al-4V合金薄板的制造方法,其为将一片或多片板状的芯材用间隔材料和覆盖材料覆盖而形成叠轧板材,对该叠轧板材进行轧制而使芯材减厚的薄板的制造方法,其特征在于,对于各自的初始板厚而言以芯材相对于叠轧板材的比率至少为0.25以上的方式来设定覆盖材料的板厚。

专利文献4中公开了一种基于叠板轧制的Ti-6Al-4V合金薄板的制造方法,其为将一片或多片板状的芯材用间隔材料和覆盖材料覆盖而形成复合材料,对该复合材料进行轧制而使芯材减厚的薄板的制造方法,其特征在于,对于复合材料的减厚前后的板厚的压下比为3以上的轧制,将每1道次的轧制率设为15%以上。

专利文献5中公开了一种钛合金薄板的制造方法,其特征在于,在与热轧方向相同的方向以总轧制率67%以上对钛合金的热轧退火板进行冷轧,接着以650~900°C之间的温度进行退火,所述钛合金以重量%计含有Al:2.5~3.5%、V:2.0~3.0%、余量Ti和普通杂质。

专利文献6中公开了一种 $\alpha+\beta$ 型钛合金薄板的制造方法,其特征在于,在 $\alpha+\beta$ 型钛合金冷轧板的制造工序中,在退火温度:( $\beta$ 相变点-25°C)以上且小于 $\beta$ 相变点的温度范围、退火时间:0.5~4小时、加热保持后的冷却速度:0.5~5°C/秒、实施上述冷却速度下的冷却的温度区间:至300°C以下为止的条件下,进行在冷轧后实施的中间退火。

专利文献7中公开了一种 $\alpha+\beta$ 型钛合金薄板,其特征在于,该 $\alpha+\beta$ 型钛合金薄板含有:以Mo当量计为2.0~4.5质量%的完全固溶型 $\beta$ 稳定化元素的至少1种、以Fe当量计为0.3~2.0质量%的共析型 $\beta$ 稳定化元素的至少1种、以Al当量计大于3.0质量%且为5.5质量%以下的 $\alpha$ 稳定化元素的至少1种,余量为Ti和不可避免的杂质,其中, $\alpha$ 相的平均粒径为5.0 $\mu\text{m}$ 以下、并且 $\alpha$ 相的最大粒径为10.0 $\mu\text{m}$ 以下, $\alpha$ 相的平均长径比为2.0以下、并且 $\alpha$ 相的最大长径比为5.0以下。

专利文献8中公开了一种冷轧性和冷加工时的处理性优异的 $\alpha+\beta$ 型钛合金板,其特

征在于,该 $\alpha+\beta$ 型钛合金板为 $\alpha+\beta$ 型钛合金热轧板,(a)将热轧板的法线方向(板厚方向)设为ND,将热轧方向设为RD,将热轧板宽度方向设为TD,将 $\alpha$ 相的(0001)面的法线方向设为c轴方位,将c轴方位与ND所成的角设为 $\theta$ ,将包含c轴方位和ND的面与包含ND和TD的面所成的角设为 $\Phi$ , (b1)将 $\theta$ 为0度以上且30度以下,且 $\Phi$ 落入全周(-180度~180度)的晶粒引起的X射线的(0002)反射相对强度中的最强强度设为XND, (b2)将 $\theta$ 为80度以上且小于100度,且 $\Phi$ 落入 $\pm 10$ 度的晶粒引起的X射线的(0002)反射相对强度中的最强强度设为XTD, (c) XTD/XND为5.0以上。

专利文献9中公开了一种冷加工时的卷材(带材)的处理性优异的高强度 $\alpha+\beta$ 型钛合金板,其特征在于,该 $\alpha+\beta$ 型钛合金板以质量%计含有Fe:0.8~1.5%、Al:4.8~5.5%、N:0.030%以下,且含有将O的含量(质量%)设为[O]、将N的含量(质量%)设为[N]时满足由 $Q(\%) = [O] + 2.77 \cdot [N]$ 定义的 $Q(\%) = 0.14 \sim 0.38$ 的范围的O和N,余量含有Ti和不可避免的杂质, (a)将热轧板的法线方向设为ND,将热轧方向设为RD,将热轧板宽度方向设为TD,将 $\alpha$ 相的(0001)面的法线方向设为c轴方位,将c轴方位与ND所成的角设为 $\theta$ ,将包含c轴方位和ND方向的面与包含ND和TD的面所成的角设为 $\Phi$ , (b1)将 $\theta$ 为0度以上且30度以下,且 $\Phi$ 落入全周(-180度~180度)的晶粒引起的X射线的(0002)反射相对强度中的最强强度设为XND, (b2)将 $\theta$ 为80度以上且小于100度,且 $\Phi$ 落入 $\pm 10$ 度的晶粒引起的X射线的(0002)反射相对强度中的最强强度设为XTD, (c) XTD/XND为4.0以上。

专利文献10中公开了一种 $\alpha+\beta$ 型钛合金薄板的制造方法,其特征在于,在对通过轧制或锻造制造的 $\alpha+\beta$ 型钛合金薄板实施压下率20%以上的冷轧后,以700℃以上且 $\beta$ 相变点以下的温度进行退火,从而得到具有细小的等轴 $\alpha$ 组织的板。

非专利文献1中公开了一种 $\alpha+\beta$ 钛合金薄板,其在轧制方向和与轧制方向垂直的方向的强度上具有各向异性。

非专利文献2中公开了一种 $\alpha+\beta$ 钛合金薄板,其以比 $\beta$ 相变点高的温度进行热轧,以降低轧制方向和与轧制方向垂直的方向的强度的各向异性。

#### 现有技术文献

##### 专利文献

专利文献1:日本国特开平7-62474号公报

专利文献2:日本国特开平7-70676号公报

专利文献3:日本国特开2001-300603号公报

专利文献4:日本国特开2001-300604号公报

专利文献5:日本国特开昭61-147864号公报

专利文献6:日本国特开平1-127653号公报

专利文献7:日本国特开2013-227618号公报

专利文献8:国际公开第2012/115242号

专利文献9:国际公开第2012/115243号

专利文献10:日本国特开昭62-33750号公报

##### 非专利文献

非专利文献1:KOBEL STEEL ENGINEERING REPORTS/Vol.59、No.1(2009)、P.81~84

非专利文献2:KOBEL STEEL ENGINEERING REPORTS/Vol.60、No.2(2010)、P.50~54

## 发明内容

### 发明要解决的问题

另外,在飞机的结构构件中要求更高强度的构件中使用的钛材含有较多的Al,但由于热轧或冷轧中的变形阻力大,因此在制造薄板时有时会超过轧机的容许载荷。因此,难以用以往的热轧方法或冷轧方法来制造高强度的钛合金薄板。

本公开是鉴于上述问题而完成的,本公开的目的在于,提供一种具有高强度的钛合金板和钛合金卷材以及该钛合金板的制造方法和该钛合金卷材的制造方法。

### 用于解决问题的方案

本发明人等发现,钛合金薄板通过含有规定量的Al,并且制成在基于板厚方向的(0001)极图中晶粒的聚集度的峰相对于最终轧制的宽度方向存在于规定的角度以内的织构,从而具有高强度,并且加工性优异。并且,发现了通过冷轧制造能够同时实现这样的化学组成和织构的钛合金板的方法,从而完成了本公开。

基于上述认知完成的本公开的主要内容如下。

(1) 本公开的一个方式涉及的钛合金板以质量%计含有Al:大于4.0%且为6.6%以下、Fe:0%以上且2.3%以下、V:0%以上且4.5%以下、Si:0%以上且0.60%以下、C:0%以上且小于0.080%、N:0%以上且0.050%以下、O:0%以上且0.40%以下、Ni:0%以上且小于0.15%、Cr:0%以上且小于0.25%、以及Mn:0%以上且小于0.25%,余量为Ti和杂质,所述钛合金板的 $\alpha$ 相的面积率为80%以上、圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率大于53%,在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为 $5^\circ$ 时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角为 $65^\circ$ 以下,所述钛合金板的平均板厚为2.5mm以下。

(2) 上述(1)所述的钛合金板具有由长径比为3.0以下的等轴组织和长径比大于3.0且在长度方向上延伸的带状组织构成的显微组织,所述等轴组织的平均晶粒直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以上且 $20.0\mu\text{m}$ 以下,相对于所述显微组织的面积的所述带状组织的面积率可以为10.0%以下。

(3) 上述(1)或(2)所述的钛合金板以质量%计含有Fe:0.5%以上且2.3%以下、或V:2.5%以上且4.5%以下中的任一者。

(4) 上述(1)~(3)中任一项所述的钛合金板以质量%计含有选自由Ni:小于0.15%、Cr:小于0.25%以及Mn:小于0.25%组成的组中的1种或2种以上来代替一部分的所述Fe或所述V。

(5) 上述(1)~(4)中任一项所述的钛合金板,其中,25°C下的长度方向的0.2%屈服强度或25°C下的宽度方向的0.2%屈服强度中的较小者可以为700MPa以上且1200MPa以下。

(6) 上述(1)~(5)中任一项所述的钛合金板,其中,在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为 $5^\circ$ 时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与宽度方向所成的角为 $10^\circ$ 以下,宽度方向的0.2%屈服强度与长度方向的0.2%屈服强度之比可以为1.05以上且1.18以下。

(7) 上述(1)~(5)中任一项所述的钛合金板,其中,在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为

5°时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角为35°以下,宽度方向的0.2%屈服强度与长度方向的0.2%屈服强度之比可以为0.85以上且1.10以下。

(8) 上述(1)~(7)中任一项所述的钛合金板,其中,板厚的尺寸精度相对于所述平均板厚可以为5.0%以下。

(9) 本公开的另一个方式涉及的钛合金卷材以质量%计含有Al:大于4.0%且为6.6%以下、Fe:0%以上且2.3%以下、V:0%以上且4.5%以下、Si:0%以上且0.60%以下、C:0%以上且小于0.080%、N:0%以上且0.050%以下、O:0%以上且0.40%以下、Ni:0%以上且小于0.15%、Cr:0%以上且小于0.25%、以及Mn:0%以上且小于0.25%,余量为Ti和杂质,所述钛合金卷材的 $\alpha$ 相的面积率为80%以上、圆当量直径为1 $\mu$ m以上的 $\alpha$ 相的面积率大于53%,在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为5°时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角为65°以下,所述钛合金卷材的平均板厚为2.5mm以下。

(10) 本公开的又一个方式涉及的钛合金板的制造方法为上述(1)~(8)中任一项所述的钛合金板的制造方法,其具有以下工序:冷轧工序,在钛坯料的长度方向上进行1次以上的冷轧道次,所述钛坯料以质量%计含有Al:大于4.0%且为6.6%以下、Fe:0%以上且2.3%以下、V:0%以上且4.5%以下、Si:0%以上且0.60%以下、C:0%以上且小于0.080%、N:0%以上且0.050%以下、O:0%以上且0.40%以下、Ni:0%以上且小于0.15%、Cr:0%以上且小于0.25%、以及Mn:0%以上且小于0.25%,余量为Ti和杂质;以及最终退火工序,对最后的所述冷轧道次后的所述钛坯料进行退火,所述冷轧工序中平均每一次所述冷轧道次的轧制率大于30%,且总轧制率为60%以上。

(11) 上述(10)所述的钛合金板的制造方法,其中,在进行多个所述冷轧道次时,在多个所述冷轧道次之间包括对所述钛坯料进行退火的中间退火工序,所述中间退火工序和所述最终退火工序的退火条件为如下条件:退火温度为600°C以上且( $T_{\beta}-50$ )°C以下,且所述退火温度 $T$ (°C)与所述退火温度下的保持时间 $t$ (秒)满足下述式(1)。

$$22000 \leq (T+273.15) \times (\log_{10}(t)+20) \leq 27000 \cdots \text{式(1)}$$

式中, $T_{\beta}$ 为 $\beta$ 相变点(°C)。

(12) 本公开的又一个方式涉及的钛合金板的制造方法为上述(1)~(8)中任一项所述的钛合金板的制造方法,其具有以下工序:冷交叉轧制工序,在钛坯料的长度方向和宽度方向上进行冷轧道次,所述钛坯料以质量%计含有Al:大于4.0%且为6.6%以下、Fe:0%以上且2.3%以下、V:0%以上且4.5%以下、Si:0%以上且0.60%以下、C:0%以上且小于0.080%、N:0%以上且0.050%以下、O:0%以上且0.40%以下、Ni:0%以上且小于0.15%、Cr:0%以上且小于0.25%、以及Mn:0%以上且小于0.25%,余量为Ti和杂质;以及最终退火工序,对所述冷交叉轧制工序后的钛坯料进行退火,所述冷交叉轧制工序中的总轧制率为60%以上,所述长度方向的轧制率相对于所述宽度方向的轧制率之比、即交叉轧制比为0.05以上且20.00以下。

(13) 上述(12)所述的钛合金板的制造方法中,所述冷轧工序或所述冷交叉轧制工序进行多个所述冷轧道次时,在多个所述冷轧道次之间包括对所述钛坯料进行退火的中间退火工序,所述中间退火工序和所述最终退火工序的退火条件为如下条件:退火温度为600°C以上且( $T_{\beta}-50$ )°C以下,且所述退火温度 $T$ (°C)与所述退火温度下的保持时间 $t$ (秒)满足

下述式(1)。

$$22000 \leq (T+273.15) \times (\log_{10}(t)+20) \leq 27000 \cdots \text{式(1)}$$

式中,  $T_{\beta}$ 为 $\beta$ 相变点( $^{\circ}\text{C}$ )。

(14)本公开的又一个方式涉及的钛合金卷材的制造方法为上述(9)所述的钛合金卷材的制造方法,其包括以下工序:冷轧工序,在钛坯料的长度方向上进行1次以上的冷轧道次,所述钛坯料以质量%计含有Al:大于4.0%且为6.6%以下、Fe:0%以上且2.3%以下、V:0%以上且4.5%以下、Si:0%以上且0.60%以下、C:0%以上且小于0.080%、N:0%以上且0.050%以下、O:0%以上且0.40%以下、Ni:0%以上且小于0.15%、Cr:0%以上且小于0.25%、以及Mn:0%以上且小于0.25%,余量为Ti和杂质;以及最终退火工序,对最后的所述冷轧道次后的所述钛坯料进行退火,所述冷轧工序中平均每一次所述冷轧道次的轧制率大于30%,且总轧制率为60%以上。

发明的效果

如上所述,根据本公开,能够提供一种具有高强度的钛合金板和钛合金卷材以及该钛合金板的制造方法和该钛合金卷材的制造方法。

## 附图说明

图1为本公开的一个实施方式涉及的钛合金板的基于板厚方向(ND)的(0001)极图的一个例子。

图2为用于说明表示聚集度的峰的方向与宽度方向所成的角的图。

图3为示出该实施方式涉及的钛合金板的光学显微镜照片的一个例子的图。

图4为示出带状组织的一个例子的光学显微镜照片。

图5为用于说明平均板厚的测定方法的示意图。

## 具体实施方式

以下,参照附图,对本公开的优选实施方式进行详细说明。需要说明的是,按照以下顺序进行说明。

1. 钛合金板

2. 钛合金板的制造方法

<1. 钛合金板>

首先,参照图1~5,对本实施方式涉及的钛合金板进行说明。图1为本实施方式涉及的钛合金板的基于板厚方向(ND)的(0001)极图的一个例子。图2为用于说明表示聚集度的峰的方向与宽度方向所成的角的图。图2中的基于板厚方向(ND)的(0001)极图与图1相同。图3为示出本实施方式涉及的钛合金板的光学显微镜照片的一个例子的图。图4为示出带状组织的一个例子的光学显微镜照片。图5为用于说明平均板厚的测定方法的示意图。需要说明的是,详细情况后述,本实施方式涉及的钛合金板可以通过包括冷轧工序的方法来制造。

(1.1. 化学组成)

首先,对本实施方式的钛合金板所含有的化学成分进行说明。本实施方式涉及的钛合金板以质量%计含有Al:大于4.0%且为6.6%以下、Fe:0%以上且2.3%以下、V:0%以

上且4.5%以下、Si:0%以上且0.60%以下、C:0%以上且小于0.080%、N:0%以上且0.050%以下、O:0%以上且0.40%以下、Ni:0%以上且小于0.15%、Cr:0%以上且小于0.25%、以及Mn:0%以上且小于0.25%，余量为Ti和杂质。需要说明的是，以下，在化学成分的说明中，如果没有特别说明，“%”表示的是“质量%”。

Al为 $\alpha$ 相稳定化元素，且为固溶强化能力高的元素。Al含量增加的话，室温的拉伸强度会变高。如果Al含量大于4.0%，则可以得到高拉伸强度。进而，冷轧前的热轧板能够维持高冷轧性。Al含量优选为4.5%以上，更优选为4.6%以上。另一方面，当Al含量大于6.6%时，冷轧前的热轧板的冷轧性显著降低，并且局部生成因凝固偏析等而Al过度固溶的区域，Al规则化。通过该Al规则化的区域，钛合金板的冲击韧性降低。因此，Al含量为6.6%以下，优选为6.5%以下，更优选为6.4%以下。

Fe为 $\beta$ 相稳定化元素。Fe为固溶强化能力高的元素，因此Fe含量增加的话，室温下的拉伸强度会变高。另外， $\beta$ 相与 $\alpha$ 相相比具有较高的加工性，因此若增加Fe含量，则钛合金板的加工性提高，能够提高尺寸精度。Fe在钛合金板中不是必须的，因此其含量的下限值为0%。但是，为了维持室温下加工性良好的 $\beta$ 相，同时获得所期望的拉伸强度，Fe含量优选为0.5%以上。Fe含量更优选为0.7%以上。另一方面，Fe为非常容易凝固偏析的元素，因此Fe含量过多的话，Fe会局部偏析，Fe偏析的部分和未偏析的部分有时会产生特性的偏差。另外，如果在钛合金板中过量含有Fe，则有时疲劳强度降低。因此，Fe含量优选为2.3%以下。Fe含量更优选为2.1%以下，进一步优选为2.0%以下。需要说明的是，Fe比V或Si等 $\beta$ 相稳定化元素便宜。

本实施方式涉及的钛合金板中可以含有的Fe也可以用V代替。V为完全固溶型的 $\beta$ 相稳定化元素，且为具有固溶强化能力的元素。V在钛合金板中不是必须的，因此其含量的下限值为0%。但是，为了得到与上述Fe相同的固溶强化能力，V含量优选为2.5%以上。V含量更优选为3.0%以上。如果用V代替Fe，则成本变高，但由于V与Fe相比难以偏析，因此抑制了偏析引起的特性的偏差。其结果，在钛合金板的长度方向和宽度方向上容易得到稳定的特性。为了抑制V的偏析引起的特性的偏差，V含量优选为4.5%以下。如上所述，V与Fe相比难以偏析，因此在制造大型铸锭时，优选为在钛坯料中含有V。

Si为 $\beta$ 相稳定化元素，但在 $\alpha$ 相中也能固溶，显示出高固溶强化能力。如上所述，Fe在钛合金板中含有超过2.3%时有时会偏析，因此根据需要也可以含有Si而使钛合金板高强度化。另外，Si具有与下述O相反的偏析倾向，而且O难以凝固偏析，因此通过在钛合金板中含有适量的Si和O，可以期待兼顾高疲劳强度和拉伸强度。另一方面，如果Si含量多，则有时会形成被称为硅化物的Si的金属间化合物，钛合金板的疲劳强度降低。如果Si含量为0.60%以下，则会抑制粗大的硅化物的生成，抑制疲劳强度的降低。因此，Si含量优选为0.60%以下。Si含量更优选为0.50%以下，进一步优选为0.40%以下。Si在钛合金板中不是必须的，因此其含量的下限值为0%，但Si含量例如可以为0.10%以上。

如果在钛合金板中大量含有C，则有时会降低钛合金板的延性或加工性。因此，C含量优选为小于0.080%。C在钛合金板中不是必须的，因此其含量的下限值为0%。需要说明的是，C为不可避免地混入的物质，其实质上的含量通常为0.0001%以上。C含量更优选为0.060%以下。

与C同样地，如果在钛合金板中大量含有N，则有时会降低钛合金板的延性或加工

性。因此,N含量的上限优选为0.050%。N在钛合金板中不是必须的,因此其含量的下限值为0%。需要说明的是,N为不可避免地混入的物质,其实质上的含量通常为0.0001%以上。N含量更优选为0.04%以下。

与C同样地,如果在钛合金板中大量含有O,则有时会降低钛合金板的延性或加工性。因此,O含量的上限优选为0.40%,更优选为0.38%,进一步优选为0.35%。O在钛合金板中不是必须的,因此其含量的下限值为0%。需要说明的是,O为不可避免地混入的物质,其实质上的含量通常为0.01%以上。

与Fe或V同样地,Ni为提高拉伸强度和加工性的元素。但是,如果Ni含量为0.15%以上,则有时会生成作为平衡相的金属间化合物 $Ti_2Ni$ ,钛合金板的疲劳强度和室温延性劣化。因此,Ni含量优选为小于0.15%。Ni含量更优选为0.14%以下、0.12%以下,进一步优选为0.11%以下。Ni在钛合金板中不是必须的,因此其含量的下限值为0%,但Ni含量例如可以为0.01%以上。

与Fe或V同样地,Cr为提高拉伸强度和加工性的元素。但是,如果Cr含量为0.25%以上,则有时会生成作为平衡相的金属间化合物 $TiCr_2$ ,钛合金板的疲劳强度和室温延性劣化。因此,Cr含量优选为小于0.25%。Cr含量更优选为0.24%以下、0.21%以下。Cr在钛合金板中不是必须的,因此其含量的下限值为0%,但Cr含量例如可以为0.01%以上。

与Fe或V同样地,Mn为提高拉伸强度和加工性的元素。但是,如果Mn含量为0.25%以上,则有时会生成作为平衡相的金属间化合物 $TiMn$ ,钛合金板的疲劳强度和室温延性劣化。因此,Mn含量优选为小于0.25%。Mn含量更优选为0.24%以下,进一步优选为0.20%以下。Mn在钛合金板中不是必须的,因此其含量的下限值为0%,但Mn含量例如可以为0.01%以上。

当考虑到上述化学成分的效果时,本实施方式涉及的钛合金优选作为任选元素含有Fe:0.5~2.3%或V:2.5~4.5%中的任一者、Si:0~0.60%,还含有C:小于0.080%、N:0.050%以下以及O:0.40%以下。

另外,当考虑到上述化学成分的效果时,在该钛合金板含有Fe:0.5~2.3%或V:2.5~4.5%中的任一者的情况下,本实施方式涉及的钛合金板优选含有选自由Ni:小于0.15%、Cr:小于0.25%、以及Mn:小于0.25%组成的组中的1种或2种以上来代替一部分的Fe或V。

在本实施方式涉及的钛合金板含有Fe的情况下,当含有选自由Ni:小于0.15%、Cr:小于0.25%、以及Mn:小于0.25%组成的组中的1种或2种以上时,Fe、Ni、Cr和Mn的总量优选为0.5%以上且2.3%以下。当Fe、Ni、Cr和Mn的总量为0.5%以上时,可得到高拉伸强度。另外,当Fe、Ni、Cr和Mn的总量为0.5%以上时,能够维持室温下加工性良好的 $\beta$ 相且钛合金板的加工性提高,因此能够提高尺寸精度。另外,当Fe、Ni、Cr和Mn的总量为2.3%以下时,这些元素的偏析被抑制,由此能够抑制钛合金板的特性的偏差。

另外,在本实施方式涉及的钛合金板含有V的情况下,当含有选自由Ni:小于0.15%、Cr:小于0.25%、以及Mn:小于0.25%组成的组中的1种或2种以上时,V、Ni、Cr和Mn的总量优选为2.5%以上且4.5%以下。当V、Ni、Cr和Mn的总量为2.5%以上时,可得到高拉伸强度。另外,当V、Ni、Cr和Mn的总量为2.5%以上时,能够维持室温下加工性良好的 $\beta$ 相且钛合金板的加工性提高,因此能够提高尺寸精度。另外,当Fe、Ni、Cr和Mn的总量为4.5%以

下时,这些元素的偏析被抑制,由此能够抑制钛合金板的特性的偏差。

本实施方式涉及的钛合金板的化学组成的余量可以为Ti和杂质。杂质例如是从在精炼工序等中混入的H、Cl、Na、Mg、Ca、B和废料等中混入的Zr、Sn、Mo、Nb、Ta、Cu。杂质在总量为0.5%以下时为没有问题的水平。另外,H含量为150ppm以下。B在铸块内有可能成为粗大的析出物。因此,即使在作为杂质被含有的情况下,也优选尽量抑制B含量。在本实施方式涉及的钛合金板中,优选将B含量设为0.01%以下。

需要说明的是,在本实施方式涉及的钛合金板含有0.5~2.3%的Fe的情况下,钛合金板中含有的V有时只含有被视为杂质的量,在本实施方式涉及的钛合金板含有2.5~4.5%的V的情况下,钛合金板中含有的Fe有时只含有被视为杂质的量。

另外,本实施方式涉及的钛合金板只要具有高强度且能够得到优异的尺寸精度,当然也可以取代Ti而含有各种元素。对于作为杂质例示的元素,同样地只要钛合金板具有高强度且具有优异的尺寸精度,也可以含有被视为杂质的量以上的量。

如上所述,本实施方式涉及的钛合金板可以具有上述化学成分。更具体而言,本实施方式涉及的钛合金板的化学组成例如可以为Ti-6Al-4V、Ti-6Al-4V ELI、Ti-5Al-1Fe。

### (1.2. 织构和显微组织)

接着,对本实施方式涉及的钛合金板的织构和显微组织进行说明。

#### [织构]

本实施方式涉及的钛合金板具有如下织构:在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射(EBSD)法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为 $5^\circ$ 时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角为 $65^\circ$ 以下。一般来说,如果以 $\beta$ 域或 $\beta$ 相比比例高的 $\alpha+\beta$ 高温域的温度沿一个方向高速地进行热轧,则在从 $\beta$ 相相变为 $\alpha$ 相时,钛合金会根据变量选择定则在轧制面形成密排六方结构(hexagonal close-packed、hcp)的c轴沿与长度方向垂直的宽度方向取向的织构(T-texture)。在hcp的c轴沿宽度方向取向的织构中,在宽度方向和长度方向的拉伸特性上产生大的各向异性。如果宽度方向和长度方向的拉伸特性具有大的各向异性,则在加工时会产生不良情况。EBSD法的采用球谐函数法的反极图的通过织构分析(展开系数=16、高斯半高宽= $5^\circ$ )而计算得出的表示聚集度的峰的方向对应于hcp的c轴的取向程度最高的方向。本实施方式涉及的钛合金板在基于板厚方向的(0001)极图中,hcp的c轴的取向程度最高的方向(表示聚集度的峰的方向)与板厚方向所成的角为 $65^\circ$ 以下,由此能够减小各向异性,确保高加工性,从而能够提高尺寸精度。在基于板厚方向的(0001)极图中,hcp的c轴的取向程度最高的方向与板厚方向所成的角优选为 $60^\circ$ 以下,更优选为 $55^\circ$ 以下,进一步优选为 $35^\circ$ 以下。hcp的c轴的取向程度最高的方向与板厚方向所成的角的下限值并无特别限制,但为 $0^\circ$ 以上。在通过单向轧制来制造钛合金板的情况下,hcp的c轴的取向程度最高的方向与板厚方向所成的角的下限值为 $20^\circ$ 以上。

另外,对于表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角,如果进行单向的冷轧,则有时会形成hcp轴的c轴向宽度方向(TD)倾斜的织构(Split-TD型织构)。Split-TD型织构的成型性优异,特别是弯曲性优异。因此,表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角优选为属于Split-TD型织构的 $20^\circ$ 以上且 $65^\circ$ 以下。

[0001] 极图是通过对钛合金板试样的观察表面进行化学抛光,用EBSD进行晶体取向分析

而得到的。具体而言,对在宽度方向(TD)中央位置、沿长度方向在板厚方向裁断钛合金板的截面(L截面)进行化学抛光,对该截面的(总板厚) $\times 2\text{mm}$ 的区域,以 $1\sim 2\mu\text{m}$ 的间隔进行 $2\sim 10$ 处左右的基于EBSD法的晶体取向分析,从而可以制作(0001)极图。(0001)极图中的特定取向的聚集度峰位置是对这些数据是用TSL Solutions公司制的OIM Analysis<sup>TM</sup>软件(Ver.8.1.0),通过使用球谐函数法的反极图的织构分析而计算得出的。此时的等高线的最高位置为聚集度的峰位置,将峰位置中聚集度最大的值作为最大聚集度。需要说明的是,(0001)极图中的特定取向的聚集度表示的是:具有该取向的晶粒的存在频率相对于具有完全无规律的取向分布的组织(聚集度1)为多少倍。需要说明的是,虽然在上述中将宽度方向中央位置处的L截面作为观察表面,但是钛合金板的晶体取向是在宽度方向上均匀分布的,因此也可以将任意的板宽度位置处的L截面作为观察表面。

图1示出本实施方式涉及的钛合金板的基于板厚方向(ND)的(0001)极图的一个例子。在图1中,检测出的各晶体取向的极点根据向最终轧制方向(RD)和最终轧制宽度方向(TD)的斜率而聚集,(0001)极图中绘出了聚集度的等高线。并且,图中等高线最高的部位为晶粒的峰P1。因此,在本实施方式中,表示晶粒的峰P1的方向与ND所成的角为 $65^\circ$ 以下。通常,最大聚集度为晶粒的峰P1的聚集度。

另外,本实施方式涉及的钛合金板在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为 $5^\circ$ 时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与宽度方向所成的角可以为 $10^\circ$ 以下。上述表示聚集度的峰的方向与宽度方向所成的角如图2所示为从基于板厚方向的(0001)极图的中心朝向表示聚集度的峰的位置的方向与宽度方向(TD)所成的角 $\theta_2$ 。从制造方面和组织的观察方法的角度出发,上述角度优选为 $5^\circ$ 以下,更优选为 $3^\circ$ 以下。

另外,本实施方式涉及的钛合金板在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为 $5^\circ$ 时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角可以为 $35^\circ$ 以下。

#### [显微组织]

本实施方式涉及的钛合金板的 $\alpha$ 相的面积率为80%以上。本实施方式涉及的钛合金板为了高强度化而大量含有 $\alpha$ 稳定化元素。因此,如果 $\beta$ 稳定化元素的添加量进一步增多,则强度会变得过高,无法通过冷轧来制造。因此,本实施方式涉及的钛合金板的 $\alpha$ 相的面积率为80%以上。 $\alpha$ 相的面积率例如可以为82%以上。 $\alpha$ 相的面积率的上限并无特别限制, $\alpha$ 相的面积率例如可以为100%以下,也可以为98%以下。本实施方式涉及的钛合金板的组织由 $\alpha$ 相和余量组织构成,余量组织中包含 $\beta$ 相、TiFe、 $\text{Ti}_3\text{Al}$ 、硅化物。

本实施方式涉及的钛合金板中,圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率大于53%。 $1\mu\text{m}$ 以下的面积率高时,有时室温下的延性差,因此圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率大于53%。 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率可以为55%以上,也可以为60%以上。圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率的上限并无特别限制,圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率例如可以为98%以下。本实施方式涉及的钛合金板的显微组织例如为图3所示的组织。 $\alpha$ 相的圆当量直径的上限值并无特别限制, $\alpha$ 相的圆当量直径例如为 $20\mu\text{m}$ 以下。

$\alpha$ 相的面积率和圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率通过以下方法来测定。对在宽度方向(TD)中央位置、沿长度方向在板厚方向裁断钛合金板的截面(L截面)进行化学抛

光,对该截面的(总板厚)×200 $\mu\text{m}$ 的区域以1~5 $\mu\text{m}$ 的梯度进行针对2~5个视场左右的基于EBSD法的晶体取向分析。通过该EBSD的晶体取向分析来确定 $\alpha$ 相。将相对于上述区域的面积的 $\alpha$ 相所占的面积率作为 $\alpha$ 相的面积率。另外,计算在上述视场中观察到的 $\alpha$ 相的圆当量直径(面积 $A=\pi\times(\text{粒径}D/2)^2$ ),将相对于上述区域的面积的、圆当量直径为1 $\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的总面积作为圆当量直径为1 $\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率。圆当量直径为1 $\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的晶粒中包含后述的带状组织。需要说明的是,虽然在上述中基于宽度方向中央位置处的L截面测定了 $\alpha$ 相的面积率和圆当量直径为1 $\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率,但是由于 $\alpha$ 相在宽度方向上均匀分布,因此也可以基于任意板宽度位置处的L截面测定 $\alpha$ 相的面积率和圆当量直径为1 $\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率。

本实施方式涉及的钛合金板具有由长径比为3.0以下的等轴组织和长径比大于3.0且在长度方向上延伸的带状组织构成的显微组织,等轴组织的平均晶粒直径为0.1 $\mu\text{m}$ 以上且20.0 $\mu\text{m}$ 以下,相对于显微组织的面积的所述带状组织的面积率优选为10.0%以下。以下对各组织进行说明。

以 $\alpha+\beta$ 域或 $\beta$ 域的温度进行热轧时,如图4所示,钛合金有时会形成被称为“带状组织”的组织。这里所说的带状组织例如是如图4所示的沿长度方向延伸的组织。具体而言,是指由晶粒的长轴/短轴表示的长径比大于3.0的晶粒。本实施方式涉及的钛合金板有时具有沿长度方向延伸的带状组织。当形成带状组织时,有时会造成强度的各向异性或成形加工时的不良。因此,带状组织优选尽量少。相对于显微组织的面积的带状组织的面积率优选为10.0%以下。带状组织的面积率更优选为8.0%以下。另一方面,由于优选没有该带状组织,因此下限为0%。

长径比和带状组织的面积率可如下进行计算。对在宽度方向(TD)中央位置、沿长度方向在板厚方向裁断钛合金板的截面(L截面)进行化学抛光,对该截面的(总板厚)×200 $\mu\text{m}$ 的区域以1~5 $\mu\text{m}$ 的梯度进行针对2~5个视场左右的基于EBSD法的晶体取向分析。根据该EBSD的晶体取向分析结果,计算各个晶粒的长径比。然后,计算出长径比大于3.0的晶粒的面积率。需要说明的是,虽然在上述中是基于宽度方向中央位置处的L截面来计算长径比和带状组织的面积率的,但是由于带状组织在宽度方向上均匀分布,因此也可以基于任意的板宽度位置处的L截面来计算长径比和带状组织的面积率。

显微组织的带状组织以外的余量优选为通过再结晶形成的等轴组织。从成型性的角度出发,钛合金板优选具有等轴组织,特别是,由于钛合金板有时会利用超塑性特性来成形,因此优选为细小颗粒。从成型性、超塑性的角度出发,等轴组织的平均晶粒直径优选为20.0 $\mu\text{m}$ 以下。等轴组织的平均晶粒直径更优选为15.0 $\mu\text{m}$ 以下,进一步优选为10.0 $\mu\text{m}$ 以下,更进一步优选为8.0 $\mu\text{m}$ 以下。另一方面,当等轴组织的平均晶粒直径小于0.5 $\mu\text{m}$ 时,有时晶粒细小效果会导致强度变得过大,延性显著降低。其结果,特别是在冷加工(室温)下的加工性有时会降低。因此,等轴组织的平均晶粒直径优选为0.5 $\mu\text{m}$ 以上。等轴组织的平均晶粒直径更优选为1.0 $\mu\text{m}$ 以上。

需要说明的是,等轴组织和带状组织有超过80%为 $\alpha$ 相, $\beta$ 相存在于 $\alpha$ 相与 $\alpha$ 相之间。

通过测定晶粒的长径比(长轴/短轴之比),可以判别有无再结晶。如果长径比为3.0以下,则该晶粒可以判断为再结晶晶粒。需要说明的是,等轴组织的长径比的下限为1.0。

等轴组织的平均晶粒直径可如下进行计算。根据等轴组织采用EBSD测定的晶粒面积,求出圆当量粒径(面积 $A=\pi\times(\text{粒径}D/2)^2$ ),将该个数基准的平均值作为等轴组织的平均晶粒直径。

#### (1.3.0.2%屈服强度)

本实施方式涉及的钛合金板的25℃下的长度方向的0.2%屈服强度或25℃下的宽度方向的0.2%屈服强度中的较小者优选为700MPa以上。以下,将长度方向的0.2%屈服强度或宽度方向的0.2%屈服强度中的较小者简称为0.2%屈服强度。在飞机领域等中,通常要求与作为通用的 $\alpha+\beta$ 型钛合金的Ti-6Al-4V的25℃下的拉伸强度接近的拉伸强度。如果钛合金板的25℃下的0.2%屈服强度为700MPa以上,则可以用于要求高强度的用途。钛合金板的25℃下的0.2%屈服强度更优选为730MPa以上。另一方面,如果强度过高,则冷轧前的热轧板的强度也较高,因此有时难以对热轧板进行冷轧,冷轧道次数增多而成本增加。另外,如果强度过高,则切口敏感性变高,有可能会产生板断裂。因此,钛合金板的25℃下的0.2%屈服强度优选为1200MPa以下。钛合金板的25℃下的0.2%屈服强度更优选为1150MPa以下。此外,如果钛合金板的25℃下的0.2%屈服强度为1000MPa以下,则会进一步抑制轧制时的裂纹,因此钛合金板的25℃下的0.2%屈服强度更进一步优选为1100MPa以下。0.2%屈服强度可以采用基于JIS Z2241:2011的方法来测定。即,长度方向的0.2%屈服强度和宽度方向的0.2%屈服强度可以采用基于JIS Z2241:2011的方法来测定。需要说明的是,这里所说的长度方向为最终轧制方向。对于本领域技术人员而言,最终轧制方向的确定是容易的,最终轧制方向是明确的。

#### (1.4.各向异性)

本实施方式涉及的钛合金板的25℃下的宽度方向的0.2%屈服强度 $\sigma_T$ 与25℃下的长度方向的0.2%屈服强度 $\sigma_L$ 之比、即条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 优选为0.85以上且1.18以下。如上所述, $\alpha+\beta$ 型钛具有hcp相( $\alpha$ 相),因此在hcp的方向上显示出更高的各向异性。如上所述,当形成T-texture时,各向异性变大,因此特别是在飞机领域,有时希望尽可能减小各向异性。因此,虽然条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 越接近1.00越好,但是如果条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 为1.18以下,则能够得到更优异的成型性。条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 更优选为1.16以下,进一步优选为1.15以下,更进一步优选为1.14以下。如果为在长度方向和宽度方向实施冷轧的冷交叉轧制,则条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 可以为0.85以上且1.10以下。通过冷交叉轧制制造的钛合金板的条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 优选为0.90以上,更优选为0.95以上。另外,通过冷交叉轧制制造的钛合金板的条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 优选为1.05以下。在沿长度方向进行单向冷轧的情况下,条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 难以小于1.05,可以为1.05以上。需要说明的是,由于通过单向冷轧可以制造条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 大于1.18的钛合金板,因此 $\sigma_T/\sigma_L$ 也可以大于1.18。

#### (1.5.平均板厚)

本实施方式涉及的钛合金板的平均板厚为2.5mm以下。例如,通过后述的钛合金板的制造方法,使用含有上述化学成分的钛坯料,可以使钛合金板的平均板厚为2.5mm以下。Al含量大于4.0%且为6.6%以下的钛坯料的变形阻力大,因此普通轧机在制造薄板的过程中有时会超过轧机的容许载荷。因此,难以制造含有上述化学成分、板厚为2.5mm以下的钛合金板。另外,在不使用叠板轧制而进行热轧的情况下,如果板厚变薄,则温度急剧降低,从

而变形阻力增大。由此,在对高强度材料进行热轧时,有时会超过轧机的容许载荷,难以使平均板厚为2.5mm以下。另一方面,虽然本实施方式涉及的钛合金板的平均板厚的下限并无特别限制,但对于具有上述强度的钛合金而言,实际上平均板厚多为0.1mm以上。因此,本实施方式涉及的钛合金板的平均板厚优选为0.1mm以上。本实施方式涉及的钛合金板的厚度优选为2.0mm以下,更优选为1.5mm以下。另外,本实施方式涉及的钛合金板的平均板厚更优选为0.2mm以上。

在此,参照图5,对平均板厚的测定方法进行说明。对于宽度方向(TD)中央位置和距宽度方向的两端的距离各为板宽的1/4的位置,使用X射线、测微计或游尺,在长度方向上隔开1m以上的间隔测定5处以上各位置的板厚,将测定的板厚的平均值作为平均板厚。

#### (1.6. 板厚尺寸精度)

本实施方式涉及的钛合金板的板厚的尺寸精度(以下,有时将板厚的尺寸精度简称为板厚尺寸精度。)相对于平均板厚优选为5.0%以下。在叠板轧制中,对多层层叠、被钢材包夹的钛材进行热轧来制造钛合金薄板,但由于温度分布会使多层层叠的钛材的变形阻力发生较大变化,因此难以制造板厚均匀的薄板。但是,本实施方式涉及的钛合金板如后所述的那样经过冷轧而制造,因此是板厚尺寸精度优异的钛合金薄板。本实施方式涉及的钛合金板的尺寸精度更优选为相对于平均板厚为4.0%以下,进一步优选为相对于平均板厚为2.0%以下。

板厚尺寸精度通过以下方法来测定。对于宽度方向(TD)中央位置和距宽度方向的两端的距离各为板宽的1/4的位置,使用X射线、测微计或游尺,在长度方向上隔开1m以上的间隔测定5处以上各位置的板厚。使用实际测定的板厚 $d$ 和上述平均板厚 $d_{ave}$ ,将通过下述式(101)而计算得出的 $a'$ 的最大值作为板厚尺寸精度 $a$ 。

$$a' = (d - d_{ave}) / d_{ave} \times 100 \cdots \text{式(101)}$$

以上,对本实施方式涉及的钛合金板进行了说明。本实施方式涉及的钛合金板由于具有上述化学成分和金相组织,因此具有高强度。以上说明的本实施方式涉及的钛合金板可以通过任何方法来制造,例如,也可以通过以下说明的本实施方式涉及的钛合金板的制造方法来制造。

### <2. 钛合金板的制造方法>

本实施方式涉及的钛合金板的制造方法包括:制造钛合金板坯的板坯制造工序;对钛合金板坯进行热轧的热轧工序;对热轧工序后的钛材进行冷轧的冷轧工序;以及根据需要,对冷轧工序后的钛材进行表面光轧或拉伸矫正的表面光轧·拉伸矫正工序。以下,对本实施方式涉及的钛合金板的制造方法的各工序进行说明。在冷轧工序中,对热轧工序后的钛材进行仅在长度方向上进行1次以上的冷轧道次的单向冷轧、或者沿长度方向和宽度方向对上述钛材进行冷轧道次的冷交叉轧制。以下,作为第一制造方法,对在冷轧工序中对热轧工序后的钛材进行单向冷轧的情况进行说明,作为第二制造方法,对热轧工序后的钛材进行冷交叉轧制的情况进行说明。

#### [第一制造方法]

##### (2.1. 板坯制造工序)

在板坯制造工序中,制造钛合金板坯。钛合金板坯的制造方法并无特别限制,例如,可以按照以下的顺序来制造。首先,通过真空电弧熔炼法、电子束熔融法或等离子体熔

融法等炉膛熔融法之类的各种熔融法,由海绵钛制作铸锭。接着,通过对得到的铸锭以 $\alpha$ 相高温域或 $\alpha+\beta$ 二相域、 $\beta$ 相单相域的温度进行热锻,可以得到钛合金板坯。需要说明的是,对于钛合金板坯,可根据需要施加清洗处理、切削等预处理。另外,采用炉膛熔融法制造可热轧的矩形时,可不进行热锻等而供于热轧。制造的钛合金板坯以质量%计含有Al:大于4.0%且为6.6%以下、Fe:0%以上且2.3%以下、V:0%以上且4.5%以下、Si:0%以上且0.60%以下、C:0%以上且小于0.080%、N:0%以上且0.050%以下、O:0%以上且0.40%以下、Ni:0%以上且小于0.15%、Cr:0%以上且小于0.25%、以及Mn:0%以上且小于0.25%。

### (2.2. 热轧工序)

在热轧工序中,对钛合金板坯进行加热后进行热轧。例如,将钛合金板坯加热至 $\beta$ 相变点 $T_{\beta}$  °C以上的温度范围后,以总压下率达到80%以上的方式进行轧制即可。其中,当从 $\alpha+\beta$ 相的温度域以下的温度开始进行热轧时,钛合金板坯产生裂纹,或者即使没有裂纹也无法得到上述金相组织。因此,在本工序中,从 $\beta$ 相的温度域开始进行热轧。另外,刚热轧后的温度即最终温度设为 $\alpha+\beta$ 相的温度域,根据钛合金板坯的组成而不同,但是例如也可以设为 $(T_{\beta}-250)$  °C以上且 $(T_{\beta}-50)$  °C以下,并且以压下率在1次热轧中达到上述压下率的方式进行热轧,也可以通过多次热轧而达到上述压下率的方式进行热轧。本热轧工序后的钛材以质量%计含有Al:大于4.0%且为6.6%以下、Fe:0%以上且2.3%以下、V:0%以上且4.5%以下、Si:0%以上且0.60%以下、C:0%以上且小于0.080%、N:0%以上且0.050%以下、O:0%以上且0.40%以下、Ni:0%以上且小于0.15%、Cr:0%以上且小于0.25%、以及Mn:0%以上且小于0.25%。

需要说明的是,在本说明书中,“ $\beta$ 相变点”指的是将钛合金从 $\beta$ 相单相域冷却时开始生成 $\alpha$ 相的边界温度。 $\beta$ 相变点可由相图获得。相图可通过例如CALPHAD (Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry)法获得。具体而言,可使用Thermo-Calc Software AB公司的统合型热力学计算系统Thermo-Calc以及规定的数据库(TI3),通过CALPHAD法获得钛合金的相图,计算出 $\beta$ 相变点。

在热轧工序中,可以使用公知的连续热轧设备来对钛合金板坯连续进行热轧。在使用连续热轧设备的情况下,钛合金板坯在热轧后被卷取机卷取,制成钛合金热轧卷材。因此,热轧工序后的钛材包括板状的钛材和比板状的钛材长的卷状的钛材。

可以根据需要对上述热轧工序后的钛材实施基于公知的方法的退火、基于酸洗或切削的氧化物氧化皮等的去除、或者清洗处理等。例如,热轧工序后的钛材以650°C以上且800°C以下的温度进行时间为20分钟以上且90分钟以下的退火。由此,能够使热轧板的未再结晶晶粒以细小的再结晶晶粒的形式析出,能够使最终得到的钛合金板的金相组织中的晶体更均匀且细小。需要说明的是,退火可以任选在大气气氛、非活性气氛或真空气氛中进行。

需要说明的是,在上述钛合金板的制造方法中,热轧工序后的钛材对应于本公开涉及的钛坯料。

### (2.3. 冷轧工序)

在本工序中,对热轧工序后的钛材沿其长度方向实施1次以上的冷轧道次。冷轧工序中平均每一次冷轧道次的轧制率大于30%,且总轧制率为60%以上。通过本冷轧工序,hcp的c轴接近ND。但是,在平均每一次冷轧道次的轧制率和总轧制率过小的情况下,晶体取

向几乎不变化,表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角不为 $65^\circ$ 以下。在这种情况下,无法改善钛合金板的各向异性。另外,上述带状组织通过热轧形成,但如果热轧后的冷轧中平均每一次冷轧道次的冷轧率和总冷轧率小,则带状组织不被破坏而残留在钛材中。因此,冷轧工序中平均每一次冷轧道次的轧制率大于30%,且总轧制率为60%以上。总轧制率优选为70%以上。

需要说明的是,这里所说的1次冷轧道次是指连续实施的冷轧。具体而言,冷轧道次是指从热轧工序后到钛材成为最终产品厚度为止、或者在热轧工序后实施后述的表面光轧工序的情况下从热轧工序后到表面光轧工序前为止的冷轧。其中,在冷轧工序中实施中间退火处理时,将热轧工序后到中间退火处理为止的冷轧、从中间退火处理到钛材成为最终产品厚度为止或者到表面光轧工序前为止的冷轧分别称为冷轧道次。另外,在多次实施中间退火处理的情况下,从之前的中间退火处理到之后的中间退火处理为止的冷轧也被称为冷轧道次。需要说明的是,冷轧机各自的轧制率只要平均每一次的轧制率大于30%,则可以以为任何比例。

在本冷轧工序中,通过对长条的热轧板或轧制方向上为长条的热轧卷材、即钛材进行轧制,能够降低制造成本。

冷轧温度优选为 $500^\circ\text{C}$ 以下。如果冷轧温度为 $500^\circ\text{C}$ 以下,则可以得到高尺寸精度,而且冷轧时晶粒被细小化,容易表现出超塑性特性。冷轧温度更优选为 $400^\circ\text{C}$ 以下。冷轧温度的下限并无特别限制,冷轧温度例如可以设为室温以上。此处的室温是指 $0^\circ\text{C}$ 以上。

#### [中间退火工序]

在冷轧工序中,在进行多个冷轧道次时,优选为在多个冷轧道次之间具有对钛材进行退火的中间退火工序。在中间退火工序中,优选为以退火温度 $T$ 为 $600^\circ\text{C}$ 以上且 $(T_\beta - 50)^\circ\text{C}$ 以下、且退火温度 $T$  ( $^\circ\text{C}$ ) 与退火温度 $T$ 下的保持时间 $t$  (秒) 满足下述式(102)的方式,对冷轧工序的中间材料进行退火。需要说明的是,下述式(102)的 $(T+273.15) \times (\text{Log}_{10}(t)+20)$ 为拉森·米勒参数。

$$22000 \leq (T+273.15) \times (\text{Log}_{10}(t)+20) \leq 27000 \cdots \text{式}(102)$$

式中, $T_\beta$ 为 $\beta$ 相变点( $^\circ\text{C}$ )。

#### [最终退火工序]

最终退火工序为对最后的冷轧道次之后的钛材实施退火处理的工序。最终退火工序中的退火条件并无特别限制,但为了提高钛合金板的成型性,优选为退火温度 $T$ 为 $600^\circ\text{C}$ 以上且 $(T_\beta - 50)^\circ\text{C}$ 以下,且退火温度 $T$  ( $^\circ\text{C}$ ) 与退火温度 $T$ 下的保持时间 $t$  (秒) 满足上述式(102)。

通过在上述条件下实施中间退火工序和最终退火工序,未结晶颗粒进行再结晶从而 $\alpha$ 相的 $c$ 轴接近ND方向。由此,能够降低钛合金板的各向异性。另外,通过再结晶,显微组织中的过量的带状组织消失。另一方面,退火温度为 $\beta$ 相变点 $T_\beta$ 以上时,发生从 $\beta$ 相向 $\alpha$ 相的相变,由此产生的 $\alpha$ 相成为针状组织。另外,即使退火温度正好小于 $\beta$ 相变点,也会成为等轴组织和针状组织混合存在的双峰值组织。针状组织和双峰值组织有时会导致冷轧时的内部裂纹和端部裂纹。此外,针状组织或双峰值组织往往为粗大颗粒,难以表现出超塑性特性。在中间退火工序和最终退火工序中,以退火温度 $T$ 为 $600^\circ\text{C}$ 以上且 $(T_\beta - 50)^\circ\text{C}$ 以下、且退火温度 $T$ 与退火时间 $t$ 满足上述式(102)的方式来确定退火温度 $T$ 和退火时间 $t$ ,从而通过再结晶使 $\alpha$

相的c轴接近ND方向,能够进一步降低钛合金板的各向异性,并且能够进一步减少显微组织中的带状组织。此外,在中间退火工序和最终退火工序中,以退火温度T为600℃以上且 $(T_{\beta}-50)$ ℃以下、且退火温度T与退火时间t满足上述式(102)的方式来确定退火温度T和退火时间t,从而细小的等轴组织增加,冷轧时的内部裂纹和端部裂纹被抑制,且容易表现出超塑性特性。

#### (2.4.表面光轧·拉伸矫正工序)

经过上述冷轧工序来制造钛合金板,但冷轧工序后的钛合金板根据需要优选为实施用于调整机械特性的表面光轧或用于矫正形状的拉伸矫正。表面光轧中的压下率优选为10%以下,拉伸矫正中的伸长率优选为5%以下。需要说明的是,在不需要的情况下,可以不实施表面光轧和拉伸矫正。

根据第一制造方法,在对使用上述钛合金板的坯料而制造的热轧板沿长度方向冷轧1次以上的冷轧工序中,冷轧中平均每一次的轧制率大于30%,且总轧制率为60%以上,从而可得到在基于板厚方向的(0001)极图中,对于EBSD法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为5°时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角为65°以下的钛合金板。另外,根据第一制造方法,可以使钛合金板的平均板厚为2.5mm以下,且使板厚的尺寸精度相对于平均板厚为5.0%以下。

另外,根据第一制造方法,钛合金板的金相组织具有由长径比为3.0以下的等轴组织和长径比大于3.0且在长度方向上延伸的带状组织构成的显微组织,等轴组织的平均晶粒直径为0.1μm以上且20.0μm以下,相对于显微组织的面积的所述带状组织的面积率为10.0%以下。由此,钛合金板的各向异性进一步降低。

另外,根据第一制造方法,宽度方向的0.2%屈服强度与长度方向的0.2%屈服强度之比可以为1.05以上且1.18以下。

另外,根据第一制造方法,通过冷轧,晶粒细小化,容易表现出超塑性特性,钛合金板在薄板成型方面加工性优异。

根据本实施方式涉及的钛合金板的制造方法,由于包含单向的冷轧工序,因此能够制造长条的钛合金板、钛合金卷材。因此,上述制造方法也可以称为钛合金卷材的制造方法。因此,毫无疑问,通过上述制造方法制造的钛合金卷材具有与本公开的钛合金板相同的特征。具体而言,本公开的钛合金卷材以质量%计含有Al:大于4.0%且为6.6%以下、Fe:0%以上且2.3%以下、V:0%以上且4.5%以下、Si:0%以上且0.60%以下、C:0%以上且小于0.080%、N:0%以上且0.050%以下、O:0%以上且0.40%以下、Ni:0%以上且小于0.15%、Cr:0%以上且小于0.25%、以及Mn:0%以上且小于0.25%,余量为Ti和杂质,α相的面积率为80%以上、圆当量直径为1μm以上的α相的面积率大于53%,在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为5°时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角为65°以下,平均板厚为2.5mm以下。

需要说明的是,在制造钛合金卷材的情况下,上述“长度方向”对应于钛合金卷材的长度方向,“宽度方向”对应于与钛合金卷材的轧制面的长度方向垂直的方向。

至此,对第一制造方法进行了说明。

[第二制造方法]

接着,对第二制造方法进行说明。第二制造方法的冷轧工序与第一制造方法不同,其它工序与第一制造方法相同。因此,在此对冷轧工序进行详细说明,省略对其他工序的说明。

第二制造方法中的冷轧工序为沿长度方向和宽度方向对热轧工序后的钛材进行冷轧道次的冷交叉轧制工序。

本工序中的包括长度方向的轧制和宽度方向的轧制在内的总轧制率为60%以上。将本工序中的最终的轧制方向设为长度方向,将与长度方向垂直的方向设为宽度方向。如果总轧制率为60%以上,则hcp的c轴更接近ND地取向,可以制造各向异性小的钛合金薄板。轧制率越大,钛合金薄板的 $\alpha$ 相的c轴越接近板厚方向且聚集度也越大,因此轧制率的上限并无限制。

交叉轧制比并无特别限制,例如为0.05以上且20.00以下。这里所说的交叉轧制比是指板厚从4mm变为目标板厚为止实施的、长度方向的轧制率相对于宽度方向的轧制率(长度方向轧制率/宽度方向轧制率)。如果该交叉轧制比为0.05以上且20.00以下,则hcp的c轴更接近ND地取向,能够制造各向异性小的薄板。另外,能够降低过量产生的带状组织。交叉轧制比更优选为0.07以上且15.00以下。

如果总轧制率为60%以上,则平均每一次冷轧道次的轧制率并无特别限制。需要说明的是,这里所说的1次冷轧道次是指对热轧板连续实施的长度方向的冷轧或宽度方向的冷轧。因此,在本冷交叉轧制工序中,当对热轧板分别实施多次长度方向的冷轧和宽度方向的冷轧时,其总次数为冷轧道次数。例如,在对热轧板实施1次长度方向的冷轧和1次宽度方向的冷轧的情况下,冷轧道次数为2次。在第二制造方法中,可以多次实施长度方向的轧制或宽度方向的轧制。另外,即使板厚为4mm以下,也可以进行再加热等。另外,也可以每进行1次或多次沿长度方向的热轧,就进行沿宽度方向的热轧。

另外,沿宽度方向的轧制可以在任何时刻进行。

平均每一次冷轧道次的轧制率并无特别限制,例如可以设为5%以上。平均每一次冷轧道次的轧制率优选为10%以上,更优选为20%以上。另外,平均每一次冷轧道次的轧制率可以为80%以下,也可以为75%以下。

冷交叉轧制工序中的轧制温度优选为500℃以下。如果轧制温度为500℃以下,则可以得到高尺寸精度,并且在轧制时晶粒被细小化。轧制温度更优选为400℃以下。冷轧温度的下限并无特别限制,冷轧温度例如可以为室温以上。这里的室温是指0℃以上。

根据第二制造方法,可以得到以下钛合金板:在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为5°时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角为35°以下,宽度方向的0.2%屈服强度与长度方向的0.2%屈服强度之比为0.85以上且1.10以下。通过多次进行长度方向的轧制道次和宽度方向的轧制道次,能够使宽度方向的0.2%屈服强度与长度方向的0.2%屈服强度之比接近1.00。

另外,在钛坯料大量含有V等 $\beta$ 相稳定化元素的情况下,以 $\beta$ 域或 $\beta$ 相比比例高的 $\alpha+\beta$ 高温域的温度沿单向高速地进行热轧时,容易形成T-texture,钛合金薄板的各向异性容易变大。但是,根据第二制造方法,由于实施冷交叉轧制,即使在钛坯料包含V等 $\beta$ 相稳定化元素的情况下,也能抑制T-texture的形成。其结果,能够制造各向异性小的钛合金板。

另外,根据第二制造方法,钛合金板的金相组织具有由长径比为3.0以下的等轴组织和长径比大于3.0且在长度方向上延伸的带状组织构成的显微组织,等轴组织的平均晶粒直径为0.1 $\mu\text{m}$ 以上且20.0 $\mu\text{m}$ 以下,相对于显微组织的面积的所述带状组织的面积率为10.0%以下。由此,钛合金板的各向异性进一步降低。

### 实施例

以下,一边示出实施例,一边对本公开的实施方式进行具体说明。需要说明的是,以下所示的实施例仅是本公开的一个例子,本公开并不限于下述例子。

#### (实施例1)

#### 1. 钛合金板的制造

首先,通过真空电弧熔炼(VAR:Vacuum Arc Remelting)、电子束熔融(EBR:Electron Beam Remelting)或等离子体熔融(PAM:Prasma Arc Melting)中的任意一种来制造作为具有表1所示化学成分的钛合金板的坯料的钛合金铸锭后,通过初轧或锻造来制造厚度150mm $\times$ 宽度800mm $\times$ 长度5000mm的钛合金板坯。然后,对这些钛合金板坯实施热轧、热轧板退火、喷丸和酸洗,制成厚度为4mm的热轧板。热轧中,加热至1050~1100 $^{\circ}\text{C}$ ,以使钛合金板坯的温度变为 $\beta$ 相变点 $T_{\beta}$ 以上,从该温度开始热轧,设定为800~950 $^{\circ}\text{C}$ ,以使最终温度变为 $\beta$ 相变点 $T_{\beta}$ 以下。需要说明的是,表1所述元素以外是Ti和杂质。

对于热轧板的化学成分,通过ICP发射光谱分析来测定Al、Fe、Si、Ni、Cr、Mn、V。对于O和N,使用氧·氮同时分析装置,通过非活性气体熔融、导热率·红外线吸收法来进行测定。对于C,使用碳硫同时分析装置,通过红外线吸收法进行测定。制造的热轧板各自的化学成分与表1所示的钛合金板坯的化学成分相等。另外,对于表1所示的钛坯料A~P,使用Thermo-Calc Software AB公司的统合型热力学计算系统Thermo-Calc以及规定的数据库(TI3),通过CALPHAD法获得钛合金的相图,计算出 $\beta$ 相变点 $T_{\beta}$ 。

[表1]

坯料	化学成分(质量%)(余量为Ti和杂质。)									
	Al	Fe	Si	Ni	Cr	Mn	V	C	N	O
A	4.8	1.0	-	-	-	-	-	0.007	0.009	0.12
B	5.3	1.1	-	-	-	-	-	0.008	0.007	0.18
C	6.1	1.1	-	-	-	-	-	0.007	0.005	0.16
D	5.1	2.0	-	-	-	-	-	0.015	0.005	0.15
E	5.2	1.5	0.25	-	-	-	-	0.007	0.008	0.15
F	4.9	0.9	0.20	-	-	-	-	0.008	0.007	0.13
G	5.3	0.9	-	0.14	-	-	-	0.005	0.007	0.15
H	4.6	0.7	-	-	0.24	-	-	0.006	0.015	0.15
I	5.1	0.8	-	-	-	0.24	-	0.008	0.008	0.15
J	5.1	0.8	-	0.11	0.21	-	-	0.007	0.008	0.17
K	5.1	1.2	-	-	-	-	-	0.007	0.008	0.25
L	5.1	0.9	-	-	-	-	-	0.007	0.008	0.35
M	6.2	-	-	-	-	-	4.1	0.007	0.008	0.17
N	3.0	-	-	-	-	-	2.5	0.007	0.008	0.19
O	5.9	0.2	-	-	-	-	2.5	0.007	0.008	0.17
P	7.5	1.1	-	-	-	-	-	0.007	0.008	0.15

接着,在表2所示的条件下对得到的热轧板进行冷轧工序。表2的发明例1~18、30及比较例3为反复进行将平均每一次冷轧道次的轧制率设为35~60%的冷轧和表2所示条件的中间退火,冷轧至总轧制率达到70~94%的例子。发明例19为反复进行将平均每一次冷轧道次的轧制率设为35%的冷轧和表2所示条件的中间退火,冷轧至总轧制率达到60%的例子。发明例20为将冷轧温度设为300℃进行冷轧的例子。发明例21为反复进行将平均每一次冷轧道次的轧制率设为40%的冷轧和表2所示条件的中间退火,冷轧至总轧制率达到78%的例子。发明例21中的中间退火工序为不满足上述式(102)的例子。发明例22和23为不进行中间退火而实施将轧制率分别设为75%和60%的冷轧的例子。发明例24~26为将第1次冷轧道次的轧制率设为75%进行冷轧后,在表2所示的条件下实施中间退火,接着将第2次冷轧道次的轧制率设为50%进行冷轧使总轧制率为88%的例子。发明例27~29在将第1次冷轧道次的轧制率设为50%进行冷轧后,在表2所示条件下实施第1次中间退火,将第2次冷轧道次的轧制率设为50%进行冷轧,在第2次冷轧道次之后,在表2所示的条件下实施第2次中间退火,将第3次冷轧道次的轧制率设为60%实施冷轧使总轧制率为90%的例子。参考例为没有实施冷轧工序的热轧板。比较例1为平均每一次的轧制率为20%,总轧制率为59%的例子。比较例2为总轧制率为50%的例子。在使用A1含量高的钛坯料0的比较例4中,热轧后,在冷轧时产生了表面裂纹和严重的端部裂纹。因此,在比较例4中,没有进行中间退火和最终退火。需要说明的是,在表2中,“ $T_{\beta}$ ”为 $\beta$ 相变点,“拉森·米勒参数”为 $(T+273.15) \times (\text{Log}_{10}(t)+20)$ 的值。另外,表2中,“模式A”表示将第1次冷轧道次的轧制率设为75%,将第2次冷轧道次的轧制率设为50%进行冷轧的冷轧模式。表2中,“模式B”表示将第1次冷轧道次的轧制率设为50%,将第2次冷轧道次的轧制率设为50%,将第3次冷轧道次的轧制率设为60%进行冷轧的冷轧模式。

[表2]

No	坯料		冷轧工序								
	组成	T $\beta$ (°C)	轧制温度 (°C)	平均 每一次的 轧制率 (%)	中间退火			总轧 制率 (%)	最终退火		
					退火 温度T (°C)	保持 时间t (s)	拉森-米勒 参数		退火 温度T (°C)	保持 时间t (s)	拉森-米勒 参数
发明例1	A	1003	25	50	850	60	24460	75	900	120	25902
发明例2	B	1024	25	50	800	60	23371	75	850	240	25136
发明例3	C	1033	25	50	850	60	24460	75	930	120	26565
发明例4	D	994	25	50	850	60	24460	75	850	120	24798
发明例5	E	1009	25	50	900	60	25549	75	900	120	25902
发明例6	F	1008	25	50	850	60	24460	75	900	120	25902
发明例7	G	1016	25	50	850	60	24460	75	680	28800	23313
发明例8	H	1004	25	50	850	60	24460	75	650	28800	22580
发明例9	I	1019	25	50	850	60	24460	75	900	120	25902
发明例10	J	1019	25	45	850	60	24460	70	850	60	24460
发明例11	K	1034	25	50	850	60	24460	75	800	120	23694
发明例12	L	1062	25	50	850	60	24460	75	700	28800	23803
发明例13	M	988	25	50	850	60	24460	94	800	120	23694
发明例14	B	1024	25	50	850	120	24798	88	900	120	25902
发明例15	F	1008	25	50	800	120	23694	88	850	120	24798
发明例16	M	988	200	50	800	120	23694	88	850	120	24798
发明例17	B	1024	25	60	800	120	23694	94	850	120	24798
发明例18	F	1008	25	50	680	28800	23313	88	700	14400	23510
发明例19	B	1024	25	35	900	60	25549	73	850	14400	27133
发明例20	M	988	300	50	900	60	25549	88	850	14400	27133
发明例21	B	1024	25	40	700	300	21874	78	850	14400	27133
发明例22	B	1024	25	75	-	-	-	75	680	14400	23027
发明例23	B	1024	25	60	-	-	-	60	850	7200	26795
发明例24	B	1024	25	模式A	850	120	24798	88	900	120	25902
发明例25	F	1008	25	模式A	850	120	24798	88	900	120	25902
发明例26	M	988	25	模式A	850	120	24798	88	900	120	25902
发明例27	B	1024	25	模式B	850	120	24798	90	900	120	25902
发明例28	F	1008	25	模式B	850	120	24798	90	900	120	25902
发明例29	M	988	25	模式B	850	120	24798	90	900	120	25902
实施例30	O	1006	25	40	850	300	24121	92	800	300	24121
参考例	B	1024	25	-	-	-	-	-	-	-	-
比较例1	B	1024	25	<u>20</u>	700	60	21193	<u>59</u>	700	60	21193
比较例2	B	1024	25	50	-	-	-	<u>50</u>	850	14400	27133
比较例3	<u>N</u>	947	25	40	800	300	24121	78	680	14400	23027
比较例4	<u>P</u>	1062	25	-	-	-	-	-	-	-	-

## 2. 评价

对各发明例、参考例和比较例涉及的钛合金板进行了以下项目的评价。

### 2.1. 化学成分

用与热轧板的化学成分的测定方法相同的方法来测定各发明例、参考例和比较例涉及的钛合金板的化学成分。

### 2.2. 聚集度峰位置

对各发明例、参考例和比较例涉及的钛合金板的试样的观察表面进行化学抛光，使用电子背散射衍射法来进行晶体取向分析，由此得到(0001)极图。具体而言，在各试样的

宽度方向(TD)中央位置对L截面进行化学抛光,在该截面中,对(总板厚) $\times$ 2mm的区域,以1~2 $\mu\text{m}$ 的间隔针对2~10个视场左右进行基于EBSD法的晶体取向分析,制作(0001)极图。(0001)极图中的特定取向的聚集度峰位置的数据是用TSL Solutions公司制的OIM Analysis软件,通过使用球谐函数法的反极图的织构分析(展开系数=16、高斯半高宽=5 $^\circ$ )而计算得出的。

### 2.3. $\alpha$ 相的面积率和圆当量直径为1 $\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率

$\alpha$ 相的面积率和圆当量直径为1 $\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率通过以下方法来测定。对在宽度方向(TD)中央位置、垂直于宽度方向地裁断钛合金板的截面进行化学抛光,对该截面的(总板厚) $\times$ 200 $\mu\text{m}$ 的区域,以1~5 $\mu\text{m}$ 的梯度针对2~5个视场左右进行基于EBSD法的晶体取向分析。将相对于上述区域的面积的 $\alpha$ 相所占的面积率作为 $\alpha$ 相的面积率。另外,计算在上述视场中观察到的 $\alpha$ 相的圆当量直径(面积 $A=\pi\times(\text{粒径}D/2)^2$ ),将相对于上述区域的面积的、圆当量直径为1 $\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的总面积作为圆当量直径为1 $\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率。圆当量直径为1 $\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的晶粒中包含后述的带状组织。

### 2.4. 长径比和带状组织面积率

对在宽度方向(TD)中央位置、垂直于宽度方向地裁断钛合金板的截面进行化学抛光,对该截面的(总板厚) $\times$ 200 $\mu\text{m}$ 的区域,以1~5 $\mu\text{m}$ 的梯度针对2~5个视场左右进行基于EBSD法的晶体取向分析。根据该EBSD的晶体取向分析结果,计算每个晶粒的长径比。计算长径比大于3.0的晶粒的面积率以作为带状组织面积率。

### 2.5. 等轴组织的平均晶粒直径

对于等轴组织的平均晶粒直径而言,根据对于等轴组织用EBSD测定的晶粒面积来求出圆当量粒径(面积 $A=\pi\times(\text{粒径}D/2)^2$ ),将该个数基准的平均值作为等轴组织的平均晶粒直径。

### 2.6.0.2%屈服强度

依据JIS Z 2241:2011来测定各发明例、参考例和比较例涉及的钛合金板的25 $^\circ\text{C}$ 下的0.2%屈服强度。

### 2.7. 平均板厚dave

通过下述方法来测定各发明例、参考例和比较例涉及的钛合金板的平均板厚dave。对于所制造的各钛合金板的宽度方向中央位置和距宽度方向的两端的距离各为板宽的1/4的位置,使用X射线、测微计或游尺,在长度方向上隔开1m以上的间隔测定5处以上各位置的板厚,将测定的板厚的平均值作为平均板厚dave。

### 2.8. 板厚尺寸精度a

各发明例、参考例和比较例涉及的钛合金板的板厚尺寸精度a使用通过上述方法实际测定的板厚d和上述平均板厚dave,将通过下述式(101)计算得出的a'的最大值作为尺寸精度a。

$$a' = (d - d_{ave}) / d_{ave} \times 100 \cdots \text{式(101)}$$

## 3. 结果

上述评价结果如表3所示。需要说明的是,表3所示的“ $\theta$ ”如下:在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为5 $^\circ$ 时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角。另

外,表3所示的“ $\theta_2$ ”如下:在基于板厚方向的(0001)极图中,对于电子背散射衍射法的采用球谐函数法的反极图通过展开系数为16、高斯半高宽为 $5^\circ$ 时的织构分析而计算得出的表示聚集度的峰的始于极图的中心的方向与板宽度方向所成的角。

[表3]

No	金相组织						板厚(mm)		拉伸特性		
	$\theta$	$\theta_2$	等轴组织的 平均晶粒 直径 ( $\mu\text{m}$ )	带状 组织的 面积率 (%)	$\alpha$ 相的 面积率	1 $\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的 面积率	平均 板厚 dave (mm)	尺寸精度 a (%)	$\sigma_L$ (MPa)	$\sigma_T$ (MPa)	$\sigma_T/\sigma_L$
发明例1	51	0	5.0	5.0	87	87	1.0	2.0	789	858	1.09
发明例2	48	0	4.0	0.5	88	88	1.0	2.0	806	877	1.09
发明例3	57	0	7.0	7.0	86	81	1.0	2.0	841	912	1.08
发明例4	48	0	3.3	7.0	90	90	1.0	2.0	837	901	1.08
发明例5	52	0	3.8	8.0	90	88	1.0	2.0	902	979	1.09
发明例6	52	0	3.0	8.0	90	90	1.0	2.0	907	1010	1.11
发明例7	45	0	2.5	7.0	95	95	1.0	2.0	811	901	1.11
发明例8	51	0	1.5	7.0	95	90	1.0	2.0	805	895	1.11
发明例9	60	0	3.0	2.0	86	86	1.0	2.0	815	880	1.08
发明例10	51	5	1.8	9.0	87	87	1.2	4.5	795	890	1.12
发明例11	50	0	1.1	7.0	90	90	1.0	2.0	872	949	1.09
发明例12	45	0	1.5	7.0	93	90	1.0	2.0	959	1022	1.07
发明例13	55	0	3.3	8.0	82	75	1.0	2.0	881	1010	1.15
发明例14	35	0	4.0	0.0	87	87	0.5	1.1	805	880	1.09
发明例15	30	0	3.5	0.0	88	88	0.5	1.3	888	950	1.07
发明例16	39	0	3.5	0.0	88	88	0.5	2.0	889	1015	1.14
发明例17	25	0	3.5	0.0	88	88	0.3	2.0	806	877	1.09
发明例18	29	0	1.2	0.0	93	92	0.5	0.8	885	965	1.09
发明例19	63	9	12.1	0.0	88	88	0.4	2.5	789	920	1.17
发明例20	38	0	2.2	4.0	88	88	0.5	3.5	885	1008	1.14
发明例21	49	0	1.8	5.0	88	88	0.9	2.0	811	901	1.11
发明例22	50	0	3.5	15.0	95	90	1.0	2.0	805	905	1.12
发明例23	50	0	10.5	20.0	95	90	1.6	2.5	790	910	1.15
发明例24	35	0	3.0	0.0	88	88	0.5	1.0	791	870	1.10
发明例25	35	3	3.0	0.0	88	88	0.5	1.0	867	959	1.11
发明例26	60	0	3.0	0.0	88	88	0.5	1.0	880	1030	1.17
发明例27	33	0	2.5	0.0	88	88	0.4	1.0	790	865	1.09
发明例28	33	0	2.5	0.0	88	88	0.4	1.0	863	943	1.09
发明例29	57	0	2.5	0.0	88	88	0.4	1.0	880	1020	1.16
实施例30	52	0	3.5	5.0	85	80	1.0	1.5	820	945	1.15
参考例	90	0	7.1	85.0	88	88	4.0	5.5	740	934	1.26
比较例1	80	0	6.2	35.0	93	93	1.2	1.5	750	915	1.22
比较例2	80	0	5.2	50.0	88	88	1.5	1.5	760	912	1.20
比较例3	35	0	8.3	0.0	88	88	1.0	1.5	598	670	1.12
比较例4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

关于发明例1~30、参考例和比较例1~4中的任一个,制造的钛合金板的Al、Fe、Si、Ni、Cr、Mn、V、O、N和C的含量均与各自使用的热轧板所含有的上述元素的含量相等。

关于发明例1~20,(0001)极图中的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角 $\theta$ 为 $65^\circ$ 以下,上述表示聚集度的峰的方向与宽度方向所成的角 $\theta_2$ 为 $0^\circ$ 。另外,等轴组织的平

均晶粒直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以上且 $20.0\mu\text{m}$ 以下,带状组织的面积率为10%以下。 $\alpha$ 相的面积率均为80%以上,圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率大于53%。平均板厚为 $1.0\sim 1.2\text{mm}$ ,尺寸精度为 $0.8\sim 4.5\%$ 。另外,25℃下的长度方向的0.2%屈服强度为700MPa以上,25℃下的宽度方向的0.2%屈服强度 $\sigma_T$ 与25℃下的长度方向的0.2%屈服强度 $\sigma_L$ 之比、即条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 为1.05以上且1.18以下。

关于发明例21,(0001)极图中的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角 $\theta$ 为 $49^\circ$ ,上述表示聚集度的峰的方向与宽度方向所成的角 $\theta_2$ 为 $0^\circ$ 。另外,等轴组织的平均晶粒直径为 $1.8\mu\text{m}$ ,带状组织的面积率为5.0%。 $\alpha$ 相的面积率为88%以上,圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率为88%。平均板厚为 $0.9\text{mm}$ ,尺寸精度为2.0%。另外,25℃下的0.2%屈服强度为805MPa,条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 为1.12。

关于发明例22和23,(0001)极图中的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角 $\theta$ 均为 $50^\circ$ ,上述表示聚集度的峰的方向与宽度方向所成的角 $\theta_2$ 为 $0^\circ$ 。另外,发明例22的等轴组织的平均晶粒直径为 $3.5\mu\text{m}$ ,发明例23的等轴组织的平均晶粒直径为 $10.5\mu\text{m}$ 。带状组织的面积率分别为15.0%和20.0%。 $\alpha$ 相的面积率均为80%以上,圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率大于53%。平均板厚为 $1.0\text{mm}$ 和 $1.6\text{mm}$ ,尺寸精度为2.0%和2.5%。另外,25℃下的0.2%屈服强度为700MPa以上,条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 为1.11和1.15。

关于发明例24~26,(0001)极图中的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角 $\theta$ 为 $65^\circ$ 以下,上述表示聚集度的峰的方向与宽度方向所成的角 $\theta_2$ 为 $0^\circ$ 。另外,等轴组织的平均晶粒直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以上且 $20.0\mu\text{m}$ 以下,带状组织的面积率为10%以下。 $\alpha$ 相的面积率均为80%以上,圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率大于53%。平均板厚均为 $0.5\text{mm}$ ,尺寸精度均为1.0%。另外,25℃下的长度方向0.2%屈服强度为700MPa以上,条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 为1.05以上且1.18以下。

关于发明例27~29,(0001)极图中的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角 $\theta$ 为 $65^\circ$ 以下,上述表示聚集度的峰的方向与宽度方向所成的角 $\theta_2$ 为 $0^\circ$ 。另外,等轴组织的平均晶粒直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以上且 $20.0\mu\text{m}$ 以下,带状组织的面积率为10%以下。 $\alpha$ 相的面积率均为80%以上,圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率大于53%。平均板厚均为 $0.4\text{mm}$ ,尺寸精度均为1.0%以下。另外,长度方向0.2%屈服强度为700MPa以上,条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 为1.05以上且1.18以下。

关于发明例30,(0001)极图中的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角 $\theta$ 为 $45^\circ$ ,上述表示聚集度的峰的方向与宽度方向所成的角 $\theta_2$ 为 $0^\circ$ 。另外,等轴组织的平均晶粒直径为 $3.5\mu\text{m}$ ,带状组织的面积率为5.0%。 $\alpha$ 相的面积率为85%以上,圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率为80%。平均板厚为 $1.0\text{mm}$ ,尺寸精度为1.5%。另外,0.2%屈服强度为800MPa,条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 为1.14。

关于参考例,(0001)极图中的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角 $\theta$ 大于 $65^\circ$ 。因此,条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 大于1.18,表现出较强的各向异性。

另外,比较例1中,平均每一次的轧制率小至20%,另外,总轧制率也小至59%。因此,(0001)极图中的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角 $\theta$ 大于 $65^\circ$ 。因此,条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 大于1.18,表现出较强的各向异性。另外,比较例2虽然平均每一次的轧制率为50%,但没有反复进行中间退火、冷轧,总轧制率小至50%。因此,(0001)极图中的表示聚集

度的峰的方向与板厚方向所成的角 $\theta$ 大于 $65^\circ$ 。因此,条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 大于1.18,表现出较强的各向异性。比较例3由于Al含量少,因此0.2%屈服强度小至598MPa。比较例4如上所述,在冷轧时产生了表面裂纹和严重的端部裂纹。

(实施例2)

与实施例1同样地制造具有表1的A、B、C、E和M所示的化学成分的、厚度为4mm的热轧板。

接着,在表4所示的条件下对得到的热轧板进行冷轧工序。表2的发明例31~37为将平均每一次冷轧道次的轧制率设为5%以上,以达到表4所示的总轧制率的方式进行多个冷轧道次。表4的发明例31~35为反复进行以 $25^\circ\text{C}$ 的轧制温度的多个冷轧道次和表2所示的条件的中间退火,至总轧制率达到60~75%进行冷交叉轧制的例子。中间退火以 $680\sim 900^\circ\text{C}$ 的温度进行60~28800s,最终退火以 $650\sim 930^\circ\text{C}$ 的温度进行120~28800s。发明例32~36的交叉轧制比为0.4~7.0。发明例36为反复进行以 $400^\circ\text{C}$ 的轧制温度的多个冷轧道次和表4所示条件的中间退火,至总轧制率达到75%进行冷交叉轧制的例子。中间退火以 $800^\circ\text{C}$ 的温度进行120s,最终退火以 $850^\circ\text{C}$ 的温度进行120s。发明例36的交叉轧制比为13.0。发明例37为反复进行以 $25^\circ\text{C}$ 的轧制温度的多个冷轧道次和表4所示条件的中间退火,至总轧制率达到62%进行冷交叉轧制的例子。中间退火以 $800^\circ\text{C}$ 的温度进行120s,最终退火以 $850^\circ\text{C}$ 的温度进行120s。发明例37的交叉轧制比为0.17。此时,为了达到能够轧制的尺寸,根据轧辊的宽度适当地进行裁断,同时进行交叉方向的轧制。

[表4]

No	坯料		冷轧工序								
	组成	$T\beta$ ( $^\circ\text{C}$ )	轧制 温度 ( $^\circ\text{C}$ )	中间退火			总轧 制率 (%)	交叉 轧制比	最终退火		
				退火 温度 ( $^\circ\text{C}$ )	保持 时间 (s)	拉森·米勒 参数			退火 温度 ( $^\circ\text{C}$ )	保持 时间 (s)	拉森·米勒 参数
发明例31	A	1003	25	850	60	24460	70	3.00	900	120	25902
发明例32	C	1033	25	850	60	24460	75	0.50	930	120	26565
发明例33	E	1009	25	680	28800	23313	75	0.40	900	120	25902
发明例34	M	988	25	900	60	25549	75	2.00	700	28800	23803
发明例35	B	1024	25	900	120	25902	60	7.00	650	14400	22302
发明例36	B	1024	400	800	120	23694	75	15.00	850	120	24798
发明例37	B	1024	25	800	120	23694	62	0.17	800	120	23694

对于各发明例涉及的钛合金板,用与实施例1相同的方法进行与实施例1相同的项目的评价。评价结果如表5所示。

[表5]

No	金相组织					板厚 (mm)		拉伸特性		
	$\theta$	等轴组织的 平均晶粒 直径 ( $\mu\text{m}$ )	带状 组织的 面积率 (%)	$\alpha$ 相的 面积率	1 $\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的 面积率	平均 板厚 dave (mm)	尺寸精度 a(%)	$\sigma_L$ (MPa)	$\sigma_T$ (MPa)	$\sigma_T/\sigma_L$
发明例31	22	5.5	7.0	87	87	1.2	2.2	789	810	1.03
发明例32	18	6.7	7.0	86	86	1.0	1.8	841	829	0.99
发明例33	19	6.6	8.0	90	90	1.0	1.8	902	884	0.98
发明例34	15	3.5	4.0	82	82	1.0	1.5	920	946	1.03
发明例35	23	1.5	7.0	93	93	1.8	3.5	800	830	1.04
发明例36	25	3.1	0.0	88	88	1.0	1.8	820	860	1.05
发明例37	30	3.3	8.1	86	86	1.5	1.8	877	800	0.91

关于发明例31~37, (0001)极图中的表示聚集度的峰的方向与板厚方向所成的角 $\theta$ 为 $35^\circ$ 以下。另外, 等轴组织的平均晶粒直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以上且 $10.0\mu\text{m}$ 以下, 带状组织的面积率为10%以下。 $\alpha$ 相的面积率均为80%以上, 圆当量直径为 $1\mu\text{m}$ 以上的 $\alpha$ 相的面积率大于53%。平均板厚为 $1.0\sim 1.8\text{mm}$ , 尺寸精度为 $1.5\sim 3.5\%$ 以下。另外,  $25^\circ\text{C}$ 下的0.2%屈服强度为700MPa以上,  $25^\circ\text{C}$ 下的宽度方向的0.2%屈服强度 $\sigma_T$ 与 $25^\circ\text{C}$ 下的长度方向的0.2%屈服强度 $\sigma_L$ 之比、即条件屈服强度比 $\sigma_T/\sigma_L$ 为0.85以上且1.10以下。

以上, 对本公开的优选实施方式进行了详细说明, 但本公开并不限于所述例子。显然, 具有本公开所属技术领域的常识的人员可以在权利要求书中记载的技术思想的范畴内想到各种的变形例或修正例, 这些例子当然也属于本公开的技术范围。

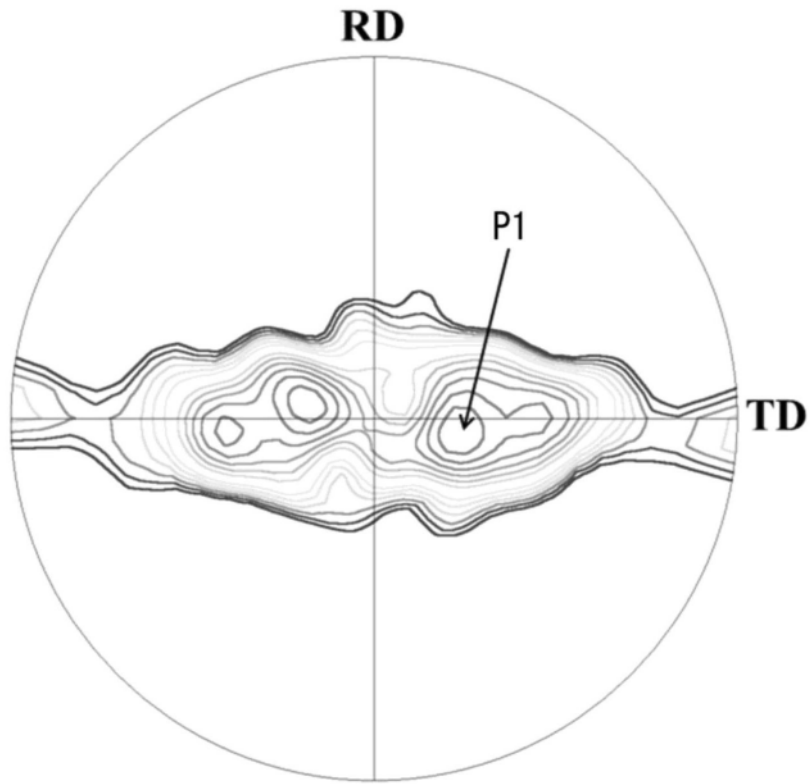


图1

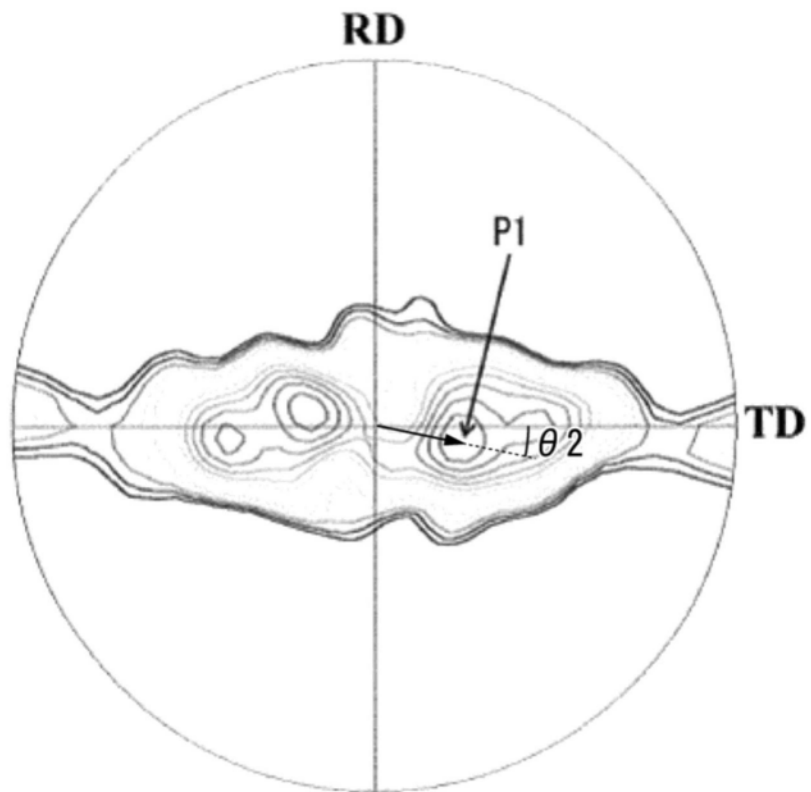


图2

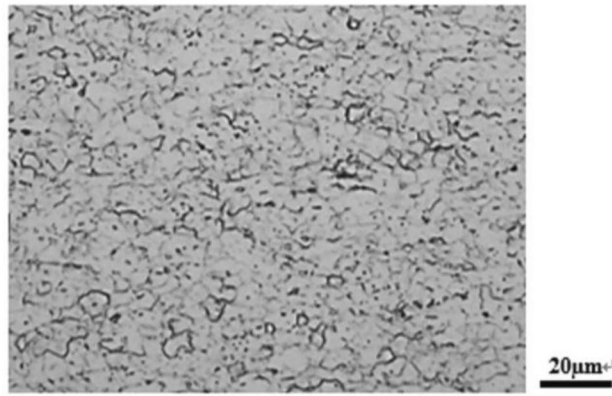


图3

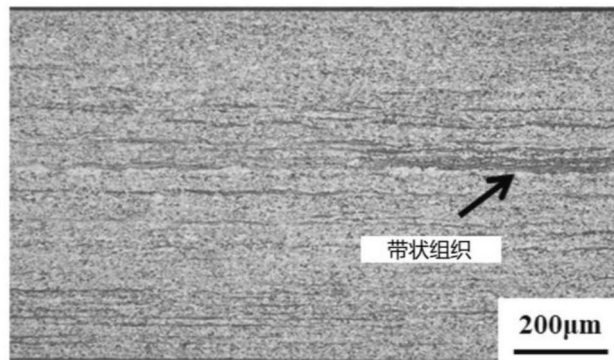


图4

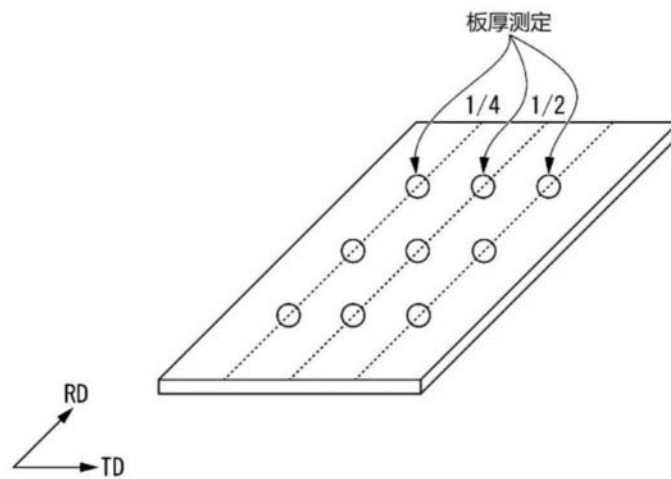


图5