

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.  
C22F 1/18 (2006.01)



# [12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200710119766.1

[45] 授权公告日 2008 年 12 月 24 日

[11] 授权公告号 CN 100445415C

[22] 申请日 2007.7.31

[21] 申请号 200710119766.1

[73] 专利权人 北京航空航天大学

地址 100083 北京市海淀区学院路 37 号

[72] 发明人 马岳 赵勇 裴延玲 宫声凯  
徐惠彬

[56] 参考文献

JP6-192805A 1994.7.12

CN1085263A 1994.4.13

CN1187545A 1998.7.15

JP3-53049A 1991.3.7

热处理对 TiAl 基合金相变和显微组织的影响. 彭超群等. 材料科学与工艺, 第 10 卷第 3 期. 2002

循环热处理过程中 TiAl 基合金细小全片层组织的形成. 彭超群等. 有色金属, 第 55 卷第 1 期. 2003

审查员 王涛

[74] 专利代理机构 北京永创新实专利事务所  
代理人 周长琪

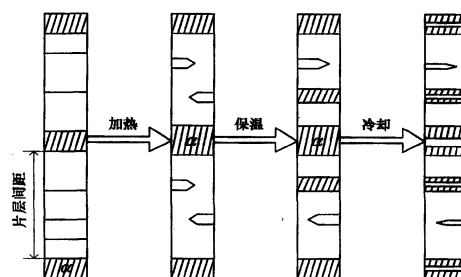
权利要求书 1 页 说明书 7 页 附图 3 页

[54] 发明名称

一种细化 TiAl 基合金片层间距的热处理工艺

[57] 摘要

本发明公开了一种细化 TiAl 基合金片层间距的热处理工艺, 该热处理工艺适用于 Al 含量 45at% ~ 51at% 的 TiAl 基合金的片层间距细化、或者 Al 含量 42at% ~ 46at%、铌含量 5at% ~ 10at% 的高铌 TiAl 基合金的片层间距细化。本发明的热处理工艺针对经过浇铸或凝壳成型的全片层 TiAl 基合金铸锭, 首先进行均匀化和热等静压处理, 然后在  $\alpha + \gamma$  双相区进行循环时效处理, 通过控制加热速度、冷却速度、保温温度、保温时间等相应参数, 可有效控制并细化 TiAl 基合金组织的片层间距, 同时保持 TiAl 基合金的宏观片层形态。



1、一种细化 TiAl 基合金片层间距的热处理工艺，该热处理工艺包括预处理和循环时效处理两部分，其特征在于所述的循环时效处理是在  $\alpha + \gamma$  双相区进行的，具体工艺步骤为：

第一步：将经预处理后的 TiAl 基合金加热至  $\alpha + \gamma$  双相区的第一温度区  $1200 \pm 20^\circ\text{C}$ ，保温 2~5 min；

第二步：以加热速度  $v_h$  将经第一步骤处理后的 TiAl 基合金加热至第二温度区  $1300 \pm 20^\circ\text{C}$ ，保温 15~30 min；

所述加热速度  $v_h = 1.0 \times 10^{-3} \sim 2.0 \times 10^{-1}^\circ\text{C/s}$ ；

第三步：以冷却速度  $v_c$  将经第二步骤处理后的 TiAl 基合金降温至第一温度区  $1200 \pm 20^\circ\text{C}$ ，并保温 2~5 min；

所述冷却速度  $v_c = 1.0 \times 10^{-3} \sim 9.0 \times 10^{-1}^\circ\text{C/s}$ ；

第四步：重复第二步骤和第三步骤 2~6 次，然后随炉冷却至室温、取出，得到片层间距细化的 TiAl 基合金。

2、根据权利要求 1 所述的 TiAl 基合金片层间距细化的热处理工艺，其特征在于：所述预处理包括有均匀化和热等静压处理，均匀化处理的温度为  $800^\circ\text{C} \sim 1100^\circ\text{C}$ ，保温时间为 12~48 h；热等静压处理的温度为  $1200 \sim 1300^\circ\text{C}$ ，压强为  $170 \sim 220 \text{ MPa}$ ，保温时间为 3~5 h。

3、根据权利要求 1 所述的一种细化 TiAl 基合金片层间距的热处理工艺，其特征在于：该工艺适用于 Al 含量为 45at%~51at% 的 TiAl 基合金，或者 Al 含量为 42at%~46at%、铌含量为 5at%~10at% 的高铌 TiAl 基合金。

4、根据权利要求 1 所述的一种细化 TiAl 基合金片层间距的热处理工艺，其特征在于：片层间距细化的 TiAl 基合金的室温塑性为 2.5%~3.0%。

5、根据权利要求 1 所述的一种细化 TiAl 基合金片层间距的热处理工艺，其特征在于：在加热速度  $v_h = 1.0 \times 10^{-3} \sim 2.0 \times 10^{-1}^\circ\text{C/s}$ ，冷却速度  $v_c = 1.0 \times 10^{-3} \sim 9.0 \times 10^{-1}^\circ\text{C/s}$  条件下的 TiAl 基合金的片层间距为  $0.2 \sim 5.0 \mu\text{m}$ 。

## 一种细化 TiAl 基合金片层间距的热处理工艺

### 技术领域

本发明涉及一种合金的热处理工艺，具体地说，是指关于 TiAl 基合金片层间距细化的热处理工艺，细化后的合金片层组织具有良好的均匀性和稳定性。

### 背景技术

TiAl 基合金是一种新型的高温结构材料，具有高熔点、低密度、高弹性模量以及较好的高温强度、阻燃能力、抗氧化性等优点，是一种很具应用前景的新型轻质高温结构材料，被认为是极具竞争潜力的下一代航空发动机用结构材料之一。其优越性主要体现在以下三个方面：第一，TiAl 基合金具有高的比强度。作为结构材料，TiAl 基合金具有较高的弹性模量，比目前应用的结构材料高约 50%，而其密度只有  $3.7 \sim 3.9 \text{ g/cm}^3$ ，同镍基高温合金相比，TiAl 基合金的密度低于镍基高温合金密度 ( $7.9 \sim 9.5 \text{ g/cm}^3$ ) 的一半，这对于航空发动机部件来说，其优越性是不言而喻的；第二，TiAl 基合金的蠕变温度极限为  $750^\circ\text{C} \sim 950^\circ\text{C}$ ，抗氧化温度极限为  $800^\circ\text{C} \sim 950^\circ\text{C}$ ，接近镍基高温合金的蠕变温度极限  $800^\circ\text{C} \sim 1090^\circ\text{C}$  和抗氧化温度极限  $870^\circ\text{C} \sim 1090^\circ\text{C}$ ，因此 TiAl 基合金有潜力替代密度大的镍基高温合金而作为一些部件的材料；第三，TiAl 基合金具有很好的阻燃性能，与镍基高温合金相当，可以替代价格昂贵的阻燃性钛基合金部件。然而，TiAl 基合金较低的室温塑性、高温强度及断裂韧性严重阻碍了其进入实用化的进程。

针对 TiAl 基合金室温塑性差的问题，从目前的现状来看，室温塑性差的原因主要有：（一）TiAl 基合金中原子排列的有序性和原子间的共价键结合特性；（二）微观变形方式较少和变形机制复杂；（三）显微组织粗大和界面结合强度低等。为此，通过合金化、改变材料制备和成型工艺、改变材料热加工和热处理工艺等方法来提高其室温塑性。研究表明，TiAl 基合金的显微组织显著影响着其室温力学性能，细小、均匀的显微组织可以使合金在保持较高的高温力学性能的同时，获得较高的室温力学性能。通过热处理或热机械处理可以有效地改变 TiAl 基合金铸锭的组织状态，

使其显微组织得到有效的细化。已报道的热处理方法主要有淬火/回火热处理、循环热处理、双温热处理等,这些工艺的主要出发点是获取晶粒尺度均匀、细小的显微组织,侧重于晶粒尺度的细化,而针对其内部的片层间距问题,一般是通过热处理获得细晶的中间相变组织(一般为双态组织或近 $\gamma$ 组织)之后,再次加热到 $\alpha$ 单相区固溶温度 $T_\alpha$ 以上进行处理,通过控制冷却速度来控制片层间距的大小。然而,针对最具应用价值的全片层 TiAl 基合金而言,不管其晶粒尺度的大小、是否进行过热处理,要通过固溶/冷却的方式控制其片层间距,会存在以下两点问题:第一,固溶处理过程中不可避免会出现晶粒的长大现象,不易控制,在 $\alpha$ 单相区,晶粒尺度与保温时间满足 $D = kt^n$  ( $k$ 表示与热处理温度和合金成分相关的常数, $n$ 表示晶粒长大因子)关系;第二,冷却速度太快会有羽毛状组织、魏氏体组织出现,影响组织稳定性。

在实际操作中,不论是在 TiAl 基合金的制备还是在热加工、热处理过程中,都不可避免面临片层间距粗大的问题,不利于 TiAl 基合金组织与性能的优化。对于 TiAl 基合金,其片层间距与合金强度满足 Hall-Petch 关系,而且在晶粒尺度较小时,片层间距的细化对合金性能的影响愈加明显,即细化片层间距可有效提高 TiAl 基合金的室温塑性、室温及高温强度,同时可提高合金的断裂韧性、降低裂纹扩展速率。所以,针对全片层 TiAl 基合金,在不破坏宏观片层组织形态、保持其组织优越性的同时,探索细化片层间距的热处理制度具有很大的现实意义和应用价值。

#### 发 明 内 容

为了解决 TiAl 基合金室温塑性和断裂韧性差、强度低等问题,本发明提出一种细化 TiAl 基合金片层间距的热处理工艺。主要是通过一种在 TiAl 基合金的 $\alpha + \gamma$ 双相区进行的循环时效处理,有效细化了其片层间距,从而提高了 TiAl 基合金的室温塑性和断裂韧性,并改善了其室温及高温强度。本发明是一种细化 TiAl 基合金片层间距的热处理工艺,该热处理工艺包括预处理和循环时效处理两部分,所述的循环时效处理是在 $\alpha + \gamma$ 双相区进行的,具体工艺步骤为:

第一步:将经预处理后的 TiAl 基合金加热至 $\alpha + \gamma$ 双相区的第一温度区 $1200 \pm 20^\circ\text{C}$ ,保温 $2 \sim 5 \text{ min}$ ;

第二步:以加热速度 $v_h$ 将经第一步骤处理后的 TiAl 基合金加热至第二温度区 $1300 \pm 20^\circ\text{C}$ ,保温 $15 \sim 30 \text{ min}$ ;

所述加热速度 $v_h = 1.0 \times 10^{-3} \sim 2.0 \times 10^{-1}^\circ\text{C/s}$ ;

第三步：以冷却速度  $v_c$  将经第二步骤处理后的 TiAl 基合金降温至第一温度区  $1200 \pm 20^\circ\text{C}$ ，并保温 2~5 min；

所述冷却速度  $v_c = 1.0 \times 10^{-3} \sim 9.0 \times 10^{-1}^\circ\text{C/s}$ ；

第四步：重复第二步骤和第三步骤 2~6 次，然后随炉冷却至室温、取出，得到片层间距细化的 TiAl 基合金。

在本发明中，所述预处理包括有均匀化和热等静压处理，均匀化处理的温度为  $800^\circ\text{C} \sim 1100^\circ\text{C}$ ，保温时间为 12~48 h；热等静压处理的温度为  $1200 \sim 1300^\circ\text{C}$ ，压强为 170~220 MPa，保温时间为 3~5 h。

在本发明中，TiAl 基合金片层间距经细化处理后，其室温塑性得到明显提高，可达 2.5%~3.0%，比未经片层细化的 TiAl 基合金提高约 20%~30%；同时，片层细化后的 TiAl 基合金的高温强度及断裂韧性得到明显改善，比未经片层细化的 TiAl 基合金提高约 10%~25%。另一方面，本工艺不仅适用于 Al 含量 45at%~51at% 的 TiAl 基合金，而且还适用于 Al 含量 42at%~46at%、铌含量 5at%~10at% 的高铌 TiAl 基合金；不仅适用于熔炼成型的铸态 TiAl 基合金，而且适用于经过热处理后的具有粗大片层间距的普通 TiAl 基合金和高铌 TiAl 基合金。由于该工艺简单，操作方便，间距细化效果明显且易于实现，因此本发明具有较大的应用价值。

#### 附图说明

图 1 为双相区“加热-保温-冷却”过程中的组织转变示意图。

图 2A 为预处理后的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金片层组织形貌。

图 2B、2C、2D 为升温速度分别为  $3.33 \times 10^{-2}^\circ\text{C/s}$ 、 $6.67 \times 10^{-2}^\circ\text{C/s}$ 、 $1.33 \times 10^{-1}^\circ\text{C/s}$  对应的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的片层组织形貌。

图 3 为细化处理后 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的室温拉伸性能对比曲线。

图 4 为 Ti-Al 二元相图。

#### 具体实施方式

下面将结合附图和实施例对本发明做进一步的详细说明。

本发明是一种细化 TiAl 基合金片层间距的热处理工艺，是对经浇铸或凝壳成型的 TiAl 基合金铸锭进行的，该热处理工艺包括预处理和循环时效处理两部分。

其中, 预处理包括有均匀化和热等静压处理, 均匀化处理的温度为  $800^{\circ}\text{C} \sim 1100^{\circ}\text{C}$ , 保温时间为  $12 \sim 48\text{ h}$ ; 热等静压的处理温度为  $1200 \sim 1300^{\circ}\text{C}$ , 压强为  $170 \sim 220\text{ MPa}$ , 保温时间为  $3 \sim 5\text{ h}$ 。

其中, 循环时效处理是在  $\alpha + \gamma$  双相区进行的, 具体实施步骤有:

第一步: 将经预处理后的 TiAl 基合金加热至  $\alpha + \gamma$  双相区的第一温度区  $1200 \pm 20^{\circ}\text{C}$ , 保温  $2 \sim 5\text{ min}$ ;

第二步: 以加热速度  $v_h$  将经第一步骤处理后的 TiAl 基合金升温至第二温度区  $1300 \pm 20^{\circ}\text{C}$ , 保温  $15 \sim 30\text{ min}$ ;

所述加热速度  $v_h = 1.0 \times 10^{-3} \sim 2.0 \times 10^{-1}^{\circ}\text{C/s}$ ;

第三步: 以冷却速度  $v_c$  将经第二步骤处理后的 TiAl 基合金降温至第一温度区  $1200 \pm 20^{\circ}\text{C}$ , 并保温  $2 \sim 5\text{ min}$ ;

所述冷却速度  $v_c = 1.0 \times 10^{-3} \sim 9.0 \times 10^{-1}^{\circ}\text{C/s}$ ;

第四步: 重复第二步骤和第三步骤  $2 \sim 6$  次, 然后随炉冷却至室温、取出, 得到片层间距细化的 TiAl 基合金。

经上述处理后, TiAl 基合金的片层间距得到了有效细化, 同时可保持较好的组织均匀性和稳定性。其中, 关键的  $\alpha + \gamma$  双相区循环时效处理采用真空热处理炉, 循环处理的时间较短, 一般经过  $2 \sim 6$  次循环处理, 其片层间距就可有效细化, 而处理时间仅为  $3 \sim 6\text{ h}$ 。

本发明提供的这种细化 TiAl 基合金片层间距的热处理工艺, 主要是通过控制加热速度、冷却速度、保温温度、保温时间等相应参数, 来有效细化 TiAl 基合金的片层间距。均匀化处理是为了消除铸造过程中的枝晶偏析、成分偏析及内应力等问题, 改善组织的均匀性和稳定性; 热等静压是为了消除气孔、缩松等铸造缺陷。概括来说, 均匀化和热等静压处理是铸态 TiAl 基合金的预处理, 是后续处理的前提, 对于热处理后的 TiAl 基合金的只需要进行热等静压处理。 $\alpha + \gamma$  双相区循环时效处理是本发明的核心, 其关键是通过控制加热速度以控制加热过程中  $\gamma \rightarrow \alpha$  转变的形核率, 在层片结构内部 (一般为  $\gamma/\gamma$  界面处) 生成一定数量的  $\alpha$  晶核, 而在加热和保温过程中新生的  $\alpha$  晶粒会发生长大现象, 它以板条形态通过台阶生长机制平行于层片结构中的初始  $\alpha$  板条生长。加热过程中  $\alpha$  相的形核率越大则形成的  $\alpha$  晶粒越多, 保温之后形成的二次  $\alpha$  相

板条就越多；同时，在冷却过程中通过 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变，粗大的 $\alpha$ 相板条中会分解出二次 $\gamma$ 相板条。这样，通过循环处理可以有效控制并细化 TiAl 基合金的片层间距。

在本发明中， $\alpha + \gamma$ 双相区“加热-保温-冷却”过程中的组织转变示意如图 1 所示。根据 Ti-Al 二元相图（参见图 4 所示）可知，针对各种成分的 TiAl 基合金，在 $\alpha + \gamma$ 双相区进行循环处理时，随温度的降低，会发生 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变，而在升温过程中发生反向的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变。由于加热过程是一个动态非平衡过程，显然会存在过热的问题，在本发明中，动态加热过程中过热度关系式为 $\Delta T = T - T_e = T_i + v_h t - T_e$ ，式中， $T$ 表示动态加热温度，其最大值位于 $\alpha + \gamma$ 双相区的第二温度区 $1300 \pm 20^\circ\text{C}$ ； $T_e$ 表示共析转变温度； $T_i$ 表示在 $\alpha + \gamma$ 双相区循环时效处理的初始温度，位于 $\alpha + \gamma$ 双相区的第一温度区 $1200 \pm 20^\circ\text{C}$ ； $v_h$ 表示加热速度； $t$ 表示加热时间。

从过热度关系式可以看出，加热速度 $v_h$ 越大，过热度 $\Delta T$ 就越大，由过热产生的自由能就越多，而加热过程中的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变驱动力主要来源于过热自由能，这样随加热速度的增加，转变过程中 $\alpha$ 相的形核率就越大。同时，在加热过程中 $\alpha$ 晶核以板条形态扩展长大，但由于 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变为原子扩散机制， $\alpha$ 相板条的长大需要一定的反应时间，故加热速度 $v_h$ 增加，实际反应时间就减少， $\alpha$ 相板条的长大现象就越不明显，但细小的 $\alpha$ 晶粒及较短的二次不连续 $\alpha$ 相板条的数量相应增多，这为在保温过程中 $\alpha$ 相板条的扩展长大提供了有利位置。

在 $\alpha + \gamma$ 双相区的第二温度区保温过程中，细小的 $\alpha$ 晶粒及二次不连续 $\alpha$ 相板条会继续通过台阶生长机制扩展生长，此时的相变驱动力主要来源于化学自由能，保温时间的选择主要是保证有足够时间在促使二次 $\alpha$ 相板条的长大同时防止片层结构的粗化分解。

对于等轴的 $\gamma$ 块状晶粒，当其发生分解时， $\alpha$ 相会在其 $\{111\}\gamma$ 四个惯析面上析出，而在本研究中，所有的二次 $\alpha$ 相板条都平行于初始 $\alpha$ 板条（或 $\gamma$ 相板条），这说明在片层结构内部中发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变时， $\alpha$ 相的形核生长具有一定的择优取向。

在 $\alpha + \gamma$ 双相区降温过程中会发生 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变，由于 $\alpha$ 相只有一个密排面(0001)面，故在冷却过程中， $\alpha$ 晶粒会通过其唯一的密排面转变成一个位向的 $\gamma$ 晶粒。在片层结构中，新生的 $\gamma$ 相也以板条的形态平行于初始 $\alpha$ 相板条析出。

另一方面, 由于 TiAl 基合金的层片结构具有低能半共格界面  $(0001)_{\alpha_2} // \{111\}_{\gamma}$ , 具有强烈的组织稳定性, 双相区循环处理过程中短时保温不会使晶团内部的层片发生粗化, 同时, 由于在双相区不停地进行“加热-保温-冷却”循环处理, 在片层团界面析出的少量  $\alpha$  或  $\gamma$  晶粒会在随后的循环处理中通过相转变再次转变为细小的片层结构, 不影响 TiAl 基合金的宏观片层形态。

**实 施 例 1** 对经过浇铸成型的具有全片层形态的 TiAl 基合金 (Ti-47Al-2Cr-2Nb) 铸锭进行片层细化处理, 具体的工艺步骤为:

第一步: 将 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金进行  $900^{\circ}\text{C}/48\text{ h}$  均匀化处理, 然后进行热等静压处理, 其处理规范为  $1280^{\circ}\text{C}/175\text{ MPa}/4\text{ h}$ 。

第二步: 将经第一步处理后的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金放入真空热处理炉进行  $\alpha + \gamma$  双相区循环时效处理。具体步骤为:

(A) 以加热速度  $8.33 \times 10^{-2}^{\circ}\text{C}/\text{s}$  将 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金升温至  $\alpha + \gamma$  双相区第一温度区的  $1180^{\circ}\text{C}$ , 并保温  $5\text{ min}$ ;

(B) 以加热速度  $v_h = 3.33 \times 10^{-2}^{\circ}\text{C}/\text{s}$  将经 (A) 步骤处理的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金升温至  $\alpha + \gamma$  双相区第二温度区的  $1280^{\circ}\text{C}$ , 保温  $15\text{ min}$ ;

(C) 以冷却速度  $v_c = 1.67 \times 10^{-2}^{\circ}\text{C}/\text{s}$  降温至第一温度区的  $1180^{\circ}\text{C}$ , 并保温  $5\text{ min}$ ;

(D) 重复 (B) 步和 (C) 步 3 次, 经循环处理后随炉冷却至室温、取出, 制得片层间距细化的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金。

采用上述相同步骤, 相同冷却速度  $v_c = 1.67 \times 10^{-2}^{\circ}\text{C}/\text{s}$ , 不同加热速度  $v_h$  对 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金进行片层间距细化热处理, 加热速度  $v_h$  分别为  $6.67 \times 10^{-2}^{\circ}\text{C}/\text{s}$  和  $1.33 \times 10^{-1}^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

采用扫描电子显微镜 (SEM) 对片层间距进行定量分析, 测得预处理后的片层组织, 片层间距为  $5.70\text{ }\mu\text{m}$  (图 2A 所示); 加热速度  $v_h = 3.33 \times 10^{-2}^{\circ}\text{C}/\text{s}$  处理后的组织, 片层间距为  $3.89\text{ }\mu\text{m}$  (图 2B 所示); 加热速度  $v_h = 6.67 \times 10^{-2}^{\circ}\text{C}/\text{s}$  处理后的组织, 片层间距为  $3.37\text{ }\mu\text{m}$  (图 2C 所示); 加热速度  $v_h = 1.33 \times 10^{-1}^{\circ}\text{C}/\text{s}$  处理后的组织, 片层间距为  $1.98\text{ }\mu\text{m}$  (图 2D 所示)。

采用 MTS880 材料力学性能试验机对 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金进行室温拉伸性能测试, 如图 3 所示, 图中可以看出, 片层间距细化处理后, Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的室温塑性可以稳定达到  $2.5\% \sim 3.0\%$ , 同时其室温强度得到明显提高。



通过对 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金片层间距的细化处理可以看出,在其他条件不变的条件下,通过改变  $\alpha + \gamma$  双相区循环时效处理的加热速度可有效控制合金的片层间距,即随加热速度  $v_h$  的增加, TiAl 基合金片层间距明显细化,细化处理后合金的室温塑性、断裂韧性、强度等得到明显改善。

**实 施 例 2** 对经过真空自耗凝壳成型的 TiAl 基合金 (Ti-45Al-8.5Nb-0.1C) 铸锭进行片层细化处理,具体的工艺步骤为:

第一步:将 Ti-45Al-8.5Nb-0.1C 合金进行 1050℃/12 h 均匀化处理,然后进行热等静压处理,其处理规范为 1250℃/200 MPa/3 h。

第二步:将经第一步处理后的 Ti-45Al-8.5Nb-0.1C 合金放入真空热处理炉进行  $\alpha + \gamma$  双相区循环时效处理。具体步骤为:

(A) 以加热速度  $8.33 \times 10^{-2} \text{℃/s}$  将 Ti-45Al-8.5Nb-0.1C 合金升温至  $\alpha + \gamma$  双相区第一温度区的 1200℃,并保温 3 min;

(B) 以加热速度  $v_h = 5.00 \times 10^{-2} \text{℃/s}$  将经 (A) 步骤处理的 Ti-45Al-8.5Nb-0.1C 合金升温至第二温度区的 1300℃,保温 20 min;

(C) 以冷却速度  $v_c = 2.00 \times 10^{-2} \text{℃/s}$  降温至第一温度区的 1200℃,并保温 3 min;

(D) 重复 (B) 步和 (C) 步 3 次,经循环处理后随炉冷却至室温、取出,制得片层间距细化的 Ti-45Al-8.5Nb-0.1C 合金。

采用上述相同步骤,相同加热速度  $v_h = 5.00 \times 10^{-2} \text{℃/s}$ ,不同冷却速度  $v_c$  对 Ti-45Al-8.5Nb-0.1C 合金进行片层间距细化热处理,冷却速度  $v_c$  分别为  $6.00 \times 10^{-2} \text{℃/s}$  和  $1.20 \times 10^{-1} \text{℃/s}$ 。

采用扫描电子显微镜 (SEM) 对片层间距进行定量分析,测得预处理后的片层组织的片层间距为  $1.95 \mu\text{m}$ ,冷却速度  $v_c = 2.00 \times 10^{-2} \text{℃/s}$ 、 $6.00 \times 10^{-2} \text{℃/s}$  和  $1.20 \times 10^{-1} \text{℃/s}$  处理后对应的片层间距分别为  $1.50 \mu\text{m}$ 、 $0.93 \mu\text{m}$ 、 $0.37 \mu\text{m}$ 。

通过对 Ti-45Al-8.5Nb-0.1C 合金片层间距的细化处理可以看出,在其他条件不变的条件下,通过改变  $\alpha + \gamma$  双相区循环时效处理的冷却速度可有效控制合金的片层间距,即随冷却速度  $v_c$  的增加, TiAl 基合金片层间距明显细化。

在本发明中的加热速度  $v_h = 1.0 \times 10^{-3} \sim 2.0 \times 10^{-1} \text{℃/s}$ ,冷却速度  $v_c = 1.0 \times 10^{-3} \sim 9.0 \times 10^{-1} \text{℃/s}$  条件下,经细化处理后的 TiAl 基合金的片层间距为  $0.2 \sim 5.0 \mu\text{m}$ 。

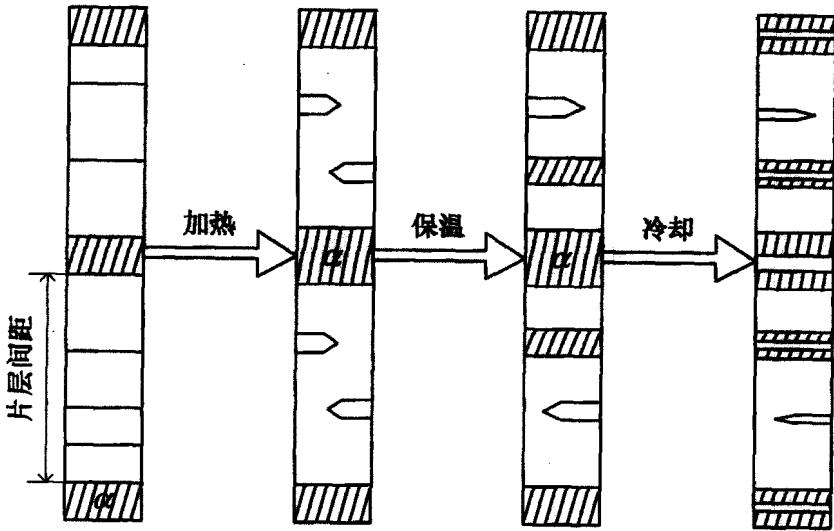


图1



图2A



图2B

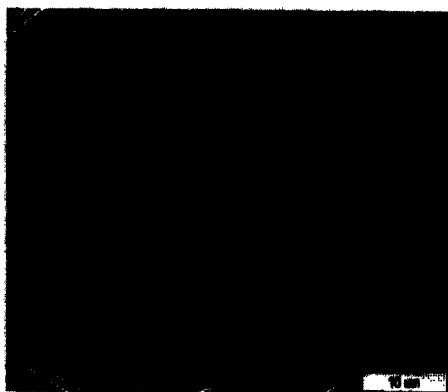


图2C



图2D

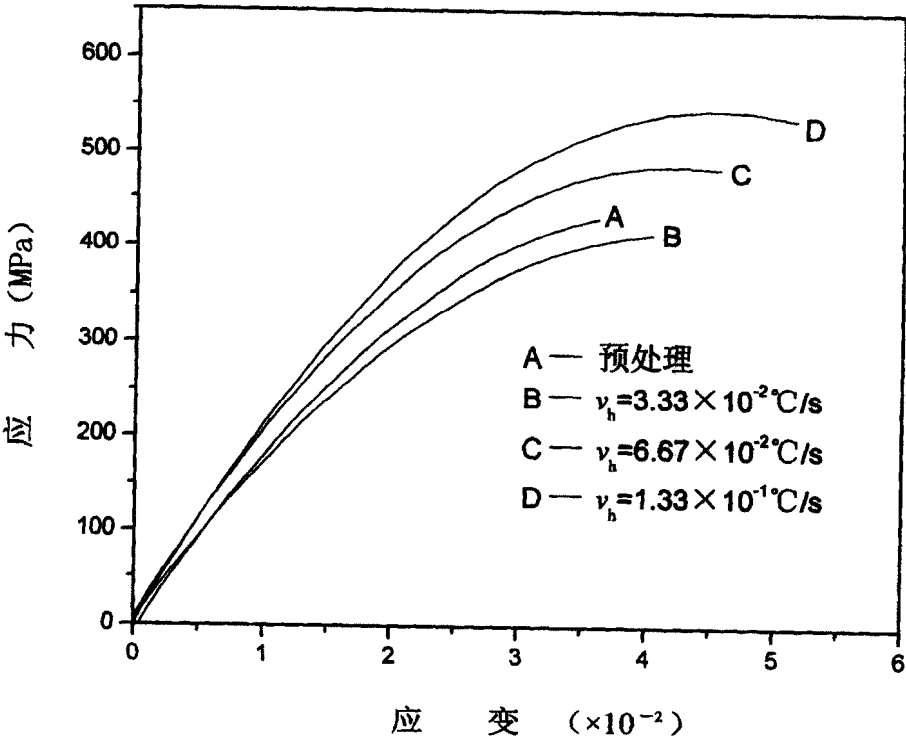


图3

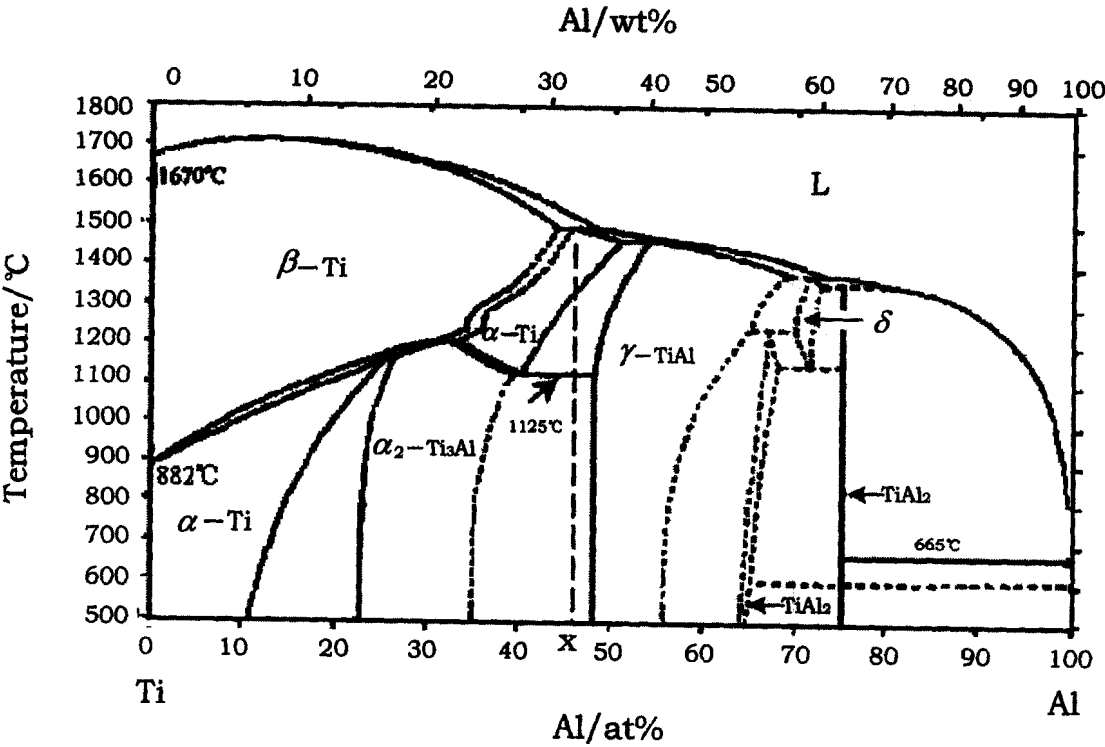


图4