

TiAl 合金粉末热等静压组织及其力学性能均匀性研究

王湘宁, 朱郎平, 莫晓飞, 孙志雨, 南海, 丁贤飞

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095; 2. 北京航空材料研究院有限公司, 北京 100094;
3. 北京市先进钛合金精密成型工程技术研究中心, 北京 100095)

摘要: **目的** 研究圆柱包套经热等静压后内部不同位置粉末 TiAl 合金的组织与力学性能, 为后续复杂结构包套热等静压整体成形工艺优化提供参考。 **方法** 将装填有 Ti-47Al-2Cr-2Nb 雾化粉末的不锈钢包套在 1230 °C/170 MPa/3.5 h 条件下热等静压, 利用扫描电子显微镜观察烧结后包套内不同区域的显微组织, 利用显微硬度计测量相应区域的显微硬度, 最后选取芯部与靠近边缘组织测量室温与 750 °C 的拉伸性能。 **结果** 经扫描电镜观察, 各区域组织均匀度为: 芯部 > 径向边缘/下端盖 > 装粉口/边角处。其中, 包套装粉口/边角区域组织存在球形 γ 相、PPBs 以及大块 α_2 相, 而芯部组织分布更均匀。经显微硬度测试, 边角处与装粉口显微硬度最低, 分别为 275.38HV_{0.2}/10 与 280.23HV_{0.2}/10; 芯部显微硬度最高, 为 309.47HV_{0.2}/10。芯部组织的室温、750 °C 拉伸性能均好于边缘组织。 **结论** 包套直角结构对组织均匀性影响较大, 圆柱包套不同部位组织形貌差异明显, 芯部区域拉伸性能与显微硬度都更好。

关键词: TiAl 合金; 粉末冶金; 热等静压; 显微组织; 力学性能

DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2022.01.007

中图分类号: TF125 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-6457(2022)01-0055-07

Microstructure and Mechanical Property Uniformity of TiAl Alloy Powders Consolidated by Hot Isostatic Pressing

WANG Xiang-ning, ZHU Lang-ping, MO Xiao-fei, SUN Zhi-yu, NAN Hai, DING Xian-fei

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. BIAM Co., Ltd., Beijing 100094, China;
3. Beijing Engineering Research Center of Advanced Titanium Alloy Precision Forming Technology, Beijing 100095, China)

ABSTRACT: The work aims to study the microstructure and mechanical properties of TiAl alloy at different zones inside the cylindrical capsule prepared by powder hot isostatic pressing, so as to provide reference for the integral forming of capsule with complex structure by hot isostatic pressing. A stainless steel capsule filled with Ti-47Al-2Cr-2Nb atomized powder was hot isostatic pressed at 1230 °C/170 MPa/3.5 h. The microstructure and microhardness of different zones in capsule after sintering were observed and measured by SEM and microhardness tester, respectively. The microstructures in core and near the edge were selected to measure the tensile properties at room temperature and 750 °C. The uniformity order of the microstructure at each zone was: core > radial edge/bottom cover > filling port/corner zone. There were spherical γ phases, PPBs and large α_2 phases in the microstructure at filling port/corner zone, while the core had more uniform microstructure. Through the microhardness test, the microhardness at filling port and corner zone was the lowest, 275.38HV_{0.2}/10 and 280.23HV_{0.2}/10 respectively. The micro-

收稿日期: 2021-09-27

基金项目: 国家科技重大专项 (J2019-VII-0005-0145); 国防基础科研 (JCKY2017213B004)

作者简介: 王湘宁 (1994—), 男, 硕士, 助理工程师, 主要研究方向为钛合金与钛铝系合金粉末冶金技术。

通讯作者: 丁贤飞 (1980—), 男, 博士, 高级工程师, 主要研究方向为钛合金与钛铝系合金及其精密成形技术。

hardness in core zone was the highest, reaching 309.47HV_{0.2}/10. Besides, the microstructure in core zone had better tensile properties than that near edge zone at room temperature and 750 °C. The corner structures of capsules have a great impact on the microstructure uniformity. The microstructures in different zones of cylindrical capsule are obviously different, and the tensile properties and microhardness in core zone are better.

KEY WORDS: TiAl alloy; powder metallurgy; hot isostatic pressing; microstructure; mechanical properties

飞行器与车辆发动机的发展对材料性能以及制备技术提出了更高的要求,兼具轻质量与高性能的零部件是研发的重点。TiAl 合金具有比强度高、密度低、高温性能好、阻燃性能与氧化性能优异的特点,在航空航天与汽车发动机等领域应用前景广阔,部分航空、航天结构件采用 TiAl 合金能够有效降低载重,提高推重比^[1-2], TiAl 合金存在韧脆转变温度高、室温下塑性低、变形抗力大等问题,铸造成形与热加工难度大。传统熔模铸造技术制备的 TiAl 铸件组织晶粒粗大,容易产生疏松、缩孔、欠铸缺陷,可能引入来自型壳的夹杂,出现冷却中铸件开裂等问题^[3]。针对 TiAl 合金整体成形的研究背景,应探索其他整体成形工艺,推动未来 TiAl 零件的制备及应用。

粉末冶金是制备 TiAl 合金零部件的主要探索方向,其优势在于无疏松、缩孔等铸造缺陷,且易于添加合金元素和制备复合材料。粉末热等静压技术通过高温、高压的共同作用,使金属粉末在刚性包套的约束下烧结致密化,能够实现零部件的近终成形,不仅可以制备具有复杂外形的零件,还能成形具有复杂内腔的产品^[4]。当前,国内一些研究团队已利用该技术研制了一些粉末钛合金零件^[4-6],北京航空材料研究院采用粉末热等静压技术近净成形了粉末钛合金薄壁深腔壳体结构,该壳体全长 614 mm,壁厚最薄处仅 1.2~2 mm。

TiAl 合金粉末热等静压技术相较于钛合金起步更晚,因其所需成形温度、压力比钛合金高得多,导致钢质包套与 TiAl 粉末交接界面处反应严重^[7-8],且控形难度更大,当前仍主要处于探索阶段。尽管温度、压力载荷均匀作用在包套外表面,但受到包套结构影响,其内应力、温度分布并不均匀^[9]。随着热等静压过程的进行,炉内温度、压力变化,包套向内收缩,

同时 TiAl 粉末发生移动与塑性变形,使包套内各区域粉末烧结过程不尽相同,最终组织可能存在一定差异,并影响 TiAl 合金局部区域的性能。文中通过分析圆柱包套内粉末压坏各处的显微组织及力学性能,获得组织均匀性与性能分布趋势以及性能薄弱部位规律,为复杂结构热等静压整体成形的包套及工艺设计提供参考。

1 实验

1.1 材料

实验采用真空自耗电弧炉二次熔炼的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金锭作为制粉原料,经由 Consarc 20 kg 水冷铜坩埚真空感应炉熔炼后浇注成直径为 48 mm、高为 450 mm 规格的铸棒。去除铸棒表面的氧化皮并加工成制粉电极棒,而后利用电极感应熔炼雾化 (Electrode induction melting gas atomization, EIGA) 制粉设备制成雾化粉末。表 1 为实验所制备的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 雾化粉末合金成分,相应粉体表面形貌如图 1a 所示。由图 1a 可知,粉末主要为近球形,多数粉末呈枝晶形貌,部分粉体呈平面生长的光滑形貌。粉末中还有少量的卫星球存在,这是由于制粉时雾化室内一定浓度的液态或半液态熔滴与已凝固的粉末颗粒相互碰撞,发生包裹、黏附等现象^[10]。图 1b 为雾化粉末粒度分析结果,粉末粒度分布在 45~150 μm,粒度中径为 83 μm,整体呈正态分布,多数粉体主要集中于 64~108 μm,约占总体的 57%。正态分布的粒度有利于粉末的均匀混合,较小的粉末能够填充大粉末之间的孔隙,减小颗粒间隙,提高装粉时的松装密度和振实密度。

表 1 Ti-47Al-2Cr-2Nb 雾化粉末化学成分
Tab.1 Chemical composition of Ti-47Al-2Cr-2Nb atomized powder

元素种类	Al	Cr	Nb	Si	O	N	H
实测值(质量分数)	32.7	2.41	4.32	0.02	0.06	0.0004	0.0022
实测值(原子数分数)	47.179	1.804	1.81	0.028	—	—	—

TiAl 粉末热等静压常使用钛质与钢质 2 种包套。在制备复杂结构零部件时,与钛包套相比,钢质包套可通过酸洗腐蚀去除,适合复杂结构控形,且成本花费更低,符合工程应用需要。热等静压过程中,钢制

包套与 TiAl 合金之间将发生强烈的互扩散,形成脆性层,不但影响构件表面冶金质量,同时也存在包套被熔穿或发生开裂的风险^[11]。因此,采用钢质包套时,热等静压温度既应满足 TiAl 粉末烧结致密化,又应

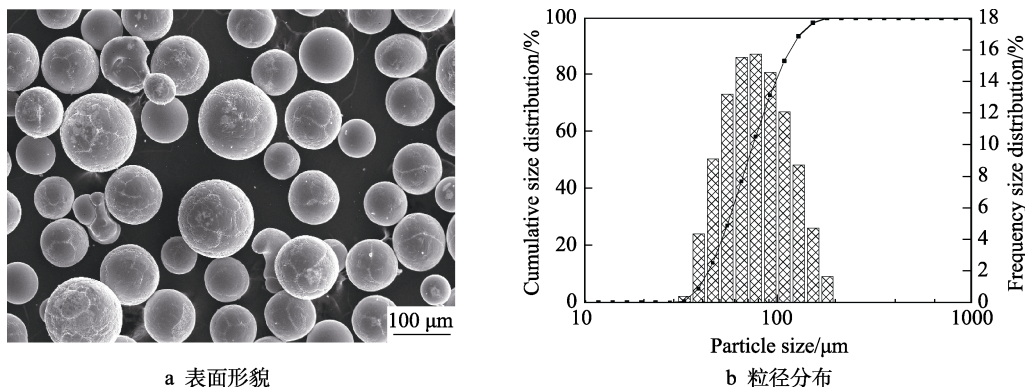


图 1 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金雾化粉末形貌及粒径分布
Fig.1 Morphology and particle size distribution of Ti-47Al-2Cr-2Nb atomized powder

避免炉内包套被熔穿,保证炉膛安全,同时炉内压力可适当提升,使包套中粉末压坯尽量致密。

盛装 TiAl 雾化粉末用的圆柱包套选用不锈钢材质加工,包套筒身外径为 105 mm,壁厚为 2.5 mm,筒高为 50 mm,上下端盖厚度为 2.5 mm。经震动装粉、加热除气与封焊后,对装有雾化粉末的包套在 1230 °C/170 MPa/3.5 h 工艺条件下进行热等静压,执行同时升温升压、降温降压的加载路线,使粉末在高温高压下实现烧结致密化。

1.2 方法

使用线切割机将包套从中部切开,取厚度为 10 mm 的截面试样,选取截面试样不同区域观察各处显微组织并进行显微硬度测试。选择区域如图 2 所示,其中 1[#]为装粉口附近,4[#]位于包套边角处,5[#]位于芯部区域,7[#]为径向(筒壁)边缘,8[#]为靠近下端盖区域。显微组织与元素分布变化由装有 EDS 的 Zeiss Sigma300 场发射扫描电镜进行表征。预合金粉末与热等静压组织的相组成采用 Bruker D8 Advance X-ray diffraction 测量,所得 XRD 曲线使用 Jade6.5 软件分析。使用 Wolpert-401MVD 显微维氏硬度计测量合金的显微硬度,测试载荷为 1.96 N,压头下降速度为 0.2 mm/s,施加力保持时间为 10 s,每一处测试区域均测试 5 个压痕点,取平均值。

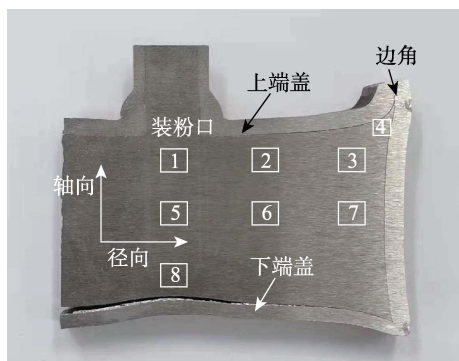


图 2 粉末压坯截面试样
Fig.2 Cross-section sample of TiAl alloy compact

分别在包套芯部与靠近下端盖(边缘组织)取料制备片状拉伸试样,进行室温、高温拉伸试验,试样规格如图 3 所示。室温测试温度为 23 °C,执行 GB/T 228.1—2010;高温测试温度为 750 °C,执行 GB/T 228.2—2015,每组测试 3 个试样,取平均值。

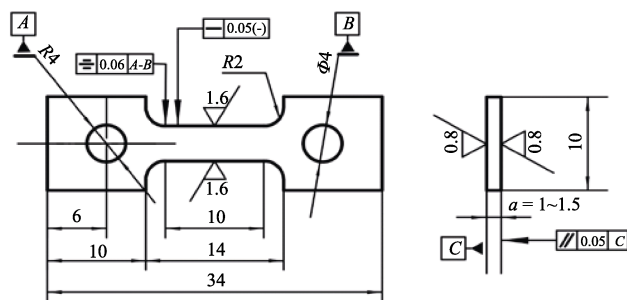


图 3 拉伸试样规格
Fig.3 Specification of tensile sample

2 结果与分析

2.1 粉末热等静压显微组织

Ti-47Al-2Cr-2Nb 雾化粉末及热等静压组织 XRD 分析结果如图 4 所示,雾化粉末与热等静压组织均由 α_2 相和 γ 相组成,其中粉末样品主要由 α_2 相构成。热等静压组织主衍射峰位于 $2\theta \approx 38.75^\circ$,由 γ 相的(111)面占据,次强峰为 γ 相的(002)面,位于 $2\theta \approx 44.66^\circ$,表明 γ 相为主要相。

图 5 为截面试样显微组织形貌,Ti-47Al-2Cr-2Nb 雾化粉末经 1230 °C 热等静压后为近 γ 组织,粉末压坯不同部位的相与成分均匀性存在明显差异。图 5a 装粉口附近与图 5b 边角区,均观察到具有明显原始粉末球轮廓的 γ 相,以及位于其边缘的粉末颗粒边界(Prior particle boundaries, PPBs)。这些 γ 相的球形度高、变形量小,表明热等静压过程中粉体所受形变应力小,热等静压压力没有得到有效传递。组织中还存在灰白色聚集区,该区域存在 3 种衬度的相,分别

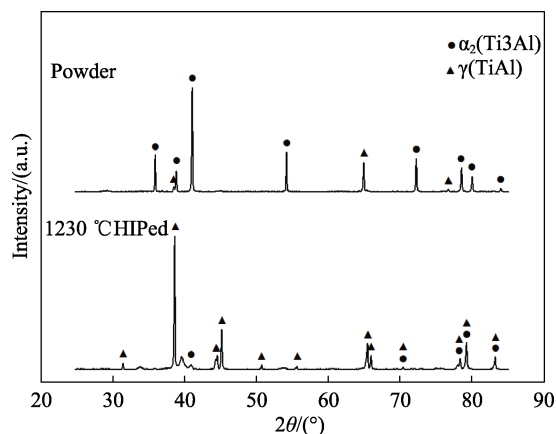


图4 雾化粉末及热等静压组织 XRD 分析
Fig.4 XRD patterns of atomized powder and microstructure by hot isostatic pressing

是白色的 B2 相、灰色的 α_2 相以及黑色的 γ 相,说明在该温度存在($\alpha_2 + \gamma + B2$)三相区,在热等静压保温时发生了 $\alpha_2 \rightarrow \gamma + B2$ 反应。同时也表明该区域的元素没有扩散充分,成分分布存在差异。此外,装粉口附近还发现了未被压合的孔洞,如图 5a 所示。图 5d 与图 5e 分别为包套径向边缘与下端盖附近的组织,组织中无明显的球形相存在,但仍有少量粗大 γ 晶粒。这些大尺寸 γ 晶粒应是热等静压时,少量原始粉末的再结晶未进行完全,而被保留到了最终组织中。图 5c 中,包套芯部除有少量 α_2 相聚集外,未观察到异常粗大的 γ 相以及 PPBs,组织均匀性较好,平均晶粒尺寸约为 $9.3 \mu\text{m}$ 。因此,包套各处组织的均匀性如下:芯部(5[#]) > 径向边缘(7[#])/下端盖(8[#]) > 装粉口(1[#])/边角处(4[#])。

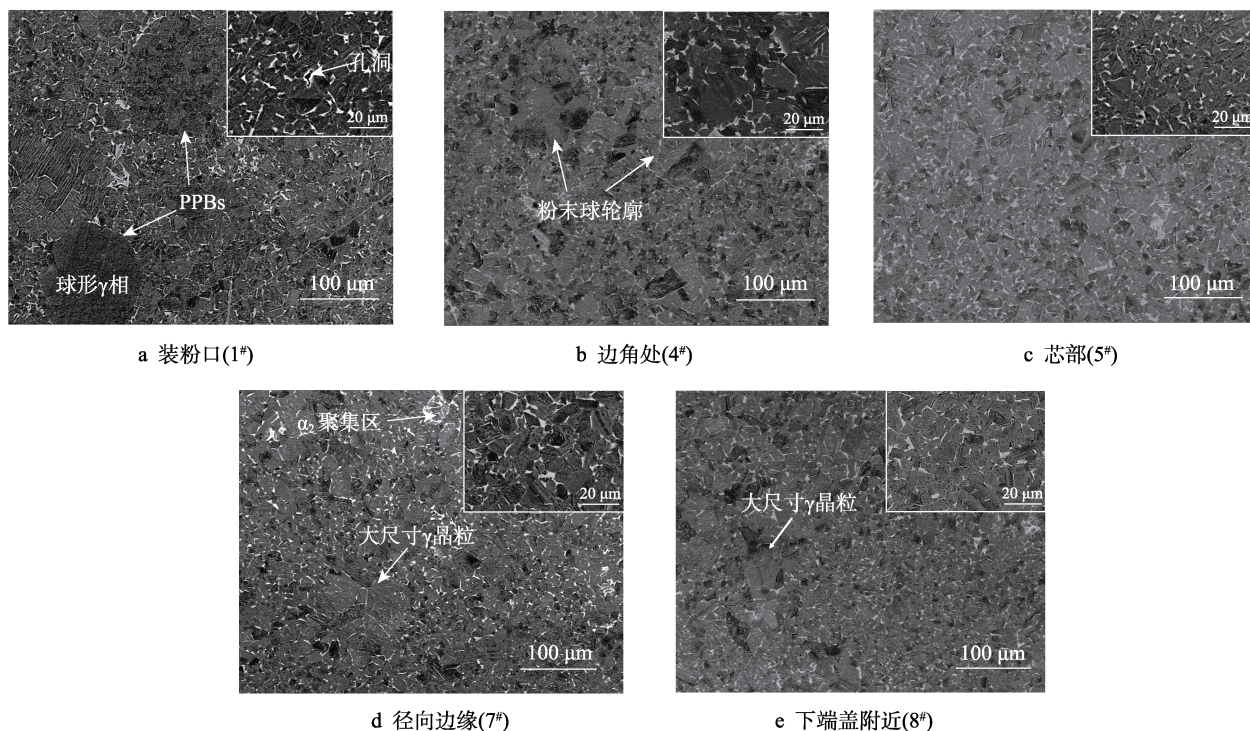


图5 粉末压坯截面不同区域 BSE 显微组织

Fig.5 BSE images of different zones in cross section of powder compact

图 6a 为 1[#]区域 2 个互相接触且形变量小的粉末球形 γ 相,其中尺寸较大的粉末球在 γ 相中出现了细小的 α_2 片层,具有向片层组织转变的趋势;尺寸较小的粉末球为一整个 γ 相。EDS 元素分析显示,Cr 与 Al 元素含量在 2 个粉球中基本保持一致,但大粉球中 Ti 元素与 Nb 元素含量高于小粉球,其中 Nb 元素含量在交界处出现突变台阶而 Ti 元素含量则是缓慢下降,这种变化说明部分雾化粉末中的元素成分不均匀。在制备雾化粉末前,需要熔炼合金锭并浇注制粉电极棒,若浇注电极棒时沿棒长方向出现了成分偏差,将导致制粉时电极棒不同部位的熔融液滴成分不同并经过冷却凝固保留至粉体中。

2.2 显微硬度测试

为进一步分析包套不同区域组织的力学性能,分别对截面试样 1[#]—7[#]区域进行维氏显微硬度测试,结果如图 7 所示。其中截面各区域显微硬度波动较大,边角处硬度最低,约为 $275.38\text{HV}_{0.2/10}$;装粉口处硬度略高于边角区域,约为 $280.23\text{HV}_{0.2/10}$;靠近筒壁硬度为 $287.82\text{HV}_{0.2/10}$;包套芯部附近显微硬度最高,分别为 $309.47\text{HV}_{0.2/10}$ 与 $307.62\text{HV}_{0.2/10}$ 。由此可见,包套各处硬度大小分布具有与组织均匀性相似的规律,其中芯部区域硬度比边角处与装粉口附近高出许多。考虑到图 5a 中装粉口处观察到未压合孔隙,可

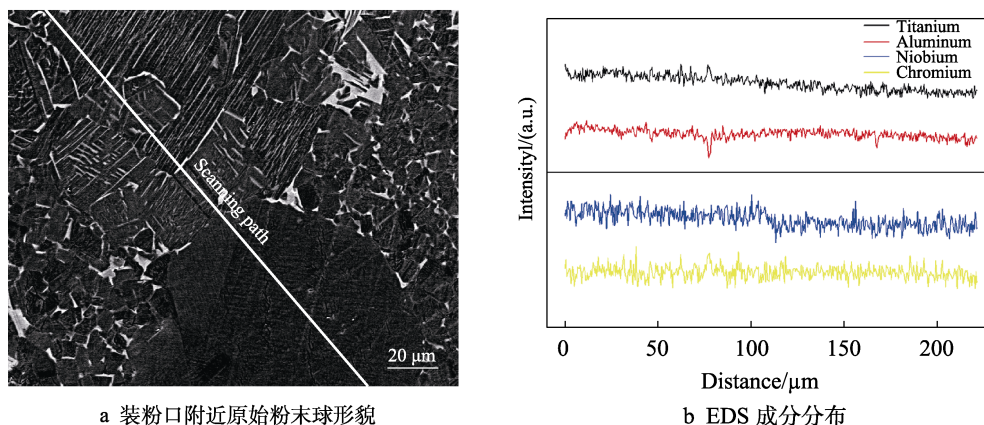


图 6 热等静压组织中的两种粉末球形貌及其 EDS 成分分布

Fig.6 Microstructure and EDS analysis of original of powder particles in HTPed compact

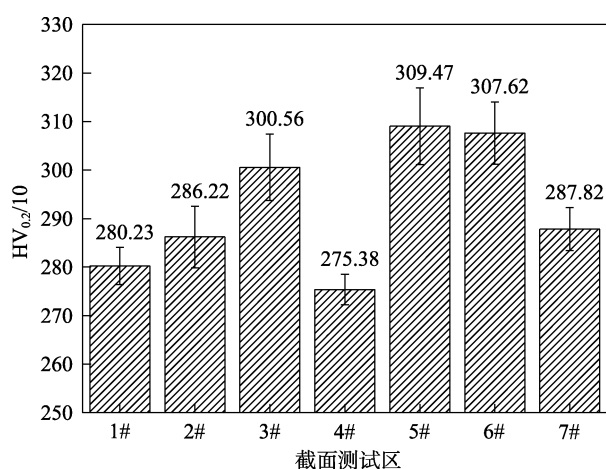


图 7 截面各处显微硬度分布

Fig.7 Microhardness distribution in each zone of cross section

能该区域烧结致密度偏低导致力学性能下降。另一方面, 室温下 $L1_0$ 结构的 γ 相比 $D0_{19}$ 结构的 α_2 相可动

位错更多, 更容易发生形变, 因此大尺寸 γ 晶粒的存在可能导致硬度下降, 而芯部区域更均匀的 α_2 与 γ 相分布使硬度更大的 α_2 相能够更好地分担压头施加的压力。

2.3 拉伸测试与断口分析

包套芯部与靠近下端盖组织在室温与 750°C 的拉伸性能如图 8 所示。下端盖与上端盖的区别在于排除了装粉口的直角结构对致密化的影响。根据图 8a, 芯部拉伸试样屈服强度、抗拉强度与伸长率分别为 473 MPa、499 MPa 与 1.6%, 均高于边缘组织拉伸试样。在 750°C 高温拉伸时, 2 种试样的屈服强度相当, 均小于 400 MPa, 相较于室温下降明显。抗拉强度相较于室温却有明显提高, 分别达到了 567 MPa 与 584 MPa, 同时伸长率也分别增加到了 6.5% 与 7.9%, 其中芯部试样在高温下具有更好的断裂抗性与塑性变形能力, 因此, 芯部区域总体上拉伸性能更好。

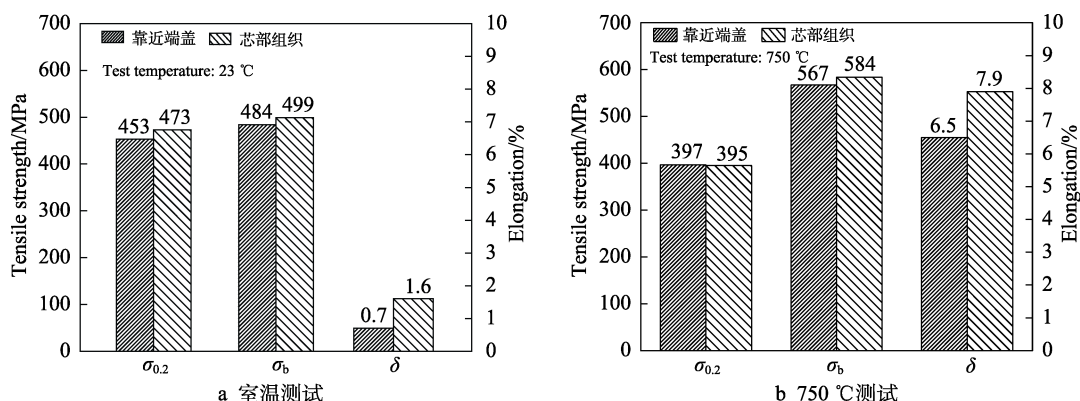


图 8 热等静压组织室、高温拉伸性能

Fig.8 Tensile property of TiAl alloy by hot isostatic pressing at room and high temperature

观察室温拉伸试样的断口形貌, 如图 9a 和 b 所示, 断口宏观上较为平坦, 裂纹源位于边角处, 扩展区呈现明显的放射形“山脊状”, 有扩展裂纹产生并沿着放射方向分布。高倍镜下观察发现, 断口以脆性穿

晶断裂为主, 其形貌多为穿晶断裂的解理面, 能观察到有“河流状”花纹与单个晶粒光滑小平面。相较于穿晶断裂, 沿晶断裂形貌少, 不是主要的断裂机制。图 9c 和 d 为 750°C 拉伸试样的断口形貌, 宏观上断口

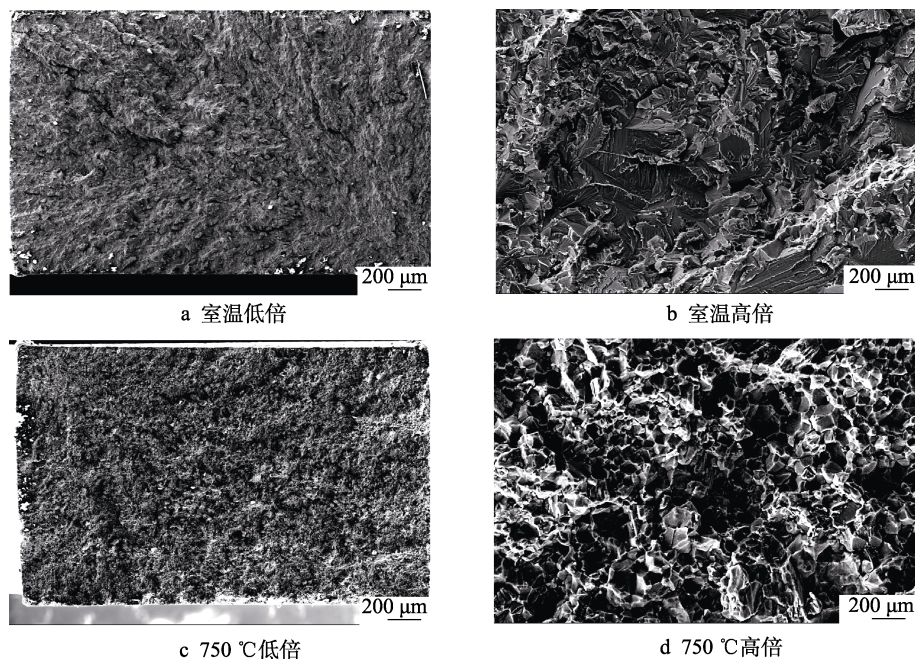


图9 芯部试样拉伸断口形貌

Fig.9 Fracture morphology of tensile sample in core zone

整体较为平坦,其拉伸断裂源仍位于试样边角处,扩展区呈放射状分布。在高倍镜下,主要为“冰糖状”形貌,由许多沿晶断裂的小凹痕与穿晶断裂的光滑小平面构成,而河流状花纹与准解理面较少,同时也没有观察到明显的韧性断裂形貌,仍为脆性断裂。

3 讨论

热等静压升温增压阶段, TiAl 粉末受热强度降低, 炉内压力垂直作用于包套外表面, 推动包套向内收缩并带动内部粉末互相靠近接触。当外界压力高于粉体当前的屈服应力时, 粉体发生塑性变形逐渐填充颗粒间隙, 同时粉体内产生高密度位错以及变形孪晶^[12], 于是炉内压力便促使粉末之间接触面积增大并产生形变自由能, 从而促进粉体间元素扩散以及动态再结晶进行。由于作用在包套端盖与桶身的压力在边角处互相垂直而被削弱, 弯折结构向内形变受到来自轴向和径向两个方向的约束, 因此边角区域对外部压力具有一定的屏蔽作用, 压力不易传递, 使包套上的压力未完全作用在粉体上^[13-14]。同时, 粉末在受压塑性变形时, 形变并不均匀, 尺寸不同的两个颗粒相互接触, 小尺寸颗粒将承受更高的颗粒间接触应力, 发生更大的塑性变形, 而大尺寸颗粒承受应力小且塑性变形量较小^[15]。这将导致边角区域的大尺寸粉末受力进一步被削弱而形变困难, 驱动力不足以产生动态再结晶而使粉末形貌保留至最终组织。装粉口(1[#])由于抽气管与包套端盖呈直角弯折状, 实则对压力具有相同的屏蔽效果, 组织均匀化程度较低。此外, 由于抽气管封焊时可能在封管端头附近留有未充

满粉末的空隙, 导致内部粉末流动空间增大, 致密度降低, 热等静压后出现未压合孔洞。在设计包套时, 应在装粉口附近设计类似铸造冒口的补缩区, 热等静压后利用机加工将该区域去除以保证组织的致密化。

制粉过程中少量大尺寸熔滴在凝固时将发生块型转变, 使熔滴中的 α 相通过固态相变的形式转变为块型 γ 相。有时一个粉末颗粒就是一个 γ 相, 这种相变使 γ 相晶粒有较大的晶格畸变能^[16]。图 5a 和 b 中的球形 γ 相可能是制粉时熔滴通过块状转变形成的。根据 EDS 成分分布, 图 7a 左侧的粉末中 Ti 与 Nb 元素含量相较右侧粉末更高。在 Ti-Al 相图中, 添加 Nb 元素会使 $T\alpha$ 转变线向高 Al 一侧移动^[17], 从而左侧粉末的 $T\alpha$ 转变温度低于右侧粉末; 同时左侧粉末更高的 Ti 含量也使其凝固路径更偏向富 Ti 一方。根据杠杆定律, 高温下左侧粉末在 $(\alpha+\gamma)$ 双相区具有更高的 α 相含量, 炉冷时易发生 $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 反应, 产生 α_2 片层。因此, 粉末的片层形貌可能是粉体中较高的 Ti 和 Nb 含量以及晶格畸变能共同作用的结果。

当试样受到外加拉应力作用时, 晶粒内位错源开动产生刃位错并沿着滑移面移动, 期间发生位错增殖。这些位错移动到晶粒边界时受到晶界的阻碍而发生塞积。室温下由于晶界强度高于晶粒, 晶界难以运动, 位错塞积群造成的应力集中将导致晶界处萌生微裂纹, 从而促使晶粒破裂。在高温拉伸时, 晶界结合强度降低, 促进了晶界滑移的进行, 使近 γ 组织 TiAl 合金的断裂机制从穿晶断裂逐渐向沿晶断裂转变, 从而提高了合金的延展性。晶界的弱化同时促进了晶粒之间的协调变形, 对于小尺寸的 γ 等轴晶粒, 协调变形释放了晶界处的位错塞积的部分应力, 从而提高了

材料的抗拉强度。此外,高温能使 α_2 相的可动位错增多,并提高其孪生变形能力,也一定程度改善了 TiAl 合金的塑性。

4 结论

1) Ti-47Al-2Cr-2Nb 雾化粉末经 1230 °C/170 MPa/3.5 h 热等静压后获得近 γ 组织,圆柱包套各部位相与成分均匀性的高低顺序为芯部 > 径向边缘/下端盖附近 > 装粉口/边角处。装粉口与边角处受到边角结构影响组织均匀性偏低,有球形 γ 相与 PPBs 存在。

2) 装粉口致密化程度偏低,热等静压后留有未压合孔洞,设计包套时装粉口附近应留有补缩区,并在热等静压后利用机加工去除以保证组织的致密化。

3) 截面各部位显微硬度波动较大,硬度最大为 309.47 HV_{0.2/10} 位于芯部,最小为 275.38 HV_{0.2/10} 与 280.23 HV_{0.2/10},分别位于边角与装粉口。硬度大小分布具有与组织均匀性相对应的规律。

4) 室温拉伸时,近 γ 组织 TiAl 合金以穿晶断裂为主;750 °C 拉伸时则以沿晶断裂为主,此时屈服强度低于室温拉伸,但抗拉强度与伸长率均明显提高。芯部区域组织在室温和 750 °C 的拉伸性能均好于边缘组织。

参考文献:

- [1] KIM Y W, KIM S L. Advances in Gammalloy Materials-Processes-Application Technology: Successes, Dilemmas, and Future[J]. Journal of the Minerals, Metals & Materials Society, 2018, 70: 355-360.
- [2] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. 金属学报, 2015, 51(2): 129-147.
YANG Rui. Advances and Challenges of TiAl Base Alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(2): 129-147.
- [3] 魏战雷, 黄东, 李建崇, 等. TiAl 合金薄壁环件精铸成形工艺研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2018, 38(7): 748-750.
WEI Zhan-lei, HUANG Dong, LI Jian-chong, et al. Investment Casting Process of TiAl Alloy Thin-Walled Circular Component[J]. Special Casting & Nonferrous Alloy, 2018, 38(7): 748-750.
- [4] 金磊, 祝强, 赵军, 等. 热等静压在钛合金近净成形领域的发展及应用[J]. 铸造, 2019, 68(8): 885-891.
JIN Lei, ZHU Qiang, ZHAO Jun, et al. Development and Application of Hot Isostatic Pressing Technology in Titanium Alloy Near Net Shape Forming Field[J]. China Foundry, 2019, 68(8): 885-891.
- [5] 徐磊, 郭瑞鹏, 吴杰, 等. 钛合金粉末热等静压近净成形研究进展[J]. 金属学报, 2018, 54(11): 1537-1552.
XU Lei, GUO Rui-peng, WU Jie, et al. Progress in Hot Isostatic Pressing Technology of Titanium Alloy Powder[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(11): 1537-1552.
- [6] 阴中炜, 孙彦波, 张绪虎, 等. 粉末钛合金热等静压近净成形技术及发展现状[J]. 材料导报, 2019, 33(7): 24-33.
YIN Zhong-wei, SUN Yan-bo, ZHANG Xu-hu, et al. Near-Net Shaping of Titanium Alloy Powders by HIP Technology: a Review[J]. Materials Reports, 2019, 33(7): 24-33.
- [7] LANG Ze-bao, ZHANG Yong-zhong, WANG Liang, et al. Effects of Al₂O₃/ZrO₂ Layers on Carbon Steel Capsule during Consolidation of TiAl Based Alloy Powders by HIP[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(7): 2275-2280.
- [8] WU Jie, XU Lei, GUO Rui-peng, et al. Preparation of γ -TiAl Alloy from Powder Metallurgy Route and Analysis of the Influence Factors of Mechanical Properties[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2015, 29(2): 127-134.
- [9] ESSA K, KHAN R, HASSASIN H, et al. An Iterative Approach of Hot Isostatic Pressing Tooling Design for Net-Shape IN718 Superalloy Parts[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 83(9): 1835-1845.
- [10] 刘玉峰, 刘娜, 郑亮, 等. HIP 温度和粉末粒度对 PM TiAl 合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(10): 3227-3233.
LIU Yu-feng, LIU Na, ZHENG Liang, et al. Effect of HIP Temperatures and Powder Particle Size on Microstructure and Properties of PM TiAl Alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(10): 3227-3233.
- [11] 李继展. TiAl 金属间化合物热等静压成形关键技术基础研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2019: 42-53.
LI Ji-zhan. Fundamental Study of Key Technology for TiAl Intermetallic Compound Components Fabricated by Hot Isostatic Pressing[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2019: 42-53.
- [12] ZHAO L, BEDDOES J, WALLACE W. The Deformation and Dynamic Recrystallization in a Hot Isostatically Pressed Ti-48Al-2W Powder Alloy[J]. Mrs Proceedings, 1992, 288: 921.1.
- [13] VAN N C, BEZOLD A, BROECKMANN C. Inclusion of Initial Powder Distribution in FEM Modelling of Near Net Shape PM Hot Isostatic Pressed Components[J]. Powder Metallurgy, 2014, 57(4): 295-303.
- [14] LIU Guo-cheng, SHI Yu-sheng, WEI Qing-song, et al. Finite Element Analysis of Pressure Influence on Densification of Titanium Alloy Powder under Hot Isostatic Pressing[J]. Key Engineering Materials, 2010, 450: 206-209.
- [15] NAIR S V, TIEN J K. Densification Mechanism Maps for Hot Isostatic Pressing (HIP) of Unequal Sized Particles[J]. Metallurgical Transactions A, 1987, 18: 97-107.
- [16] HE Wei-wei, LIU Yong, TANG Hui-ping, et al. Microstructural Characteristics and Densification Behavior of High-Nb TiAl Powder Produced by Plasma Rotating Electrode Process[J]. Materials & Amp Design, 2017, 132: 275-282.
- [17] CLEMENS H, MAYER S. Design, Processing, Microstructure, Properties, and Applications of Advanced Intermetallic TiAl Alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2013, 15(4): 191-215.