

## 纯钛板对接焊的可焊性

钛及钛合金的焊接一般多采用惰气保护钨电极电弧焊接(TIG)、等离子焊接和激光焊接等高能密度的焊接方法。对于纯钛板而言,焊接应变小、精度高的等离子焊接和激光焊接都是非常好的焊接方法。近年来,随着汽车的轻量化,对薄板焊接的性能和生产效率的要求日益提高。因此,探讨各种焊接方法用于纯钛薄板对接的可行性,有助于扩大其用途。

使用厚度 0.6 mm 的工业纯钛(TP340C, JIS H4600 2 种),焊缝与轧制方向呈直角进行对接焊。采用 TIG、等离子焊、激光焊 3 种焊接方法进行了焊接对比。TIG 和等离子焊使用氩气作为保护气体,并使用保护罩以防止氧、氮、氢等气体元素污染焊缝而降低对接焊缝的力学性能。激光焊采用脉冲 YAG 激光器,最大输出功率 550 W,最大脉冲能量 70 J,焦点距离 80 mm,倾斜角度 20°。

焊缝的宽度按能量密度的不同,由脉冲 YAG 激光焊、等离子焊、TIG 焊接的高低顺序逐渐变宽。激光焊缝的正面宽度约为 1.76 mm,为 TIG 焊缝的 70%,等离子焊缝宽度介于二者之间,但焊缝背面与激光焊缝相同。

TIG 和等离子焊的焊缝表面都观察到粗大晶粒。而激光焊因为是非连续的脉冲焊接,故在焊缝表面观察到脉动圆弧,且因飞溅的金属粘附在焊缝上,所以焊缝外观最差。从纯钛具有较高的缺陷敏感性这一点来考虑,等离子焊和 TIG 焊更好些。

钛合金焊接时,因焊接气氛、坡口形状、不恰当的焊接条件等原因,有时会产生气泡。但在上述的试验中并未观察到因焊接方法不同而产生气泡、融合不良或裂纹。TIG 和等离子焊接接头热影响区的宽度比熔区宽约 10%,激光焊的热影响区较窄,仅有熔区宽度的 80%。

所有焊缝熔区和热影响区的晶粒都比基材的晶粒大得多。基材是细小的等轴晶组织,熔区组织为锯齿状晶界及针状  $\alpha$  组织,酷似纯钛在  $\beta$  区

淬火的快冷组织。热影响区的组织是由基材伸向熔融凝固区的长晶粒。TIG 焊接熔区的晶粒尺寸是 263  $\mu\text{m}$ ,等离子焊是 192  $\mu\text{m}$ ,激光焊是 150  $\mu\text{m}$ 。

各种焊接方法与硬度的相关性并不明确。熔区和热影响区的努氏硬度(HK)都在 140~210 MPa 范围内,区别不大,焊缝 HK 硬度平均比基材大 40 MPa 左右。

TIG 和等离子焊接接头中的氮含量为 0.006 w%,激光焊为 0.007 w%,约为基材的 1.5 倍。氧含量比氮略高一点。

焊缝拉伸试验时均在基材断裂,但在焊缝表面和热影响区亦有变形的迹象,这种倾向随着焊缝区晶粒的增大而变得显著。因此,焊接接头的延伸率以 TIG 焊接为最高,其次是等离子焊接。熔区存在具有锯齿状的  $\alpha$  组织,热影响区存在向熔区伸长的晶粒和等轴晶的混合组织。TIG 焊接具有更长的向熔区伸长的晶粒,故延伸率更高。

各个焊接方法的缺口拉伸试验结果无甚差别,焊缝的抗拉强度和屈服强度都与基材相当。由此认为焊缝的拉伸强度与晶粒直径、晶粒形状无关。SEM 观察发现,断裂面为延性断裂。

各种试样的弯曲试验结果表明,无论是 L 方向还是 T 方向的弯曲性都很好,焊缝两面都见不到弯曲造成的裂纹。基材为均匀平滑的弯曲,但在焊缝上有凹凸不平的地方,即产生了不均匀变形。TIG 和等离子焊接接头的 T 方向的弯曲,无论向焊缝哪边弯,在热影响区附近的变形都很显著,这有可能是这两种焊接方法的焊缝晶粒粗大所致。

纯钛为密排六方结构,平面各向异性很大。在有焊接接头板上做深冲试验,得到的筒在与轧制方向成 45°的 4 个角上出现制耳。但 3 种焊接方法的深冲试验在焊缝处都未见裂纹。由于塑性变形,深冲试验筒的焊缝表面都比成形前粗糙,热影响区也有显著的局部变形。这种趋势按激光焊接、等离子焊接、TIG 焊接的顺序增强。

深冲筒的板厚变形在轧制方向和与轧向成 45°

的方向都与基材相同,而在与轧制方向成 $90^\circ$ 的方向,焊缝及热影响区附近的变形程度与焊缝的宽度成正比。筒侧壁及凸缘的应变较为显著,焊缝表面比成形前粗糙。原因可以认为是组织不均匀的焊区变形比基材更甚。

由此可知,焊缝区晶粒粗大是焊接接头成形性降低的主要原因。因此,焊接时要尽量减小晶粒尺寸。若焊接后板材要进行冲压加工,最好采用焊缝表面最光滑的等离子焊接法。

张小明摘译自《チタン》

## 非晶态 $ZrO_2-20\text{ mol}\%Al_2O_3$ 粉末的纳米结晶控制烧结

纳米晶陶瓷具有几十纳米以下的晶粒,在真密度化时,可以具有在低温下的超塑性及与合金相匹敌的高断裂韧性等全新的强度特性。体纳米晶陶瓷的制备工艺引人注目的是非晶态粉末的固化成形法。目前,纳米粉末的制备方法有机械合金化(MA)法、醇盐法、喷雾水热法、超急冷法等多种方法。其中,本文作者基于非平衡反应球磨法,由 $ZrO_2-20\text{ mol}\%Al_2O_3$ 氧化物粉末的混合物通过机械合金化,首次发现了陶瓷固相非晶态化,同时通过脉冲通电加压烧结生成了具有30 nm以下纳米晶,得到了真密度烧结体。本文作者用脉冲通电加压烧结装置,通过非晶态 $ZrO_2-20\text{ mol}\%Al_2O_3$ 压粉体的高度变化,探索纳米晶致密化的工艺方法。

实验采用具有槽内温度控制装置的搅拌型反应球磨机,把500 g  $ZrO_2-20\text{ mol}\%Al_2O_3$ 的混合粉末机械合金化制备非晶态氧化物陶瓷粉末。该粉末的结晶化过程,采用0.5 K/s加热速度的示差扫描相分析仪(DSC),在氩气氛中进行。非晶态 $ZrO_2-20\text{ mol}\%Al_2O_3$ 粉末装入内径10 mm,外径45 mm的石墨模中,用短矩形脉冲以及迭加直流的脉冲通电加压烧结装置,在100 MPa的压力下,将各种高度的压粉体固化成形,压粉体表面温度用热电偶测定石墨模的温度,并进行模半径方向的温度梯度补偿计算而得。位移( $Z$ )由压粉体加压轴方向实时测定线收缩,并进行加热中的石墨制凸模的热膨胀补偿而求得。压粉体的表观相对密度( $D_a$ )用真密度时的高度( $h_t$ )和位移( $Z_t$ )通过 $D_a=h_t(Z_t-Z+h_t)$ 关系式求得。烧结体的孔隙率由试样中央纵断面经镜面抛光后由光学显微镜观察,通过线分析计算。烧结体的平均晶粒尺寸,由 Scherer

公式通过X射线衍射峰的半高宽计算。 $ZrO_2+20\text{ mol}\%Al_2O_3$ 的真密度是通过三角锥压头 Berkovich 压痕法采用可感知深度的动态超微小硬度计(岛津 DUH-201S)进行测定。

将 $ZrO_2-20\text{ mol}\%Al_2O_3$ 的混合粉末,用搅拌反应球磨机球磨186 h,用示差扫描热分析仪实验测得非晶态粉末的热稳定性,加热速率为0.5 K/s。实验表明,从850~1 073 K为立方晶,从1 100 K~1 450 K为正方形晶。把制得的 $ZrO_2-20\text{ mol}\%Al_2O_3$ 非晶态粉末在100 MPa压力下用800 A的短矩形脉冲加热30 s后,通直流电以5 K/s的加热速度进行脉冲通电加压烧结,实验不同高度压粉体的相对密度与烧结温度的关系。实验表明,要达到完成致密化的必要温度随着在真密度时的高度14.5 mm~1 mm的减少,从1 456 K降至1 284 K。

烧结体的XRD分析表明,约1 100 K温度下烧结所得为立方晶,平均粒径为11 nm,1 150 K以上烧结为单斜晶和正方晶,其平均粒径分别为12 nm和11 nm。即使在实验的最高烧结温度1 456 K下,所得晶体的平均粒径也能保持在约20 nm,可见通过烧结温度的控制可以把这种非晶态压粉体制成具有各种非平衡相的纳米晶体。

把在1 360 K下完全致密化的 $ZrO_2-20\text{ mol}\%Al_2O_3$ 试样的中央纵断面抛光,进行了Berkovich压痕试验,经光学显微镜观察,在载荷速度1.4~7.2 mN/s下,在压坑周边未有裂纹形成。给定载荷速度为1.4 mN/s,由载荷(~2N)与压痕深度的曲线求得的平均维氏硬度为800 GPa,卸载后的残余塑性变形为0.4,求得的屈服强度为4.4 GPa。

吴全兴摘译自《日本金属学会志》