

TiAl 金属间化合物粉末冶金技术研究进展

周海涛, 孔凡涛, 陈玉勇

(哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要: 粉末冶金可以避免铸锭冶金过程中出现的宏观偏析、枝晶偏析、化学成分不均匀、组织不一致等缺陷, 是制备 TiAl 合金的重要方法。本文综述了近年来国内外 TiAl 合金粉末冶金的研究进展, 介绍了预合金法、元素粉末法和机械合金化法 3 种 TiAl 粉末制备方法及其各自的烧结方法。同时评述了各烧结方法的优缺点及其制备合金的力学性能, 并指出了粉末冶金制备 TiAl 合金今后有待改善的研究方向。

关键词: TiAl 合金; 粉末冶金; 制备方法; 烧结技术; 力学性能

中图分类号: TG146.2⁺3; TF12

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)09-2466-07

TiAl 合金熔点高、密度低、比强度高, 具有良好的高温抗氧化性、抗蠕变性能以及良好的导热导电性能, 是 750~900 °C 之间极具应用前景的高温结构材料^[1-3]。然而 TiAl 合金室温塑性低, 高温变形能力差, 制约了该合金的工程化应用。粉末冶金是一种制备 TiAl 合金的重要方法, 可以避免铸锭冶金过程中出现的宏观偏析、枝晶偏析、化学成分不均匀、组织不一致等缺陷^[4], 且易于添加合金元素和制备复合材料, 可一次制出近净形产品, 解决了加工困难的难题并提高了原料的利用率。

本文主要介绍了预合金法、元素法和机械合金化法 3 种 TiAl 粉末的制备方法及其各自的烧结方法, 同时评述了各烧结方法的优缺点及其制备合金的力学性能。

1 预合金法 TiAl 粉及其成形方法

1.1 预合金法

高质量预合金粉末的制备技术主要有离心雾化 (centrifugal atomization, CA)^[5]、等离子旋转电极雾化 (plasma rotating electrode processing, PREP)^[6]、电极感应熔炼气雾化 (electrode induction melting gas atomization, EIGA) 和等离子熔化感应气雾化 (plasma melting induction guiding gas atomization, PIGA)^[5]。

雾化技术对粒径分布与孔隙率的影响: CA 粉通常呈光滑球形, 少量粉末带有行星球, 粉末粒度呈正态分布。PREP 制备的粉末化学成分更均匀, 球形度更高, 流动性更好, 闭孔颗粒更少且不带有行星球, 易于金属包套装填, 多用于热等静压技术进行致密化制坯。而 CA 制

备的粉末含有更多的孔隙, 当粒子尺寸超过 90 μm 时, 非球形粒子数目明显增多^[7]。随着粒子尺寸的增加, 孔隙率增加, 250~355 μm 的粒子孔隙率达到 0.9%。对粒径在 125~180 μm 的 Ti-46Al-9Nb 粉末进行孔隙率测定, 测得 PIGA、EIGA、CA (Argon) 和 CA (Helium) 的孔隙率分别为 0.26%、0.52%、0.39% 和 0.63%^[7]。

雾化技术对氮、氧及氩气含量的影响: 采用 PIGA、EIGA 和 CA 在相同条件下制备合金粉末, 分析表明: ① 氮含量与粉末粒径无关, 约为 60×10^{-6} [5]; ② 氧含量随着颗粒尺寸降低而增加, 当粒径小于 20 μm 时, 氧含量约为 1000×10^{-6} [5]; ③ 氩气含量随粉末粒径减小而减少, 当粒径相同时, CA 制备的粉末中氩气含量最高, PIGA 制备的粉末中氩气含量最低^[5]。

雾化技术对相组成及形貌的影响: 雾化粉通常呈光滑球形, 少量粉末带有行星球, 具有枝晶组织, 粉末粒度呈正态分布。图 1a 为 Ti-45Al-8.5Nb-(W,B,Y) (本文缩写为 TN-(W,B,Y)) 合金粉末表面形貌^[8]。除特殊说明外, 本文所示合金成分均为原子分数 (at%)。CA 粉末的相组成与粒度有关, 小尺寸合金粉末 ($\leq 74 \mu\text{m}$) 中 α_2 含量较高, 而较大的合金粉末 (175~370 μm) 主要由 γ 相和少量 α_2 相组成。Ti-46.15Al-1.87Cr-2.1Nb-(B,Si,Y)^[9] 雾化合金粉中也存在上述现象。此外还发现合金粉中存在闭孔和开孔粉末^[8], 闭孔在随后的热等静压及热加工过程对合金的组织 and 性能有重大影响。对 GE 合金的相组成分析发现, 合金是由大约 95% α 、5% γ 和少量 β /B2 (质量分数) 相组成, 其形貌如图 1b^[10]。TNM 合金雾化粉同样具

收稿日期: 2015-09-18

基金项目: 新金属材料国家重点实验室开放基金 (2013-ZD06); 国家自然科学基金 (51471056); 国家重点基础研究发展计划 (“973” 计划) (2011CB605502)

作者简介: 周海涛, 男, 1988 年生, 博士生, 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, 电话: 0451-86418802, E-mail: htzzz0313@163.com

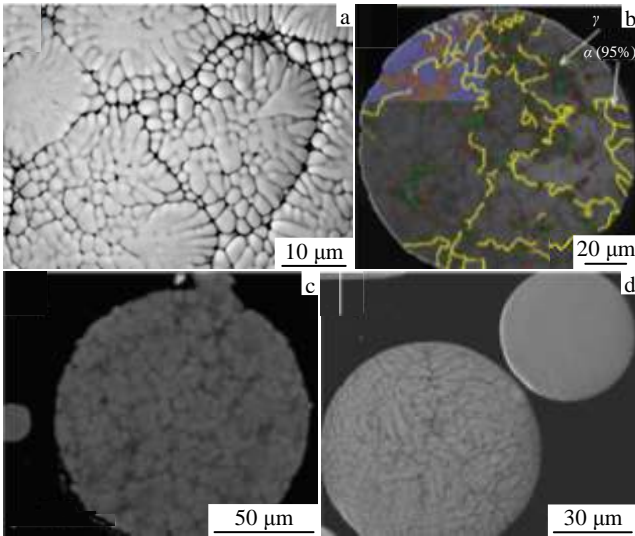


图 1 氩气雾化 TN-(W,B,Y)合金、GE 合金、TNM 合金和等离子旋转电极雾化 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金粉末表面形貌

Fig.1 Powder surface morphologies of TN-(W, B, Y) alloy^[8] (a), GE alloy^[10] (b), TNM alloy in Ar gas atomization^[11] (c), and Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy in PREP^[6] (d)

有枝晶结构^[11], 如图 1c 较暗的结构。XRD 分析表明, 该合金由 73%的 α/α_2 相和 27%的 β/β_0 相组成, 并没有发现 γ 相存在, 这可能与 $\beta\gamma$ TiAl 合金的快速凝固路径相关。

PREP 由于冷却速度的不同会形成两种表面结构的粉末: 马氏体结构(M 粉)和枝状结构(D 粉), 如图 1d^[6]。对于 Ti-40Al 的粉末也发现类似的现象, 这说明 M 粉和 D 粉的形成与合金化学成分无关, 与冷却速度密切相关。

1.2 热等静压

对 PREP 制备的预合金粉进行热等静压发现, 具有枝晶结构的 D 粉经热等静压后有残余初始粒子边界和界面孔洞存在, 难以实现致密化, 而 M 粉则较易致密化^[6]。而且热等静压很难彻底消除雾化粉末中的闭孔, 获取全致密组织。当对热等静压体进行高温处理后会使得闭孔再次打开并长大, 降低合金的强度。粉末冶金常用的热等静压工艺为 1000~1300 °C/150~200 MPa/2~4 h。合金粉末热等静压后通常为 NG 组织。图 2a 为 Ti-45Al-5Nb 合金粉末热等静压的 NG 组织。灰暗相为 γ 相, 含量约为 75%, 在近球形的 γ 相中发现大量的退火孪晶^[12]。高 Nb Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金粉末热等静压组织为含有少量的 β 相的双态组织^[13, 14]。

改变热等静压温度和冷却速度还可有效控制 $\beta\gamma$ TiAl 合金中的 β 相含量, 从而改善合金的热加工性^[17]。对 Ti-46Al-2Cr-2Nb-(B,W)预合金粉直接进行热等静压精密成形和钎焊, 成功制备了壳体及骨架, 如图 3 所示^[18]。

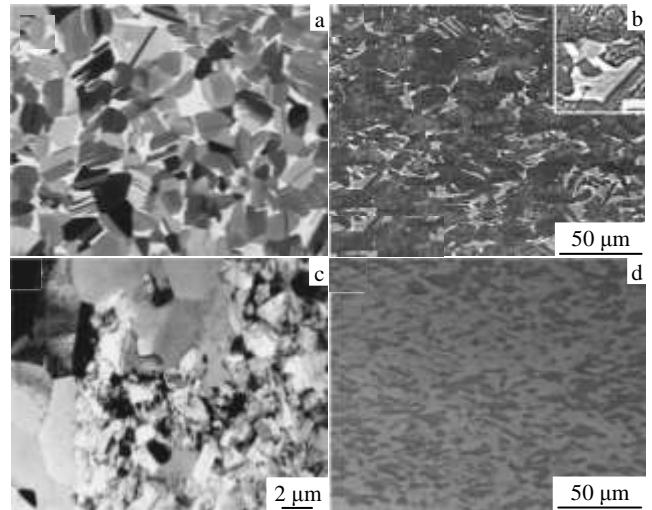


图 2 Ti-45Al-5Nb 热等静压合金组织、T-47Al-2Cr-0.2Mo 锻造组织、Ti-47Al-2Cr-1Nb-1Ta 挤压组织和 Ti-45Al-7Nb-0.3W 轧制组织

Fig.2 SEM images of as-HIPed Ti-45Al-5Nb alloy^[12] (a), as-forged Ti-47Al-2Cr-0.2Mo alloy^[15] (b), as-extruded Ti-47Al-2Cr-1Nb-1Ta alloy^[16] (c), and as-rolled Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy^[6] (d)

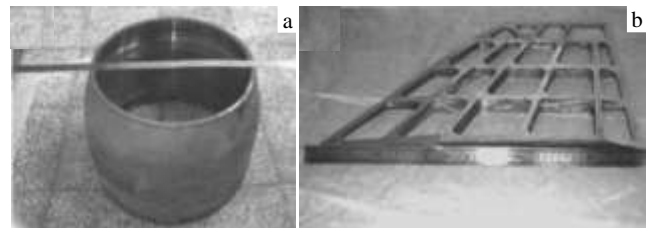


图 3 热等静压制备的 TiAl 合金壳体及骨架

Fig.3 Shell (a) and skeleton (b) of TiAl alloy fabricated by HIPing^[18]

1.3 热加工技术

(1) 锻造: 研究变形温度和应变速率对 TiAl 合金的热变形行为的影响, 获取热加工图, 可为合金的锻造提供依据: TiAl 粉末在这方面也开展了相应的工作^[6, 15, 19, 20]。TiAl 粉末锻造合金组织如图 2b, 灰暗的 α_2 相含量相比热等静压态明显增加, 亮白的 β 相含量减少, 甚至消失。随着变形温度的升高和应变速率的降低, β 相含量降低, 再结晶晶粒增加^[15]。粉末冶金法相比铸锭冶金法能提供更加均匀的组织, 可在相对较低的温度下进行热变形^[21]。热等静压获得的平均尺寸为 2 μm 的近 γ 组织在 850 °C 低温下就可锻造成功, 对锻造合金进行 1000 °C/1.5×10⁻³ s⁻¹ 的拉伸, 获得 920%的超塑性^[22]。

(2) 挤压: Ti-47Al-2Cr-1Nb-1Ta 预合金粉在 1150 °C, 挤压比为 16:1 的工艺下进行挤压, 合金组织由较大 B2

相和细小的 α_2 和 γ 相构成, 如图 2c 所示, 且 B2 颗粒中含有亚稳 ω 相。合金在 800 °C, 应变速率 $2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 时进行拉伸, 可获得 310% 的超塑性; 当挤压温度为 1400 °C 时, 合金组织为 FL 组织, γ 相和 α_2 相的平均片层尺寸分别为 100~350 nm 和 10~50 nm^[16]。

(3) 轧制: 利用粉末冶金轧制方法制备组织细小均匀、性能优异的大尺寸 TiAl 合金板材是近年来的研究重点之一。Plansee 的 Clemens^[23]和 GKSS 的 Gerling^[24]利用 ASRP 工艺成功制备了成分为 γ -Met, 尺寸为 1000 mm × 450 mm × 1 mm 的板材和尺寸为 750 mm × 350 mm × 0.25 mm 的箔材^[23]。该工艺很好地控制了合金的氧、氮及氩气含量, 制备的 Ti-46Al-9Nb 合金板材最大室温伸长率为 2%, 尺寸为 600 mm × 300 mm × 1 mm^[24], 如图 4a。国内的中科院金属研究所的徐磊^[25]和中南大学的 Y. Liu^[6]也分别轧制出尺寸为 220 mm × 370 mm × 2 mm 的板材^[25] (如图 4b) 和 300 mm × 500 mm 的高 Nb 板材。60% 的轧制变形量能保证合金获取良好的综合性能, 轧制后片层团和 γ 晶粒都得到细化, 平均晶粒尺寸为 10 μm , 如图 2d, 在富 γ 区发现大量退火孪晶和再结晶晶粒^[6]。

1.4 金属注射成形

金属注射成形 (metal injection moulding, MIM) 在制备 TiAl 合金时需考虑: ① 元素挥发: MIM 所需温度高达 1500 °C, 会使合金表面 Al 大量挥发^[26]; ② 杂质含量: 在严格控制工艺条件下进行 MIM, 氧含量从 500×10^{-6} 增加到 1150×10^{-6} ^[27]; ③ 颗粒尺寸: MIM 要求粉末颗粒尺寸小于 45 μm , 而预合金粉在此区间的含量很难满足要求。表 1 列出了 MIM 制备 TiAl 合金的室温拉伸性能和杂质含量。合金中较高的氧含量可能是导致合金室温塑性较差、强度不高的原因。MIM 制备的 TN-(W,B,Y) 合金的压缩强度、压缩率分别为 2839 MPa 和 34.9%^[26]。

1.5 喷射成形

喷射成形 (spray forming, SF) 难以制备全致密的 TiAl 合金, 合金的平均孔隙率为 1%~3% 且分布不均匀, 而且距底部越近孔隙率越高, 喷射成形体底部的孔隙率高达 8%, 其中 90% 的气孔尺寸约为 20 μm 。相比 MIM,

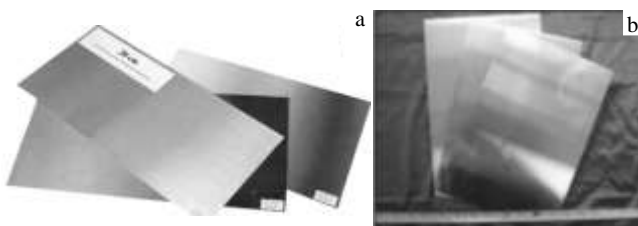


图 4 粉末冶金轧制 TiAl 板材

Fig.4 As-rolled sheet of TiAl alloy from powder: (a) Ti-46Al-9Nb alloy^[24] and (b) Ti-47Al alloy^[25]

表 1 金属注射成形和喷射成形制备 TiAl 合金的室温拉伸性能和杂质含量

Table 1 Room temperature tensile property and impurity content of TiAl alloy prepared by MIM and SF

Material	Process	O/ $\times 10^{-6}$	N/ $\times 10^{-6}$	R_m /MPa	A/%
TNB-V5	MIM ^[27]	—	—	630	0.2
TN-(W,B,Y)	MIM ^[26]	1350	90	382	0.46
	MIM ^[28]	790	140	430	0.6
γ -TAB	SF ^[29]	480	30	658	0.7
	SF ^[29]	450	50	466	1.3
Ti-48.9Al	SF+HIP ^[30]	420	50	380	1.1
	SF+Forge ^[30]	320	40	520	2.0

HIP: 1300 °C/200 MPa/2 h; Forging: 1100 °C/ $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

由于 SF 较好地控制了合金中的氧含量, 使得 γ -TAB 合金的室温断裂强度和伸长率均高于 MIM 合金, 如表 1。对喷射成形合金进行热等静压和锻造处理, 有效减少了合金孔洞, 降低了杂质含量, 改善了合金的室温拉伸性能, 合金组织由 NL 变为 NG 组织^[29, 30]。经喷射成形+热等静压+热处理的双态 Ti-48.9Al 合金的室温最佳伸长率为 2.7%^[30]。

1.6 放电等离子烧结

放电等离子烧结 (spark plasma sintering, SPS) 温度对合金组织和性能有规律性的影响, 且对不同合金影响程度不同, 如表 2 所示。当烧结温度从 1050 °C 增加到 1200 °C 时, TN-(W,B,Y) 合金的烧结组织依次为 NG 组织, DP 组织, NL 组织和 FL 组织^[31]。而在 1262 °C 到 1336 °C 较大的温度区间烧结, TNM 合金都为 NL 组织^[32]。在 1150 °C 相同温度下烧结 GE 合金和 TN-(W,B,Y) 合金, 获得的组织却不同。这一方面可能与合金成分有关, 另一方面可能与烧结的实际温度有关。文献[33]指出实际温度与设备温度相差大概 25 °C, 而文献[34]研究表明, 实验设定温度要比实际粉末的烧结温度低 50~250 K。SPS 由于加热速度快, 烧结时间短, 晶粒长大不明显和合金中氧含量较低, 相比 MIM 和 SF (表 1), 大幅度提升了合金的力学性能。但是 SPS 所引起的放电冲击压力和焦耳加热容易造成温度梯度, 使烧结体组织不均匀, 1175 °C 烧结时烧结体组织从外到内由 ($\gamma + \alpha_2$) 双相转变为双态, 。

表 2 放电等离子烧结制备 TiAl 合金的室温拉伸性能
Table 2 Mechanical properties of TiAl alloys densified by SPS at RT

Alloy	ST/°C	M	$R_{p0.2}$ /MPa	R_m /MPa	A/%
GE ^[35]	1150	DP	568	700	2.73
G4 ^[36]	1260	DP	650	≈665	1.28
TNB ^[37]	1330	Duplex	694	790	1.47
TNM ^[32]	1336	NL	806	981	0.9

TN-(W,B,Y) ^[31]	1200	FL	849	964	0.88
----------------------------	------	----	-----	-----	------

ST: Sintering temperature; DP: Double-phased

1190 °C 组织由双态转变为片层^[35]。因此, SPS 制备 TiAl 合金时要特别考虑温度、设备和成分等因素对组织和性能的影响。

研究等离子烧结的致密化机理对获取全致密的 TiAl 合金具有重要的意义, 目前该方面的研究较少。分析表明, 放电等离子烧结致密化过程主要是通过小颗粒的塑性变形和随后的再结晶过程实现的^[38]。烧结温度为 1075 °C 的粉末烧结体 SEM 形貌如图 5 所示。此时大尺寸粉末颗粒接触部分发生塑性变形, 颗粒边缘的枝晶结构也发生畸变。图 5d 表明, 粉末颗粒互相接触区域的曲率半径为零, 说明此时合金致密化过程不是以物质迁移机理为主, 随着曲率半径增加, 位于两颗粉末接触区域的烧结颈长大, 如图 5e。

1.7 快速成型

目前常用的快速成型方法主要有直接激光制造技术(direct laser fabrication, DLF)、激光熔化沉积技术(laser melting deposition, LMD)、电子束快速成型技术(electron beam melting, EBM)和选区激光熔化技术(selective laser melting, SLM)。

(1) DLF 烧结体的显微组织与激光功率、喂料速率、沉积速率及扫描速率有关^[39]。烧结体中氧含量偏高, 约为(1500~1800) × 10⁻⁶, 并且成形过程中热应力偏大, 堆积方向上容易产生宏观裂纹。

(2) LMD 不仅能制备 TiAl 合金^[40], 还可制备梯度材料: Ti-47Al-2.5V-Cr 侧为全面层组织, 而 Ti-6Al-2Zr-Mo-V 侧是粗大的网篮组织。梯度材料轴向室温抗拉强度高达 1198.8 MPa, 伸长率约为 0.4%^[41]。

(3) 文献[42]指出, ArcmAB 在其网站上报道了意大利 AVIO 公司采用其 A2 型设备开发出航空发动机复杂 TiAl 合金构件, 并成功应用在新一代航空发动机上, 如图 6a 所示。通过控制烧结工艺和冷却速度可实现组织控制, 不仅可以实现小尺寸的近净成形, 而且可对大尺寸

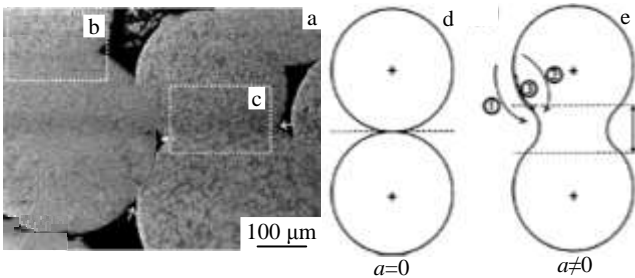


图 5 等离子烧结体形貌、烧结颈显微组织、烧结颈形成和长大物质迁移机理

Fig.5 Sintering body morphology (a), sintering neck microstru-

cture (b, c) densified by SPS, and formation and growth of sintering neck (d, e)^[38]

构件进行局部修复^[43]。但要严格控制工艺来解决元素挥发、疏松、多孔、致密度等问题^[44]。

(4) 利用 SLM 选择合适的扫描速率和激光功率等参数, 成功制备了具有 3D-正十二面体结构的 TNM-B1 合金件, 如图 6b。合金致密度达到 99% 以上, 组织为细小的近片层 β 组织, 其力学性能与铸造合金相当^[45]。

表 3 为不同方法制备的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的室温拉伸性能。随着高性能粉末的制备和致密化工艺的改进, 粉末冶金制备的 TiAl 合金的室温屈服强度(350~550 MPa)优于铸造合金(331 MPa), 甚至高于锻造合金(425 MPa)。放电等离子烧结 TiAl 合金的室温屈服强度和伸长率分别为 568 MPa 和 2.73% (表 2), 高于锻造后再进行热处理的 425 MPa 和 1.3% (表 3)。粉末的致密度和氧等杂质含量对粉末冶金合金的性能影响很大, 对比 γ-TAB 和 TN-(W,B,Y)合金就可知。从表 1 和表 3 还可以看出, 无论铸造合金还是粉末冶金合金经热加工处理后, 力学性能都会得到改善。

2 元素粉末法及其成形方法

元素粉末法是采用元素 Ti、Al 粉和其它外加元素粉末为原材料, 在外加压力和温度的作用下, 同时完成合金的反应和致密化的方法。Ti、Al 的致密化除了与

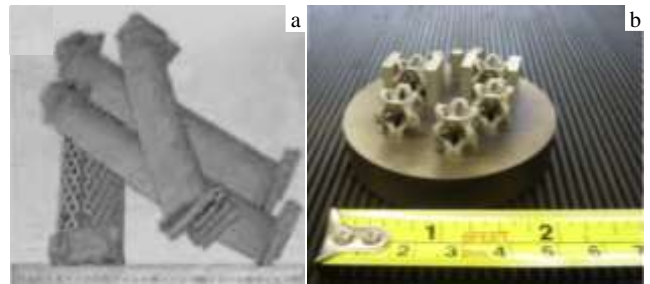


图 6 电子束快速成型技术制造的 TiAl 合金叶片和选区激光熔化技术制备的 3D-正十二面体结构件

Fig.6 TiAl blades fabricated by EBM (a)^[42] and 3D-dodecahedron structures produced by SLM (b)^[45]

表 3 不同方法制备的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的室温拉伸性能
Table 3 RT tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy prepared by different processes

Process	R _{p0.2} /MPa	R _m /MPa	A/%
Laser-formed ^[46]	550	585	1.5
Cast+forged+HT ^[47]	425	622	1.3
Cast+HT ^[46]	331	413	2.3
P/M Extrusion+HT ^[46]	510	597	2.9
P/M HIP+HT ^[46]	340	380	0.5

EBM(Duplex) ^[48]	≈350	≈470	≈1.2
MIM ^[49]	-	270	0.25
SF ^[49]	477	527	0.6

Ti、Al 自身的扩散速度相关，还与成分、原料颗粒大小、压坯密度、加热速度、烧结温度、时间、压力及杂质含量等有关。

2.1 热压烧结及等离子烧结

相比预合金粉，(1) 对含 Cr、Nb 等高熔点元素的 Ti、Al 元素粉进行烧结，需在更高温度，更长烧结时间下才能保证 Cr、Nb 等元素的充分扩散^[3]。在高达 1400 °C 的烧结温度下才能使 Nb 完全溶解，制备的 TN-(W,B)合金致密度为 98.37%^[50]。

(2) 对元素粉进行烧结，往往会有 TiAl₃、TiAl₂、Ti₃Al 等中间相甚至 Ti、Nb 等高熔点元素残留，影响合金性能。等离子烧结 Ti、Al 元素粉的相变规律可用图 7 表示。在低于 Al 的熔点温度烧结时生成 TiAl₃；Al 消耗完之后，TiAl₃ 中的 Al 继续向 Ti 颗粒扩散，导致 TiAl₃ 减少，并在界面上生成 Ti₂Al₅、TiAl₂、TiAl 及 Ti₃Al^[51]。

2.2 热加工技术

锻造：锻造可提高 Ti、Al 烧结合金的致密度和力学性能，有必要研究 TiAl 合金的热变形行为。经计算，反应烧结 Ti-45Al-7Nb-0.4W 合金和热等静压 Ti-46Al-4Nb-2Cr-2Mn 合金的激活能、应力指数分别为 420 kJ/mol、3.7^[52]和 387 kJ/mol 和 4.4^[53]。快速烧结的 Ti-43Al-5V-4Nb 合金由 TiAl、Ti₃Al、B₂、Ti 和 TiAl₃ 相组成，并含有大量孔隙。高温锻造后，致密度达到 93%，其室温抗拉强度为 416 MPa、伸长率为 0.37%；对合金进行 1300 °C/1 h 的热处理，其室温抗拉强度增加到 535 MPa，伸长率增加到 0.52%^[54]。

挤压：提高升温速度、延长保温时间可减少中间相的数量，有效提高致密度。添加 C 可有效增加异质形核率，降低 γ 片层的长大速度，细化片层结构^[55]。Y 与 O 作用，形成了 Y₂O₃，净化了晶界并细化了晶粒和片层，使 γ 和 α₂ 的片层细化到 50 和 22 μm^[56]。热处理后 Ti-46.6Al-1.4Mn-2Mo-0.3C-0.33Y 合金室温伸长率达到 3.1%^[57]。

轧制：对 Ti、Al 元素粉进行冷轧、两步退火处理和

热轧、热处理可制备 TiAl 板材，Ti-48Al 合金板材的室温伸长率为 0.9%^[58]。

3 机械合金化 TiAl 粉及其成形方法

机械合金化可制备细小的甚至纳米级的 TiAl 合金颗粒，但要注意球磨介质、球磨气氛以及过程控制剂所产生的污染^[59]。杂质含量会严重影响 TiAl 合金的致密化，尤其是氧、氮会在原料颗粒表面形成化合物，阻碍 Ti、Al 元素的扩散及致密化。(1) 球磨 Ti、Al 等韧性材料时引入过程控制剂和气体保护会导致碳、氢、氧、氮等杂质对合金的污染，容易出现 Ti₂AlC^[60]和 Ti₂AlN 相^[61]。(2) 在-140 到-5 °C 的低温下球磨，能够有效地减小粉末颗粒尺寸^[62]。同时少量的 Cr、Nb、Ta、B 等粉末的加入减弱了冷焊的作用。(3) 随着球磨时间的延长会形成纳米晶 Ti(Al)过饱和固溶体，同时出现非晶化相^[63]。(4) 对脆性的 TiAl 预合金粉进行球磨会显著细化粒子尺寸，粒子由球形变为不规则形状，O、N、C 和 Fe 杂质含量明显增加，GE 预合金粉球磨后粒子完全由 α 相组成^[10]。

元素粉经机械合金化变为合金粉，所用烧结工艺与预合金粉相似，但由于残余孔洞、晶粒的不完全结合和较高的杂质含量，导致合金拉伸性能较差。(1) 热等静压 Ti-47Al-2Cr 合金室温断裂强度较低，塑性几乎为零^[64]。(2) 热压烧结制备的 Ti-45Al-10Nb 合金的室温压缩屈服强度和断裂强度分别为 842 和 1314 MPa，压缩率为 12.4%^[65]。(3) 放电等离子烧结温度对 TiAl 机械合金化粉的影响也呈规律性变化，当烧结温度从 1050~1100 °C 提高到 1150~1200 °C 时，合金组织由等轴 γ 晶转变为双态。当烧结温度为 1100 °C 时，烧结体的压缩屈服强度、三点抗弯强度和塑性分别为 1722、610 MPa 和 4%^[66]。最近有研究表明^[10]：对 GE 雾化-球磨粉进行等离子烧结，球磨后产生大量的缺陷有利于形核，其烧结致密化温度相比预合金粉低 200 °C。雾化-球磨粉的致密化机制为晶界滑移和晶界扩散，而预合金粉的致密化机制是通过传统的滑移和孪生方式进行的。

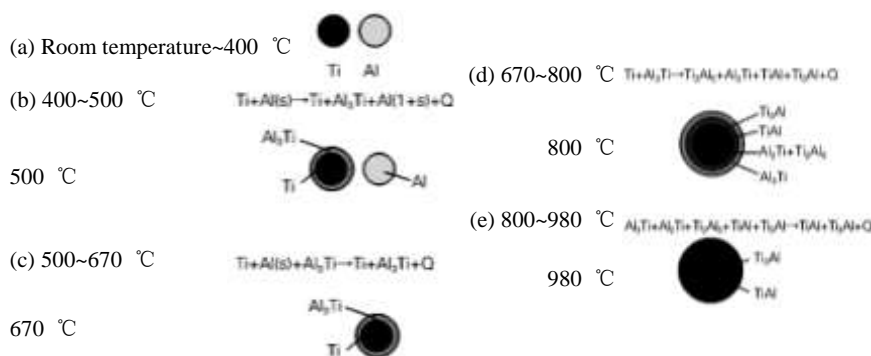


图7 Ti、Al 粉在 SPS 过程中的相变示意图

Fig.7 Schematic diagram of phase transition during the sintering of Ti and Al powders by SPS^[51]

4 结 语

粉末冶金在消除成分偏析, 制备组织均匀、细小的材料及近净成形方面具有显著优势, 是制备 TiAl 合金的主要方法之一。但是, 粉末冶金法制备 TiAl 合金应从以下几个方面研究改进:

1) 改善制粉工艺, 降低制备成本, 提高生产率; 严格控制 TiAl 粉末制备过程中的氧及杂质含量, 制备高洁净度的纳米级 TiAl 粉末, 提高 TiAl 合金的综合性能;

2) 系统地研究预合金粉闭孔和 Kirkendall 气孔形成机理及烧结致密化机理, 制定烧结工艺, 以获得组织均匀、全致密的合金;

3) 改进 TiAl 粉末的高温成形技术, 提高制备大尺寸 TiAl 合金的能力;

4) 发展快速成型方法尤其是 3D 打印技术, 实现大尺寸精密航空航天零部件的直接制造, 向组织与结构一体化制造发展。

参考文献 References

- [1] Clemens H, Mayer S. *Advanced Engineering Materials*[J], 2013, 15(4): 191
- [2] Kong F T, Cui N, Chen Y Y *et al. Intermetallics*[J], 2014, 55: 66
- [3] Lagos M A, Agote I. *Intermetallics*[J], 2013, 36: 51
- [4] Kothari K, Radhakrishnan R, Wereley N M. *Progress in Aerospace Sciences*[J], 2012, 55: 1
- [5] Gerling R, Clemens H, Schimansky F P. *Advanced Engineering Materials*[J], 2004, 1-2: 23
- [6] Liu Y, Liang X P, Liu B *et al. Intermetallics*[J], 2014, 55: 80
- [7] Wegmann G, Gerling R, Schimansky F P. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(3): 741
- [8] Wang Y H, Lin J P, He Y H *et al. Intermetallics*[J], 2008, 16 (2): 215
- [9] Huang Y J, Wang Y, Fan H B *et al. Intermetallics*[J], 2012, 31: 202
- [10] Guyon J, Hazotte A, Monchoux J P *et al. Intermetallics*[J], 2013, 34: 94
- [11] Schloffer M, Iqbal F, Gabrisch H *et al. Intermetallics*[J], 2012, 22: 231
- [12] Gerling R, Schimansky F P, Stark A *et al. Intermetallics*[J], 2008, 16(5): 689
- [13] Li J B, Liu Y, Liu B *et al. Intermetallics*[J], 2014, 52: 49
- [14] Li J B, Liu Y, Liu B *et al. Materials Characterization*[J], 2014, 95: 148
- [15] Zhang D Y, Li H Z, Liang X P *et al. Materials & Design* [J], 2014, 59: 415
- [16] Hsiung L M, Nieh T G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 364(1-2): 1
- [17] Laurin D, Seo D Y, Saari H *et al. Advanced Materials Research*[J], 2010, 89-91: 325
- [18] Lang Zebao(郎泽保), Yu Feng(于峰), Bi Jianxun(毕建勋) *et al. Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2011, 41(2): 83
- [19] Liang X P, Liu Y, Li H Z *et al. Materials & Design*[J], 2012, 37: 40
- [20] Li H Z, Zeng M, Liang X P *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(4): 754
- [21] Thomas M, Raviart J L, Popoff F *et al. Intermetallics*[J], 2005, 13 (9): 944
- [22] Wegmann G, Gerling R, Schimansky F P *et al. Intermetallics*[J], 2002, 10(5): 511
- [23] Das G, Kestler H, Clemens H *et al. JOM*[J], 2004, 11: 42
- [24] Gerling R, Bartels A, Clemens H *et al. Intermetallics*[J], 2004, 12(3): 275
- [25] Xu Lei(徐磊), Bai Chunguang(柏春光), Wang Gang(王刚) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2011, 28(5): 17
- [26] Zhang H M, He X B, Qu X H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 526(1-2): 31
- [27] Pyczak F, Appel F, Limberg W *et al. Materials Science Forum*[J], 2011, 690: 145
- [28] Gerling R, Aust E, Limberg W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 423 (1-2): 262
- [29] Wegmann G, Gerling R, Schimansky F P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329-331: 99
- [30] Gerling R, Schmansky F P, Wegmann G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 326(1): 73
- [31] Lu X, He X B, Zhang B *et al. Intermetallics*[J], 2009, 17(10): 840
- [32] Voisin T, Monchoux J P, Hantcherli M *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 73: 107
- [33] Voisin T, Durand L, Karnatak N *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2013, 213(2): 269
- [34] Tokita M. *Handbook of Advanced Ceramics, Second Edition*[M]. Oxford: Elsevier, 2013: 1149
- [35] Couret A, Molnat G, Galy J *et al. Intermetallics*[J], 2008, 16(9): 1134
- [36] Jabbar H, Monchoux J P, Thomas M *et al. Acta Materialia*[J],

- 2011, 59(20): 7574
- [37] Jabbar H, Monchoux J P, Thomas M *et al. Intermetallics*[J], 2014, 46: 1
- [38] Jabbar H, Court A, Durand L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(41): 9826
- [39] Srivastava D, Chang T H, Loretto M H *et al. Materials & Design*[J], 2000, 21(4): 425
- [40] Qu H P, Li P, Zhang S Q *et al. Materials & Design*[J], 2010, 31(4): 2201
- [41] Qu H P, Wang H M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 466 1-2): 187
- [42] 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], 2011, 40(12): 2252
- [43] Schwerdtfeger J, Körner C. *Intermetallics*[J], 2014, 49: 29
- [44] Cormier D, Harrysson O, Mahale T *et al. Research Letters in Materials Science*[J], 2007, 2007: 1
- [45] Löber L, Schimansky F P, Kühn U *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(9): 1852
- [46] Moll J H. *JOM*[J], 2000, 52(5): 32
- [47] Wu X H, Hu D. *Scripta Materialia*[J], 2005, 52(8): 731
- [48] Biamino S, Penna A, Ackelid U *et al. Intermetallics*[J], 2011, 43(6): 776
- [49] Appel F, Paul J D, Oehring M. *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*[M]. Hamburg: John Wiley & Sons, 2011
- [50] Wang Y H, Line J P, He Y H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 461(1-2): 367
- [51] Zhang Fan(张凡), Peng Zhifang(彭志方), Chen Fangyu(陈方玉) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2009, 34: 38
- [52] Liu B, Liu Y, Zhang W *et al. Intermetallics*[J], 2011, 43(2): 154
- [53] Rao K P, Prasad Y V R K, Suresh K *et al. Materials & Design*[J], 2011, 32(10): 4874
- [54] Su Y J, Zhang D L, Kong F T *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2013, 563: 46
- [55] Park H S, Huang S K, Lee C M *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32(2): 251
- [56] Wu Y, Li X W, Zhou S X *et al. Journal of Iron and Steel Research, International*[J], 2007, 14(S1): 104
- [57] Wu Y, Hwang S K. *Materials Letters*[J], 2004, 58(15): 2067
- [58] Chaudhari G P, Acoff V L. *Intermetallics*[J], 2010, 42(4): 472
- [59] Bhattacharya P, Bellon P, Averbach R S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2004, 368(1-2): 187
- [60] Sun H F, Li X W, Zhang P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 611: 257
- [61] Zhou Y, Sun D L, Jiang D P *et al. Materials Characterization*[J], 2013, 80: 28
- [62] Yu H B, Zhang D L, Chen Y Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 474(1-2): 105
- [63] Fang W B, Li X W, Sun H F *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(S2): 333
- [64] Nadakuduru V N, Zhang D L, Cao P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(13-14): 4592
- [65] Sun H F, Li X W, Feng J *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(S2): 491
- [66] Chen Y Y, Yu H B, Zhang D L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 525(1-2): 166

Research Progress of Powder Metallurgical Technology for Intermetallic Titanium Aluminide

Zhou Haitao, Kong Fantao, Chen Yuyong

(National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: Many problems associated with ingot metallurgy, such as macrosegregation, dendritic segregation, chemical inhomogeneity, and regions of varying microstructure can be solved by powder metallurgy, which is an important method to fabricate TiAl alloy. The research states of TiAl alloy in powder metallurgy in China and other countries were reviewed and the fabrication processes of TiAl powder were introduced, including a prealloyed method, an element powder method, a mechanical alloying, and their corresponding sintering techniques. Their advantages, disadvantages and mechanical properties of the products were also reviewed, and some researching direction of TiAl powder metallurgy fabrication in future was finally pointed out.

Key words: TiAl alloy; powder metallurgy; fabrication process; sintering technique; mechanical property

Corresponding author: Kong Fantao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin

150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86418802, E-mail: kft@hit.edu.cn