

# 选区激光熔化 Ti-6Al-4V 合金 微观组织结构研究进展

樊世婧<sup>1,2</sup>, 刘梅帅<sup>1,2</sup>, 何 博<sup>1,2</sup>

(1. 上海工程技术大学 高温合金精密成型研究中心, 上海 201620)

(2. 上海工程技术大学材料科学与工程学院, 上海 201620)

**摘 要:** 选区激光熔化(selective laser melting, SLM)技术是一种金属增材制造技术,具有灵活调控、近净成形和快速制造的特点,近年来普遍用于 Ti-6Al-4V 合金的生产制造,并在航空航天、生物医疗等领域广泛应用。由于该工艺的特殊性,SLM Ti-6Al-4V 合金微观组织结构明显不同于传统 Ti-6Al-4V 铸锻件,通常呈强度高、塑性低的力学性能特点。分别从合金的物相组成、初生  $\beta$  晶形貌、 $\alpha'$  马氏体形貌、 $\alpha'$  马氏体与位错的相互作用机制、初生  $\beta$  晶与  $\alpha'$  马氏体的晶体学取向特征等方面综述了 SLM Ti-6Al-4V 合金微观组织结构的研究现状,同时对不同后处理工艺下该合金的微观组织结构演变特征及其力学性能进行了简述,最后对未来的工作方向进行了展望,希望能够为 SLM Ti-6Al-4V 合金的发展、工艺的优化以及力学性能的提高提供参考。

**关键词:** 选区激光熔化; Ti-6Al-4V 合金; 微观组织结构; 后处理; 力学性能

**中图分类号:** TG146.23 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2023)11-0865-09

**引用格式:** 樊世婧, 刘梅帅, 何博. 选区激光熔化 Ti-6Al-4V 合金微观组织结构研究进展[J]. 中国材料进展, 2023, 42(11): 865-873.

FAN S J, LIU M S, HE B. A Review on the Microstructure of Ti-6Al-4V Alloy by Selective Laser Melting[J]. Materials China, 42(11): 865-873.

## A Review on the Microstructure of Ti-6Al-4V Alloy by Selective Laser Melting

FAN Shijing<sup>1,2</sup>, LIU Meishuai<sup>1,2</sup>, HE Bo<sup>1,2</sup>

(1. Research Center of High-Temperature Alloy Precision Forming, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, China)

**Abstract:** Selective laser melting (SLM), as a metal additive manufacturing technology, has the characteristics of flexible control, near net shape and rapid manufacturing. In recent years, it has been widely used in the manufacturing of Ti-6Al-4V alloy, which has a broad application prospect in aerospace and biomedical fields. Due to the particularity of the SLM process, the microstructure of SLM Ti-6Al-4V alloy is significantly different from traditional castings and forgings, and usually has the characteristics of high strength and low plasticity. In order to promote the development of SLM Ti-6Al-4V alloy and improve its mechanical properties, the microstructure of SLM Ti-6Al-4V alloy is reviewed from the following aspects: the phase compositions, the morphology of the prior  $\beta$  grains, the morphology of  $\alpha'$  martensite, the mechanism between  $\alpha'$  martensite and dislocations, the crystallographic orientation characteristics of the prior  $\beta$  grains and  $\alpha'$  martensite. At the same time, the microstructure characteristics and mechanical properties of SLM Ti-6Al-4V alloy under different post-treatment processes are analyzed. Finally, the future development trend of the SLM Ti-6Al-4V alloy is prospected. It will provide a reference for the development, the process optimization and the improvement of mechanical properties of SLM Ti-6Al-4V alloy.

**Key words:** selective laser melting; Ti-6Al-4V alloy; microstructure; post-treatment; mechanical property

收稿日期: 2021-08-31 修回日期: 2022-04-22

基金项目: 上海市 2020 年度“科技创新行动计划”扬帆计划项目  
(20YF1415700)

第一作者: 樊世婧, 女, 1998 年生, 硕士

通讯作者: 刘梅帅, 女, 1991 年生, 讲师, 硕士生导师,

Email: 13694120612@163.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202108044

## 1 前 言

Ti-6Al-4V 合金是  $\alpha+\beta$  两相钛合金, 具有高比强度、

耐腐蚀、轻量化和优异的生物相容性等特点,广泛应用于航空、航天、船舶、化工、医疗等领域<sup>[1-3]</sup>。但是,金属钛熔点高、导热率低、弹性模量小、冷热加工难度大,导致传统加工方法难以满足 Ti-6Al-4V 合金复杂精密构件的快速制造要求。近年来,金属激光增材制造技术得到研究者的广泛关注和大量研究。其中,选区激光熔化(selective laser melting, SLM)是重要的技术手段之一,通过逐层铺粉、微束激光区域性熔化和凝固等技术,可以实现具有精细复杂结构的零部件的增材成形。

SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金过程中,高能激光束与金属粉末发生瞬时作用,产生极快的冷却速度和陡峭的热梯度,导致合金内部产生复杂循环热历史,促使  $\beta \rightarrow \alpha/\alpha'$  相变产生。因此,SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金的微观组织结构明显不同于传统的 Ti-6Al-4V 合金铸锻件。传统的铸锻态 Ti-6Al-4V 合金的微观组织主要呈魏氏组织<sup>[4, 5]</sup>、双态组织<sup>[6, 7]</sup>、网篮组织<sup>[8, 9]</sup>、等轴组织<sup>[10, 11]</sup>以及三态组织<sup>[12]</sup>等;而 SLM Ti-6Al-4V 合金通常由沿堆积方向生长的粗大柱状  $\beta$  晶和内部针状  $\alpha'$  马氏体构成<sup>[13-15]</sup>。不同 SLM 工艺参数也会导致 Ti-6Al-4V 合金微观组织结构差异。随着激光能量密度的增加,其微观组织会发生由全  $\alpha'$  马氏体 $\rightarrow$ 近  $\alpha'$  马氏体 $\rightarrow$ 层状( $\alpha+\beta$ )相的转变<sup>[16]</sup>;保持激光能量密度不变,通过改变离焦距离也可获得层状( $\alpha+\beta$ )相<sup>[17]</sup>。此外,复杂 SLM Ti-6Al-4V 合金构件由于热影响分布不同,还会在特定区域发生  $\alpha$  相球化现象<sup>[18]</sup>。基于 SLM Ti-6Al-4V 合金的微观组织结构特点分析,该合金抗拉强度高(可达 1000 MPa 以上),但断后延伸率通常不超过 10%<sup>[19-21]</sup>。因此,如何通过微观组织结构控制来优化 SLM Ti-6Al-4V 合金成形件的综合性能,成为亟待解决的一个重要问题。

目前,国内外研究者主要通过优化工艺参数<sup>[22-24]</sup>、掺杂不同合金元素<sup>[25, 26]</sup>、改善后处理工艺<sup>[27-30]</sup>等手段对 SLM Ti-6Al-4V 合金的物相组成、两相形貌、织构以及亚结构等微观组织结构进行调控以改善其力学性能,并取得了大量富有价值的成果。基于此,本文系统性综述近年来 SLM Ti-6Al-4V 合金的微观组织结构特征,以及不同后处理工艺下该合金微观组织结构演变特征及相关力学性能,以期对 SLM Ti-6Al-4V 合金制造工艺及后处理工艺进一步优化,为其力学性能的进一步提高提供参考。

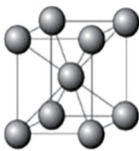
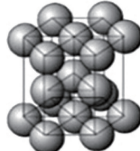
## 2 SLM Ti-6Al-4V 合金

SLM 技术是一种利用激光热源将合金粉末快速熔化并快速凝固成形的办法。它首先通过聚焦的激光束对新铺的金属粉末层进行加热和快速熔化;当激光束移开

时,沉积的部分与先前的凝固部分重新熔融冷却;随后,聚焦的激光束对每次新铺的金属粉末层进行加热、快速熔化和快速冷却,先前凝固的金属粉末层将重复发生加热和冷却的热循环<sup>[24, 31]</sup>。因此,相比于传统的热机械加工技术,SLM 技术有以下特点<sup>[32-34]</sup>:①陡峭的温梯度( $10^6$  °C/m)、快速凝固和快速冷却速率(可达  $10^8$  °C/s);②定向且复杂的热循环历史,激光熔化和凝固金属粉末过程中多重凝固零件的再加热和冷却循环。

基于上述 SLM 工艺特点,SLM Ti-6Al-4V 合金内体心立方结构 BCC- $\beta$  相几乎完全转变为亚稳态密排六方结构 HCP- $\alpha'$  马氏体相,且是通过无扩散、切变方式转变而成。故,SLM Ti-6Al-4V 合金的微观组织是由粗大 BCC- $\beta$  柱状晶和细小 HCP- $\alpha'$  马氏体构成<sup>[35]</sup>,晶体结构信息如表 1 所示。其中, $\beta \rightarrow \alpha'$  相变过程通常符合 Burgers 取向关系,即  $(110)_\beta \rightarrow (0001)_{\alpha'}$ ,  $\langle 1\bar{1}1 \rangle_\beta \rightarrow \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha'}$ <sup>[25]</sup>。此外,研究发现  $\alpha'$  马氏体内常见滑移系为  $\{10\bar{1}2\}$  基底滑移、 $\{10\bar{1}0\}$  柱面滑移、 $\{10\bar{1}1\}$  锥面滑移,且基底滑移更易发生塑性变形<sup>[36]</sup>。

表 1 SLM Ti-6Al-4V 合金中  $\beta$  和  $\alpha'$  相的晶格常数及晶体结构图<sup>[31, 33]</sup>  
Table 1 Lattice constant and crystal structure of  $\beta$  and  $\alpha'$  phases in Ti-6Al-4V alloy and the illustration of the structures<sup>[31, 33]</sup>

Lattice constant	$\beta$	$\alpha'$
a/Å	3.26	2.933
c/Å		4.655
Axis ratio		1.587
Crystal structure		

## 3 SLM Ti-6Al-4V 合金微观组织结构

近年来,为了解决 SLM Ti-6Al-4V 合金不能兼具高强度和高塑性的问题,国内外研究者对其微观组织结构进行了系统研究和有目的的调控,取得了丰硕成果。基于此,本文对 SLM Ti-6Al-4V 合金的微观组织结构特征进行分类概述,主要包括合金的物相组成、初生  $\beta$  晶形貌、 $\alpha'$  马氏体形貌、 $\alpha'$  马氏体与位错的作用机制、初生  $\beta$  晶与  $\alpha'$  马氏体的晶体学取向特征等方面,以期为该合金的进一步发展提供借鉴。

### 3.1 物相组成

通过调节 SLM 工艺参数,可以获得具有不同物相组成的 SLM Ti-6Al-4V 合金,进而改善合金的力学性能。例

如, 梁晓康等<sup>[35]</sup>发现由于 SLM 特有的工艺特点, 该合金发生固态相变并形成  $\alpha'+\beta$  双相组织, 呈典型的魏氏组织, 其抗拉强度可达 1390~1430 MPa, 但断后延伸率仅为 5.5%~7.0%。Murr 等<sup>[37]</sup>进一步对比研究了不同的 SLM 工艺后发现, 当合金由多特征相组成时, 即 HCP- $\alpha$  相、BCC- $\beta$  相、HCP- $\alpha'$  相以及面心正交结构  $\alpha''$  相, 其力学性能更加优异, 断后延伸率可高达 25%。Xu 等<sup>[33]</sup>则采用原位分解法将  $\alpha'$  马氏体转变为层状  $\alpha+\beta$  相, 获得了综合性能优异的 SLM Ti-6Al-4V 合金, 抗拉强度为 1165 MPa 且断后延伸率为 11.6%, 显著改善了合金塑性较差的问题。由此可知, 减少或者分解  $\alpha'$  马氏体有助于改善 SLM Ti-6Al-4V 合金的塑性。

### 3.2 初生 $\beta$ 晶形貌

SLM 是一个定向凝固的过程<sup>[38]</sup>, 在逐层加工过程中会产生极高的热梯度, 使得 SLM Ti-6Al-4V 合金内形成粗大柱状初生  $\beta$  晶, 并呈外延生长, 且初生  $\beta$  晶纵横截面组织形貌截然不同。其中, 纵截面主要为柱状晶, 经过甚至穿过堆积层, 沿着堆积方向<sup>[13]</sup>或者倾斜角度较小的方向生长<sup>[39]</sup>; 横截面则常为等轴状晶, 并呈六边形网格状<sup>[40]</sup>、棋盘状<sup>[41]</sup>等分布。

此外, Vrancken 等<sup>[42]</sup>还发现 SLM Ti-6Al-4V 合金内初生柱状  $\beta$  晶主要呈  $\langle 100 \rangle$  取向, 该取向晶粒优先沿着堆积方向外延生长, 并提出了初生  $\beta$  晶沿着热梯度降低方向呈柱状生长的生长机制<sup>[25]</sup>。Wu 等<sup>[1]</sup>将激光扫描角度从常规的  $67^\circ$  调整为  $90^\circ$  后发现, 在平行于堆积方向上初生  $\beta$  晶呈柱状, 而在垂直于堆积方向上  $\beta$  晶与针状  $\alpha'$  马氏体互相限制, 使得垂直于堆积方向的初生  $\beta$  晶呈棋盘状。因此, 初生  $\beta$  晶的三维形态呈四棱柱。而后, Kumar 等<sup>[43]</sup>发现通过调整激光扫描参数还可导致初生  $\beta$  晶的晶界呈不规则排列, 实现该合金强度 ( $>1100$  MPa) 和塑性 ( $>12\%$ ) 的优异结合, 其中, 垂直于堆积方向初生  $\beta$  晶呈等轴状且平均晶粒尺寸为  $140\ \mu\text{m}$ , 水平于堆积方向的  $\beta$  晶的晶界呈不连续锯齿状, 如图 1 所示。由此可

见, 初生  $\beta$  晶的形貌及晶体取向等对 SLM Ti-6Al-4V 合金的力学性能也有着显著的影响。

### 3.3 $\alpha'$ 马氏体形貌

由于 SLM 工艺极快的冷却速率, SLM Ti-6Al-4V 合金内  $\alpha'$  马氏体通常为针状;  $\alpha'$  马氏体与初生  $\beta$  晶之间特定的 Burgers 取向关系, 又会使  $\alpha'$  马氏体发生变体选择, 并呈特定夹角分布, 例如人字形<sup>[44]</sup>、Z 字型<sup>[45]</sup>等; 而合金制备过程中特有的热循环史又会导致  $\alpha'$  马氏体发生分级现象, 形成一次、二次等多次马氏体<sup>[46]</sup>。因此, 系统研究  $\alpha'$  马氏体的不同形貌特征, 对优化 SLM Ti-6Al-4V 合金力学性能及其工艺参数等都具有一定的参考价值。

Simonelli 等<sup>[47]</sup>发现, 由于 SLM Ti-6Al-4V 合金不同区域的冷却速率和热循环不同, 合金底部的  $\alpha'$  马氏体呈网篮状分布, 而中部到顶部区域为平行针状  $\alpha'$  马氏体, 且大多数针状  $\alpha'$  马氏体与堆积方向呈  $45^\circ$  分布, 同时内部还存在着更小的针状  $\alpha''$  马氏体, 即次生马氏体。Huang 等<sup>[48]</sup>还发现 SLM Ti-6Al-4V 合金中针状  $\alpha'$  马氏体与堆积方向分别呈  $0^\circ$ 、 $30^\circ$ 、 $60^\circ$  和  $90^\circ$ , 并将其归因于  $\beta/\alpha'$  符合 Burgers 取向关系。此外, 刘静等<sup>[39]</sup>还发现 SLM Ti-6Al-4V 合金中不同的区域生成的马氏体相也有着不同的形态, 例如初生  $\beta$  晶之间析出的晶界  $\alpha'_{\text{GB}}$  相、晶界  $\alpha'$  相外延生长而形成的二次  $\alpha'_{\text{WGB}}$  以及初生  $\beta$  晶内部析出的针状  $\alpha'$  相, 呈网篮状分布。此外, 马尧<sup>[45]</sup>不仅发现随着取样高度增加, 粗大的板条状马氏体  $\alpha'$  相→针状马氏体  $\alpha'$  相→细小的 Z 字形分布马氏体  $\alpha'$  相, 还发现马氏体  $\alpha'$  相出现分级现象, 初生  $\alpha'$  马氏体与次生  $\alpha'$  马氏体呈垂直分布, 且其尺寸及体积分数依次减少。Yang 等<sup>[34]</sup>也发现了类似的分级组织, 即初生  $\alpha'$  马氏体、平行和垂直于初级  $\alpha'$  马氏体的二次马氏体、二次  $\alpha'$  马氏体间的三次  $\alpha'$  马氏体, 以及三次  $\alpha'$  马氏体间的四次  $\alpha'$  马氏体及高密度位错, 并提出合金制备过程中特殊的热循环促使形成马氏体分级组织的演变机制, 如图 2 所示。他们认为该组织可能会降低合金的塑性, 故提出通过改变 SLM 工艺参数调控马氏体尺寸以改善 SLM Ti-6Al-4V 合金力学性能的想法。

### 3.4 $\alpha'$ 马氏体与位错的作用机制

SLM Ti-6Al-4V 合金内  $\alpha'$  马氏体滑移系很少, 细小的马氏体及其极小的层间距又进一步阻碍位错运动, 从而显著影响了该合金的力学性能。根据 von-Mises 米塞斯屈服准则, 孪晶的形成、晶体取向的变化以及二次滑移体系的附加变形都是协调 HCP- $\alpha'$  马氏体变形的有利条件<sup>[49]</sup>。因此, 阐明  $\alpha'$  马氏体与位错及孪晶之间的作用机制将有利于调控 SLM Ti-6Al-4V 合金的力学性能。

2015 年, Manikandakumar 等<sup>[50]</sup>研究提出, 是  $\alpha$  丛域和  $\alpha$  板条的大小决定了 SLM Ti-6Al-4V 合金的力学性能,

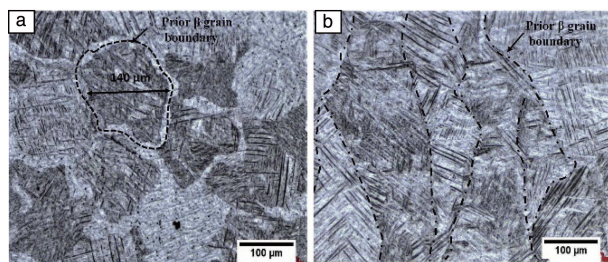
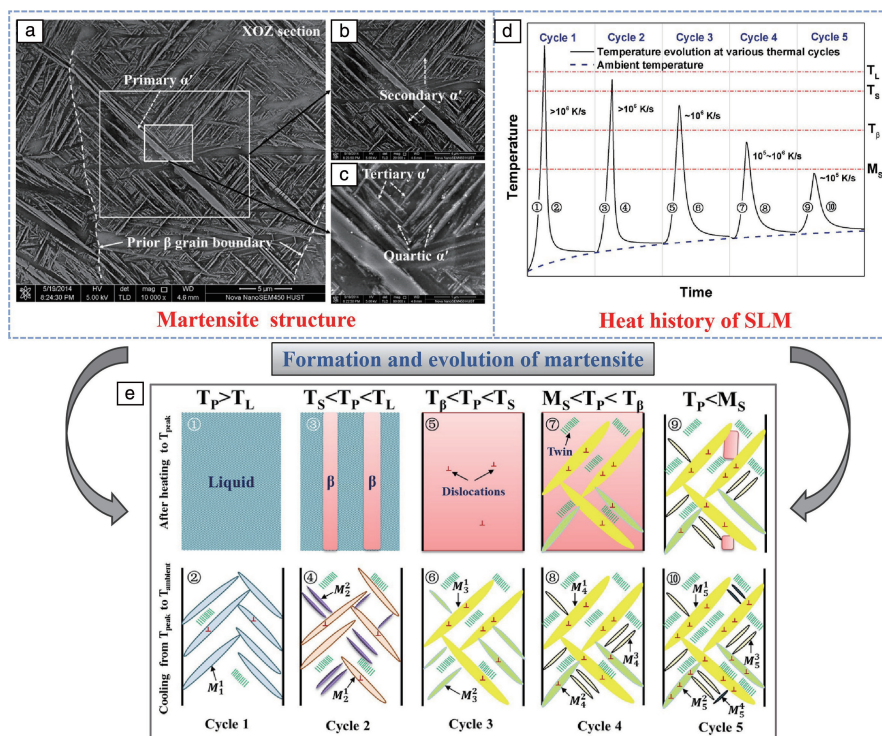


图 1 SLM Ti-6Al-4V 合金微观组织照片<sup>[43]</sup>: (a) 垂直堆积方向, (b) 水平堆积方向

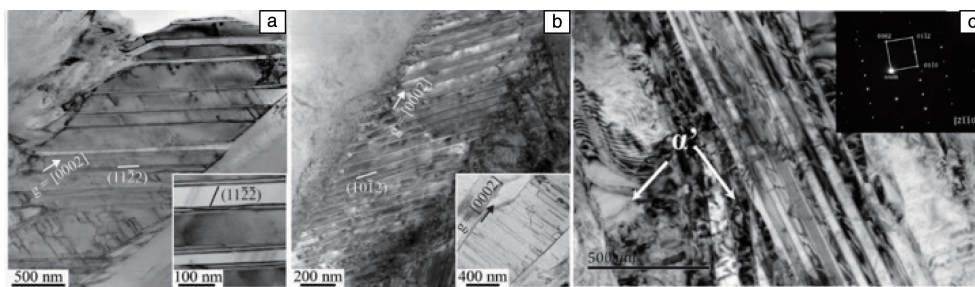
Fig. 1 Microstructure images of SLM Ti-6Al-4V alloy<sup>[43]</sup>: (a) vertical building direction, (b) horizontal building direction



图 2 SLM Ti-6Al-4V 合金马氏体组织及其演变机制<sup>[34]</sup>Fig. 2 Martensite structure and its evolution mechanism of SLM Ti-6Al-4V alloy<sup>[34]</sup>

并将其归因于  $\alpha$  板条和  $\alpha$  丛域的尺寸较小时易于产生位错堆积, 限制位错运动, 从而抑制塑性变形。Tao 等<sup>[51]</sup> 研究发现, 含高密度位错的  $\alpha'$  马氏体片晶交错分布在初生柱状  $\beta$  晶中, 这种非平衡结构虽使合金的强度满足生产实际的需求, 但塑性较差。Zafari 等<sup>[23]</sup> 通过改变 SLM 工艺参数获得具有完全马氏体的 SLM Ti-6Al-4V 合金, 其中板条  $\alpha'$  马氏体与堆积方向成  $45^\circ$ , 且内部存在二次马氏体、位错和孪晶, 并实现了强度为 1150 MPa 和塑性为 14%~15% 的优异结合。

Yan 等<sup>[27]</sup> 结合透射电子显微镜表征进一步证实了  $\alpha'$  马氏体内存在高密度位错, 且较短的有效滑移长度使其塑性较差但强度高达 1241 MPa。Voisin 等<sup>[52]</sup> 进一步发现高密度位错结构通过移动和相互作用或减少位错的移动和孪晶的平均自由程以增加合金的强度, 使得合金试样抗拉强度高达 1420 MPa, 如图 3 所示。因此, SLM Ti-6Al-4V 合金内  $\alpha'$  马氏体、位错和孪晶之间的相互作用可显著影响其力学性能。

图 3 SLM Ti-6Al-4V 合金的 TEM 照片<sup>[27, 52]</sup>: (a, b) 内部孪晶和  $\langle c+a \rangle$  型位错, (c) 高密度位错Fig. 3 TEM images of SLM Ti-6Al-4V alloy<sup>[27, 52]</sup>: (a, b) internal twins combined with  $\langle c+a \rangle$  dislocations, (c) high density dislocations

### 3.5 $\beta$ 相与 $\alpha'$ 马氏体的晶体学取向特征

基于 SLM 工艺特点, SLM Ti-6Al-4V 合金内的  $\beta \rightarrow \alpha'$  马氏体相变过程通常符合 Burgers 相变取向关系, 即  $(110)_\beta \rightarrow (0001)_{\alpha'}$ ,  $\langle 1\bar{1}1 \rangle_\beta \rightarrow \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha'}$ <sup>[25]</sup>, 并且存在变

体选择现象<sup>[43, 47, 52-54]</sup>。例如, Simonelli 等<sup>[54]</sup> 发现初生  $\beta$  晶中的  $\alpha'$  马氏体板条根据 Burgers 取向关系生长, 同一个  $\beta$  晶内存在不同变体类型, 其中集束  $\alpha'$  板条具有特定的取向差, 会使得局部应变最小化。Vrancken 等<sup>[25]</sup> 同样发



现 SLM Ti-6Al-4V 合金内初生柱状  $\beta$  晶和内部针状  $\alpha'$  马氏体符合 Burgers 取向关系, 且初生柱状  $\beta$  晶内  $\alpha'$  变体种类较多, 分布较随机。Simonelli 等<sup>[47]</sup> 还发现  $\beta \rightarrow \alpha'$  相变过程遵从 Burgers 取向关系, 其中同一  $\beta$  母相内生成的大部分  $\alpha'$  板条具有相同的  $(0001)_{\alpha'}$  晶面且沿  $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha'}$  旋转  $60^\circ$ , 但是  $(11\bar{2}0)_{\alpha'}$  晶面并不遵从特定规律。有趣的是, 合金内发生了变体选择, 且出现的 12 种  $\alpha'$  变体频率存在差异, 如图 4 所示。这也就意味着如果可以调控合金制备过程中初生  $\beta$  晶的形貌和织构, 那么  $\alpha'$  相的织构也是可控的。因此, SLM Ti-6Al-4V 合金内组织的晶体学特征与 SLM 工艺之间的关联尚需深入研究。

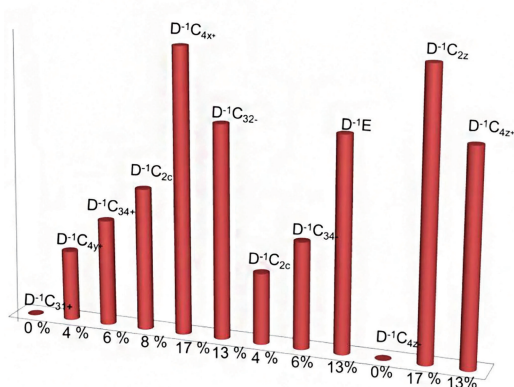


图 4 SLM Ti-6Al-4V 的 12 种  $\alpha'$  变体分布频率<sup>[47]</sup>

Fig. 4 Variant frequency distribution of 12  $\alpha'$  variants of SLM Ti-6Al-4V<sup>[47]</sup>

## 4 后处理对 SLM Ti-6Al-4V 合金的影响

SLM Ti-6Al-4V 合金虽然具有较高的强度, 但塑性较差, 且成形构件存在较大内应力及孔洞等缺陷。为了更好地适应生产生活需要, 通常需要采用后处理工艺调控合金性能, 改善内部缺陷<sup>[55-74]</sup>。为此, 国内外研究者常采用热等静压 (hot isostatic pressing, HIP) 技术<sup>[51, 55-61]</sup> 和热处理<sup>[62-74]</sup> 作为 SLM Ti-6Al-4V 合金的后处理, 将亚稳态  $\alpha'$  马氏体分解为平衡态  $\alpha + \beta$  相, 主要呈片层组织<sup>[27, 57]</sup>、网篮组织<sup>[57, 65]</sup>、双态组织<sup>[66]</sup>、近等轴组织<sup>[64, 67]</sup>、魏氏组织<sup>[68-69]</sup> 等微观组织形态, 以期改善成形构件性能。

### 4.1 热等静压处理

热等静压处理是一种以惰性气体为传压介质, 在高温高压的共同作用下, 向置于密闭容器中的样品施加各向同等压力的后处理方法。通常热等静压处理后, SLM Ti-6Al-4V 合金的微观组织由针状  $\alpha'$  马氏体转变为平衡 ( $\alpha + \beta$ ) 相, 残余应力和孔隙被部分甚至完全消除, 从而改善合金的性能<sup>[44, 51, 55-61]</sup>。例如, Qiu 等<sup>[44]</sup> 发现, 热等静压 ( $920^\circ\text{C}/103\text{ MPa}/4\text{ h}$ ) 处理后, SLM Ti-6Al-4V 合金的孔

隙率明显下降, 实现了塑性 (18%) 和强度 (1000 MPa) 的优异结合。在相同热等静压处理温度下, 减少压力和作用时间, 也可达到改善合金组织和性能目的。例如 Benedetti 等<sup>[58]</sup> 发现 SLM Ti-6Al-4V 合金经热等静压 ( $920^\circ\text{C}/100\text{ MPa}/2\text{ h}$ ) 处理后, 原始针状  $\alpha'$  马氏体转变为片状  $\alpha + \beta$  相, 如图 5 所示,  $\alpha$  相内部不同类型滑移系被驱动以及  $\beta$  相体积分数增加均有利于改善合金的塑性。同时, 合金的孔隙率由 0.20% 降为 0.07%, 残余应力由表面向内部呈下降趋势。Tao 等<sup>[51]</sup> 还发现热等静压处理可以消除 SLM Ti-6Al-4V 合金力学性能的各向异性。Wu 等<sup>[56]</sup> 进一步提高热等静压处理温度 ( $1000^\circ\text{C}/150\text{ MPa}/1\text{ h}$ ) 发现, SLM Ti-6Al-4V 合金内针状  $\alpha'$  马氏体转变为  $\alpha + \beta$  层状组织, 并且孔隙率下降, 盘状缺陷明显消除, 如图 6 所示。为探索最佳 SLM Ti-6Al-4V 合金热等静压处理工艺, Yan 等<sup>[60]</sup> 制定了多种热等静压处理工艺, 发现随着热等静压温度和时间增加, 合金中板条  $\alpha$  相逐渐细化且含量下降,  $\alpha$  相内位错密度降低。当热等静压处理条件为  $940^\circ\text{C}/3\text{ h}/150\text{ MPa}$  时, 合金拉伸强度和延伸率达到最佳匹配, 分别为 890 MPa 和  $\sim 14.0\%$ 。

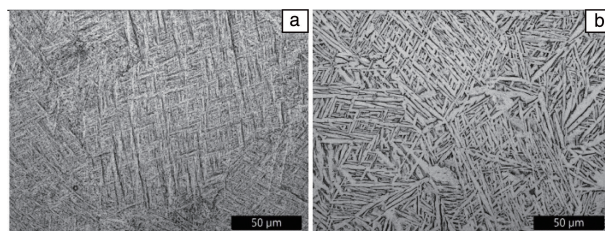


图 5 SLM Ti-6Al-4V 合金热等静压处理前后 OM 照片<sup>[58]</sup>: (a) 原始态, (b) 热等静压处理后

Fig. 5 OM images of SLM Ti-6Al-4V alloy before and after HIP treatment<sup>[58]</sup>: (a) as-built, (b) HIP

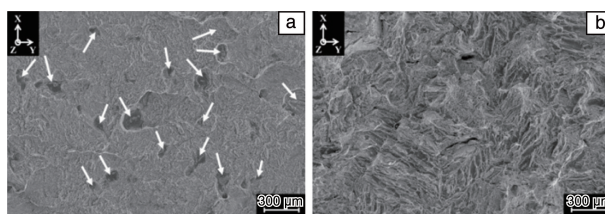


图 6 热等静压处理前后 SLM Ti-6Al-4V 合金缺陷 SEM 照片<sup>[56]</sup>: (a) 原始态, (b) 热等静压处理态 (白色箭头所指为盘状缺陷)

Fig. 6 SEM images of defects in SLM Ti-6Al-4V alloy before and after HIP treatment<sup>[56]</sup>: (a) as-built, (b) HIP (white arrow refers to disc-shaped building defects)

### 4.2 热处理

热处理工艺是一种通过加热、保温和冷却改善合金组织和性能的典型后处理手段。热处理后, SLM Ti-6Al-

4V 合金的微观组织结构通常由针状  $\alpha'$  相转变为  $\alpha+\beta$  相, 残余应力显著降低, 综合力学性能改善<sup>[36, 62-74]</sup>。目前 SLM Ti-6Al-4V 常规的热处理工艺主要以单步热处理为主<sup>[62]</sup>, Cao 等<sup>[70]</sup> 分别在 700 和 800 °C 下对 SLM Ti-6Al-4V 合金进行热处理, 发现随着加热温度的升高和保温时间的延长,  $\{10\bar{1}1\}$  型孪晶逐渐消失, 如图 7 所示, 合金微观组织由针状  $\alpha'$  马氏体完全分解为平衡  $\alpha+\beta$  相, 合金的强度 (1041 MPa) 和塑性 (18%) 实现优异结合。Zhang 等<sup>[36]</sup> 进一步研究发现, 当热处理温度达到 900 °C 时,  $\alpha$  相和  $\beta$  相的晶格畸变大致消除, 棱柱滑移系和基底滑移系可同时被驱动, 从而积累更多位错, 有利于塑性变形, 使得合金塑性显著提高至 11.1%。此外, 研究者们还发现, 对 SLM Ti-6Al-4V 合金进行双步及多步热处理也会显

著影响其组织和性能。Kumar 等<sup>[65]</sup> 对该合金进行双步热处理发现, 当热处理温度低于  $\beta$  相转变温度  $T_\beta$  (995 °C) 时,  $\beta$  晶呈柱状, 塑性改善不明显; 当热处理温度高于  $T_\beta$  时,  $\beta$  晶由柱状逐渐转变为等轴状并且发生粗化现象 (晶粒尺寸  $>500 \mu\text{m}$ ), 针状  $\alpha'$  相转变为板条  $\alpha$  相, 合金塑性可达 16.6%, 同时保持中等强度 (850 MPa)。由于棱柱滑移系比基底滑移系更易驱动, 取向为  $\{11\bar{2}0\}$  的板条  $\alpha$  相粗化明显。Sabban 等<sup>[69]</sup> 对该合金采用氩气氛保护重复热处理工艺, 获得由球化  $\alpha$  相与片层  $\alpha$  相组成的双态组织, 合金强度和塑性可达 1017 MPa 和 18%。Li 等<sup>[67]</sup> 对该合金采用多步热处理工艺, 促进片层  $\alpha$  相发生球化, 获得近等轴组织, 从而显著提高其塑性至 21.8%, 但强度降至 953 MPa。

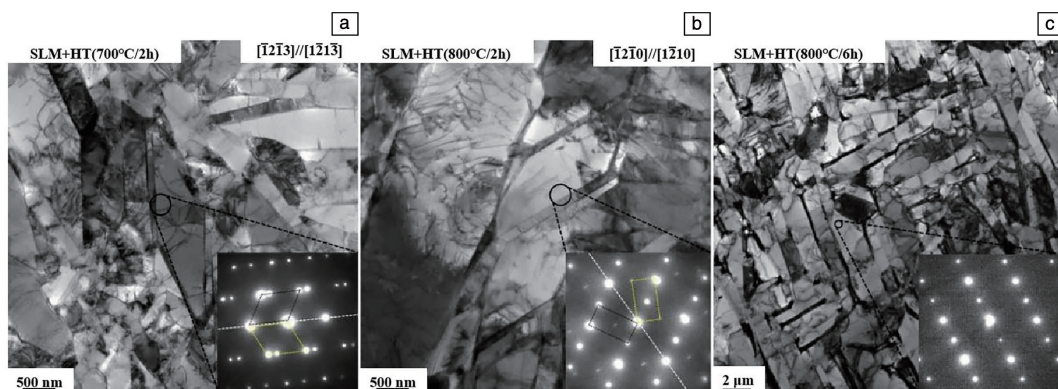


图 7 不同退火工艺下 SLM Ti-6Al-4V 合金的 TEM 照片<sup>[70]</sup>: (a) 700 °C / 2 h, (b) 800 °C / 2 h, (c) 800 °C / 6 h

Fig. 7 TEM images of SLM Ti-6Al-4V alloy under different annealing systems<sup>[70]</sup>: (a) 700 °C / 2 h, (b) 800 °C / 2 h, (c) 800 °C / 6 h

热处理还可以改善 Ti-6Al-4V 合金在 SLM 成形过程中由于温度梯度所产生的残余应力、裂纹、零件变形等问题<sup>[71-74]</sup>。Li 等<sup>[72]</sup> 对 SLM Ti-6Al-4V 合金进行 650~950 °C 不同温度下的热处理发现, 当热处理温度达到 750 °C, 针状  $\alpha'$  马氏体完全消失转变为层状 ( $\alpha+\beta$ ) 相, 残余应力完全消除。

#### 4.3 脉冲电流处理

近年来, 脉冲电流处理 (electropulsing, EPT) 作为 SLM Ti-6Al-4V 合金的后处理手段也得到了研究者的关注。EPT 技术是一种瞬时非平衡处理手段, 能够通过影响物质中电子的运动而将能量作用到原子尺度, 从而对材料的微观组织结构和力学性能产生显著的影响<sup>[75, 76]</sup>。2021 年, Gao 等<sup>[77]</sup> 利用 EPT 处理 SLM Ti-6Al-4V 合金, 发现 EPT 处理过程中合金微观组织结构和显微硬度显著改变。随着电压升高, 初生柱状  $\beta$  晶晶界首先变得平直, 然后变为锯齿状, 进一步增加电压,  $\beta$  晶转变为等轴状并逐渐粗化。而片层  $\alpha$  相随着电压升高先粗化后细化然后再粗化, 合金硬度随着电压的升高先降低后升高最后趋于不变, 如图 8 所示。分析认为, EPT 通过热效应和

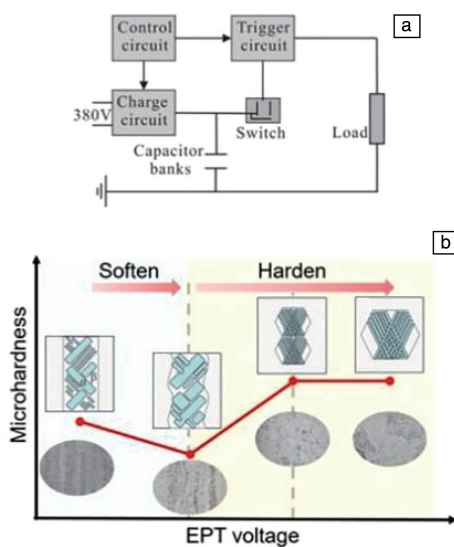


图 8 脉冲电流处理 (EPT) 原理示意图 (a), EPT 诱导 SLM Ti-6Al-4V 合金微观组织-硬度演变机制 (b)<sup>[77]</sup>

Fig. 8 Illustration diagram of electropulsing (EPT) (a), microstructural-hardness evolution mechanism of EPT-induced in SLM Ti-6Al-4V alloy (b)<sup>[77]</sup>



非热效应的耦合使合金相变热力学势垒降低, 导致微观组织结构发生演变, 使合金硬度提高, 可达 400HV<sub>0.2</sub>。由此可知, 脉冲电流处理技术也是一种具有改善 SLM 制造金属构件的组织结构和力学性能的新型、高效的后续处理方法。目前对于 EPT 处理 SLM Ti-6Al-4V 合金的微观组织结构及性能调控尚处于探索阶段, 仍需进一步探索。

## 5 结 语

综上所述, 国内外研究者对选区激光熔化 (SLM) Ti-6Al-4V 合金的物相组成、两相组织形貌、位错作用机制、晶体学特征以及不同后处理工艺下该合金微观组织和性能特征进行了大量研究, 并取得了有效进展。SLM Ti-6Al-4V 合金作为一种性能优良的合金拥有着广泛的应用前景, 但仍存在一些问题亟待解决。

首先, SLM Ti-6Al-4V 合金的微观组织结构演变机理十分复杂, 尤其是  $\alpha'$  马氏体的组织特征及其与位错、孪晶之间相互作用机制以及  $\alpha'$  马氏体的变体选择机理, 这些都仍需进一步深入研究。

其次, 热等静压处理和热处理作为 SLM Ti-6Al-4V 合金的后处理工艺, 可以有效调控该合金的综合性能并改善其内部缺陷等问题。在未来, 后处理工艺技术及设备的探究对 SLM Ti-6Al-4V 合金组织性能具有很大的影响, 决定着性能优异的 SLM Ti-6Al-4V 金属构件的制造和使用。

最后, 脉冲电流处理可以作为一种改善 SLM 制造金属构件的组织结构和力学性能的新型、高效的后续处理技术, 目前, 该技术对 SLM Ti-6Al-4V 合金的微观组织结构及性能调控机理尚处于探索阶段, 需要深入研究其工艺参数-组织结构-力学性能之间的作用关系, 为增材制造金属的后处理技术研究提供新方向。

## 参考文献 References

- [1] WU S Q, LU Y J, GAN Y L, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2016, 672: 643–652.
- [2] NIINOMI M. Metallurgical and Materials Transactions A [J], 2002, 33 (3): 477–486.
- [3] 魏鑫, 赵兴东, 李昌永, 等. 中国材料进展 [J], 2017, 36 (7/8): 588–593.  
WEI X, ZHAO X D, LI C Y, *et al.* Materials China [J], 2017, 36 (7/8): 588–593.
- [4] 宗学文, 刘文杰, 张健, 等. 材料导报 [J], 2020, 34 (16): 16083–16086.  
ZONG X W, LIU W J, ZHANG J, *et al.* Materials Reports [J], 2020, 34 (16): 16083–16086.
- [5] 董月成, 方志刚, 常辉, 等. 中国材料进展 [J], 2020, 39 (3): 185–190.  
DONG Y C, FANG Z G, CHANG H, *et al.* Materials China [J], 2020, 39 (3): 185–190.
- [6] 彭美旗, 程兴旺, 郑超, 等. 稀有金属材料与工程 [J], 2017 (7): 99–105.  
PENG M Q, CHENG X W, ZHENG C, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering [J], 2017 (7): 99–105.
- [7] 孙洋洋, 常辉, 方志刚, 等. 稀有金属材料与工程 [J], 2020, 49 (5): 1623–1628.  
SUN Y Y, CHANG H, FANG Z G, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering [J], 2020, 49 (5): 1623–1628.
- [8] 高鹏, 刘玲玉. 材料热处理学报 [J], 2019, 40 (9): 39–43.  
GAO P, LIU L Y. Transactions of Materials and Heat Treatment [J], 2019, 40 (9): 39–43.
- [9] 杨树开, 曲寿江, 沈军. 热加工工艺 [J], 2018, 47 (9): 26–29.  
YANG S K, QU S J, SHEN J. Hot Working Technology [J], 2018, 47 (9): 26–29.
- [10] 黄淑阳, 王淑艳, 夏雪莲. 科技创新与应用 [J], 2019 (13): 66–67.  
HUANG S Y, WANG S Y, XIA X L. Technology Innovation and Application [J], 2019 (13): 66–67.
- [11] 朱霞, 董俊慧, 罗志锋. 金属热处理 [J], 2020, 45 (1): 222–227.  
ZHU X, DONG J H, LUO Z F. Heat Treatment of Metals [J], 2020, 45 (1): 222–227.
- [12] 张贵华, 董洪波, 朱深亮, 等. 稀有金属材料与工程 [J], 2016, 45 (9): 2454–2457.  
ZHANG G H, DONG H B, ZHU S L, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering [J], 2016, 45 (9): 2454–2457.
- [13] 李文贤, 易丹青, 刘会群, 等. 粉末冶金材料科学与工程 [J], 2017, 22 (1): 70–78.  
LI W X, YI D Q, LIU H Q, *et al.* Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy [J], 2017, 22 (1): 70–78.
- [14] SIZOVA I, BAMBACH M. Journal of Materials Processing Technology [J], 2018, 256: 154–159.
- [15] 隋清萱. 激光选区熔化成形 Ti6Al4V 合金微观组织及性能研究 [D]. 山东大学, 2020.  
SUI Q X. Research on Microstructure and Properties of Ti6Al4V Alloy by Selective Laser Melting [D]. Shandong University, 2020.
- [16] ZAFARI A, BARATI M R, XIA K. Materials Science and Engineering: A [J], 2019, 744: 445.
- [17] XU W, BRANDT M, SUN S, *et al.* Acta Materialia [J], 2015, 85: 74–87.
- [18] BARRIOBERO-VILA P, ARTZT K, STARK A, *et al.* Scripta Materialia [J], 2020, 182: 48–52.
- [19] HAAR G M T, BECKER T H. Materials (Basel) [J], 2018, 11 (1): 146.
- [20] LUI E W, XU W, PATERAS A, *et al.* JOM: The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society [J], 2017, 69 (12): 2679–2683.
- [21] 肖美立, 咎林, 柯林达, 等. 金属热处理 [J], 2020, 45 (8): 108–112.  
XIAO M L, ZAN L, KE L D, *et al.* Heat Treatment of Metals [J],



- 2020, 45(8): 108–112.
- [22] 李吉帅, 戚文军, 李亚江, 等. 材料导报[J], 2017(10): 65–69.  
LI J S, QI W J, LI Y J, *et al.* Materials Reports[J], 2017(10): 65–69.
- [23] ZAFARI A, XIA K. Materials Research Letters[J], 2018, 6(11): 627–633.
- [24] 李艳春, 张玉婷, 宋美慧, 等. 黑龙江科学[J], 2020, 11(4): 21–23.  
LI Y C, ZHANG Y T, SONG M H, *et al.* Heilongjiang Science[J], 2020, 11(4): 21–23.
- [25] VRANCKEN B, THIJS L, KRUTH J P, *et al.* Acta Materialia[J], 2014, 68(15): 150–158.
- [26] 高显鹏, 徐俊强, 周琦, 等. 中国激光[J], 2021, 48(14): 126–134.  
GAO X P, XU J Q, ZHOU Q, *et al.* Chinese Journal of Lasers[J], 2021, 48(14): 126–134.
- [27] YAN X, CHEN C, HUANG C, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 764: 1056–1071.
- [28] 巩建强, 杜文强, 张璐, 等. 应用激光[J], 2020, 40(3): 404–408.  
GONG J Q, DU W Q, ZHANG L, *et al.* Applied Laser[J], 2020, 40(3): 404–408.
- [29] SU C, YU H, WANG Z, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2021, 857: 157552.
- [30] 张鼎昌. 热处理对激光选区熔化制备的 Ti-6Al-4V 合金力学性能影响的原位同步辐射研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2020.  
ZHANG D C. Effect of Heat Treatment on the Mechanical Behavior of Selective Laser Melted Ti-6Al-4V by *in situ* X-ray Characterization [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2020.
- [31] KASCHEL F R, VIJAYARAGHAVAN R K, SHMELIOV A, *et al.* Acta Materialia[J], 2020, 188: 720–732.
- [32] TATIANA M, SANDRA C, KATIA A, *et al.* Materials[J], 2017, 10(4), 348.
- [33] XU W, LUI E W, PATERAS A, *et al.* Acta Materialia[J], 2017, 125: 390–400.
- [34] YANG J, YU H, YIN J, *et al.* Materials & Design[J], 2016, 108: 308–318.
- [35] 梁晓康, 董鹏, 陈济轮, 等. 应用激光[J], 2014, 14(2): 101–104.  
LIANG X K, DONG P, CHEN J L, *et al.* Applied Laser[J], 2014, 14(2): 101–104.
- [36] ZHANG D, WANG L, ZHANG H, *et al.* Acta Materialia[J], 2020, 189: 93–104.
- [37] MURR L E, QUINONES S A, GAYTAN S M, *et al.* Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials[J], 2009, 2(1): 20–32.
- [38] 杨晶晶, 喻寒琛, 韩婕, 等. 材料热处理学报[J], 2016, 37(9): 80–85.  
YANG J J, YU H C, HAN J, *et al.* Transcation of Materials and Heat Treatment[J], 2016, 37(9): 80–85.
- [39] 刘静, 刘逸婷. 东北大学学报(自然科学版)[J], 2018, 39(8): 1132–1136.  
LIU J, LIU Y T. Journal of Northeastern University(Natural Science) [J], 2018, 39(8): 1132–1136.
- [40] 张伟祥, 唐超兰, 陈志茹, 等. 金属热处理[J], 2019, 44(6): 122–127.  
ZHANG W X, TANG C L, CHEN Z R, *et al.* Heat Treatment of Metals[J], 2019, 44(6): 122–127.
- [41] ALIREZA D B, SHAHROOZ N, REZA H, *et al.* Journal of Manufacturing Processes[J], 2021, 64: 140–152.
- [42] VRANCKEN B, THIJS L, KRUTH J P, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2012, 541: 177–185.
- [43] KUMAR P, PRAKASH O, RAMAMURTY U. Acta Materialia[J], 2018, 154: 246–260.
- [44] QIU C L, ADKINS N J E, ATTALLAH M M. Materials Science & Engineering A[J], 2013, 578(10): 230–239.
- [45] 马尧. 应用激光[J], 2020, 40(5): 790–794.  
MA Y. Applied Laser[J], 2020, 40(5): 790–794.
- [46] ZHANG X Y, FANG G, LEEFLANG S, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 735: 1562–1575.
- [47] SIMONELLI M, TSE Y Y, TUCK C. 23<sup>rd</sup> Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium-An Additive Manufacturing Conference[C]. Austin: Laboratory for Freeform Fabrication and University of Texas at Austin, 2012: 480–491.
- [48] HUANG Q L, LIU X J, YANG X, *et al.* Frontiers of Materials Science [J], 2015, 9(4): 373–381.
- [49] LEYENS C, PETERS M. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2003: 333–423.
- [50] MANIKANDAKUMAR S, ASHWIN P, GUY L. Procedia Technology [J], 2015, 20: 231–236.
- [51] TAO P, LI H X, HUANG B Y, *et al.* China Foundry[J], 2018, 15(4): 243–252.
- [52] VOISIN T, CALTA N P, KHAIRALLAH S A, *et al.* Materials & Design[J], 2018, 158(21): 113–126.
- [53] REN X P, LI H Q, GUO H, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 817(3): 141384.
- [54] SIMONELLI M, TSE Y Y, TUCK C. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2014, 45(6): 2863–2872.
- [55] LEUDERS S, THOENE M, RIEMER A, *et al.* International Journal of Fatigue[J], 2013, 48: 300–307.
- [56] WU M W, LAI P H. Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 658: 429–438.
- [57] JAMSHIDI P, ARISTIZABAL M, KONG W, *et al.* Materials (Basel) [J], 2020, 13(12): 2813.
- [58] BENEDETTI M, TORRESANI E, LEONI M, *et al.* Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials[J], 2017, 71: 295–306.
- [59] QIAN M, XU W, BRANDT M, *et al.* MRS Bulletin[J], 2016, 41(10): 775–784.
- [60] YAN T Q, CHEN B Q, JI X, *et al.* China Foundry[J], 2021, 18(4), 389–396.
- [61] 王磊, 马超, 陈洁. 钢铁钒钛[J], 2019, 40(4): 39–44.

- WANG L, MA C, CHEN J. Iron Steel Vanadium Titanium[J], 2019, 40(4): 39-44.
- [62] 孙京丽, 柯林达, 肖美立, 等. 金属热处理[J], 2021, 46(2): 30-36.
- SUN J L, KE L D, XIAO M L, *et al.* Heat Treatment of Metals[J], 2021, 46(2): 30-36.
- [63] 李庆棠, 陈秀思, 王方彬. 世界有色金属[J], 2019, 537(21): 164-165.
- LI Q T, CHEN X S, WANG F B. World Nonferrous Metal[J], 2019, 537(21): 164-165.
- [64] WANG P, CHEN F H, ECKERT J, *et al.* Journal of Central South University[J], 2021, 28(4): 1068-1077.
- [65] KUMAR P, RAMAMURTY U. Acta Materialia[J], 2019, 169: 45-59.
- [66] 王普强, 吴梦杰, 王豫跃, 等. 航空制造技术[J], 2020, 063(010): 56-65.
- WANG P Q, WU M J, WANG Y Y, *et al.* Aeronautical Manufacturing Technology[J], 2020, 063(010): 56-65.
- [67] LI C L, HONG J K, NARAYANA P L, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 799: 140367.
- [68] 李明, 刘洋, 徐怀忠, 等. 材料热处理学报[J], 2019, 40(8): 39-49.
- LI M, LIU Y, XU H Z, *et al.* Transactions of Materials and Heat Treatment[J], 2019, 40(8): 39-49.
- [69] SABBAN R, BAHL S, CHATTERJEE K, *et al.* Acta Materialia[J], 2019, 162: 239-254.
- [70] CAO S, CHU R, ZHOU X, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 744, 357-363.
- [71] YADROITSEV I, YADROITSAVA I. Virtual and Physical Prototyping[J], 2015, 10(2): 1-10.
- [72] LI H, JIA D, YANG Z, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 801: 140415.
- [73] ETTEFAGH A H, ZENG C, GUO S. Additive Manufacturing[J], 2019, 28: 252-258.
- [74] NOELL P J, RODELAS J M, GHANBARI Z N, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2020, 33: 101128.
- [75] 谢乐春, 刘畅, 华林. 材料科学与工艺[J], 2020, 28(3): 116-129.
- XIE L C, LIU C, HUA L. Materials Science and Technology[J], 2020, 28(3): 116-129.
- [76] XIE L C, LIU C, SONG Y L, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2020, 9(2): 2455-2466.
- [77] GAO J B, BEN D D, YANG H J, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2021, 875: 160044.

(编辑 张雨明)