

TiAl 合金粉末热等静压技术研究进展

王湘宁¹, 朱郎平^{1,2}, 余 稳^{1,3}, 丁贤飞^{1,2}, 南 海^{1,2}

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

(2. 北京市先进钛合金精密成型工程技术研究中心, 北京 100095)

(3. 华中科技大学 材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074)

摘 要: TiAl 合金具有高熔点、低密度、高比强度和良好的高温抗氧化、抗蠕变等性能, 在航空航天及汽车发动机等领域应用前景广阔。粉末热等静压技术能够实现复杂形状 TiAl 合金零件的一体化成形, 并且获得的零件晶粒细小、成分均匀、力学性能优异。本文介绍了 TiAl 合金雾化粉末制备原理与粉末热等静压致密化技术, 评述了对 TiAl 合金雾化粉末及经过热等静压和热处理后组织和性能的研究进展, 分析了 TiAl 合金粉末热等静压技术当前存在的一些问题, 并对该技术的未来发展进行了展望。

关键词: TiAl 合金; 粉末冶金; 雾化粉末; 热等静压

中图分类号: TG146.23; TF12

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)10-3797-12

工业化进程的快速发展对材料性能及制备技术提出了更高的要求, 制备具有“轻质量、高强度”性能的结构材料, 同时实现形状与尺寸的精确控制逐渐成为研究的热点。TiAl 合金具有高熔点、低密度、高比强度, 良好的高温抗氧化、抗蠕变等性能。该合金在 700~900 °C 中等温度段的性能与镍基高温合金接近, 而密度仅为其一半^[1,2], 部分航空航天结构以及地面动力系统转动或往复运动结构采用 TiAl 合金能够显著降低重量, 提高推重比, 增大燃油效率^[3]。目前 TiAl 合金已成为航空航天及汽车发动机用耐热结构件的极具竞争力材料^[4]。

TiAl 合金室温塑性低、变形抗力大, 且韧脆转变温高, 通过铸造及热加工成形难度大。而粉末热等静压技术在制备产品零件时具有很大的灵活性, 不仅能成形具有复杂外形的构件, 还能制造具有复杂内腔的产品, 适合难熔难加工材料成形, 可实现复杂零部件的一体化近净成形, 是 TiAl 合金成形的主要技术途径之一^[3,5]。相比于熔模铸造技术, 粉末热等静压技术制备的零部件没有疏松、缩孔、成分偏析等缺陷, 并且得到的晶粒细小, 力学性能更优^[6]; 相较于锻造, 它能在较低的成本、较高的材料利用率下获得更为复杂的结构^[7]; 而增材制造技术在凝固时存在择优生长, 获得的零件存在各向异性, 并且组织稳定性较差^[8], 使用粉末热等静压技术制备的零部件各向同性, 组织

性能均匀、稳定性更好。利用粉末热等静压技术制备 TiAl 合金零部件具有重要的科学价值和应用价值。

本文主要介绍了 TiAl 合金雾化粉末制备原理与粉末热等静压致密化技术, 评述了对 TiAl 合金雾化粉末及经过热等静压和热处理后组织和性能的研究进展, 分析了 TiAl 合金粉末热等静压技术当前存在的一些问题, 并为未来 TiAl 合金粉末热等静压技术的发展提出了建议。

1 TiAl 合金雾化粉末制备及性能

1.1 雾化粉末制备

雾化法是指将熔融金属液滴在惰性气氛下快速冷却获得合金粉末的方法。目前, 制备 TiAl 合金雾化粉末的方法主要有: 气雾化法(gas atomization, GA)和等离子旋转电极雾化(plasma rotating electrode pulverization, PREP)。气雾化法又可分为等离子感应熔炼气雾化(plasma melting induction guiding gas atomization, PIGA)和电极感应熔炼气雾化(electrode induction melting gas atomization, EIGA)^[9-12]。采用雾化法制备的 TiAl 预合金粉末, 粉体球形度高, 氧和杂质元素含量低, 缺陷少, 综合性能好^[9,10]。

GA 装置主要由熔炼室、雾化塔和收集器 3 部分组成^[11]。基本原理是将金属原料置于熔炼室内熔化, 熔融金属液落入下端雾化塔, 雾化塔内的气体喷嘴喷

收稿日期: 2020-10-17

基金项目: 国防基础科研项目(JCKY2017213B004); 国家自然科学基金(51671026)

作者简介: 王湘宁, 男, 1994 年生, 硕士生, 中国航发北京航空材料研究院铸造钛合金技术中心, 北京 100095, 电话: 010-62497564, E-mail: 13974955635@163.com

射出高速惰性气流将熔融金属液快速雾化冷却，凝结成粉，再由收集器将粉末收集至一个可拆卸的罐中，待冷却至室温后，将粉末取出^[9-11]。PIGA 使用水冷铜坩埚熔炼金属原料，对放入的起始原料形状没有特定要求，当原料完全熔化后需要保温一段时间，利用感应场搅拌金属液以保证成分均匀。由于该方法使用了坩埚和导流管，不可避免地造成污染^[12]。EIGA 要求制备特定尺寸的制粉电极棒，将电极棒置于感应线圈中心利用感应加热实现熔融。加热过程中电极棒缓慢旋转以保证熔炼的均匀性，制粉速率由输入线圈内的功率控制。该方法可避免直接接触造成的污染，但所制备的电极棒沿棒长度方向上可能出现成分偏析，造成不同部位制备的粉末各元素含量出现差别^[12]。此外，由于制粉前需要制备制粉电极棒，会造成原材料的损耗、制粉周期的延长以及费用的提升。

PREP 同样需要将原料制备成特定规格的圆棒状，用作自耗电极。开始熔炼时，由另一端固定的钨电极引弧产生等离子火焰实现自耗电极的熔融。当自耗电极快速旋转时，离心力将熔化的合金液滴甩出，并与惰性气氛产生摩擦而破碎冷却。自耗电极棒装于粉末收集室内，收集室先抽成真空再充入氩气或氦气等惰性气体，制粉时熔滴在尚未碰到粉末收集室的器壁前就已凝固成粉，落于器底^[13]。由于 PREP 技术不需要使用高速惰性气体流就可以直接分散金属液滴雾化，因此可以避免气雾化法中出现的“伞效应”而引起的空心粉末的形成^[9,14]。由 PREP 法制备的粉末洁净度较高，但相较 GA 法制备的粉末，PREP 粉末的整体粒径更粗。

1.2 雾化粉末性能

TiAl 合金雾化粉末制备过程中，惰性气体将金属液滴破碎、冷却凝固成粉，期间两者发生能量交换。当惰性气体的能量降低至无法击碎熔滴时，便被熔滴包裹产生孔隙，形成空心粉，若气体未被完全包裹，则会形成开孔粉^[15]。开孔粉的气体可以通过真空除气去除，而空心粉内的气体则不能^[15]。残留在粉体中的气体在后续热处理过程中发生膨胀，诱发 TiAl 合金重新产生孔洞，损害合金的疲劳性能。惰性气体含量与制粉工艺有关。采用 EIGA 制备的粉体中惰性气体含量和孔隙率高于 PIGA 粉体，使用氦气代替氩气制备的粉末中孔隙率增大^[16]。而相较于 GA 制粉，使用 PREP 技术不需要高速气流，可以避免在雾化过程中出现的“伞效应”而引起的空心粉形成^[9,14]。粉末粒度对气体含量也有影响，粉末粒度越大，雾化过程中熔滴与惰性气体接触的机会越多，粉体内的孔隙率和气体含量就越高^[15,16]。

TiAl 合金粉体的氧含量与粉末粒度有关，通常随

粉末粒度的减小而增大。当 TiAl 合金粉末暴露于空气中时，表面易吸附氧而提高氧含量，粉末粒度越小，比表面积越大，吸附氧能力越强。由 PREP 法制备的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金粉末，随着粉末粒径的减小，O 含量逐渐增加，N、H 含量基本保持不变，当粒径小于 46 μm 时，O 元素含量达到 0.1%^[17]。Wu 等^[18]测量了粒径小于 48 μm 的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 粉末经不同暴露时间的氧浓度，结果表明：当暴露时间小于 9 h 时，粉体表面氧浓度快速升高，而当暴露时间大于 9 h 后，氧浓度升高速度减缓。

粉末的粒度与制粉方法有关。使用 GA 技术和 PREP 技术都能获得球形度较好的雾化粉末，其中 PREP 粉末的卫星球数量更少，但获得的粉体颗粒平均尺寸大于 GA 粉末。由 EIGA 和 PIGA 制备的 Ti-46Al-9Nb 雾化粉末中，EIGA 粉末的 D_{50} 约为 55 μm ，PIGA 粉末的 D_{50} 约为 75 μm ，即 EIGA 粉末拥有更细小的粉末粒度^[12]。

由 PREP 方法制备的粉末按表面形貌主要分为 2 种：马氏体粉末(Martensitic)和枝晶粉末(dendritic)，简称 M 粉和 D 粉^[19-21]。前者粉体表面光滑无明显特征，放大后能观察到马氏体浮突；后者表面有明显的枝晶凝固结构。GA 粉末除上述 2 种典型形貌外，有时还会形成介于包晶凝固和枝晶凝固之间的胞状枝晶组织^[22,23]。粉末的形貌结构与制粉时熔滴的尺寸直接相关，小尺寸熔滴具有较大的过冷度与冷却速度，以近平面生长方式凝固，随着熔滴尺寸增大，冷却速度减慢，表面结构由无特征平面晶逐渐转变为胞枝晶、树枝晶形貌^[24,25]。图 1 为 PREP 技术制备的 Ti-45Al-7Nb-0.3W 粉末。可见细粉中马氏体粉末含量多，而粗粉中枝晶粉末含量多。当粉末尺寸大到一定程度时，粉末仅有枝晶结构^[19]。经成分测定，枝晶粉末内部各种元素成分，特别是 Nb、Al 元素沿着截面枝晶结构发生明显变化，说明存在元素偏析；而马氏体光滑截面元素成分几乎没有变化^[19]。Morizono 等人^[20]研究了 PREP 制备的 Ti-40Al 粉末可压实性，结果表明：相较于 D 粉，M 粉在高温下具有更高的塑性变形能力，热等静压组织更容易致密，并表现出更高的相对密度。

TiAl 合金粉末相组成也与粉末粒度密切相关。粒度较粗的粉末以 γ 相为主，随着粉末粒度的减小， γ 相含量逐渐减少， α_2 相含量相应增多^[26]。小尺寸的马氏体粉末由片状 α_2 相孪晶构成^[20]，这是由于小尺寸熔滴在凝固时冷速过快，扩散来不及进行， α 相被保留至室温并有序化转变为 α_2 相。如图 2 为气雾化 Ti-48Al 粉末 EBSD 形貌图^[25]。 $d \leq 10 \mu\text{m}$ 粉末形核时晶胚数量非常少，形核生长过程中释放的结晶潜热抑制了其他

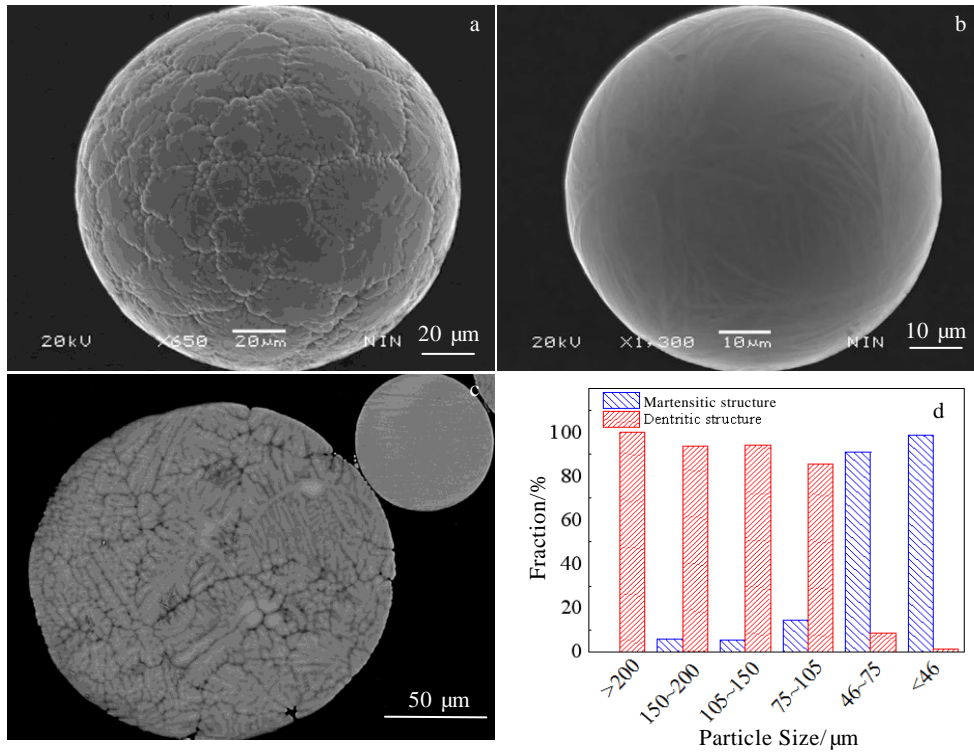


图 1 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金粉末的显微组织

Fig.1 Microstructures of Ti-45Al-7Nb-0.3W powder^[19]: SEM images of particle's dendritic (a) and smooth (b) surface morphology, (c) SEM-BSE image of different cross section microstructure, and (d) fraction of dendritic and smooth surface particles in different size ranges

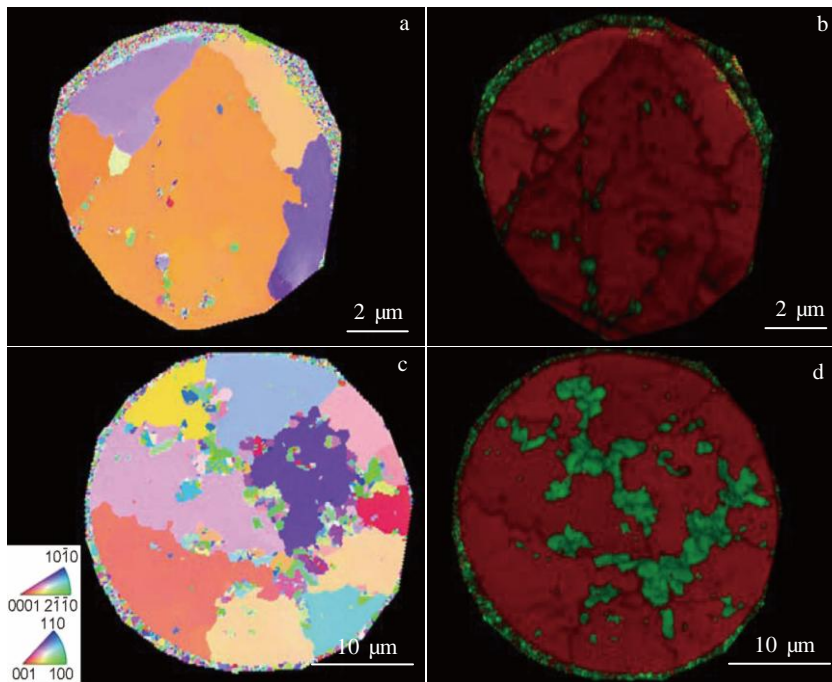


图 2 Ti-48Al 合金粉末凝固组织 EBSD 形貌

Fig.2 EBSD morphologies of the solidification microstructures for Ti-48Al powder^[25]: (a, c) crystal orientation maps and (b, d) phase maps of $d \leq 10 \mu\text{m}$ (a, b) and $d = 20 \mu\text{m}$ (c, d)

晶核的生长，因而 $d \leq 10 \mu\text{m}$ 小粉末只有一个初始形核质点，为单点形核，由于冷却速度快，基体直接发生了 $\alpha \rightarrow \alpha_2$ 转变，只有少量发生了 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变。 $d=20 \mu\text{m}$ 粉末为多点形核，由于溶质再分配导致后凝固区域 Al 含量增多，因而 γ 相含量增多。

此外，粉体的相组成也受合金成分的影响：使用气雾化法制备的 Ti-43Al-9V-0.3Y 粉末，由于成分属于 β 凝固型 TiAl 合金，且体系内加入大量 β 稳定元素，制备出的粉体除基体的 α_2 相外，还产生了许多 B2 相^[23]。

2 TiAl 合金粉末热等静压技术

2.1 工艺路线

粉末热等静压技术需要历经：雾化粉末制备、包套的设计与加工、包套封装、热等静压、包套去除、真空热处理和质量检验等工序，如图 3 所示。在热等静压前，将预合金雾化粉末装入金属包套内，利用振动台辅助装粉，使粉体堆积尽量密实。随后抽真空除气。此阶段将包套低温加热，待内部真空度达到要求后夹扁抽气管并封焊。热等静压时，将包套放入高压容器中，抽出容器内部空气并充入一定量的惰性气体，接着控制容器中的温度和压力，逐渐升高至预设数值，并保持温度和压力在一定时间内不变。在包套约束条件下，利用高温和高压对粉末同时进行烧结和致密化处理，获得致密的具有一定形状的包覆有包套的粉末热等静压件。保温保压完毕后，降低容器内的温度，卸掉压力，待冷却到室温后取出包套。利用机械加工、酸洗等方式去除包套外皮和型芯，获得粉末成形构件，再对其进行后续的热处理、加工和检测等工序后，可作为零件实现应用。

粉末粒度和振动装粉时间直接影响振实密度和后续致密化行为。正态分布的粒度有利于粉体均匀混合，

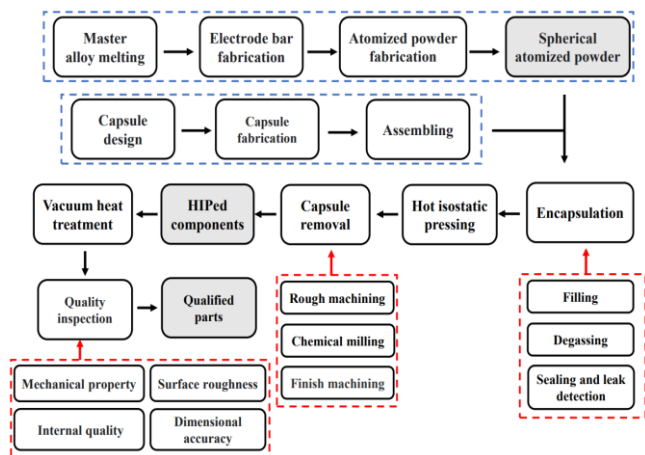


图 3 TiAl 合金粉末热等静压技术工艺路线

Fig.3 Technological process for powder hot isostatic pressing of TiAl alloys

长时间振实粉末会引起大颗粒粉末聚集于包套上部、小颗粒粉末沉降至底部，造成粒度偏析^[27]，降低 TiAl 合金的高温延伸率^[15]。真空除气处理能够显著降低粉末热等静压件中的孔隙的尺寸和数量，从而提高 TiAl 合金的室温塑性稳定性和高温持久寿命^[28]。包套封焊的关键在于提高焊接质量，防止热等静压过程中焊缝开裂，造成压坯报废。对于圆柱形简单包套，热等静压后利用机械加工将包套完全去除即可，而制备复杂外形零部件时，机械加工需要保留少量余量，再由化学铣切将余量去除，从而保证零件表面的加工精度。但酸性溶液下的化铣加工会使 TiAl 合金零部件内的氢含量增加，力学性能降低。应配置合适成分的化铣液，在控制化铣速率的同时将吸氢量控制在较低的水平，若氢含量过高，后续还应进行真空除氢处理^[29]。如图 4 所示为利用粉末热等静压技术制备的 TiAl 合金旋转对称薄壁结构件^[18]以及高压压气机机匣^[30]。

2.2 粉末致密化

粉末热等静压工艺的主要参数有温度、压力和时间，是一种复杂热力耦合的包套约束条件下的大变形过程。如图 5 所示，TiAl 合金雾化粉末经振动装粉后，粉末颗粒随机堆积，颗粒与颗粒之间呈点接触，颗粒间存在大量间隙。在升温初期，温度不太高时，粉末



图 4 TiAl 合金粉末热等静压件

Fig.4 TiAl alloy compacts prepared by powder hot isostatic pressing technology: (a) a thin wall structure with rotational symmetry^[18] and (b) high pressure compressor casing^[30]

的致密化主要依靠压力的作用。当外部施加的压力大于包套的屈服应力后,包套出现显著收缩并带动内部粉末颗粒平移、转动、重排填充颗粒间隙。此时,部分粉末颗粒之间接触面积依然很小,仍有较大的间隙存在。随着温度的逐渐升高,预合金粉末中的 α_2 相处于亚稳态,当到达相变点时,将开始亚稳 α_2 相 \rightarrow γ 相的转变^[22,31,32]。这种转变首先是 hcp \rightarrow fcc 晶体结构的变化,通过将 hcp 基体中的 $a/3 < 11\bar{2}0 >$ 全位错分解为 $a/3 < 10\bar{1}0 > +$ 层错 $+ a/3 < 01\bar{1}0 >$, 从而改变 hcp 基体中 (0001) 基面局部区域的堆垛顺序来实现^[22]。之后原子扩散迁移引起化学成分改变,使 fcc 结构有序化转变为 $L1_0$ 结构^[22]。粉体中亚稳态 $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 相的转变会引起热等静压致密率在短时间内迅速提升,从而使压坯的相对密度快速提高^[31]。

随着炉内温度的进一步升高, TiAl 粉末在高温作用下发生软化,粉末颗粒的强度逐渐降低,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。这种塑性变形是不均匀的,尺寸不同的 2 个颗粒相互接触时,小尺寸颗粒将承受更高的颗粒间接触应力,并发生更大的塑性变形,而大尺寸颗粒的塑性变形则相对较小^[33]。对于枝晶形貌的 TiAl 粉体,塑性变形开始于较软的枝晶间 γ 相区域,形变过程中 $1/2 < 110 >$ 单位位错和 $< 101 >$ 、 $1/2 < 112 >$ 超位错都被激活,在该区域产生高密度的位错缠结,并出现变形孪晶^[34]。当塑性变形量超过再结晶临界值时,高密度缺陷所储存的自由能促使变形区域发生动态再结晶,细化等轴晶粒尺寸并使位错密度大大降低,而没有发生动态再结晶的区域,其内部的位错和孪晶将被保留至最终组织,并且晶粒形状不规则,晶粒更粗^[34]。

随着粉末颗粒接触面积的增加,粉体受到的有效压应力减小,塑性变形驱动力相应减小,同时粉末自身几何强化效果增大^[35]。当 TiAl 粉末颗粒发生大量塑性变形后,粉末间接触面积已经很大,粉末颗粒整体基本连成一片,残留的孔隙互不连通,此时几何强

化效果显著,驱动力不足以使粉末继续发生塑性变形。残留的孔隙初期呈尖锐形状,在表面张力作用下向球形转变。随着保温时间延长,位错蠕变、体扩散、表面扩散等被激活,残余孔隙依靠缓慢的扩散与蠕变方式逐渐闭合。

2.3 微观组织与性能调控

TiAl 合金雾化粉末经热等静压后通常为近 γ 组织,对于 α 凝固 TiAl 合金,主要由等轴 γ 相和 α_2 相组成^[36-38], Nb 含量较高的合金,如 Ti-45Al-7Nb-0.3W 近 γ 组织中还残留少量 α_2/γ 片层晶粒^[39]。对于 β 凝固型 TiAl 合金,如 Ti-43Al-9V-0.3Y 主要由等轴 γ 相和 B2 相组成^[40]; TNM 合金 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B 除 γ 和 B2 相外,组织中还会含有部分 α_2 相^[41],如图 6 所示。由粉末热等静压获得的近 γ 组织具有较高的抗拉强度,但塑性较差^[38],提高热等静压温度,组织内的晶粒尺寸随之长大,合金强度逐渐降低,延伸率相应增加^[40,42]。压力对 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相转变具有抑制作用,提高热等静压压力将增加 $\gamma \rightarrow \alpha$ 反应的活化能壁垒,从而升高 T_a 转变温度^[43,44]。常规热处理时, Ti-46Al-2Cr-2Nb 合金的 T_a 约为 1310 °C,而当合金在 130 MPa 压力下进行热等静压时, T_a 约为 1338.6 °C^[44]。此外,热等静压压力似乎对成分均匀化过程影响较小, Ti-48Al-2W 合金经 1400 °C/5 h 热处理后, W 元素表现出与 1400 °C/207 MPa/4 h 热等静压相似的偏聚情况^[43]。

表 1 为几种典型成分 TiAl 合金在不同温度下的拉伸性能。其中由粉末热等静压工艺制备的 α 凝固 Ti-47Al-2Cr-2Nb 和 β 凝固 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金在室温和中等温度的拉伸性能相对其他工艺更好,而 395MM 合金和 45XD 合金粉末 HIPed 压坯的室温塑性几乎为 0,经热处理后 395MM 合金的室温拉伸性能与锻造工艺相当。Ti-45Al-7Nb-0.3W 粉末 HIPed 压坯的室温性能与锻态组织相近,而 800 °C 的中段温度下强度低于铸造组织和锻造组织,延伸率更高。使用两步热等静压工艺制备的粉末 Ti-46Al-2Cr-2Nb 与 45XD 合

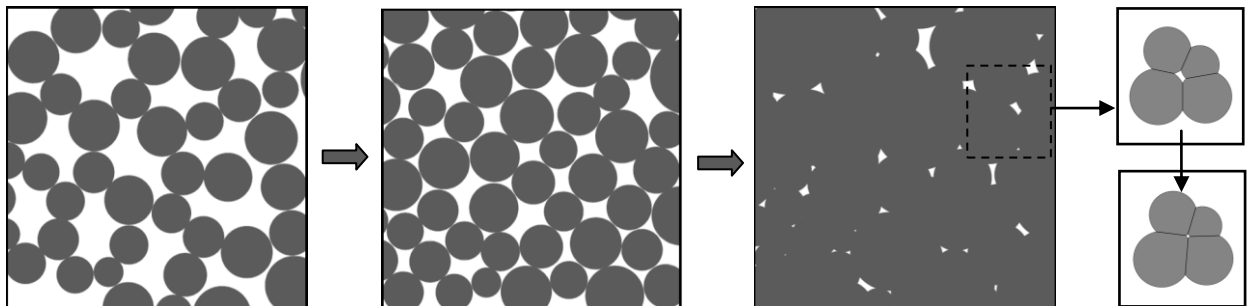


图 5 热等静压过程中粉末的致密化

Fig.5 Densification mechanism of powder during hot isostatic pressing

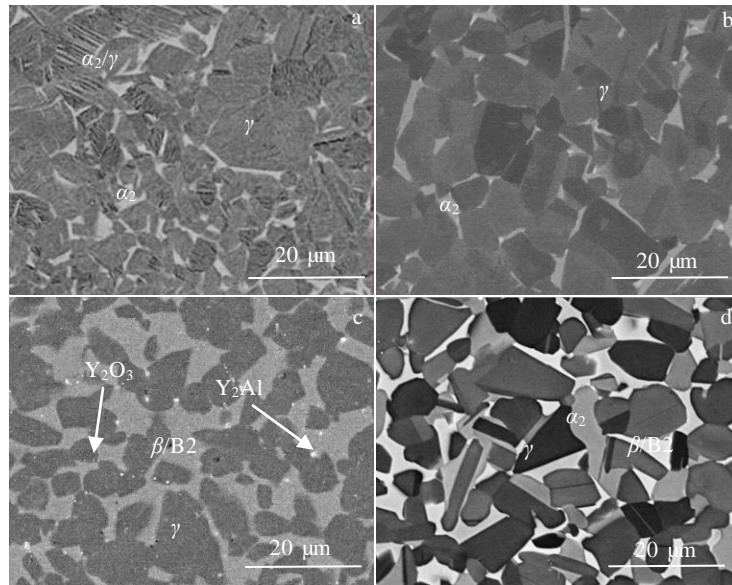


图 6 TiAl 预合金粉末热等静压后的微观组织

Fig.6 Microstructures of as-HIPed TiAl pre-alloy powders: (a) Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy^[45], (b) Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy, (c) Ti-43Al-9V-0.3Y alloy^[15], and (d) Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B alloy^[41]

金，第 2 次热等静压的温度高于所测得 T_α 转变点，均获得近片层组织，使合金同时具有一定的强度和室温塑性。

TiAl 合金热等静压后会保留一定量的 $\beta/\text{B}2$ 相。 β 相的低屈服强度有益于提高 TiAl 合金的热加工性能，然而较高的晶间 β 相含量将损害材料的强度和蠕变抗力。Laurin 等^[46]研究了 TiAl-4Nb-3Mn (G1)和 TiAl-2Nb-2Mo (G2)合金中 β 相含量与热等静压温度的关系，发现：在 T_α 转变温度进行热等静压获得的 β 相体积分数最小，当热等静压温度低于 T_α 时，随着温度的降低， $\beta/\text{B}2$ 相含量相应增加。Ti-45Al-9(Nb,W,B,Y) 合金含有 15% 体积分数的 $\text{B}2/\beta$ 相，通过 1310 °C/30 min/FC 高温退火，增加了 Nb、W 原子活性，提高了扩散率，完全消除了 $\beta/\text{B}2$ 相^[47]。对于 TNM 合金，采用两步热处理工艺，第 1 次在 $(\alpha+\beta+\gamma)$ 相区快速冷却获得少量 $\beta/\text{B}2$ 和 γ 晶粒以及大量过饱和 α_2 晶粒，第 2 次在 $(\alpha_2+\text{B}2+\gamma)$ 相区时效，能够有效减少 $\text{B}2$ 相的体积分数，同时使组织具有较好的蠕变性能以及断裂韧性^[41]。Seo 等^[48]将全片层 TiAl-2Nb-2Mo 合金在 900 °C 分别时效 6 和 24 h，使片层间析出细小 β 相，发现：在 760 °C /270 MPa 的蠕变测试中，合金的瞬时应变从时效前的 0.38% 分别降低至 0.3% 和 0.1%；形变量达到 1% 所用的时间分别增加了 27 和 44 h，表明片层间的细小 β 相能够阻碍位错运动，提高了合金的蠕变抗力。

TiAl 合金热等静压件热处理时，通过调节工艺参数能够获得一系列不同的显微组织：双态组织、近片

层组织和全片层组织，并能控制组织内部晶粒尺寸和相分数。在 T_α 以下的 $(\alpha+\gamma)$ 双相区热处理，随着热处理温度的升高， α 相体积分数增多， γ 相含量降低。将高温组织缓冷至室温， α 晶粒发生 $\alpha \rightarrow \alpha_2+\gamma$ 转变形成片层组织^[49]。提高冷却速度， $\alpha \rightarrow \alpha_2+\gamma$ 转变的驱动力降低， $\alpha \rightarrow \alpha_2$ 转变随之增多，室温组织中片层团含量减少，片层厚度减小，等轴 α_2 晶粒含量增多^[36,49]。Tönnies 等^[50]研究了粉末 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的室温拉伸性能与片层团体积分数的关系，发现片层团体积分数在 30%~50% 之间时，合金室温塑性达到 2.1%，片层团体积分数太高或太低都将降低合金的室温延展性。

在 T_α 以上的 α 单相区热处理，TiAl 合金通常获得全片层组织，但保温时间不宜过长，避免晶粒广泛粗化，降低合金的强度和塑性。对于 β 凝固型 TiAl 合金，高温热处理时，组织中的 β 相将起到钉扎作用，阻碍 α 晶粒的长大，从而实现片层晶粒的细化^[43]。当全片层组织的晶粒边界呈现锯齿化时，边界具有互锁效应 (interlock)，能够提高合金的疲劳抗力和蠕变抗力。Berteaux 等^[37]研究了粉末 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金保温时间与冷速对片层形貌的影响，结果表明：保温时间较长时，片层晶粒边界倾向于平滑状，降低保温时间，晶粒边界倾向于锯齿状，片层间距随之减小；炉冷具有较高的边界锯齿化趋势，提高冷却速率，锯齿化趋势降低，但晶粒尺寸将得到细化。图 7 为该合金经 1370 °C 保温 120 min 后，不同冷速下获得的片层组织。

表 1 粉末热等静压成形与其他成形方法的 TiAl 合金力学性能比较

Table 1 Comparison of mechanical properties for TiAl alloys formed by powder hot isostatic pressing and other methods

Alloy	Process regime	T/°C	YS/MPa	UTS/MPa	δ /%	Ref.
Ti-47Al-2Cr-2Nb	PM-HIP: 1230 °C/140 MPa/3 h	RT	618.95	644.72	1.38	[28]
		650	433.8	584.8	7.6	
	As-cast	RT	519.4	581.3	1.16	
Ti-46Al-2Cr-2Nb	PM-HIP: 1200 °C/100 MPa/2 h	RT	-	715	0.2	[42]
		650	396.51	546.66	4	
	PM-HIP: 1240 °C/100 MPa/2 h	RT	610	665	1	[44]
		650	472	635	1.3	
395MM: Ti-46Al-Cr-3.7(Nb, Cr, Mo)-0.4(B, C)	PM-HIP: 1260 °C/170 MPa/4 h HT: 1370 °C/1 h/AC+950 °C/8 h/AC	RT	-	720	0.1	[51]
		RT	585	650	1.1	
	As-forged+HT: 1370 °C/1 h/AC+950 °C/8 h/AC	RT	570	640	1.1	
Ti-45Al-7Nb-0.3W	PM-HIP: 1250 °C/150 MPa/5 h	RT	-	585	0.58	[19]
		800	-	560	10.3	
	As-cast	RT	-	490	0.8	[52]
		800	-	654	3	
		800	-	567	0.8	
45XD: Ti-45Al-2Mn-2Nb-1B	PM-HIP: 1260 °C/150 MPa/4 h	RT	-	655	0	[38]
		RT	472	635	1.3	
	PM-HIP: 1260 °C/150 MPa/4 h +1350 °C/150 MPa/2 h	RT	472	635	1.3	
Ti-43Al-9V-0.3Y	PM-HIP: 1200 °C/150 MPa/3 h	RT	-	780	0.2	[15]
		700	632	547	6	
	PM-HIP: 1260 °C/150 MPa/3 h	RT	-	724	1.2	[53]
		700	644	486	8.9	
		As-forged	RT	551	613.8	
As-rolled	RT	509.1	611.7	1.2	[53]	
	700	414.6	488.8	7.9		



图 7 不同冷速获得的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金全片层组织

Fig.7 Full lamella structures of the heat-treated Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy by different cooling rates^[37]: (a) 1370 °C/120 min/FC and (b) 1370 °C/120 min/IC (intermediate-cooling)

间隙元素 O 对 TiAl 合金组织性能具有一定的影响。Ti-48Al 合金中的 O 含量增加时, Ti-Al 相图中的 $(\alpha+\gamma)$ 与 $(\alpha_2+\gamma)$ 双相区会向富 Al 侧扩展, 导致 γ 相的 Al 含量增加, 硬度降低^[54]。Tönnes 等^[50]研究了 O 含量对 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金力学性能的影响, 结果表明, 氧含量在 0.07%~0.16% 之间时, 粉末热等静压件的抗拉强度变化很小, 但当氧含量从 0.105% 增加到 0.16% 时, 双态组织的室温延伸率从 2.1% 降低至 0.5%, 全片层组织的室温延伸率从 0.5% 降低至 0.2%。此外, 增加粉末中间隙元素 O 和 C 的含量还会提高 TiAl 合金的 T_a 转变温度, 影响热等静压后的显微组织, 并导致热处理后组织中的片层晶粒含量减少^[55]。

B 元素与 Y 元素具有细化晶粒的作用。B 与 Ti 可形成 2 种化合物: 六方型 TiB_2 和立方型 TiB 。硼化物几乎不溶于基体, 加入 0.05at% 就可观察到析出, 形成第二相产生沉淀强化和晶粒细化的效果。Ti-46Al-2Cr-2Nb 合金粉末中添加少量 B 元素能够有效减少热等静压组织中的晶粒长大程度^[42]。Y 元素能够与 TiAl 合金中的 O 元素结合, 不仅降低了 TiAl 合金中 O 元素的含量, 形成的细小弥散 Y_2O_3 相还能作为异质核心细化晶粒, 同时提高合金的室温塑性^[40]。

Chen 等^[56]在 Ti-43Al-9V 中加入了 0.3at% 的 Y 元素, 使合金平均晶粒尺寸从约 170 μm 减小至约 80 μm , 室温屈服强度和抗拉强度分别从 402.8 和 461.4 MPa 提升至 453.5 和 516.4 MPa, 同时延伸率增加了 0.5%。

3 粉末热等静压件组织缺陷

3.1 原始粉末颗粒边界

TiAl 合金雾化粉末在热等静压过程中, 由于粉末成分、尺寸和热压工艺的不同, 有时会保留粉末颗粒边界某些特征, 使得热等静压后的显微组织存在明显的颗粒边界形貌, 即原始粉末颗粒边界 (prior particle boundaries, PPBs), 如图 8 所示。PPBs 主要与粉体表面的氧含量有关, 较高的氧含量容易促使环状 PPBs 结构产生^[57]。TiAl 预合金粉末表面具有一定深度的氧化层, 在热等静压过程中, 这层氧化层在粉末颗粒交界处形成氧元素富集区, 使交界处产生与基体内部不同的显微组织^[58]。4522XD 预合金粉末经 1260 $^{\circ}\text{C}/150\text{ MPa}/4\text{ h}$ 热等静压后, 组织内部存在大量的 PPBs, PPBs 周围的 α_2 相含量与相尺寸均大于基体^[37]。 β - γ 型 TiAl 合金 Ti-43Al-9V-0.3Y 经过 1200 $^{\circ}\text{C}/150\text{ MPa}/3\text{ h}$ 热等静压后, 基体内部由等轴 γ 晶粒和 B2 相组成, 而 PPBs 处则为 α_2/γ 片层组织, 这是由于较高的氧含量限制了 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变, 却促进了 $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 共析过程, 从而促使 α_2 产生^[57]。

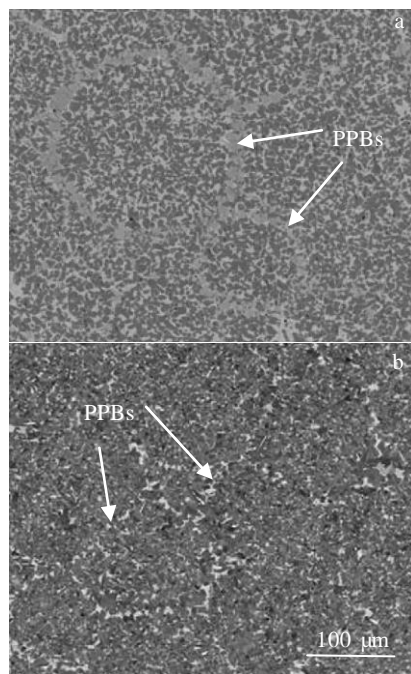


图 8 TiAl 合金粉末热等静压组织中的原始粉末颗粒边界
Fig.8 Prior particle boundaries in the microstructures of as-HIPed TiAl alloys: (a) Ti-43Al-9V-0.3Y alloy (1200 $^{\circ}\text{C}/150\text{ MPa}/3\text{ h}$)^[57] and (b) Ti4522XD alloy (1260 $^{\circ}\text{C}/150\text{ MPa}/4\text{ h}$)^[38]

PPBs 的存在显著降低了材料的力学性能。在外加载荷的作用下, PPBs 易成为裂纹的萌生和扩展源, 损害材料的拉伸和蠕变性能, 而在高温下这种影响更明显^[19,59,60]。提高粉末纯净度, 减少粉体中氧含量, 同时装粉工序洁净化, 避免二次污染, 能够减少 PPBs 的产生。Nair 和 Tien^[33]认为, PPBs 与粉末粒度的分布也有一定关系: 对于不同大小的粉末颗粒, 在热等静压过程中, 小尺寸粉末颗粒往往承受更高的颗粒间接触应力并发生更大的塑性变形, 而大尺寸小变形粉末表面容易成为杂质元素聚集区, 从而促进 PPBs 形成。He 等^[19]分别对尺寸 $<75\ \mu\text{m}$ 和 105~200 μm 2 种粒度的 Ti-45Al-7Nb-0.3W 粉末进行热等静压, 工艺为 1250 $^{\circ}\text{C}/150\text{ MPa}/4\text{ h}$, 发现只有粗粉热等静压件的组织内部出现 PPBs。因此, 较小的粉末粒度, 较窄的粒径分布范围, 能够减少 PPBs。热等静压工艺也对 PPBs 有直接影响: 提高热等静压温度使界面物质扩散速度加快, 延长保温时间使扩散进程充分进行, 均能够有效消除组织内的 PPBs, 而相较于前两者, 提高压力对 PPBs 的影响很有限^[61]。

3.2 热诱导孔洞

TiAl 合金粉末热等静压件经高温退火后, 有时会在组织内部观察到微孔, 称为热诱导孔洞 (thermally induced porosity, TIP)。TIP 是一种可以发生在任何惰性气体雾化粉末中的现象, 一般认为是由制粉时粉体内残留的少量气体引起的^[11]。在热等静压过程中, 粉体经受高温、高压的共同作用达到致密, 气孔也在压力作用下收缩闭合。当炉内温度降低时, 孔洞内的气体压力随之降低, 同时由于材料强度增加, 气孔不再长大。此时热等静压件中孔隙度水平很低, 可以忽略不计。然而化学分析表明, 热等静压件中的气体浓度与所使用的合金粉末内的气体含量相当^[12]。经高温热处理时, 随着温度增加, 微孔内部气体压力增大, 同时材料强度降低, 孔隙重新打开并长大。TIP 尺寸很小, 通常使用金相学方法进行观察。Guo^[62]和 Yan^[63]的研究表明: 当外加循环载荷时, TIP 周围将出现应力集中, 诱发裂纹的萌生和扩展, 从而降低合金的疲劳性能。Liu 等^[64]对 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金拉伸性能的研究发现: 组织内存在 TIP 时, 合金的抗拉强度没有明显变化, 但延展性明显降低。

粉体内惰性气体的含量是影响 TIP 产生的重要因素, 惰性气体浓度越高, 热处理后组织内越容易出现孔洞。而较高的孔隙率, 较大的孔洞尺寸, 使合金疲劳性能明显下降^[64], 因此应将惰性气体的含量控制在较低的水平。采用 PIGA 技术制备预合金粉末, 雾化介质选用 Ar 气, 同时减少粗粉的体积分数能够减少和

预防 TIP 的产生^[5]。由于孔洞的生长与周围基体的塑性变形有关,在相同的高温下,较大的晶粒尺寸能够使孔洞周围基体强度增大,抑制孔洞的长大^[16]。此外,调整热处理工艺参数也会对 TIP 造成影响。有研究表明, TIP 的产生与热处理温度有关,当热处理温度高于热等静压温度时,容易诱发 TIP 产生^[11,64]。在相同热处理温度下,延长保温时间,孔隙数量可能增加。Ti-46Al-9Nb 预合金粉末,孔隙率约为 0.25%,经热等静压后,孔隙度降低至 0.01% 以下,将热等静压件在 1390 °C 保温 0.3 h,孔隙度仍低于 0.01%,而延长保温时间至 3.5 h 后,孔隙度增加到 0.045%^[12]。延长保温时间也会导致孔隙长大,但孔隙尺寸存在一个极限值,当保温时间足够长时便不会继续长大^[11,16]。

3.3 界面反应

粉末热等静压技术已被应用于成形钛合金及其它昂贵金属的复杂形状、全致密零部件^[65]。在制备钛合金构件时,通常采用钢制包套作为盛装粉末和传递温度、压力的容器^[66-68],因其原材料价格低廉、易于获取,且加工成本低,能够获得较好的经济效益。但在高温作用下,钛合金粉末与软钢包套间会发生强扩散作用,生成不同的中间相,并在 Fe/Ti 界面处形成反应层,如图 9 所示。Ti-5Al-2.5Sn 预合金粉末经 1000 °C/130 MPa/3 h 热等静压,反应层厚度为 3~8 μm, Al 元素和 Sn 元素在界面处富集, Fe 元素沿 α 晶界扩散,并将位于晶界的 β 相稳定至室温,形成网状分布的 β 相^[68]。

TiAl 合金粉末的热等静压温度比钛合金高得多,为获得较好的热等静压件组织状态,通常在 1200 °C 以上进行。更高的温度意味着 Fe/TiAl 界面发生更剧烈的互扩散,除生成 Ti_xFe_y 、 Fe_xAl_y 等脆性相外,还会在界面处和 TiAl 合金基体内形成大量孔隙类缺陷(见图 9),严重损害合金的力学性能^[28,69]。可以采取两步热等静压工艺,利用第 1 步工艺较低的温度减小界面反应程度,从而降低界面反应的影响^[69]。该工艺的方法是:第 1 次热等静压在 1100 °C 左右的较低温度下进行,使粉末形成具有不连通孔隙的热等静压件,而后将包套去除,将热等静压件在更高的温度下进行第 2 次热等静压使其完全致密化。使用钛制包套代替钢制包套能够避免孔隙缺陷的产生,显著提高合金的抗拉强度^[28]。然而,在 600 °C 至 1400 °C 温度区间内,流变应力: CP-Ti < 低碳钢 < γ-TiAl, 钛制包套与 TiAl 合金协调变形能力差别很大,容易导致包套在热等静压致密化过程中整体变形不均匀,对控形造成困难^[69,70]。此外,对于成形复杂结构件,钢制包套可以通过酸洗腐蚀去除,而钛制包套则去除困难。一

种探索方向是在钢制包套内表面涂覆一层隔离涂层,实现合金基体与包套的隔离,抑制元素扩散,避免界面反应的发生,从而改善构件表面的组织和力学性能。Lang 等^[44]通过热喷涂方式在 20# 碳钢包套的内壁沉积 $Al_2O_3-ZrO_2$ 陶瓷涂层,包套在 1250 和 1330 °C 进行热等静压,陶瓷涂层阻止了界面处元素的互扩散,热等静压件组织中没有发现 Ti_xFe_y 、 Fe_xAl_y 等脆性相。

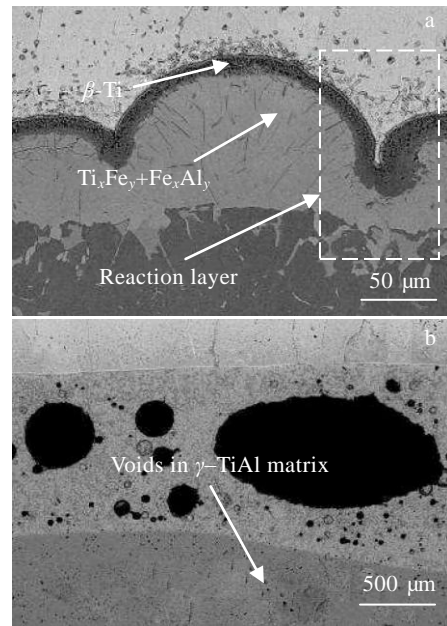


图 9 碳钢包套与粉末 γ-TiAl 合金的界面反应

Fig.9 Reaction layer between mild steel container and 4722 alloy powder^[28]: (a) mild steel container/γ-TiAl HIPed at 1230 °C and (b) mild steel container/γ-TiAl HIPed at 1260 °C

4 结 语

TiAl 合金粉末热等静压技术可实现复杂形状 TiAl 构件的一体化成形,并且获得的零件晶粒细小、成分均匀、力学性能优异,具有重要的科学研究和应用价值。但是有关该技术的工业化研究起步较晚,当前的研究成果还很有限,仍有许多问题亟待解决:

(1) 粉末热等静压技术对雾化粉末质量要求较高,粉体中的杂质、气体含量、孔洞数量等应尽可能少,粉末整体球形度尽量高。当前雾化制粉工艺制备的产品批次稳定性较差,难以保证粉体的高质量,并且成粉率低,制粉成本高。

(2) 热等静压过程中, TiAl 合金粉末和钢制包套交界处发生强烈互扩散,生成 Ti_xFe_y 、 Fe_xAl_y 等脆性相并

在 TiAl 合金基体内形成大量孔隙类缺陷, 不仅影响构件的表面质量, 造成局部精细尺寸的不确定性, 还会损害 TiAl 合金的力学性能。

(3) 受到粉末性能和工艺参数的影响, 热等静压件内部可能存在 PPBs、TIP 等显微组织缺陷, 降低力学性能。若制备的粉末不同颗粒间成分波动大, 热等静压件局部区域还会出现不同于基体的异常组织, 损害构件整体性能的稳定性。

(4) 模具包套对等静压力具有屏蔽效应, 屏蔽效应的大小与包套的材质、几何形状、尺寸和壁厚有关, 弯折结构和模具边角处更难进行压力传递。屏蔽效应越显著, 粉末颗粒密集与重排阶段进行得越不完全, 成品粉末构件局部区域的致密度越低。

(5) 化学铣切是去除复杂形状热等静压件包套与型芯余量的常用手段, 能够保证零件表面的加工精度, 但酸性溶液下的化铣加工将伴随 TiAl 合金零件表面氢含量的增加, 力学性能的降低。化铣液经过一段时间使用后, 溶液内有效成分减少, 化铣后构件表面质量降低, 就应进行报废处理, 若是报废处理不当, 废液排放将造成严重的环境污染。

(6) 粉末构件内部的缺陷尺寸通常很小, 目前常用的无损检测方法都存在弊端: X 射线精度偏低; 超声法无法检测构件薄壁处缺陷; 微纳 CT 只能检测小尺寸构件。目前还没有针对大尺寸粉末薄壁构件的无损检测手段。

综上所述, 为推动 TiAl 合金粉末热等静压技术的发展, 并将该技术应用在高性能构件的制备中, 未来应加强以下几个方面的应用研究:

1) 改善制粉工艺, 严格控制 TiAl 粉末制备过程中的氧及杂质含量, 通过改进制粉设备、调节制粉参数获得整体球形度高、缺陷少、收得率与批次稳定性好的预合金粉末。PIGA 制粉还需尽可能降低坍塌污染的影响。

2) 探索低成本、高原料利用率成形方向。非承力或性能要求不高的零件, 可考虑采用元素粉末法或使用品质较低的预合金粉末作为原料, 既保证成品零件满足性能要求又可大幅降低成本。若零件只有局部区域性能要求高, 可应用“固粉连接”技术, 构件整体采用成本较低的铸造成形, 局部高性能区域使用预合金粉末通过热等静压成形并与铸造基体完成扩散连接。

3) 减少或避免 TiAl 粉末与包套的扩散反应对零件性能的影响。如: 开展两步热等静压工艺制备复杂 TiAl 粉末零件的应用研究; 研发钢制包套内表面隔离层材料与制备工艺, 在抑制界面反应的同时应降低隔

离层的不均匀性对合金表面质量的影响。

4) 加强理论基础研究, 系统地研究 TiAl 预合金粉末在热等静压过程中的烧结扩散机理, 以及不同升温/升压、降温/降压工艺对组织及性能的影响, 从而制定合适的热等静压工艺, 获得无缺陷、全致密的, 分布均匀的理想显微组织与力学性能。

5) 改进化铣溶剂成分与化铣工艺, 提高大尺寸零件包套的化铣效率, 降低时间成本消耗。制定化学铣切废液循环再利用处理方案, 降低化铣溶液成本与废液排放成本, 并减少对环境造成的污染。

6) 改进现有无损检测方法, 提高针对大尺寸粉末构件与薄壁粉末构件的无损检测能力, 并制定相应的检测规范, 确保成品零件整体符合要求。

7) 开展 TiAl 合金粉末热等静压成形过程全流程模拟仿真研究, 增强计算机辅助设计与粉末热等静压成形过程的结合, 根据仿真结果有针对性地提出包套设计与热等静压工艺改进意见, 降低预研成本, 推动粉末热等静压的控形控性技术向数字化、智能化发展。

8) 根据实际需求, 开展粉末热等静压技术与其他工艺结合性应用研究。如: 根据某些航空航天等装备构件不同部位的性能和温度要求不一样的特点, 开展同一构件不同部位变成分、变组织和变性能的多种 TiAl 合金粉末冶金成形研究; 针对某些复杂结构和超大尺寸, 很难由粉末热等静压技术单独制备的构件, 开展热等静压与增材制造的组合成形研究, 发扬 2 种成形技术各自的优势, 实现复杂构件的成形。

参考文献 References

- [1] Kim Y W, Dimiduk D M. *Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*[J], 1991, 43: 40
- [2] Kim Y W, Kim S L. *Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*[J], 2018, 70: 553
- [3] Yang Rui(杨 锐). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2015, 51(2): 129
- [4] Zhang Deming(章德铭), Chen Guiqing(陈贵清), Han Jiecai(韩杰才) et al. *Journal of the Chinese Society of Rare Earth* (中国稀土学报)[J], 2005(S2): 163
- [5] Jin Lei(金 磊), Zhu Qiang(祝 强), Zhao Jun(赵 军) et al. *China Foundry(中国铸造)*[J], 2019, 68(8): 885
- [6] Kothari K, Radhakrishnan R, Wereley N M. *Progress in Aerospace Sciences*[J], 2012, 55: 1
- [7] Das G, Kestler H, Clemens H et al. *Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*[J], 2004, 56(11): 42
- [8] Kan Wenbin(阚文斌), Lin Junpin(林均品). *Materials China* (中国材料进展)[J], 2015, 34(2): 111

- [9] He Weiwei(贺卫卫), Jia Wenpeng(贾文鹏), Yang Guangyu(杨广宇) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2012, 29(4): 1
- [10] Gouma P I, Saunders N, Loretto M H. *Materials Science and Technology*[J], 2013, 12(10): 823
- [11] Yolton Fred, Kim Young-Won, Habel U. *Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*[J], 2013(1): 233
- [12] Gerling R, Clemens H, Schimansky F P. *Advanced Engineering Materials*[J], 2004, 6(1-2): 23
- [13] Huang Peiyun(黄培云). *Power Metallurgy Principle*(粉末冶金原理, 第二版)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1997: 98
- [14] Yang Xin(杨鑫), Xi Zhengping(奚正平), Liu Yong(刘咏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(12): 186
- [15] Liu Yufeng(刘玉峰), Liu Na(刘娜), Zheng Liang(郑亮) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3227
- [16] Wegmann G, Gerling R, Schimansky F P. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(3): 741
- [17] Liu B, Liu Y. *Powder Metallurgy Titanium Aluminide Alloys*[M]. Britain: Butterworth-Heinemann, 2015: 515
- [18] Wu J, Xu L, Lu Z G *et al. Materials Science Forum*[J], 2015, 817: 604
- [19] He W W, Liu Y, Tang H P *et al. Materials & Design*[J], 2017, 132: 275
- [20] Morizono Y, Kumagae R, Nishida M *et al. Materials Transactions*[J], 2003, 44(4): 75
- [21] Kang Fuwei(康福伟), Wang Shanshan(王珊珊), Sun Jianfei(孙剑飞) *et al. Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2018, 28(1): 38
- [22] Wang Gang(王刚), Xu Lei(徐磊), Cui Yuyou(崔玉友) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(9): 1079
- [23] Liu Y F, Liu N, Li Z *et al. Materials Science Forum*[J], 2017, 898: 323
- [24] Shen Jun, Ma Xuezhu, Wang Gang *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2001, 30(4): 273
- [25] Bao Ying(鲍颖), Luo Lin(骆琳), Yu Zemin(俞泽民) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2018, 46(12): 121
- [26] Liu N, Li Z, Xu W Y *et al. Materials Science Forum*[J], 2017, 898: 328
- [27] Cheng Wenxiang(程文祥), Xu Lei(徐磊), Lei Jiafeng(雷家峰) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(2): 362
- [28] Wu Jie(吴杰), Xu Lei(徐磊), Guo Ruipeng(郭瑞鹏) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2015, 29(2): 127
- [29] Zhao Huan(赵焕), Liu Jianguo(刘建国), Li Qingpeng(李庆鹏) *et al. Chinese Patent*(中国专利), CN104073802A[P], 2014
- [30] Lasalmonie A. *Intermetallics*[J], 2006, 14(10-11): 1123
- [31] Schaeffer R J, Janowski G M. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 40(7): 1645
- [32] Choi B W, Marschall J, Deng Y G *et al. Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1990, 38(11): 2245
- [33] Nair S V, Tien J K. *Metallurgical Transactions A*[J], 1987, 18: 97
- [34] Zhao L C, Beddoes J, Wallace W. *Mrs Proceedings*[J], 1992, 288: 921
- [35] Lograsso B K, Koss D A. *Metallurgical Transactions A*[J], 1988, 19: 1767
- [36] Su M K, Zheng L J, Lang Z B *et al. Rare Metals*[J], 2012, 31(5): 424
- [37] Berteaux O, Popoff F, Thomas M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(10): 2281
- [38] Yang C, Hu D, Wu X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 534: 268
- [39] Li J B, Liu Y, Liu B *et al. Intermetallics*[J], 2014, 52: 49
- [40] Zhang D D, Liu N, Chen Y Y *et al. Materials*[J], 2020, 13(1): 198
- [41] Schloffer M, Iqbal F, Gabrisch H *et al. Intermetallics*[J], 2012, 22: 231
- [42] Habel U, Mctiernan B J. *Intermetallics*[J], 2004, 12(1): 63
- [43] Zhao L, Beddoes J, Morphy D *et al. Materials and Manufacturing Processes*[J], 1994, 9(4): 695
- [44] Lang Zebao, Zhang Yongzhong, Wang Liang *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(7): 2275
- [45] Zhao Kun(赵堃), Liu Yong(刘咏), Huang Lan(黄岚) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(10): 2506
- [46] Laurin D, Seo D Y, Saari H *et al. Advanced Materials Research*[J], 2010, 89-91: 325
- [47] Xu X J, Xu L H, Lin J P *et al. Intermetallics*[J], 2005, 13(3-4): 337
- [48] Seo D Y, Sawatzky T, Saari H *et al. Journal of Mechanical Science and Technology*[J], 2012, 26(7): 2009
- [49] Chrapoński J, Szkliniarz W, Kocielna A *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2003, 81(2-3): 438
- [50] Tönnies C, Rösler J, Baumann R *et al. 1993' International*

- Symposium on Structural Intermetallics*[C]. Warrendale: The Journal of The Minerals, Metals and Materials Society, 1993: 241
- [51] Habel U, Das G, Kim Y W *et al.* *Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*[J], 2003, 1: 297
- [52] Fan Aiyi(范爱一), Li Huizhong(李慧中), Liang Xiaopeng(梁霄鹏) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2018, 46(7): 121
- [53] Kong Fantao, Chen Yuyong, Li Baohui. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2008, 44(7): 815
- [54] Takagi S, Ouchi C. *Materials Transactions Jim*[J], 1997, 38(4): 285
- [55] Zhang G, Blenkinsop P A, Wise M L H. *Intermetallics*[J], 1996, 4(6): 447
- [56] Chen Y Y, Kong F T, Han J C *et al.* *Intermetallics*[J], 2005, 13(3-4): 263
- [57] Liu Yufeng, Li Zhou, Liu Na *et al.* *2017 Chinese Materials Conference, High Performance Structural Materials*[C]. Singapore: Springer, 2018: 779
- [58] Wang Liang. *Aerospace Materials and Technology*[J], 2012, 42(1): 46
- [59] Niu H Z, Gao T X, Sun Q Q *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 737: 151
- [60] Qiu C. *Thesis for Doctorate*[D]. Birmingham: University of Birmingham, 2010
- [61] Wu Yinjiang(吴引江), Lan Tao(兰涛), Zhou Lian(周廉) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2000, 29(5): 336
- [62] Guo R P, Xu L, Wu J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 639: 327
- [63] Yan Y J, Nash G L, Nash P. *International Journal of Fatigue*[J], 2013, 55: 81
- [64] Liu N, Li Z, Zhang G Q *et al.* *Materials Science Forum*[J], 2013, 747-748: 497
- [65] Yuan W X, Mei J, Samarov V *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 182(1-3): 39
- [66] Cai C, Song B, Wei Q S *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 48(1): 1
- [67] Scherillo F, Aprea P, Astarita A *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46: 2376
- [68] Wu Jun, Xu Lei, Lei Jiafeng *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(1): 299
- [69] Li Jizhan(李继展). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2019
- [70] Liu Dong(刘冬). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2007

Research Progress of Powder Hot Isostatic Pressing for Intermetallic Titanium Aluminide

Wang Xiangning¹, Zhu Langping^{1,2}, Yu Wen^{1,3}, Ding Xianfei^{1,2}, Nan Hai^{1,2}

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. Beijing Engineering Research Center of Advanced Titanium Alloy Precision Forming Technology, Beijing 100095, China)

(3. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: TiAl alloys have broad application prospects in aerospace and automobile engines, which is due to their excellent properties, such as high melting point, low density, high specific strength, good high temperature oxidation resistance and creep resistance. Powder hot isostatic pressing can realize the integral forming of TiAl alloy parts with complex shapes, and the obtained parts have small grain size, uniform composition and excellent mechanical properties. In this paper, the principle of powder preparation by atomizing and powder hot isostatic pressing of TiAl alloys were introduced. The research states of microstructures and properties in TiAl alloys after atomization process, powder hot isostatic pressing and heat treatments were summarized. Some current problems existed in TiAl alloy powder hot isostatic pressing technology were analyzed, and the future development of this technology was put forward.

Key words: TiAl alloys; powder metallurgy; atomized powder; hot isostatic pressing

Corresponding author: Nan Hai, Ph. D., Senior Researcher, Cast Titanium Alloys Research Center, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62497564, E-mail: nanhai531@yahoo.com