TC11 钛合金热旋压成形的组织及性能研究

孙海全 倪林彧 朱小兵 肖晓青 王学峰 (上海航天动力技术研究所,上海 201109)



摘要:利用金相、X射线衍射、透射电镜及万能拉伸试验机等测试手段,研究了TC11 钛合 金热旋压成形的组织、物相、微观结构和力学性能。结果表明,热旋压变形后,TC11 钛合金的 洛氏硬度提高了 27%,强度达到了 1200MPa;热旋后 TC11 钛合金组织呈纤维状,α-Ti 相晶粒折 优取向由(101)晶面向(002)晶面转变,β相被次生α相隔断,呈不连续形貌,β_#组织有小长 宽比的α柱条,次生α相及颗粒物弥散分布在 TC11 钛合金的基体组织中。热旋压变形后的这种 微观组织结构,使 TC11 钛合金在宏观上表现出强度和塑性良好的综合力学性能。

关键词:热旋压; TC11 钛合金; 显微组织; 力学性能

Study on Microstructure and Mechanical Properties of Hot-spinning TC11 Titanium Alloy

Sun Haiquan Ni Linyu Zhu Xiaobing Xiao Xiaoqing Wang Xuefeng (Shanghai Space Propulsion Technology Research Institute, Shanghai 201109)

Abstract : The microstructure and mechanical properties of TC11 titanium alloy after hot-spinning are investigated by optical microscope, X-Ray diffraction, transmission electronic microscope and tensile testing machine. The results show that the hardness of TC11 titanium alloy increases 27%, the strength reaches 1200MPa, the grains are stretched with the axial feed direction and are staved along with the radial direction, and the optimal orientation of α -Ti organization transfers from (101) crystal indices to (002) after hot-spinning deformation. SEM and TEM observed that β -Ti is separated by secondary α -Ti, showing a discontinuous morphology, and small length-width ratio α -Ti column existed in β -Ti shift organization. The secondary α -Ti and particles are dispersed in the TC11 titanium alloy matrix organization, and the microstructure makes the strength and plasticity of TC11 titanium alloy a good comprehensive performance in macroscopic.

Key words: hot-spinning deformation; TC11 titanium alloy; microstructure; mechanical properties

1 引言

TC11 钛合金具有重量轻、比强度高、耐热和耐 蚀等特性,在 500℃下有很好的高温性能和优异的工 艺性、热稳定性^[1,2],在航空、航天、兵器等薄壁壳 体零件的结构轻量化需求中有着广泛的应用前景^[3], 是未来导弹发动机壳体的备选材料。

钛合金是航空、航天、兵器等薄壁壳体零件的理 想材料,但其室温塑性性能比较差,很难在室温下成 形,而航天类零件对尺寸精度和组织性能要求非常高。 为了满足尺寸和性能方面的要求,热强力旋压技术在 钛合金的薄壁壳体成形中得到越来越多的应用。史科 等^[4]研究了 TC11 合金高温变形行为,在低温两相区 (850℃),TC11 钛合金体现典型的动态再结晶特征, 应力先随应变的增加而增加,达到峰值后开始下降, 应变速率越高,下降的幅度越明显。徐文臣等^[5]采用热 旋成形技术成功地旋制出了质量良好的 BT20 钛合金 大型薄壁筒形件,并研究了钛合金热旋过程中出现的

作者简介:孙海全(1984-),硕士,材料工程专业;研究方向:旋压成型。 收稿日期:2015-01-09

典型缺陷进行形成机理和控制方法。钛合金的室温塑 性性能差,且对裂纹敏感,这些难变形的特性决定了 钛合金冷旋压成形的可行性差,所以钛合金部件的旋 压主要采用热旋压进行。

本文对 TC11 钛合金的热旋压变形前后的组织和 力学性能进行了研究,通过拉伸试验研究热旋压变形 前后 TC11 钛合金的力学性能变化,采用光学显微镜 观察热旋后 TC11 钛合金的显微组织, X 射线衍射分 析物相变化, 电子显微镜观察分析热旋后组织的微观 结构,从微观角度分析热强力旋压对 TC11 钛合金力 学性能和组织的影响。

2 材料与方法

旋压毛坯采用双重退火态TC11钛合金热轧管材, 化学成分见表1, 微观组织如图1所示, 为等轴的初生 相 α (亮块)和 α + β 混合体的 β_{\pm} (暗块)相双态组织, β#组织中α柱条长宽比在10:1左右,各条均有不同的 位向,这种组织是合金在 (α+β) 区内低于相变点30~ 50℃的温度变形时获得的,有较高的疲劳强度、塑性 和断裂韧性性能^[6],适合热加工成形。

表 1 TC11 钛合金化学成分								wt %
合金元素				杂质				
Al	Mo	Zr	Si	Ti	Fe	Н	0	Ν
5.50	3.38	1.72	0.29	余量	0.054	0.0029	0.12	0.008





b 纵截面 图 1 TC11 钛合金双重退火态等轴组织

实验用设备为三旋轮强力旋压机,采用芯模整体 电加热和喷枪火焰局部加热的方式,芯模电加热系统 控制芯模温度,外部火焰喷枪集中在毛坯端部和变形 区加热,对未成形区进行扫射加热,使变形区温度达 到 TC11 钛合金最佳成形温度,未变形区材料便于流 动,经四道次旋压,总变形量达 80%,完成 TC11 钛 合金热旋压成形。

TC11 钛合金的组织形貌、物相、微区成分及力 学性能的测试与表征,采用 MEF-4 型光学显微镜观 察显微组织,X射线衍射仪(日本理学 D/MAX)分 析物相,扫描电子显微镜(Zeiss Supera 40)和透射 电子显微镜(JEM-2010F)观察分析组织形貌、晶体 结构及微区成分,力学性能在 CMT5105 型万能拉伸 试验机上进行测试。

3 结果与讨论

3.1 金相组织

图 2 为 TC11 钛合金热旋压变形后的显微组织, 纵截面 α 、 β 相沿轴向呈纤维状,横截面呈块状,都 带有一定的方向性,纵向拉长效果高于横截面方向。 变形后的组织明显不同于原始状态(图1),原始组织 中的 β #组织发生了明显变化,已观察不到交替的片 状 α +β 结构,说明亚稳态组织 β $_{\pm}$ 相在热旋压变形过 程中析出了细小α相。



图 2 热旋压态纵、横截面显微组织



图 3 简形件正旋成形变形区受力简图及三向应力状态

强力旋压变形过程中,工件变形区受三向应力状态,轴向拉应力、径向压应力和切向剪切应力^[7],变 形区受力状态如图 3 所示。TC11 钛合金在 750℃左右 变形以及变形后冷却过程中不发生α→β 重结晶转变, 所以热旋压组织中保留了加工变形痕迹,热旋压态钛 合金纵、横截面的组织形态反映了管材不同方向上的 变形程度。工件沿轴向拉伸变形,变形量大,由于滑 移面的转向,晶粒沿同一方向被显著拉长,材料组织 被拉伸呈纤维状;切向变形阻力大,变形量很小,径 向压缩变形,材料组织被压缩成片层状。

3.2 力学性能

表 2 为 TC11 钛合金热旋压变形前后的力学性能 及硬度值,从表中可看出,热旋压变形后硬度和强度 都得到了明显的提高,洛氏硬度提高了 27%,强度达 到了 1200MPa,断后伸长率由 16.5%降到 10.5%。

由 TC11 钛合金热旋后显微组织(图 2)可知, 热旋后材料轴向组织呈纤维状,晶粒被拉长和纤维细 化,留有加工痕迹,拉伸强度高于原始态,说明热旋 压变形加工过程中,物相的析出弥散强化、晶粒的滑 移和位错的缠结,更显著地提高了 TC11 钛合金的抗 拉强度,变形过程中的加工硬化降低了 TC11 钛合金 的塑性性能。

	र्गता होते जन्म ज	轴向拉伸			
刀字性能	硬度/HRC	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%		
双重退火态	30.2	1029	16.5		
热旋压状态	38.5	1200	10.5		

	表 2	TC11	钛合金热旋前	行后的力学	学性能及	硬度值
--	-----	------	--------	-------	------	-----

3.3 物相分析

图 4 为 TC11 钛合金热旋前后的 XRD 图谱, 热旋 前后都存在 α 相、β 相和 Si₃Ti₂Zr₃, 以 α 相为主。图 谱中, α 相各衍射峰完全符合钛合金标准普中的 α-Ti 相, α 相中的三强峰依次为(101)峰、(100)峰和(002) 峰; β 相的(110)最强峰正好与谱线上的最强峰吻合, 除了(220)峰,其余各峰都有一定的偏离,这可能 与 TC11 钛合金中 β 相固溶了钼、铝、锆等合金元素 有关,其晶体结构发生了一定变化,其部分晶面的晶 面间距与 β-Ti 有一定的偏差。



图 4 TC11 钛合金热旋前后的 XRD 图谱

热旋前旋压毛坯为 TC11 钛合金热轧管坯,热轧 和双重退火成形时 α 相的(101)晶面折优取向更明 显,热旋压变形后,(101)、(100)峰明显弱化,(002) 峰大大增强。结合热旋前后金相组织,说明 TC11 钛 合金等轴组织在纤维化和析出过程中α相晶格发生了 明显的转化,热旋压变形使α相的折优取向由(101) 晶面向(002)晶面转变。

3.4 微观结构

图 5、图 6 为 TC11 钛合金热旋压变形前后纵截 面显微组织的二次背散射电子像和微区能谱图。从二 次电子像中可看出热旋压变形后等轴晶粒沿着金属 流动方向被拉长,晶粒内产生许多的变形带。EDS 谱 图中,灰色相(谱图 3、7、10)中 Ti、Al、Zr、Mo、 Si 的百分含量依次减少,亮色相(谱图 4、11)中的 元素 Ti、Mo、Al、Zr、Si 的百分含量依次减少,又 Al 是α相稳定元素,Mo 是β相的稳定元素,确定灰 色相为α相,亮色相为β相; 谱图 2 中的 O、Ti、Al 含量比较高,可能是 TiO₂颗粒物脱落形成的孔洞。



图 6 热旋压态 TC11 钛合金的二次电子像和能谱图

热旋压变形后, 钛合金组织沿变形方向发生拉延, β相区域析出大量的次生α相, 这些次生α相与初生α相连成了一片, 组成了TC11 钛合金的基体, 剩余β相被次生α相隔断呈不连续状分布; 次生α相上析出了许多数百纳米大小的深灰色的球状颗粒物 (谱图点8、9、12), EDS 能谱分析表明, 其成分与α相接近, Ti、Al、Zr 的含量低于α相, Mo 的含量高于α相。可以看出, 次生α相和深灰色颗粒物是β相的合金元素再次分配的结果, 在温度和变形力作用下, β相中的α稳定元素扩散至相界面, 固溶于α相中, 相界面附近的β稳定元素向相反方向迁移, 促使相界面向β相的迁移, α相不断形成并长大, 形成弥散分布的次生α相和颗粒物形貌, 这种微观结构对TC11 钛合金的性能起强化作用^[8]。

热旋压后 TC11 钛合金组织的微观形貌如图 7 所 示,亮色相为α相组织,灰色相为β相组织。从图中 可看出,次生α相从β相中析出,使β相组织呈不连 续形貌;β相保留有原始状态的β_转组织形态,其中, α柱条有较小的长宽比(3:1 左右),说明β_转组织在 热旋压变形作用下α柱条发生了碎化,部分α相析出 并长大,与初生α相连接形成热旋压后的基体;次生 α相中存在较多300~500nm的六边形结构析出物, 经选区电子衍射分析知为硅化物Si₃Ti₂Zr₃,密排六方 结构,其衍射斑点指数为(110)、(Îlī),晶带轴的指 数为[I12]。



图 7 热旋压态 TC11 钛合金微观形貌和 六边形颗粒物的选区电子衍射

TC11 钛合金热旋压后的组织为纤维状的α相和β 相,基体中弥散分布着次生α相以及少量的Si₃Ti₂Zr₃ 颗粒物,β相中保留有小长宽比的α相柱条,该组织 晶粒尺寸比较小,纤维晶界面积较大,热旋压变形后 的这种微观组织形貌,使TC11 钛合金在宏观上表现 出强度和塑性良好的综合力学性能。 (下转第 39 页)