

# 电子束增材制造 $\gamma$ -TiAl 显微组织调控与拉伸性能研究

陈 玮<sup>1,2</sup>, 杨 洋<sup>2</sup>, 刘亮亮<sup>3</sup>, 陈哲源<sup>2</sup>, 刘 冬<sup>3</sup>

(1. 中国航空制造技术研究院材料应用研究部, 北京 100024;

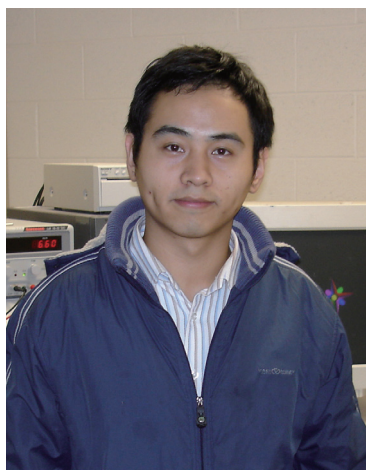
2. 高能束流加工技术重点实验室, 北京 100024;

3. 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

**[摘要]** 研究了电子束选区熔化增材制造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的显微组织与拉伸性能。Al 含量的烧损导致显微组织呈现不均匀性, 沉积态材料由较大的  $\gamma$  晶粒和被  $\alpha_2$  晶粒钉扎的链状细小  $\gamma$  晶粒组成。 $\gamma$  相占据 89% 的体积, 但并未显示出明显织构; 而  $\alpha_2$  相显示出 14.1 倍随机值的 (0001) 织构, 其  $c$  轴与沉积方向平行。沉积态材料的室温抗拉强度达到 503MPa, 而塑性为 0。热等静压与热处理后的材料强度稍有下降, 但延伸率获得较大改善。直到 800℃, 双态组织 TiAl-4822 材料的抗拉强度仍在 460MPa 以上, 而全片层组织材料则维持在 400MPa 以上。

**关键词:** 电子束增材制造; Ti-48Al-2Cr-2Nb; 显微组织; 织构; 拉伸性能

**DOI:** 10.16080/j.issn1671-833x.2017.1/2.037



陈 玮

密歇根州立大学博士, 橡树岭国家实验室博士后。高级工程师, 长期从事钛合金材料学与增材制造技术研究, 主持 973 课题、装备预研基金等项目, 发表 SCI 论文 20 余篇, 担任多个 SCI 期刊审稿人。

$\gamma$ -TiAl 金属间化合物具有优异的比强度与高温性能, 工作温度可达 650~800℃, 而其密度仅有镍基高温合金的一半, 是先进航空发动机热端

部件理想的结构材料<sup>[1-2]</sup>。2006 年, 美国 GE 公司将 Ti-48Al-2Cr-2Nb (TiAl-4822) 用于 GE90 系列发动机的低压涡轮叶片, 实现单台发动机减重 100kg<sup>[3]</sup>, 这是  $\gamma$ -TiAl 合金的首次商业化应用。随后, 英国 Rolls-Royce 公司开发了 TiAl-45XD 材料, 并将其用于遄达 XWB 发动机的低压涡轮叶片<sup>[4]</sup>。由于  $\gamma$ -TiAl 材料的室温塑性低, 其零件的成型与加工过程难度大, 目前的首选工艺为精密铸造。虽然德国 MTU 公司曾经研制出锻造 TiAl 叶片并完成了地面与空中试车, 但最终由于成本过高而未能实现应用<sup>[5]</sup>。

近年来, 增材制造作为一种近净成型技术在世界范围内获得了广泛关注, 而采用增材制造方法成型  $\gamma$ -TiAl 零件成为了热点之一。美国德克萨斯大学对电子束选区熔化 (EBSM) Ti-48Al-2Cr-2Nb (原子分数 %) 合金的显微组织、表面形貌与

显微硬度进行了表征<sup>[6]</sup>。意大利都灵技术大学与意大利航空工业集团、瑞典 Arcam 公司合作, 采用电子束选区熔化方法制备了 TiAl-4822 叶片<sup>[7]</sup>。热处理后, 具有双态显微组织材料的室温拉伸强度 / 塑性达到 480MPa/1.1%, 700℃ 拉伸强度 / 塑性达到 440MPa/1.6%。

$\gamma$ -TiAl 合金可形成 4 种典型显微组织: 近等轴组织、双态组织、近片层组织和全片层组织<sup>[8]</sup>。研究表明, 只有双态组织和全片层组织才具有相对较好的综合性能。双态组织通常具有较好的室温拉伸性能, 但断裂韧性与蠕变性能较低; 而全片层组织的室温塑性与高温冲击性能较低<sup>[8]</sup>。本文着重研究了 EBSM TiAl-4822 材料的显微组织 / 织构及其不均匀性的产生原因, 通过不同热处理获得了双态和全片层两种组织, 并分析了显微组织对材料室温 / 高温拉伸性能的影响。

### 试验材料与方 法

试验采用气体雾化法制备的 Ti-48Al-2Cr-2Nb (原子分数) 粉末为原材料(图 1),其粒度范围为 45~150 $\mu\text{m}$ ,实测化学成分如表 1 所示。具有这些成分的 TiAl 材料中,具有面心四方 L10 结构的  $\gamma$ -TiAl 相(空间群为 P4/mmm)与六方 D0<sub>19</sub> 结构的  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al 相(空间群 P6<sub>3</sub>/mmc)同时存在。

采用 ArcamTM A2X 设备成型 TiAl-4822 试棒,其长轴沿沉积方向(z 向)。设备工作过程为:铺粉器铺放 90 $\mu\text{m}$  厚度的 TiAl-4822 粉末,电子束扫描并熔化粉末材料,扫描完成后成型台下降,铺粉器重新铺放新一

层粉末,这个逐层铺粉-熔化的过程反复进行直到 TiAl-4822 试棒成型完毕。整个过程中成型腔内温度保持在 1050 $^{\circ}\text{C}$ 。随后对部分试棒进行热等静压(1200 $^{\circ}\text{C}$ /100MPa/4h),并分别进行 1260 $^{\circ}\text{C}$ /2h 与 1360 $^{\circ}\text{C}$ /2h 热处理,使其形成双态与全片层显微组织,与沉积态试棒进行对比研究。

金相试样采用传统方法制备,并采用光学显微镜(Leica DMI 5000M)观察显微组织与缺陷形貌。采用 Hitachi S-3400N 电子显微镜与 Oxford EBSD 系统获取织构信息,实验数据采集过程中样品倾斜 70 $^{\circ}$ ,扫描步长为 0.2~0.5 $\mu\text{m}$ 。室温/高温拉伸试样采用 M10,  $\phi$ 5 标准圆棒试样,长度为 71mm,每种状态至少测试 3 个样品。

### 试验结果与分析

#### 1 沉积态材料显微组织

沉积态 TiAl-4822 试棒(内部)与粉末原材料的化学成分如表 1 所示,由于成型过程在真空中进行,Al 元素有 2.7% 的烧损,而 O, N, H 等间隙元素含量基本不变。XRD 2 $\theta$  扫描显示沉积态材料由  $\gamma$  相与  $\alpha_2$  相组成(图 2)。

表1 TiAl-4822粉末与成型材料的化学成分(质量分数) %

化学元素	Al	Cr	Nb	O	C	N	H	Ti
粉末	34.2	2.4	4.7	0.11	0.01	0.01	0.001	余量
成型材料	31.5	2.3	5.0	0.10	0.01	0.01	0.002	余量

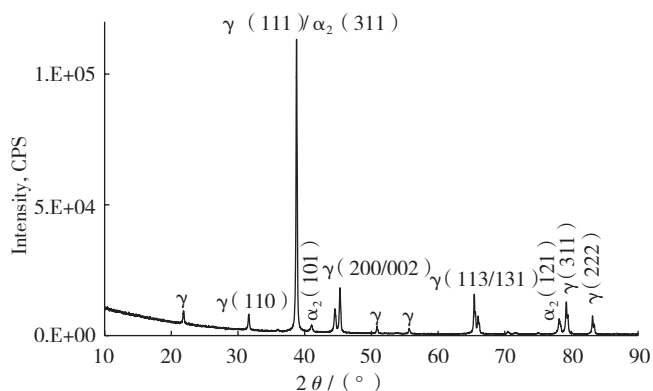
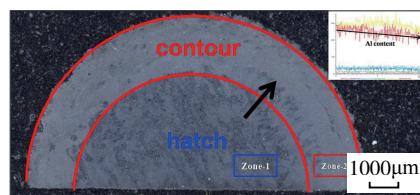


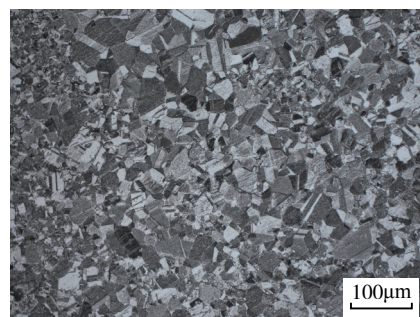
图2 EBSM沉积态TiAl-4822 XRD 2 $\theta$  扫描

Fig.2 XRD 2 $\theta$  scan of EBSM as-build TiAl-4822

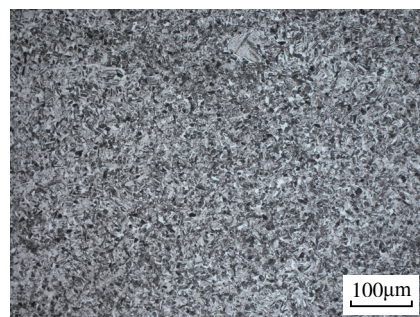
沉积态试棒横截面的宏观显微组织如图 3 (a)显示。成型过程中,电子束先采用“contour(轮廓)”工艺熔化试棒外围,扫描电流 12mA,线速度 400mm/s。随后采用“hatch(孵化)”工艺熔化试棒内部,扫描电流 12mA,线速度 1600mm/s。由于电子束在扫描时的能量输入不同,因此在外围区域形成了 1.5mm 宽的条带。沿着图 3 (a)中的过渡区域(黑色箭头方向)进行 EDS 扫描发现,Al 含量由内到外逐渐下降。进一步的定量分析显示,Zone-1 的 Al 含量为 31.62%,比 Zone-2 高出了 1.41%。这是由于 Zone-2 经历了 2 次熔化过程,造成了 Al 含量的进一步烧损。Zone-1 主要由  $\gamma$  等轴晶粒组成,在



(a)横截面宏观金相图



(b)Zone-1 显微组织



(c)Zone-2 显微组织

图3 EBSM沉积态TiAl-4822试棒显微组织

Fig.3 Microstructure of an as-build TiAl-4822 rod

$\gamma$  晶界处还存在少量细小  $\alpha_2$  相晶粒。EBSM 层层堆积的过程中,之前凝固的材料经历多个热循环,材料最终在稍高于共析温度(1150℃)的  $\alpha + \gamma$  两相区形成相稳定,形成了等轴近  $\gamma$  组织。近  $\gamma$  组织通常不均匀,由较大的  $\gamma$  晶粒和被  $\alpha_2$  晶粒钉扎的链状细小  $\gamma$  晶粒组成,成型过程中局部温度场的剧烈变化加剧了这种组织不均匀性(图 3 (b))。

通过金相法测量材料相变点,取 TiAl 试棒 2 根进行线切割,每段 8mm,在 1260~1380℃ 范围内以 10℃ 为间隔对每段样品分别进行热处理,保温 1h 后观察显微组织,得到内部材料  $T_{\alpha}^c=1350^\circ\text{C}$ ,外围材料  $T_{\alpha}^c=1290^\circ\text{C}$ 。Al 是  $\alpha$  相稳定元素<sup>[9]</sup>,因此铝含量的降低导致试棒外围区域的  $\alpha$  转变点降低。同时,较低的 Al 含量与更高的冷却速度可能是造成外围晶粒(图 3 (c))比内部晶粒(图 3 (b))更加细小的原因。

Zone-1 中 TiAl ( $\gamma$ ) 相与  $\text{Ti}_3\text{Al}$  ( $\alpha_2$ ) 相的 EBSD 晶粒取向分布如图 4 (a) 与 4 (b) 所示。四方  $\gamma$  相占据了 89% 的体积分数,但并未显示出明显的择优取向,其最大织构强度为 3.1 倍随机值(图 4 (c))。然而,分布在  $\gamma$  相晶粒边界区域的六方  $\alpha_2$  相所占比例很小(图 4 (b)),但显示出了强度达到 14.1 倍随机值的(0001) 织构,其  $c$  轴与沉积方向( $z$  向)平行。从相图上看<sup>[10]</sup>,TiAl-4822 的固相转变过程为  $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ ,根据 Blackburn 关系<sup>[11]</sup>:

$$(0001) \alpha_2 // \{111\} \gamma, \langle 11-20 \rangle \alpha_2 // \langle 1-10 \rangle \gamma$$

$\gamma$  形成过程中有 6 种变体(图 4c),所以其织构并没有单一的择优取向;而  $\alpha_2$  继承了凝固时  $\alpha$  相沿沉积方向生长的特性,其  $c$  轴仍然与沉积方向( $z$  向)平行(图 4 (d))。由于  $\alpha_2$  相所占体积分数很少,就整个材料来说,其显微组织不具有明显

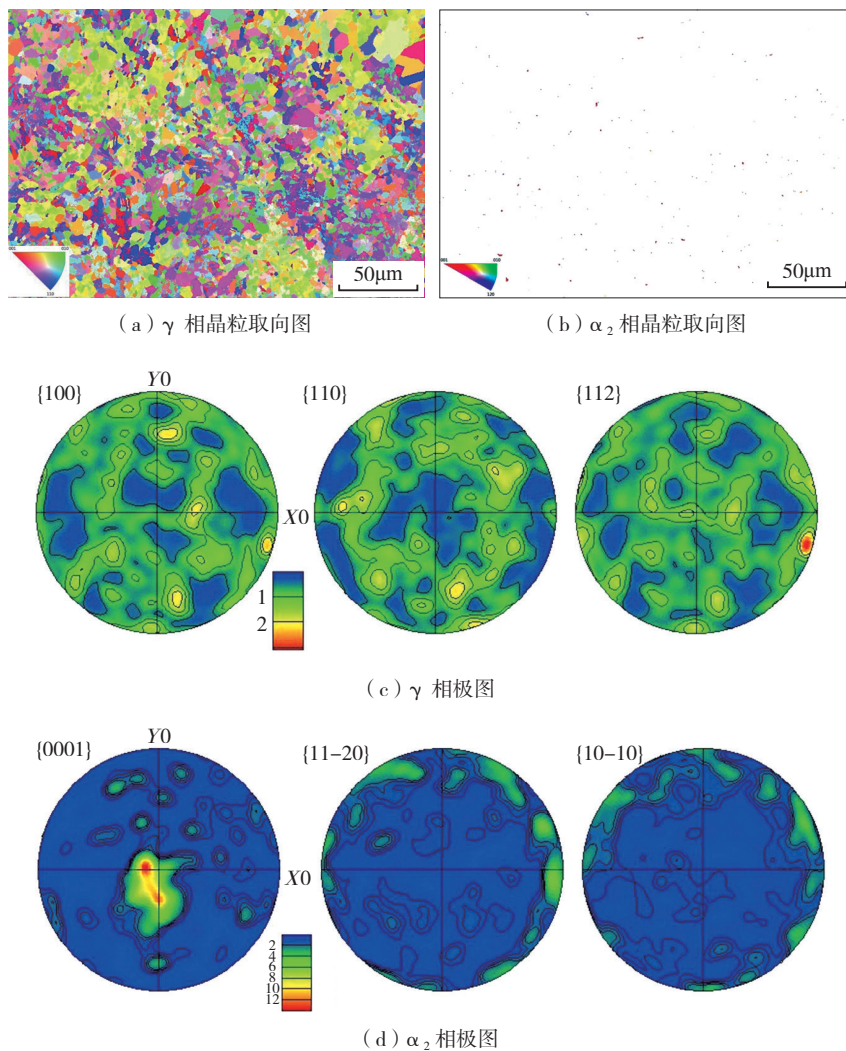


图4 EBSM沉积态TiAl-4822横截面中心组织EBSD扫描  
Fig.4 EBSD texture of EBSM as-build TiAl-4822 rod center

的各向异性。

## 2 热处理制度对显微组织的影响

沉积态样品经过热等静压后分别在 1260℃ 与 1360℃ 进行热处理。由于心部材料的相变点  $T_{\alpha}^c=1350^\circ\text{C}$ ,在稍高于共析温度的 1260℃ 热处理后形成了含有约 20%  $\alpha_2/\gamma$  片层团的双态组织(图 5 (a), 5 (b))。材料仍以  $\gamma$  等轴晶粒为主,在晶界处分布着  $\alpha_2$  相,组织均匀性相比沉积态有较大改善。由于  $\alpha$  相和  $\gamma$  相在热处理过程中相互钉扎,因此晶粒长大速度较慢,得到的等轴  $\gamma$  晶粒的平均尺寸为 20 $\mu\text{m}$ ,片层团中  $\alpha_2$  板条宽度约为 0.3 $\mu\text{m}$ , $\gamma$  板条宽度约为 1 $\mu\text{m}$ 。

在  $\alpha$  相变点以上进行热处理可获得  $\alpha_2/\gamma$  全片层组织。片层团尺寸随温度按指数规律增大,随保温时间按抛物线关系长大<sup>[8]</sup>。在 1360℃ 保温 2h 后得到的片层团直径约为 200 $\mu\text{m}$ , $\alpha_2$  板条与  $\gamma$  板条平均宽度分别为 0.2 $\mu\text{m}$  与 1 $\mu\text{m}$  (图 5 (c), 5 (d))。

## 3 拉伸性能比较

沉积态与两种热处理态材料的室温拉伸性能如表 2 所示。沉积态为细小的  $\gamma$  等轴组织,虽然其强度最高,但塑性为零。一方面,低塑性可能是由于成型缺陷造成的。在 EBSM Ti-6Al-4V 沉积态材料的研究中也发现,气孔与未熔合缺陷导致材

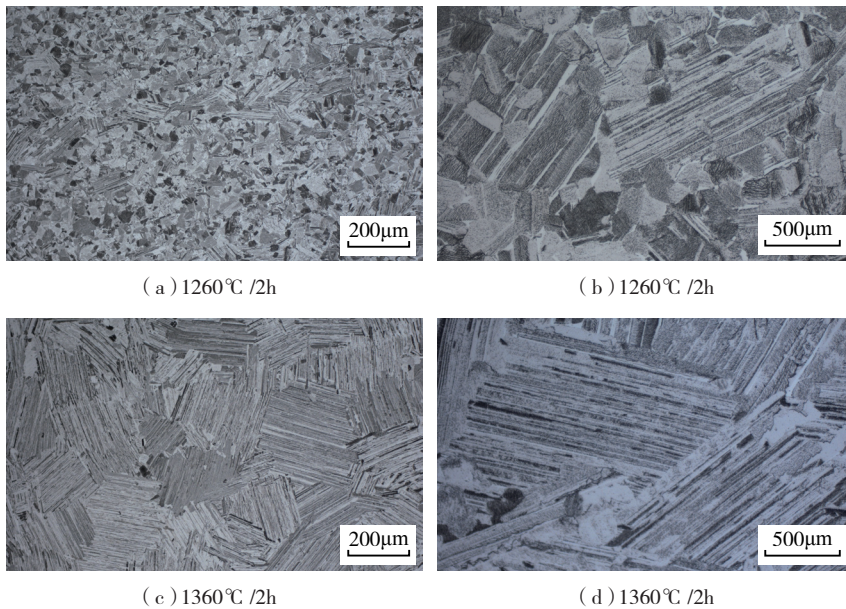


图5 EBSM TiAl-4822热处理态显微组织

Fig.5 Microstructure of EBSM TiAl-4822 after heat treatment

料塑性大幅下降,而对强度影响不大<sup>[12]</sup>。对于塑性较差的TiAl-4822材料来说,缺陷对塑性的影响更显著。另一方面,EBSM相当于一个微铸造过程,其熔池小且凝固速率高,O等间隙原子来不及扩散而倾向于在各相中均匀分布,导致了 $\gamma$ 相中 $1/2\langle 110 \rangle$ 普通位错和 $1/6\langle 112 \rangle$ 孪生位错的可动性大大降低<sup>[8]</sup>,材料随之失去塑性。

热等静压与热处理消除了成型缺陷,且扩散作用使得大部分O原子溶解于 $\alpha_2$ 相中,从而保证了 $\gamma$ 相的低氧含量,使低能量 $1/2\langle 110 \rangle$ 位错的可动性得到改善,提高了材料塑性。然而,根据Hall-Petch关系: $\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$  ( $\sigma$ 为材料强度, $d$ 为晶粒直径, $\sigma_0$ 为阻止位错滑移的摩擦力, $k$ 为常数),由于双态组织中 $\gamma$ 相晶粒相比沉积态发生粗化,导致材料强度有一定下降(约30MPa),但延伸率达到1.3%。在双态组织中, $\gamma$ 相晶粒相比沉积态发生粗化,材料强度下降了约30MPa,但延伸率达到1.3%。全片层组织的晶粒粗大,其强度与延伸率较双态组织大幅降低,分别为429MPa/0.8%,与铸造TiAl-

4822材料相当。

双态组织TiAl-4822合金的抗拉强度并未随着温度的升高有明显下降,直到800°C仍然维持在460MPa以上,而延伸率从500°C起超过2%(图6(a))。从拉伸断口的侧面金相来看,各温度下的断裂模式相同,裂纹穿越细小的 $\gamma$ 相晶粒形成较为平滑的断面(图7(a))。

类似地,全片层组织TiAl-4822合金的800°C抗拉强度相比室温仅下降了20MPa,延伸率上升至1.3%(图6(b))。在拉伸过程中,裂纹倾向于沿平行与片层的路径扩展(图7(b))。相比双态组织平滑的断面,曲折的裂纹扩展路径表明片层组织的断裂抗力高于以等轴 $\gamma$ 晶粒为主的双态组

表2 EBSM TiAl-4822室温拉伸性能比较

材料	组织类型	屈服强度 $Y_S$ /MPa	抗拉强度 $U_T$ /MPa	延伸率 $A$ /%
As-build	等轴晶粒	-	$503 \pm 18$	0
HIP+1260°C /2h	双态	$382 \pm 11$	$474 \pm 23$	$1.3 \pm 0.3$
HIP+1360°C /2h	全片层	$373 \pm 13$	$429 \pm 26$	$0.8 \pm 0.2$

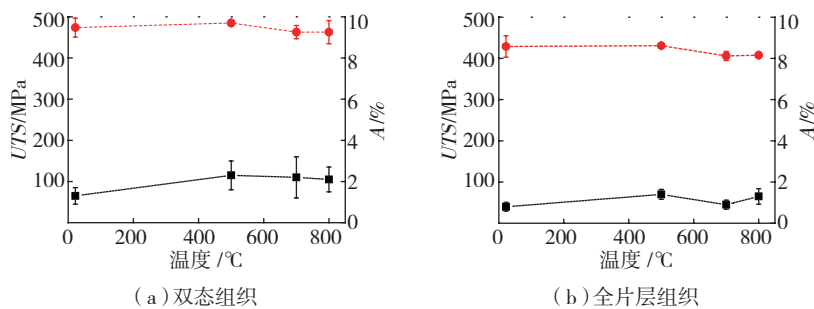


图6 热处理后EBSM TiAl-4822拉伸性能随温度的变化

Fig.6 Tensile properties V.S. temperature plots of EBSM TiAl-4822 after heat treatment

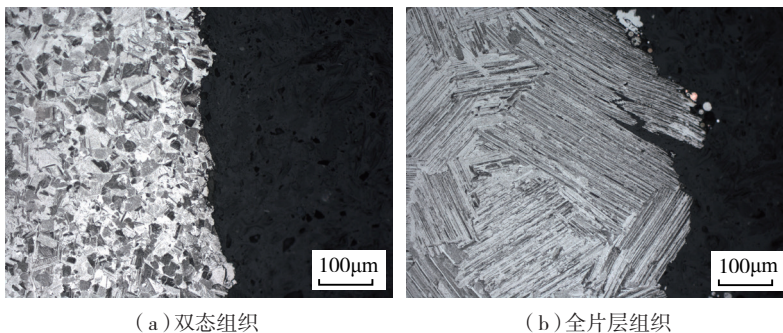


图7 热处理后EBSM TiAl-4822典型拉伸断口侧面金相图

Fig.7 OM microstructure of typical EBSM TiAl-4822 samples after tensile tests

织,由于片层团的尺寸过大,导致强度与塑性均低于双态组织材料。

## 结论

(1) 采用电子束选区熔化增材制造方法成型了 TiAl-4822 试棒, Al 含量的烧损导致显微组织呈现不均匀性。沉积态材料以较大的  $\gamma$  晶粒为主,其余的细小  $\gamma$  晶粒呈链状分布并被  $\alpha_2$  晶粒钉扎。

(2) 沉积态材料中的  $\gamma$  相占据 89% 的体积,但并未显示出明显结构;而  $\alpha_2$  相显示出强度达到 14.1 倍随机值的(0001) 织构,其  $c$  轴与沉积方向( $z$  向)平行。

(3) 沉积态材料的室温抗拉强度达到 503MPa,而塑性为 0。热等静压与热处理后的材料强度稍有下降,但延伸率获得较大改善。直到 800 °C, 双态组织 TiAl-4822 材料的抗拉强度保持在 460~485MPa 之间,而全片层组织材料则保持在 400~430MPa 之间。

## 参考文献

[1] JONATHAN FA, PAUL DH,

OEHRING M. Gamma titanium aluminide alloys [J]. Mrs Online Proceeding Library, 1993, 364(11): 699-720.

[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] LUTJERING G, WILLIAMS JC. Titanium: 2ed[M]. Germany: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.

[4] 蔡建明, 弭光宝, 高帆. 航空发动机用先进高温钛合金材料技术研究与发展 [J]. 材料工程, 2016,44(8):1-10.

CAI Jianming, MI Guangbao, GAO Fan. Research and development of some advanced high temperature titanium alloys for aero-engine[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(8):1-10.

[5] APPEL F, BROSSMANN U, CHRISTOPH U. Recent progress in the development of gamma titanium aluminide alloys [J]. Advanced Engineering Materials, 2000, 2:699-720.

[6] MURR LE, GAYTAN SM, CEYLAN A. Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting[J]. Acta Materialia, 2010, 58:1887-1894.

[7] BIAMINO S, PENNA A, ACKELID U. Electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb

alloy: Microstructure and mechanical properties investigation[J]. Intermetallics, 2011, 19:776-781.

[8] 张永刚, 韩雅芳, 陈国良. 金属间化合物结构材料 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2001.

ZHANG Yonggang, HAN Yafang, CHEN Guoliang. Structural intermetallics[M]. Beijing: National Defend Industry Press, 2011.

[9] BOYER R, WELSCH G, COLLINGS E W. Materials Properties Handbook: Titanium Alloys[M]. ASM International Materials Park, 1994.

[10] MCCULLOUGH C, VALENCIA JJ, LEVI C G. Phase equilibria and solidification in Ti-Al alloys[J]. Acta Metallurgica, 1989, 37(5):1321-1336.

[11] BLACKBURN M J. Some aspects of phase transformations in titanium alloys, In: The science, technology and application of titanium Eds. Jaffee RI, Promisel NE[M]. London: Pergamon Press, 1970.

[12] CHEN ZY, CHEN W. Investigation of microstructure and tensile properties of EBM Ti-6Al-4V[C]//Proceedings of the 13th World Conference on Titanium. Jom, 2016,68(9):2492-2501.

通讯作者: 陈玮, E-mail: werner\_nju@163.com。

## Microstructure Control and Tensile Properties of EBM $\gamma$ -TiAl

CHEN Wei<sup>1,2</sup>, YANG Yang<sup>2</sup>, LIU Liangliang<sup>3</sup>, CHEN Zheyuan<sup>2</sup>, LIU Dong<sup>3</sup>

(1. Materials Application Department, AVIC Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024, China;

2. Power Beam Processing Laboratory, Beijing 100024, China;

3. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**[ABSTRACT]** The microstructure evolution and tensile properties of electron beam selective melted Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy were studied. The Al loss caused an inhomogeneous microstructure. The as-build material is composed of large  $\gamma$  grains and small  $\gamma$  grains pinned by a chain-like  $\alpha_2$  grains. The  $\gamma$  phase occupies 89% of the material volume and exhibits a weak texture, but the  $\alpha_2$  phase exhibits a 14.1 times random (0001) texture with its  $c$  axis parallel to the build direction. The room temperature tensile strength of the as-build material is 503MPa but the ductility is 0. HIP and heat treatment lowered the tensile strength but improved ductility by a large extent. Up until 800 °C, the TiAl-4822 with a duplex microstructure exhibits tensile strength higher than 460MPa; while the TiAl-4822 with a fully lamella microstructure exhibits tensile strength higher than 400MPa.

**Keywords:** EBM; Ti-48Al-2Cr-2Nb; Microstructure; Texture; Tensile properties

(责任编辑 大漠)