

增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料的研究进展

樊永霞, 林彦, 敖庆波, 王建忠

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 增材制造技术成形 Ti-6Al-4V 点阵材料具有高强度、低密度、生物相容性好的性能特点, 在航空航天、生物医疗、海洋等领域具有极大应用潜力。概述了近年来增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料的研究进展, 重点对选区激光熔化 (SLM) 和选区电子束熔化 (SEBM) 技术成形点阵材料的力学性能、失效行为、微观组织进行分析与总结。研究发现, SLM 和 SEBM 技术均可获得保留原始结构特征点阵材料, 且增材制造骨骼型 Diamond 极小曲面 Ti-6Al-4V 点阵材料抗压强度可达到 411.71 MPa, 屈服强度达到 317.48 MPa, 强度可与镁合金相媲美; 点阵材料失效方式主要有 45° 剪切断裂以及水平断裂, 剪切断裂型点阵材料强度较高, 在承载方面具有独特优势, 而呈水平方向断裂的点阵材料多为梯度型点阵材料, 其应力应变曲线波动范围较小, 在能量吸收方面表现出明显的优势; 热处理可有效消除增材制造过程中带来的残余应力、降低粗糙度、转变亚稳针状 α' 马氏体为 $\alpha+\beta$ 相, 进而增加点阵材料的塑性, 且不降低甚至提高部分 Ti-6Al-4V 点阵材料的强度。最后, 对增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料研究的不足之处以及未来发展趋势进行了讨论及展望。

关键词: 点阵材料; Ti-6Al-4V; 增材制造; 热处理; 压缩性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)10-3630-10

金属点阵材料是一种新型高孔隙率 ($\geq 50\%$) 金属多孔结构, 由大量相同的结构单元通过某种形式周期性地组合而构成^[1-2]。金属点阵材料具有很高的设计灵活性, 以及低密度、高强度的优异性能, 是一种新型结构功能一体化点阵材料, 在航空航天、船舶、生物医学、兵器等领域具有良好的应用前景^[3-4]。

近年来快速发展的增材制造 (additive manufacturing, AM) 技术具有设计与制造自由度大、快速制造复杂几何形状零件的特点^[4-5]。目前金属增材制造技术主要有选区激光熔融技术 (selective laser melting, SLM) 以及选区电子束熔融技术 (selective electron beam melting, SEBM), 可对金属多孔材料进行微观、介观和宏观尺度多种尺度结构单元组合调控, 使得结构复杂、包含大量单元胞数量的点阵材料得以快速、精确制造, 是制备金属点阵材料的前沿技术, 为金属点阵材料的创新发展注入了前所未有的动力。

从目前文献报道的增材制造金属点阵材料来看, 国内外对钛合金特别是 Ti-6Al-4V 点阵材料的结构、显微组织及力学性能的研究最为深入。本文主要调研增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料的发展和应用现

状, 聚焦增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料的结构、微观组织、力学性能以及后处理, 并对未来发展趋势进行展望, 旨在为增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料研发提供研究思路和参考, 为点阵材料在不同领域的应用提供借鉴。

1 点阵材料结构类型

根据已报道的点阵材料结构单元的类型将点阵材料分为桁架型、骨骼型、面板型点阵材料, 并列举了较为典型的点阵材料, 如表 1 所示。桁架点阵材料是最早的一类点阵材料, 也是结构构型最多的一类点阵材料, 这类材料一般由长径比较大的单元杆构成。研究较多的桁架型点阵材料有 Cubic、octet、bcc、fcc 等构型, 这类结构构型简单、易于建模, 性能远超传统无序的泡沫多孔结构^[2-3]。桁架型点阵材料存在直角边, 节点处存在尖角, 此类结构特点会导致点阵材料承载时的应力集中。为了避免直角边以及尖角的结构特点, 逐渐出现了节点光滑过渡的点阵材料, 形状类似骨头, 称为骨骼型点阵材料。面板型点阵材料是以平面或者曲面板为基本构筑单元的点阵材料, 较传统的面板型点阵材料如蜂窝类二维点阵材料, 较为新

收稿日期: 2023-03-21

基金项目: 秦创原引用高层次创新创业人才项目; 中国载人航天工程空间应用系统项目 (QCYRCXM-2022-182, KJZ-YY-NCL104)

作者简介: 樊永霞, 女, 1992 年生, 硕士, 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016, 电话: 029-86231095, E-mail: fanyongxia555@163.com

颖的面板型点阵材料当属近几年被广泛研究的极小曲面点阵材料，极小曲面是一种数学公式定义的曲面，具有几何连续性和拓扑光滑性的特征，这样的曲面能量稳定、势能最小，与传统的杆连接桁架结构相比，无节点以及不连续点，将应力集中的影响最小化，结构稳定性好^[5]，极小曲面可构筑 2 种类型点阵材料，一种是骨骼型点阵材料，一种是曲面型点阵材料，其性能也会由于结构构型不同而存异。


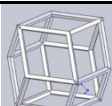
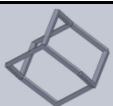


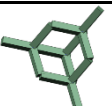
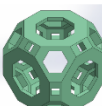





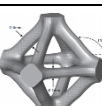



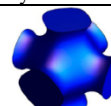
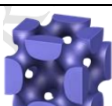


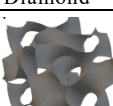



2 增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料宏观结构

SLM 和 SEBM 是目前 3D 打印金属点阵材料的主要手段，其保护性气氛、真空环境更是为活性 Ti-6Al-4V 点阵材料的成形提供了便利。SLM 和 SEBM 技术均可成形桁架型、骨骼型、面板型 Ti-6Al-4V 点阵材料，并保留模型的整体形态特征，如图 1 所示

（骨骼与桁架结构类似，图中未显示），且杆与杆直接连接紧密，曲面连续，无溃散或裂纹等现象。但是由于精度限制以及层层累加的制备特点，目前 SLM 和 SEBM 增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料的杆单元或曲面单元表面不是光滑表面，而是如图 1a₂ 和 1b₂ 所示的具有台阶纹的粗糙表面，这也是导致打印样品与设计样品出现质量偏差以及性能偏差的主要原因；另外，受限于 SLM 以及 SEBM 设备打印精度以及粉末直径(SLM: 15~43 mm, SEBM: 45~105 mm)，目前 SLM 成形点阵材料的最小设计直径不小于 0.3 mm^[20]，SEBM 成形点阵材料的最小设计直径不小于 0.5 mm^[21]。这两方面限制了小尺寸、多尺度 Ti-6Al-4V 的制备以及应用研究，是目前制约增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料发展的主要原因之一，是促进增材制造金属点阵材料发展亟待解决的问题。

表 1 不同单元结构类型点阵材料

Table 1 Different unit structure types of lattice materials

Truss-based						
	Cubic ^[6]	Dodecahedron ^[7]	Hexagon ^[7]	Octahedron ^[7]	BCC ^[8]	Diamond ^[9]
						
	Cuboctahedron ^[9]	Tetrahedron ^[10]	Octet truss ^[10]	Twist ^[11]	Pyramida ^[12]	FCC ^[13]
Skeletal-based						
	BCC ^[14]	Gyroid ^[15]	Diamond ^[15]	I-WP ^[3]	Primitive ^[17]	F-RD ^[18]
Sheet-based						
	Hexagonal	Triangular	Gyroid ^[16]	Diamond ^[4]	Primitive ^[19]	I-WP ^[4]

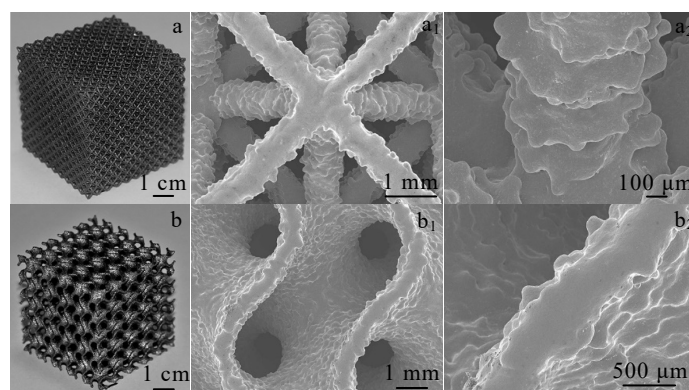


图 1 增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料宏微观结构形貌

Fig.1 Macro and micro structure morphologies of Octet (a, a₁, a₂) and sheet-gyroid (b, b₁^[4], b₂) Ti-6Al-4V lattice materials

3 增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料的压缩性能

Ti-6Al-4V 点阵材料压缩过程的应力-应变曲线可分为 4 个阶段：线弹性阶段、塑性阶段、平台阶段以及致密化阶段，如图 2 所示。获得应力-应变曲线后，根据 ISO-13314 取应力-应变曲线弹性段近似直线的斜率为弹性模量，压缩强度（compressive strength, σ_c ）为应力-应变曲线第一最高应力值，屈服强度（yield strength, σ_y ）根据 $\sigma_{0.2\%}$ （与弹性段偏移 0.2%应变处对应的应力）取值，示意图如图 2 所示。

点阵材料的单元构型不同，弹性模量、压缩强度、屈服强度亦不同。本文整理了 2009 年以来不同构型 SLM、SEBM 成形 Ti-6Al-4V 点阵材料^[4,5,9,10,15,19,21-72]的压缩力学性能，并对桁架型、骨骼型、面板型点阵材料的性能进行了对比，如图 3 所示。由图 3 可得，SLM、SEBM 2 种增材制造技术成形点阵材料的性能相当。在同种密度下，不同构型点阵材料的强度可相差 200 MPa，充分说明了单元构型对性能的决定性作用。在这 30 种构型中，因桁架型点阵材料类型较多，其相关研究较多，图中的强度数据点较多（图中黑色数据点）；骨骼型点阵材料较少（图中蓝色数据点，且大部分结构为骨骼型极小曲面）；面板型点阵材料数据量居中（图中红色数据点）。北京工业大学 3D 打印工程技术研究中心的研发团队^[38]报道的 Rhombic dodecahedron 点阵材料为桁架型点阵材料中性能最好的一种点阵结构，抗压强度可达 258 MPa，屈服强度达到 194.6 MPa。骨骼型点阵材料中，Liu 等人^[69]报道的 Diamond 极小曲面强度最高，抗压强度为 411.71 MPa，屈服强度为 317.48 MPa，模量也是骨骼型点阵材料中最高的一种点阵材料，并为成骨细胞生长提供了良好的细胞相容性。

Bobbert 等人^[5]制备的 Gyroid 极小曲面点阵材料在曲面型点阵材料中性能最好，抗压强度达到 392 MPa，屈服强度达到 239.9 MPa，模量亦高于同类型其他点阵材料。综上，目前 Ti-6Al-4V 点阵材料的抗压强度最高达到 411.71 MPa，其强度超过传统锻造镁合金强度（抗拉强度 310 MPa^[73]），可与中高强铝合金相媲美（ ≥ 400 MPa, GB/T 3880.2-2012）。另外，曲面型结构的性能普遍优于桁架点阵材料（图中红点），未来可优化设计面板型点阵材料单元结构，提高点阵材料的性能，促进点阵材料在更多领域的应用。由于精度限制，目前增材制造点阵材料的尺寸大于 0.3 mm，限制了小尺寸点阵材料的研究；目前的 Ti-6Al-4V 点阵材料相对密度大于 0.1，在低密度、高强度（模量）领域仍有空白。

Gibson 和 Ashby 曾提出点阵材料不仅是材料，更是一种结构，并指出点阵材料的性能与密度（或相对密度）呈指数关系^[2]，即：

$$\sigma = C\sigma_s(\bar{\rho})^n \quad (1)$$

$$E = CE_s(\bar{\rho})^m \quad (2)$$

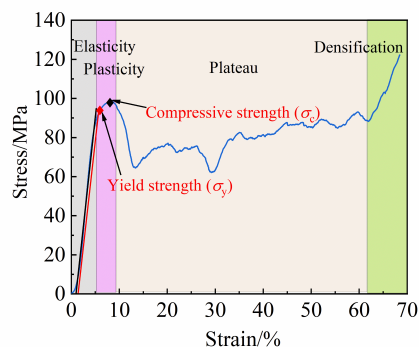


图 2 Ti-6Al-4V 点阵材料典型的压缩应力-应变曲线

Fig.2 Typical compressive stress-strain curve of Ti-6Al-4V lattice material

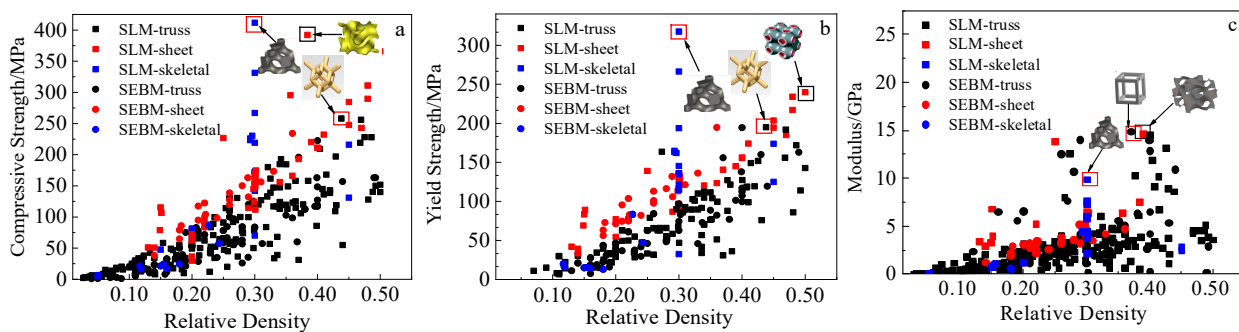


图 3 不同单元构型和成形技术下 Ti-6Al-4V 点阵材料压缩性能汇总

Fig.3 Summary diagrams of compressive strength (a), yield strength (b) and modulus (c) of Ti-6Al-4V lattice materials with different unit structures by SLM and SEBM technology

式中, σ_s 、 E_s 为母材的屈服强度和模量 (Ti-6Al-4V 屈服强度取 1000 MPa, 模量取 110 GPa^[74]), $\bar{\rho}$ 为相对密度, n , m 为相对密度与力学性能之间的指数关系值, C 为常数。

不同单元结构的 Ti-6Al-4V 点阵材料其力学性能与密度的关系曲线不同, 例如以拉伸变形为主的八面体 (Octet) 等点阵材料的力学性能与密度关系为 $\sigma = C\sigma_s\bar{\rho}$, $E = CE_s\bar{\rho}$; 以弯曲变形为主的四面体等点阵材料的力学性能与密度呈 $\sigma = C\sigma_s(\bar{\rho})^{1.5}$, $E = CE_s(\bar{\rho})^2$ 的指数关系。作者根据整理的数据拟合了 Ti-6Al-4V 点阵材料压缩强度、屈服强度、模量与密度的关系曲线, 其中压缩强度-密度关系拟合曲线如图 4 所示, 并根据拟合曲线计算了 Ashby 公式的参数值, 得出点阵材料压缩强度、屈服强度、模量与密度关系函数为: $\sigma_c = 0.49\sigma_s(\bar{\rho})^{1.44}$; $\sigma_y = 0.42\sigma_s(\bar{\rho})^{1.53}$; $E = 0.18E_s(\bar{\rho})^{1.56}$ 。

由公式可知强度、模量与相对密度关系函数的幂指数接近 1.5, 介于 1~2 之间, 符合 Ashby 理论。根据力学性能与相对密度的指数关系可预测不同密度下 Ti-6Al-4V 点阵材料的力学性能, 为点阵材料在不同领域的应用提供数据借鉴。

4 增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料失效形式

点阵材料受力过程中在承载能力达到最大后发生失效, 失效后应力迅速下降, 在应力-应变曲线上表

现为第一最高应力值之后的应力骤降, 见图 1 点阵材料典型应力-应变曲线。点阵材料的失效形式与点阵材料的结构密切相关, 最典型的失效形式是与试样呈正交关系的剪切断裂^[51,71,75-77] (与试样水平面呈 45°), 这是由于应力集中导致点阵材料沿正交方向出现了滑移。剪切断裂发生在最大剪应力面上, 在整个剪切断裂过程中, 首先在点阵材料上萌生一组倾斜的拉裂纹, 随着应力的增加, 这些拉裂纹相互贯通, 然后形成一个贯穿的剪切面, 这样最终导致了如图 5a 和 5b 所示的剪切断裂。也有部分点阵材料发生层层断裂的失效, 这类点阵材料随着压头压力的增加样品逐渐被压涨、压扁, 最后样品层间塌陷而失效, 如

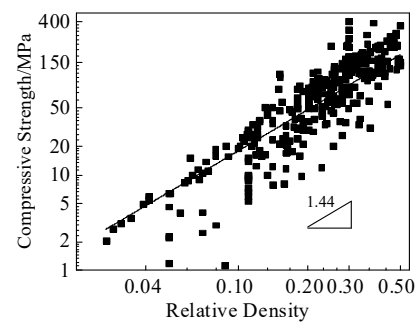


图 4 Ti-6Al-4V 点阵材料的压缩强度与相对密度关系拟合曲线

Fig.4 Fitting line of compressive strength of Ti-6Al-4V lattice materials versus their relative density

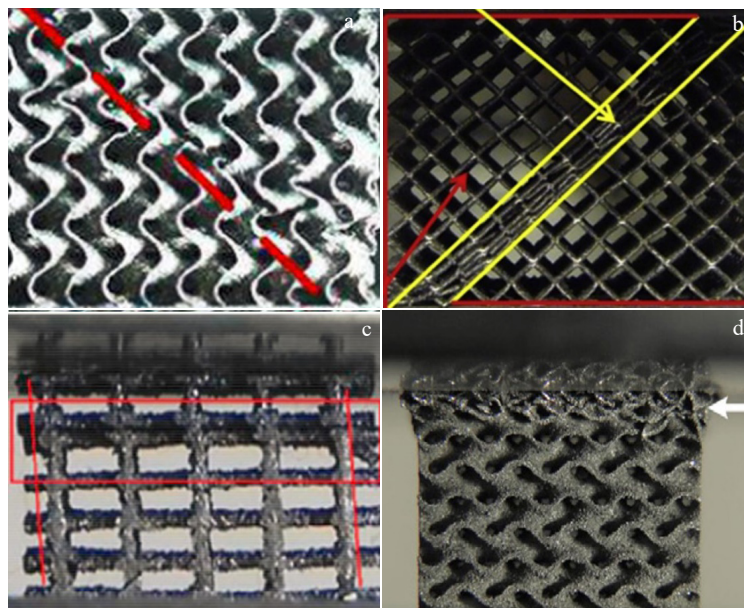


图 5 Ti-6Al-4V 点阵材料失效形式

Fig.5 Failure mode of different Ti-6Al-4V lattice materials: (a) gyroid^[71], (b) octet^[75], (c) rhombic dodecahedron^[61], and (d) gradient gyroid^[19]

图 5c 所示^[45,61,78]。另外,梯度点阵材料均发生层层断裂的失效^[19,79-80],梯度点阵材料与常规点阵材料的区别在于,常规的点阵材料不是按顺序变形,变形层可以从任意层开始,然后随机再从另一层开始,而梯度材料均按从支杆直径最小层到支杆直径最大层的逐层顺序进行变形,如图 5d 所示。

点阵材料的失效形式不同,所表现的性能不同,应用领域亦不同。如图 6a 和 6b 为同密度未变形和梯度的 Gyroid、Primitive 点阵材料的应力-应变曲线,未变形 Gyroid 点阵材料发生如图 5a 所示的剪切断裂,其抗压缩强度较高,但是应力应变曲线波动较大,在材料失效后,强度损失较大;而梯度点阵材料虽然强度较小,但是应力波动较小,平台区域较大。同样的结果,Zhao^[19]、Xiao^[61]、Wu^[79]、Choy^[80]等人也有相关报道。常规点阵材料可应用于航空、航天、生物医疗等领域,而梯度点阵材料由于在能量吸收能力方面表现出明显的优势,可以防止由于意外过载或局部应变而导致的灾难性失效,在防护和能量吸收应用方面,如头盔、包装材料 and 能量吸收器等领域具有重要应用^[19]。

5 增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料微观组织

SLM 和 SEBM 增材制造点阵材料过程中,因冷却、热效应以及热传导等多种因素,点阵材料的微观组织形貌有异同点。SLM、SEBM 增材制造冷却速率达 $10^3 \sim 10^5$ K/s,大于马氏体转变速率 410 K/s^[81-82],金属瞬间熔化与凝固,因此制备的 Ti-6Al-4V 点阵材料的微观组织均含有针状亚稳 α' 马氏体相以及 $\alpha+\beta$ 组织,具体转变机制如图 7 所示。其中,SLM 成形点阵材料具有等轴 β 相以及更多的 α' 相,如图 8a^[83]所示,而 SEBM 成形点阵材料由原始

粗大 β 柱状晶以及更多的细小 $\alpha+\beta$ 片层组成,如图 8b 所示。

SLM 以及 SEBM 成形下微观结构差异可以解释为:点阵材料每个结构单元的厚度都很小(约 300 μm),在 SLM 成形过程中,结构单元周围总是有松散的未熔化的粉末,当激光扫描到粉末层的某一层时,由于松散粉末的热缓冲作用,熔池对相邻结构单元的热效应相对较弱,相邻结构单元的总停留时间不足,不足以使 β 相生长,且只有少量的马氏体转变为 $\alpha+\beta$ 组织,同时,定向热量分布减小,热传导不足,因此 SLM 成形点阵材料中含有近似等轴的 β 相颗粒。而对于 SEBM,由于粉床的预热,对零件周围粉末有预烧结作用,使粉末热缓冲作用较弱,熔池对周围区域的热效应较为突出,且底板持续预热,使得大部分马氏体转变为 $\alpha+\beta$ 组织。而由于零件是逐层叠加构建的,沿构建方向(z 轴)的热传导远高于其他空间方向,导致沿 z 轴的热梯度陡增,从而出现外延晶粒生长现象。因此,2 种成形工艺的热效应不同导致了 SLM 下随机取向的 β 相以及 SEBM 下定向的柱状 β 相,且 SLM 具有较 SEBM 更多的马氏体组织。

6 增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料的后处理

增材制造快速凝固的特点使得 Ti-6Al-4V 点阵材料存在亚稳马氏体、较大的残余应力、表面粗糙度高,使其力学性能未完全发挥,且塑性较差。因此,国内外研究学者们采用不同的后处理方式,对增材制造点阵材料的力学性能进行优化,包含化学腐蚀、热等静压、热处理。点阵材料包含单元杆件众多,而腐蚀时间太短表面粗糙度改善不大,腐蚀时间长对杆件有损^[84],因此化学腐蚀点阵材料的影响甚微;热等

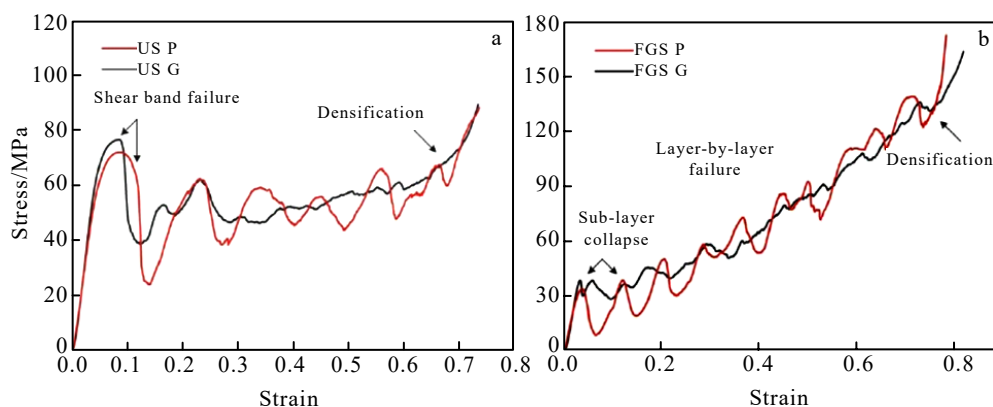


图 6 均匀和梯度的 Gyroid、Primitive Ti-6Al-4V 点阵材料应力-应变曲线

Fig.6 Stress-strain curves of gyroid (G) and primitive (P) Ti-6Al-4V lattice materials with structure of uniform sheet (US) (a) and functionally graded sheet (FGS) (b)^[19]

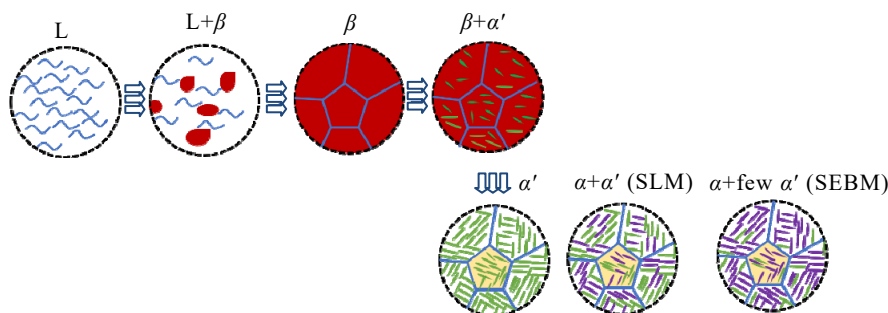


图 7 Ti-6Al-4V 点阵材料成形过程组织转变示意图

Fig.7 Schematic diagram of microstructure transformation in SLM and SEBM processing of Ti-6Al-4V lattice material

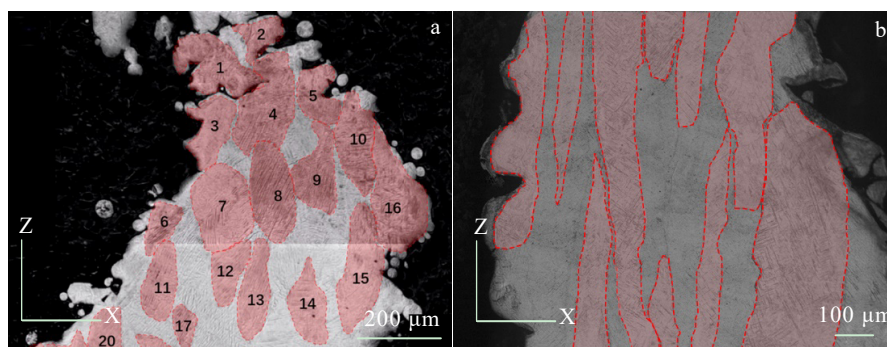


图 8 SLM 和 SEBM 技术成形的 Ti-6Al-4V 点阵材料显微组织

Fig.8 Microstructures of Ti-6Al-4V lattice materials additive manufactured by SLM (a)^[83] and SEBM (b)^[4]

静压、热处理都可以减弱甚至消除残余应力、改善组织、改善粗糙度,但热等静压成本较高,且塑性改善效果甚至不如热处理^[51,85],因此,热处理是最有效的后处理方法。本节重点介绍热处理方法对 Ti-6Al-4V 点阵材料性能的影响规律。增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料在 750~850 °C 之间发生 $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ 转变,在 735~1050 °C 主要发生 $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ 和 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变 (β 转变温度 995 °C)^[86]。

Ti-6Al-4V 点阵材料的热处理工艺按 β 转变温度划分为 750~995 °C 热处理 (两相区退火) 以及 995 °C 以上 (β 退火) 的热处理。750~995 °C 的热处理主要发生 $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ 相转变,转变机制如图 9 所示。此温度内的热处理可促使 α 相层厚增长,但不会改变原始 β 相晶粒的形态,仍保持成形样品的类等轴晶形貌,如图 10a 和 10b 所示。995 °C 以上的热处理主要发生 $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ 相和 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变,转变机制如图 9 所示。 β 相区以上的热处理可在转变亚稳 α' 相的同时,使原始晶粒长大并转变为等轴晶,该热处理温度较高, α 板条的生长较明显^[87-89],如图 10c 和 10d 所示。

不同形态的微观组织具有不同的性能特点。非平

衡的细小 α' 马氏体相具有高强度、低塑性的特点^[90],柱状晶具有各向异性,沿着柱状晶方向强度较高。 β 相区以下的热处理可转变亚稳 α' 相组织,增加 α 板条厚度,改善点阵材料的塑性; β 相区以上的热处理可均匀化显微组织,在转变亚稳 α' 相的同时,增加 α 板条厚度,将柱状晶转变为等轴晶,改善点阵材料的塑性,改善各向异性。热处理会使点阵材料的塑性增加,而对点阵材料的强度的影响各异。例如,西北有色金属研究院的樊永霞等^[87]研究了 SEBM 成形 Ti-6Al-4V 桁架以及片状极小曲面点阵材料沉积态以及热处理后 (β 相区 1100 °C/2 h) 组织及性能。研究发现,经过 β 相区热处理并炉冷后, Ti-6Al-4V 的微观组织转变为等轴晶,马氏体转变为 α 相,塑性较沉积态大幅提升,但是强度降低约 21.3 MPa。而 Yang^[88]、Zhang^[85]等报道了在不同热处理工艺下 SEBM 成形的不同类型点阵材料的塑性以及强度的变化,结果表明在 β 相区热处理后不仅显著提高了点阵材料的塑性,而且提高点阵材料的强度约 126 MPa。这主要是因为热处理消除了点阵材料的部分或全部如空洞类型的缺陷,改善了点阵材料的表面粗糙度并释放了点阵材料的残余应力,而这些变化均会提

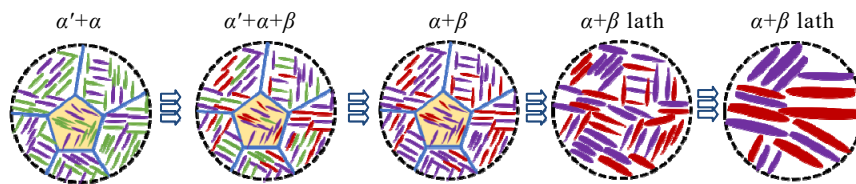


图 9 Ti-6Al-4V 点阵材料热处理过程中组织转变示意图

Fig.9 Schematic of microstructure transformation of Ti-6Al-4V lattice material during heat treatment

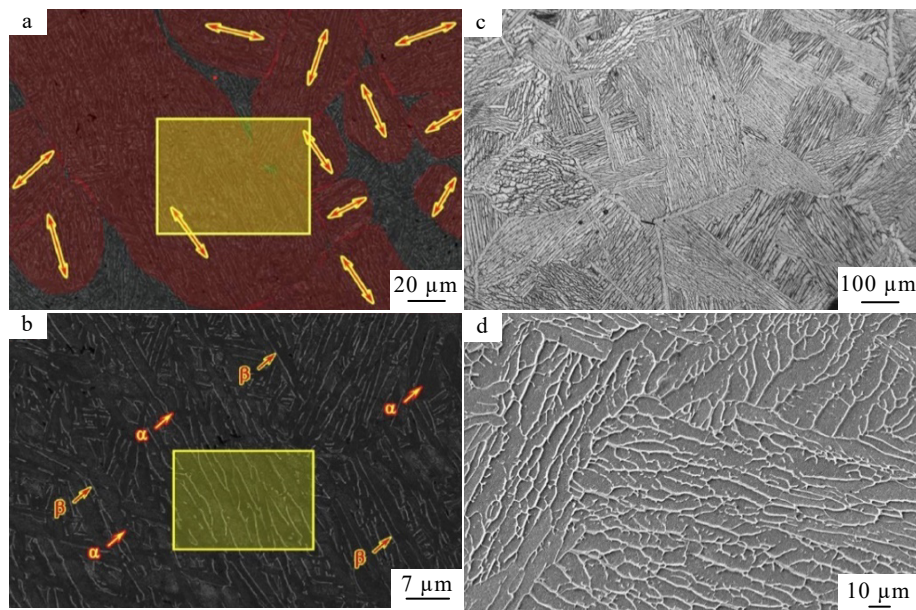


图 10 Ti-6Al-4V 点阵材料不同热处理后 SEM 组织

Fig.10 SEM microstructures of Ti-6Al-4V lattice material after different heat treatments: (a, b) at 950 °C for SLM sample^[48] and (c, d) at 1050 °C for SEBM sample^[87]

高点阵材料的强度^[85,91]。因此，热处理后点阵材料的强度变化还要具体考量组织变化导致的强度降值以及缺陷的消除、粗糙度的变化、残余应力的消除等因素带来的强度增值的相对大小。当组织变化影响较大时，点阵材料的强度降低，塑性增加；当缺陷的消除、粗糙度的变化、残余应力的消除等因素的影响较大时，热处理不仅会增加点阵材料的塑性，更会提高点阵材料的强度。

7 总结与展望

近年来，增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料被广泛研究，并应用于航空、航天、船舶等重要领域。本文主要根据文献数据系统地统计目前报道的点阵材料的结构，对比压缩力学性能，分析热处理方法以及热处理对组织、性能的影响，得出以下结论：

1) 骨骼、面板型极小曲面点阵材料的性能普遍

高于其他点阵材料，骨骼型 Diamond 极小曲面抗压强度可达 411.71 MPa，屈服强度可达 317.48 MPa，为目前文献报道的力学性能最高的一种点阵材料，性能超过镁合金，可与中高强铝合金媲美。

2) 增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料主要失效形式为 45° 剪切断裂以及水平方向的断裂，剪切断裂型点阵材料强度高，在承载方面具有独特优势；而在水平方向断裂的点阵材料多为梯度型点阵材料，其应力应变曲线波动范围较小，在能量吸收能力方面表现出明显的优势。

3) 通过热处理可改善增材制造 Ti-6Al-4V 点阵材料组织，增加点阵材料的塑性；热处理亦可降低应力、改善粗糙度从而增加点阵材料的强度，是最为有效的后处理方法。

根据文献调研发现，虽然目前骨骼型 Ti-6Al-4V Diamond 极小曲面点阵材料的强度目前可达

411.71 MPa, 但是大部分结构点阵材料的强度仍处于 350 MPa 以下, 在高强度承载服役环境下的应用受到限制; 由于 SLM、SEBM 设备精度限制, 点阵材料的相对密度不小于 0.1, 点阵材料在低密度、高强度下的性能几乎空白; 面板型点阵材料的性能高于桁架点阵材料, 但其研究却少; 在性能方面, 点阵材料的压缩性能研究较多, 但是对于其弯曲、拉伸、扭转等性能的研究甚少, 极大地限制了点阵材料在弯曲、扭转、拉伸等服役环境下的应用。

面板型点阵材料可提高点阵材料的稳定性、抗弯曲能力, 但其研究较少, 未来可设计更多面板型点阵材料, 使点阵材料性能达到甚至超越高强铝合金; 随着增材制造技术的成熟、设备的改进, 小尺寸、多尺度点阵材料的设计必须与时俱进, 填补点阵材料在小密度、高强度下的性能空白, 促进轻质、高强 Ti-6Al-4V 点阵材料的发展。目前点阵材料的性能表征较单一, 限制了点阵材料在扭转、拉伸等服役环境下的应用, 未来可在相关领域建立技术测试标准, 促进点阵材料的结构优化, 促进点阵材料在不同服役环境、不同领域下的应用。

参考文献 References

- [1] Meza L R, Philipot G P, Portela C M *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 140: 424
- [2] Gibson L J, Ashby M F. *Cellular Solids: Structure and Properties*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1997: 175
- [3] Al-Ketan O, Rowshan R, Al-Rub R A. *Additive Manufacturing*[J], 2018, 19: 167
- [4] Fan Yongxia(樊永霞), Wang Jian(王建), Zhang Xuezhe(张学哲) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(7): 871
- [5] Bobbert F S L, Lietaert K, Eftekhari A A *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2017, 53: 572
- [6] Ovidiu G M, Mirela T T, Radu P *et al. 2010 Advanced Technologies for Enhancing Quality of Life*[C]. Iasi, Romania: Institute of Electrical and Electronic Engineers Press, 2010: 6
- [7] Hasib H, Harrysson O L A, West H A. *JOM*[J], 2015, 67(3): 1047
- [8] Mager V, Balci N, Leordean D *et al. Applied Mechanics & Materials*[J], 2013, 371: 280
- [9] Amin Yavari S, Ahmadi S M, Wauthle R *et al. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2015, 43: 91
- [10] Arabnejad S, Johnston R B, Pura J A *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2016, 30(8): 345
- [11] Weissmann V, Bader R, Hansmann H *et al. Materials & Design*[J], 2016, 95(4): 188
- [12] Weissmann V, Wieding J, Hansmann H *et al. Metals*[J], 2016, 6(7): 166
- [13] Alghamdi A, Maconachie T, Downing D *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2020, 108: 957
- [14] Sercombe T B, Xu X X, Challis V J *et al. Materials & Design*[J], 2015, 67: 501
- [15] Liu F, Mao Z F, Zhang P *et al. Materials & Design*[J], 2018, 160: 849
- [16] Kelly C N, Francovich J, Julmi S *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2019, 94: 610
- [17] Shi J P, Zhu L Y, Li L *et al. Scientific Reports*[J], 2018, 8(1): 7395
- [18] Bonatti C, Mohr D. *Acta Materialia*[J], 2019, 164: 301
- [19] Zhao M, Zhang D Z, Li F *et al. International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2020, 167: 105 262
- [20] Zhang X Z, Tang H P, Leary M *et al. JOM*[J], 2018, 70: 1870
- [21] Mazur M, Leary M, Sun S J *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2016, 84: 1391
- [22] Wauthle R, Vrancken B, Beynaerts B *et al. Additive Manufacturing*[J], 2015, 5: 77
- [23] Amin Yavari S, Wauthle R, van der Stok J *et al. Materials Science and Engineering C*[J], 2013, 33(8): 4849
- [24] van der Stok J, van der Jagt O P, Amin Yavari S *et al. Journal of Orthopaedic Research*[J], 2013, 31(5): 792
- [25] van Bael S, Chai Y C, Truscetto S *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2012, 8(7): 2824
- [26] Bael S V, Kerckhofs G, Moesen M *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(24): 7423
- [27] Peng W M, Liu Y F, Jiang X F *et al. Journal of Zhejiang University Science B*[J], 2019, 20(8): 647
- [28] Sun Yunlong(孙允龙), Kang Honglei(康红磊), Lin Kesheng(林珂升) *et al. Orthopaedic Biomechanics Materials and Clinical Study*(生物骨科材料与临床研究)[J], 2019, 16(2): 5
- [29] Liang H X, Yang Y W, Xie D Q *et al. Journal of Materials Science Technology*[J], 2019, 35(7): 1284
- [30] Zhao L, Pei X, Jiang L H *et al. Composites Part B:*

- Engineering*[J], 2019, 162:154
- [31] Molinari A, Klarin J, Johansson F *et al.* *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*[J], 2018, 65(8): 481
- [32] Raghavendra S, Molinari A, Fontanari V *et al.* *Procedia Structural Integrity*[J], 2018, 13: 149
- [33] Zhang M K, Yang Y Q, Wang D *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 736: 288
- [34] Ahmadi S M, Campoli G, Amin Yavari S *et al.* *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2014, 34(6): 106
- [35] Ahmadi S M, Amin Yavari S, Wauthle R *et al.* *Materials*[J], 2015, 8(4): 1871
- [36] Hedayati R, Sadighi M, Mohammadi-Aghdam M *et al.* *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2016, 106: 19
- [37] Zhang B Q, Pei X, Zhou C C *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 152: 30
- [38] Wang Y, Chen J M, Yuan Y P. *Proceedings of the 3rd International Conference on Advanced Materials, Structures and Mechanical Engineering (ICAMSME 2016)(Applied Mechanics and Materials Vol. 851)*[C]. Switzerland: Trans Tech Publications Ltd, 2016: 201
- [39] Chen J K, Wu M W, Cheng T L *et al.* *Materials Science and Engineering C*[J], 2019, 100: 781
- [40] Feng Chendong(冯辰栋), Xia Yu(夏宇), Li Xiang(李祥) *et al.* *Journal of Medical Biomechanics(医用生物力学)*[J], 2017, 32(3): 256
- [41] Zhang L, Song B, Fu J J *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 56: 1166
- [42] Wu M W, Chen J K, Chiang P H *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51: 6517
- [43] Pham A, Kelly C, Gall K. *Journal of Materials Research*[J], 2020, 35(19): 2547
- [44] Wu M W, Chen J K, Tsai M K *et al.* *Metals and Materials International*[J], 2022, 28: 132
- [45] Shen J B, Liu K, Zeng Q L *et al.* *Aerospace Science and Technology*[J], 2021, 118: 106 998
- [46] Jin N, Yan Z Y, Wang Y W *et al.* *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2021, 190: 106 042
- [47] Dhiman S, Singh M, Sidhu S S *et al.* *Materials*[J], 2021, 14(14): 3866
- [48] Ge J G, Yan X C, Lei Y P *et al.* *Materials & Design*[J], 2021, 198: 109 292
- [49] Alomar Z, Concli F. *Materials & Design*[J], 2021, 205: 109 716
- [50] Liu Y G, Zhang J Q, Tan Q Y *et al.* *Optics & Laser Technology*[J], 2021, 134: 106 649
- [51] Yan X C, Yue S J, Ge J G *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2022, 77: 151
- [52] Zhao S, Li S J, Hou W T *et al.* *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2016, 59: 251
- [53] Zhang X Z, Leary M, Tang H P *et al.* *Current Opinion in Solid State and Materials Science*[J], 2018, 22(3): 75
- [54] Li X, Wang C T, Zhang W G *et al.* *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine*[J], 2009, 223(2): 173
- [55] Li X, Wang C T, Zhang W G *et al.* *Materials Letters*[J], 2009, 63(3-4): 403
- [56] Li Xiang(李祥), Wang Chengtao(王成焘), Wang Lin(王林) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2010, 39(10): 1697
- [57] Parthasarathy J, Starly B, Raman S *et al.* *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2010, 3(3): 249
- [58] Hernández-Nava E, Smith C J, Derguti F *et al.* *Acta Materialia*[J], 2015, 85: 387
- [59] Yáñez A, Cuadrado A, Martel O *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 140: 21
- [60] Chen S Y, Kuo C N, Su Y L *et al.* *Materials Characterization*[J], 2018, 138: 255
- [61] Xiao L J, Li S, Song W D *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 778: 139 092
- [62] Wang P, Li X W, Jiang Y *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2020, 36: 101 566
- [63] Yáñez A, Herrera A, Martel O *et al.* *Materials Science and Engineering C*[J], 2016, 68: 445
- [64] Ataee A, Li Y C, Fraser D *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 137: 345
- [65] Challis V J, Xu X X, Zhang L C *et al.* *Materials & Design*[J], 2014, 63(2): 783
- [66] Yan C Z, Hao L, Hussein A *et al.* *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2015, 51: 61
- [67] Kadkhodapour J, Montazerian H, Darabi A C *et al.* *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2017, 70: 28
- [68] Yan C Z, Hao L, Hussein A *et al.* *Materials Science & Engineering C*[J], 2017, 75: 1515
- [69] Liu F, Ran Q C, Zhao M *et al.* *Materials*[J], 2020, 13(11):

- 2589
- [70] Polley C, Radlof W, Hauschulz F *et al.* *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2022, 125: 104 882
- [71] Qiu N, Zhang J Z, Yuan F Q *et al.* *Engineering Structures*[J], 2022, 263: 114 377
- [72] Yu G S, Li Z B, Li S J *et al.* *Materials & Design*[J], 2020, 192: 108 754
- [73] Tang W N, Mo N, Hou J. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2023, 59(2): 205
- [74] Liu S Y, Shin Y C. *Materials & Design*[J], 2019, 164: 107 552
- [75] Mines R A W, Tsopanos S, Shen Y *et al.* *International Journal of Impact Engineering*[J], 2013, 60: 120
- [76] Surmeneva M A, Surmenev R A, Chudinova E A *et al.* *Materials & Design*[J], 2017, 133: 195
- [77] Epasto G, Palomba G, D'Andrea D *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 753: 31
- [78] Wang Z G, Zhou Y, Wang X X *et al.* *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2021, 210: 106 749
- [79] Wu Y C, Kuo C N, Shie M Y *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 158: 256
- [80] Choy S Y, Sun C N, Sin W J *et al.* *Virtual and Physical Prototyping*[J], 2021, 16(1): 14
- [81] Galarraga H, Warren R J, Lados D A *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 685: 417
- [82] Yang X, Ma W J, Zhang Z Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 840: 142 956
- [83] Ge J G, Huang J, Lei Y P *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 403: 126 419
- [84] De Formanoir C, Suard M, Dendievel R *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2016, 11: 71
- [85] Zhang X Z, Wang J, Jia L *et al.* *JOM*[J], 2021, 73: 4119
- [86] Liang Z L, Sun Z G, Zhang W S *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 782: 1041
- [87] Fan Yongxia(樊永霞), Zhang Xuezhe(张学哲), Jia Liang(贾亮). *Titanium Industry Progress(钛工业进展)*[J], 2022, 39(3): 17
- [88] Yang K, Wang J, Jia L *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(2): 303
- [89] Yang X, Ma W J, Gu W P *et al.* *RSC Advances*[J], 2021, 11(37): 22 734
- [90] Yuan W, Hou W T, Li S J *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(7): 1127
- [91] Tsai M T, Chen Y W, Chao C Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 816: 152 615

Research Progress on Additive Manufactured Ti-6Al-4V Lattice Materials

Fan Yongxia, Lin Yan, Ao Qingbo, Wang Jianzhong

(Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: High-strength, low density periodic Ti-6Al-4V lattice materials built with additive manufacturing have widespread application prospect for aerospace, biomedicine, marine and other fields. In this paper, the reported compressive properties, failure modes, and microstructure and transformation after heat treatment of selective laser melting (SLM) and selective electron beam melting (SEBM) additive manufactured Ti-6Al-4V lattice materials are reviewed. According to the statistics, the continuous and integrated lattice materials can be manufactured via SLM and SEBM. The compressive strength and yield strength of skeleton-based diamond triply periodic minimal surface (TPMS) Ti-6Al-4V lattice materials can reach 411.71 MPa and 317.48 MPa, respectively, which are comparable to those of magnesium alloys. The main failure modes of Ti-6Al-4V lattice materials are 45° shearing fracture and horizontal fracture, lattice materials with shearing fracture have unique advantages in load-bearing capacity, while horizontally fractured lattice materials have the smaller fluctuation in stress-strain curves, showing dominant superiority in energy absorption capacity. Heat treatment is an effective method to eliminate the residual stress, reduce the roughness and transform acicular α' martensite to $\alpha+\beta$ phase, and then increases the ductility of lattice materials without reducing or even increasing the strength of Ti-6Al-4V lattice materials. Finally, the existing problems and future development trend of additive manufactured Ti-6Al-4V lattice materials research are prospected.

Key words: lattice materials; Ti-6Al-4V; additive manufacturing; heat treatment; compressive properties

Corresponding author: Wang Jianzhong, Ph. D., Professor, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231095, E-mail: 18909223238@163.com