

增材制造 Ti6Al4V 钛合金的激波压缩状态方程与 动态变形机理研究¹⁾

牛洋洋 李统 周文博 盛冬林 鄢阿敏 曹富华 陈艳 汪海英²⁾ 戴兰宏³⁾

(中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室, 北京 100190)

(中国科学院大学工程科学学院, 北京 100049)

摘要 增材制造工艺具有快速成型、结构可控等优势, 有广阔的应用前景, 然而增材制造的合金材料的动态性能研究相对贫乏. 文章针对在国防空天领域应用广泛的 Ti6Al4V 合金, 选取增材制造与锻造 Ti6Al4V 钛合金为研究对象, 利用一级轻气炮系统, 对两种不同工艺的钛合金材料开展不同冲击速度的平板撞击实验, 同时借助光子多普勒测速 (PDV) 系统与阻抗匹配技术获得自由表面的粒子速度和激波速度, 进而得到两种钛合金的 Hugoniot 状态方程. 进一步, 对变形样品微结构开展透射电镜 (TEM) 和电子背散射衍射 (EBSD) 表征, 揭示其动态变形机理. 发现两种合金都具有很高的相变阈值 (锻造合金 > 7.90 GPa, 增材制造合金 > 7.87 GPa) 与冲击弹性极限 HEL (锻造合金为 2.56 GPa, 增材制造合金为 2.78 GPa), 两种 Ti6Al4V 合金的塑性变形机理均为位错滑移主控, 锻造合金在变形后期产生滑移带, 增材制造合金的片层状 α 相与 β 相的相界面起着阻碍位错运动的强化作用, 在变形后期位错线从 α 相中越过相界面滑移至相邻的另一个 α 相中, 位错滑移越过相界面需要较大的应力输入, 因此表现出相比锻造合金更高的冲击弹性极限 HEL.

关键词 增材制造, Ti6Al4V 合金, 冲击压缩, Hugoniot 状态方程, 变形机理

中图分类号: O347 文献标识码: A doi: 10.6052/0459-1879-23-175

SHOCK COMPRESSION EQUATION OF STATE AND DYNAMIC DEFORMATION MECHANISM OF ADDITIVE MANUFACTURED Ti6Al4V TITANIUM ALLOY¹⁾

Niu Yangyang Li Tong Zhou Wenbo Sheng Donglin Yan Amin Cao Fuhua Chen Yan

Wang Haiying²⁾ Dai Lanhong³⁾

(State Key Laboratory of Nonlinear Mechanics, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

(School of Engineering Science, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

Abstract The additive manufacturing (AM) process has the advantages of rapid prototyping and controllable structure, and has broad application prospects. However, the research on the dynamic properties of alloy materials manufactured by

2023-05-06 收稿, 2023-06-07 录用, 2023-06-08 网络版发表.

1) 国家自然科学基金(11988102, 12172367), 国家自然科学基金叶启孙科学基金(U2141204)和爆炸科学与技术国家重点实验室开放课题(KFJJ23-03M)资助项目.

2) 通讯作者: 汪海英, 研究员, 主要研究方向为冲击动力学. E-mail: why@lnm.imech.ac.cn

3) 通讯作者: 戴兰宏, 研究员, 主要研究方向为爆炸冲击动力学、先进金属材料设计与力学行为. E-mail: lhdai@lnm.imech.ac.cn

引用格式: 牛洋洋, 李统, 周文博, 盛冬林, 鄢阿敏, 曹富华, 陈艳, 汪海英, 戴兰宏. 增材制造 Ti6Al4V 钛合金的激波压缩状态方程与动态变形机理研究. 力学学报, 2023, 55(8): 1673-1685

Niu Yangyang, Li Tong, Zhou Wenbo, Sheng Donglin, Yan Amin, Cao Fuhua, Chen Yan, Wang Haiying, Dai Lanhong. Shock compression equation of state and dynamic deformation mechanism of additive manufactured Ti6Al4V titanium alloy. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2023, 55(8): 1673-1685

additive manufacturing is far from adequate. Due to the wide application of Ti6Al4V alloy in the field of national defense and aerospace, in this paper, the additive manufactured and forged Ti6Al4V titanium alloy was studied. The plate impact experiment with different impact velocities was carried out on two kinds of titanium alloys by using the one-stage light gas gun system. In the impact experiment, the particle velocity and the shock wave velocity of the free surface were obtained by means of the photon Doppler velocimetry (PDV) system and the impedance matching technology. The Hugoniot equation of state of the two titanium alloys was established. Furthermore, to reveal the dynamic deformation mechanism of alloys, transmission electron microscopy (TEM) and electron back-scattering diffraction (EBSD) were conducted to characterize the microstructure of the deformed samples. Both alloys were found to have high phase transformation thresholds (> 7.90 GPa for forged alloys and > 7.87 GPa for additively manufactured alloys) and high Hugoniot elastic limit HEL (2.56 GPa for forged alloys and 2.78 GPa for additively manufactured alloys). Both the plastic deformation mechanism of the Ti6Al4V alloys is mainly controlled by dislocation slip. The forged alloy produces slip bands in the late deformation stage. The phase interface between the lamellar α phase and β phase of the additively manufactured alloy acts as a reinforcement that hinders dislocation movement in the later stage of deformation, then the dislocation line slips from the α phase across the phase interface to another adjacent α phase, and the dislocation slip across the phase interface requires a larger stress input, which results in higher HEL value than that the forged alloy.

Key words additive manufacturing, Ti6Al4V alloy, impact compression, Hugoniot equation of state, deformation mechanism

引言

增材制造 (additive manufacturing, AM), 又称“3D 打印”, 是一种通过计算机辅助设计 (CAD), 使用“分层制造和逐层叠加”的方法^[1-7]加工材料及其构件的独特制造方法. 与传统制造技术相比, 增材制造技术可以直接从原材料制造所需的零部件, 最大限度地减少制造复杂形状的原材和时间, 因此, 可以显著改变当前的工程设计流程. 其中, 定向能量沉积 (directed energy deposition, DED) 技术是一种广泛发展的增材制造技术, 它使用高能量密度激光作为热源熔化粉末材料或金属线材, 以制造所需的材料或结构^[8-11], 具有制造效率高、成形尺寸大等优势, 在航空航天等领域具有广阔的应用前景^[12-13].

Ti6Al4V 合金具有低密度、较高的比强度^[14]、优异的生物兼容性和良好的耐腐蚀性^[15]等优点, 使其在工程应用中得到广泛应用^[16-18], 占据了全部钛合金的 50% 以上. 作为增材制造合金大家族中重要的组成部分, 国内外学者对增材制造 Ti6Al4V 合金开展了大量的研究, 邹涛等^[19]采用 3D 打印技术制备了 Ti6Al4V 合金, 并研究了其微观组织演变规律. 研究表明 Ti6Al4V 合金由粗大柱状晶组成, 由于成形过程中的温度梯度, 远离基材区域的晶粒尺寸大于靠近基材区域的晶粒尺寸, 原始柱状晶的内部微

观组织由细针状 α 相马氏体组成. Feng 等^[20]研究了选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) Ti6Al4V 合金结构的准静态力学性能, 提出的准静态分析建模方法能有效预测不同种类的 SLM Ti6Al4V 晶格结构的准静态力学性能, 从而降低设计阶段的成本. Bermani 等^[21]研究了不同制造温度下的电子束熔化 (electron beam melted, EBM) Ti6Al4V 合金的组织多样性、织构和力学性能, 研究表明 899 K 和 973 K 之间的制造温度会显著影响合金材料的微观结构和力学性能, 制造将温度升高到 951 K 以上会导致合金内部微结构晶粒的粗化以及力学性能的下降. Murr 等^[22]对比研究了电子束熔化 (electron beam melted, EBM) 和锻造 Ti6Al4V 合金的力学性能与微观结构, 研究表明具有锻造 Ti6Al4V 合金相比 EBM 合金具有更好的显微硬度值与更高的强度, 但塑性相对 EBM 合金有所降低.

作为结构材料, 在其加工过程和航空航天、国防工业及车辆工程等服役环境中, 会不可避免地遭受冲击载荷. 材料在高应变率条件下其力学性能受到应变硬化效应、应变率硬化效应和热软化效应的共同作用, 材料的动态力学行为与准静态载荷下的变形行为有显著不同^[23]. 因此, 准确认识钛合金材料在高应变率加载条件下的力学行为和变形机理对

于钛合金及其复合材料的工程结构设计和应用有着十分重要的意义. 国内外学者对 Ti6Al4V 合金的动态力学行为开展了大量的研究, 在传统的加工方式方面, Bai 等^[24] 使用 SHTB 实验方法, 研究了 Ti6Al4V 合金的剪切局部化演变行为并对合金变形前后的微结构进行显微观察, 研究表明, 合金内部存在的高位错密度和带内位错墙是 Ti6Al4V 合金剪切局部化的原因. Seo 等^[25] 利用高温分离式霍普金森压杆 (SHPB) 试验系统, 研究了温度、应变和应变速率对 Ti6Al4V 合金的影响, 并根据测试结果确定 Johnson-Cook (JC) 本构方程参数和修正的 JC 本构方程的参数, 研究结果表明, 修正的 JC 本构方程更适合于表达 Ti6Al4V 钛合金在再结晶温度附近的动态行为. 西禹等^[26] 使用材料万能试验机以及 Hopkinson 杆, 测试了增材制造 Ti6Al4V 合金在不同应变率和不同应力状态下的力学性能, 发现取材方向对于合金的不同应变率下的应力-应变曲线差异较小, 并且分别拟合了拉伸和压缩的两套 JC 本构模型参数. Kalita 等^[27] 借助桑迪亚国家实验室的 Z 型机, 研究了 Ti6Al4V 在 0.21 ~ 1.27 TPa 超高压范围内的 Hugoniot 数据, 并为 Ti6Al4V 合金开发了一个高度可靠的多相状态方程 (EOS). 在增材制造加工方式方面, Ming 等^[28] 使用分离式霍普金森压杆, 研究了激光选区熔化 (selective laser melted, SLM) 工艺 Ti6Al4V 合金的动态力学性能, 研究发现在高温和高应变速率下, SLM Ti6Al4V 合金的流变应力显著降低, 但应变速率对锻造 Ti6Al4V 的动态力学性能影响不显著. Yang 等^[29] 研究了激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 制备的 Ti6Al4V 合金沿不同方向的层裂损伤, 以及其潜在的机理和微观组织效应, 并与传统热轧 Ti6Al4V 合金进行了比较. 研究表明, 与传统制造的合金相比, LPBF 制造的合金具有较低的 HEL 但具有与传统合金相似的层裂强度, 且沿不同加载方向力学性能产生了各向异性. 对微观结构定量分析表明, LPBF 试样比传统合金相比裂纹数目小, 平均裂纹长度大. 板条力学性能和损伤的各向异性是由于 LPBF 合金微观结构形貌和结晶组织造成的.

迄今为止, 国内外学者对 Ti6Al4V 合金已经开展了大量实验研究, 关于增材制造钛合金的性能, 特别是在高应变率下的行为的研究仍然十分有限, 因此, 本文选取了增材制造与锻造这两种不同工艺的

Ti6Al4V 合金, 通过开展平板撞击实验, 给出了其在激波压缩条件下的 Hugoniot 状态方程, 并比较了两种不同制造工艺下合金动态行为的差异, 结合金相显微镜、XRD、EBSD 与 TEM 等表征手段, 揭示了两种加工工艺的 Ti6Al4V 合金材料的变形机理.

1 Ti6Al4V 合金材料初始微结构表征

本文选取两种不同工艺 (增材制造工艺、锻造工艺) 的 Ti6Al4V 合金材料为研究对象, 并使用金相显微镜 (OM)、X 射线衍射 (XRD)、电子背散射衍射 (EBSD) 和透射电子显微镜 (TEM) 对两种合金的初始结构进行表征.

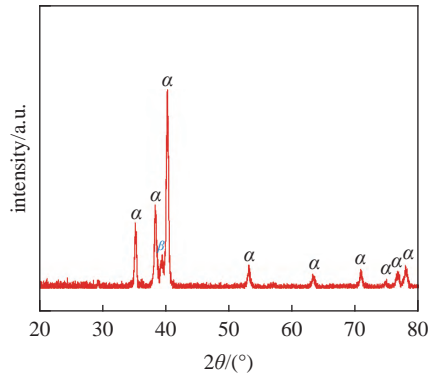
1.1 锻造 Ti6Al4V 合金

锻造 Ti6Al4V 合金由陕西宝鸡市创惠新材料科技股份有限公司提供, 为了确保合金材料分布均匀, 锻造合金铸锭经真空自耗电弧炉熔炼多次, 随后锻造成直径 90 mm, 长度 300 mm 的棒材, 随后在 750 °C 的温度下退火 1 h. 表 1 为 Ti6Al4V 合金铸锭的化学成分组成, 加工工艺符合国标 GB/T31298-2014, 化学成分组成满足国标 GB/T3620.1-2016 的要求.

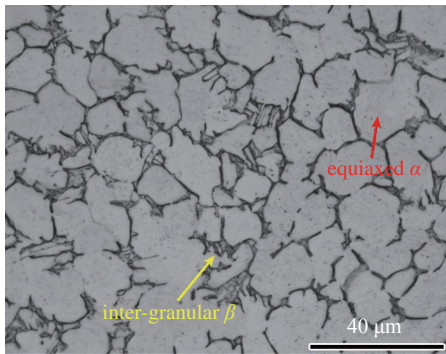
Ti6Al4V 合金为典型的 α 相 + β 相的双相钛合金. 图 1(a) 为锻造 Ti6Al4V 合金的 XRD 图谱, 我们采用配比为 2 ml HF, 6 ml HNO₃, 92 ml 蒸馏水的 Kroll 腐蚀液^[30] 对合金进行金相腐蚀, 图 1(b) 为使用金相显微镜拍摄的 1000 倍率的金相显微镜图片, 从两张图中可以看出, 合金由密排六方的 α 相和体心立方的 β 相组成, 其中 α 相基体晶粒为等轴晶, β 相间断分布在 α 相附近. 进一步对合金进行了 EBSD 分析, 图 1(c) 为合金的 IPF 图像, 图 1(d) 为导出的晶粒尺寸统计直方图, EBSD 图像表明合金的晶粒随机取向, 合金的平均晶粒尺寸为 14.23 μm . 图 1(e) 为在 $[2\bar{1}\bar{1}0]$ 带轴所拍摄的 TEM 图像, 合金 α 相基体中存在清晰的位错线, 位错密度较低, 且位错线相互独立, 未发生缠结等现象, 位错线主要是在锻造过程中形成的.

表 1 锻造 Ti6Al4V 合金化学成分组成 (wt.%)

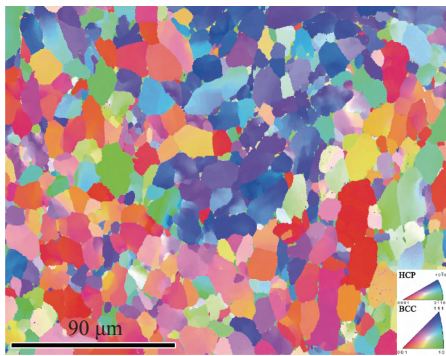
Ti	Al	V	H	O	N	C	Fe
matrix	6.11	4.15	0.002	0.15	0.011	0.01	0.17



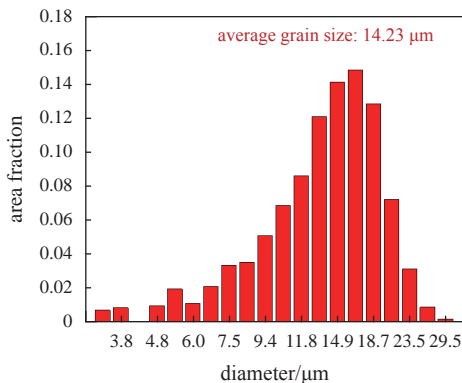
(a) 锻造合金的 XRD 结果
(a) XRD result of the forged alloy



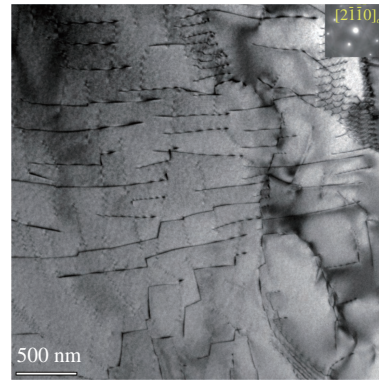
(b) 锻造合金的金相图片
(b) Metallographic picture of the forged alloy



(c) 锻造合金的 EBSD 图像
(c) EBSD image of the forged alloy



(d) 锻造合金的晶粒尺寸统计直方图
(d) Histogram of statistical grain size



(e) 锻造合金的 TEM 照片
(e) TEM image of the forged alloy

图 1 锻造 Ti6Al4V 合金的初始微观结构和相组成
Fig. 1 Microstructures and phase compositions of the forged Ti6Al4V alloy

1.2 增材制造 Ti6Al4V 合金

增材制造 Ti6Al4V 合金由激光定向能量沉积 (directed energy deposition, DED) 工艺加工成形, 由广州鑫研锦增材科技有限公司提供. 合金由采用 AMC-M150D 激光定向能量沉积金属增材设备成形, 合金粉末的成分如表 2 所示, 加工工艺参数见表 3, AM 合金的铸锭如图 2 所示.

由于在成形过程中激光与合金粉末之间局部存在着很高的热能输入以及二者极短的相互作用时间, 所以增材制造合金的冷却速率和温度梯度都远比传统制造过程来得大, 使得合金铸锭有较高的残余应力^[31], 影响合金的力学性能. 因此, 对增材制造合金铸锭进行退火, 退火温度设置为 800 °C, 时间设置为 4 h, 同时为了防止在退火时合金氧化, 选择氩气作为合金退火时的保护气.

图 3(a) 给出了热处理增材制造合金的 X 射线衍射图谱 (红色线所示). 从图中可以看出, 增材制造合金为 α 相 + β 相的双相结构, 合金由密排六方的 α 相和体心立方的 β 相组成. 图 3(b) 为增材制造合金的 EBSD IPF 图, 从图中可知, 增材制造合金基体为片层组织结构, 片层组织是由于增材制造过程中反复的熔化和凝固造成的一种独特的相结构^[32], 根据图 3(c) 晶粒尺寸统计图可以计算出合金晶粒尺寸约

表 2 AM Ti6Al4V 粉末的化学成分组成 (wt.%)

Table 2 Chemical composition of additively manufactured Ti6Al4V powders (wt.%)

Ti	Al	V	H	O	N	C	Fe
matrix	6.56	4.35	0.004	0.072	0.014	0.018	0.026

为 3.94 μm , 表明片层结构的宽度为 3.94 μm . 进一步对其进行 TEM 分析, 从图 3(d) 中可以看到清晰的片层结构, 衍射斑点对应着 HCP 结构的 $[2\bar{1}1]_0$ 带轴, 合金片层之间的间隙对应的衍射斑点为 BCC 结构的 $[001]_b$ 带轴, 说明增材制造合金中的 β 相间隙分布在 α 相基体当中. 图 3(e) 为 α 相和 β 相两相相界面处的高分辨 TEM 图像, 通过观察其 SAD 形貌, 可以看出图 3(e) 上部黄色部分主要是 β 相结构, 下部红色部分为 α 结构, 合金两相部分连续, 共格关系较好.

表 3 AM Ti6Al4V 合金工艺参数

Table 3 Process parameters of AM Ti6Al4V alloy

Laser power/W	Scanning speed/ ($\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$)	Powder feed rate/ ($\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$)	Layer thickness/mm	Spot diameter/mm
2400	1500	15	1.0	0.5

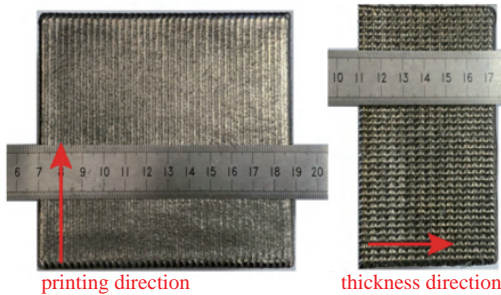
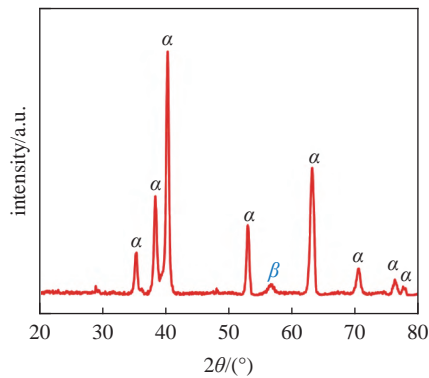
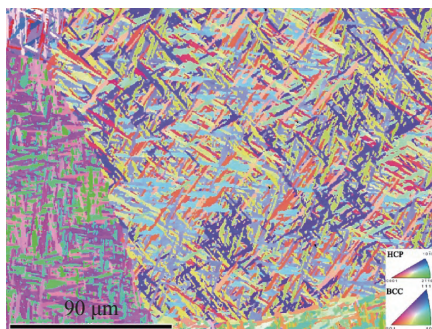


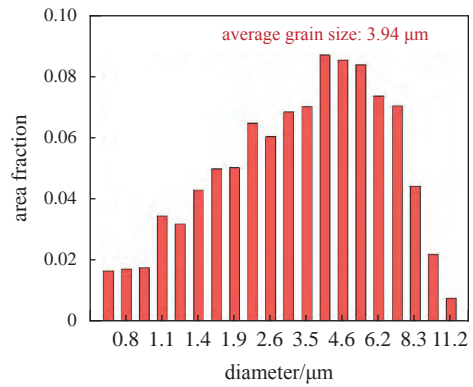
图 2 AM Ti6Al4V 合金铸锭
Fig. 2 AM Ti6Al4V alloy ingot



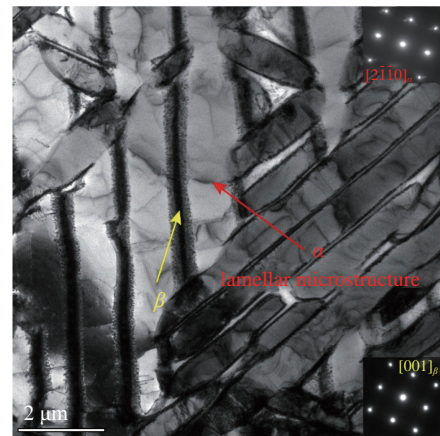
(a) 增材制造合金的 XRD 结果
(a) XRD result of the AM alloy



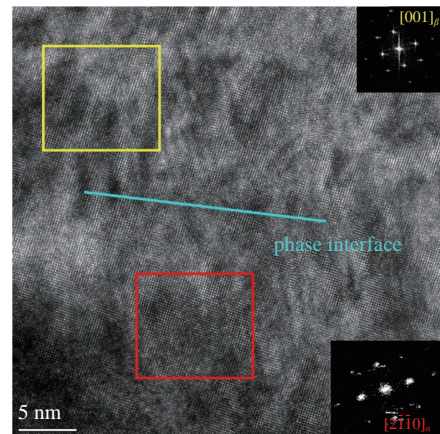
(b) 增材制造合金的 EBSD 图像
(b) EBSD image of the AM alloy



(c) 增材制造合金的晶粒尺寸统计直方图
(c) Histogram of statistical grain size



(d) 增材制造合金的 TEM 照片
(d) TEM image of the AM alloy



(e) 增材制造合金的 HRTEM 照片
(e) HRTEM image of the AM alloy

图 3 增材制造合金的初始微观结构和相组成

Fig. 3 Microstructures and phase compositions of the AM alloy

2 平板撞击实验

为了研究两种不同工艺 Ti6Al4V 合金的动态力学行为, 利用中国科学院力学研究所冲击动力学实验室装备的口径为 $\Phi 101\text{ mm}$ 的一级轻气炮系统, 对两种合金各进行了 4 组平板撞击实验, 研究其在高

应变率下的激波压缩状态方程与动态变形机理。

2.1 实验设置

平板撞击实验装置示意图如图4所示。实验采用高压氮气驱动黏附在低阻抗聚碳酸酯基板上的飞板, 撞击作为靶板的 Ti6Al4V 合金。为了获得不同的碰撞应力, 选用两种不同波阻抗的标准材料作为飞板, 分别是低阻抗的 Al-6061 合金以及高阻抗的无氧铜 OFHC, 其基本物理性能参数如表4所示。其中, 密度 ρ 由阿基米德排水法测得; 材料的纵波声速 C_L 、Hugoniot 参数 c_0 和 s 均采用 LASL 实验室出版的数据^[33]; Y_0 为初始屈服强度, ν 为泊松比, HEL 为材料的冲击弹性极限, 表示材料在冲击压缩条件下承受塑性变形的能力, 有近似计算公式 $HEL = (1 - \nu) / [1 - 2\nu] Y_0$ 。

表5列出了两种靶板材料的基本物性参数, 两种合金材料的弹性纵波声速 C_L 由超声波测厚仪, 利用声波时差法测得, 合金材料的密度 ρ 是利用阿基米德法(排水法)测得的。

飞板尺寸为 $\Phi 76 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$, 靶板尺寸约为 $\Phi 30 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 。样品和飞板都经过仔细打磨和抛光, 实验中飞板和靶板的平面度为 $5 \mu\text{m}$, 以确保一

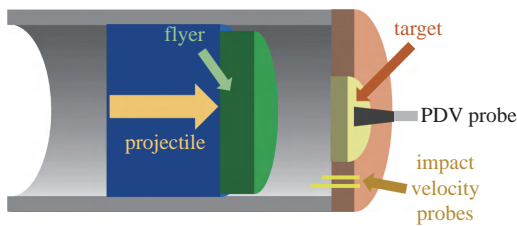


图4 平板撞击实验示意图

Fig. 4 Schematic diagram of plate impact experiment

表4 飞板材料的基本物性参数

Table 4 Basic physical parameters of flyer materials

Alloy	$\rho/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$	$C_L/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	$c_0/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	s	Y_0/GPa	ν	HEL/GPa
Al-6061	2703	6400	5350	1.34	0.06	0.33	0.12
OFHC	8924	4760	3910	1.51	0.20	0.35	0.43

表5 靶板材料的基本物性参数

Table 5 Basic physical parameters of target materials

Material	$C_L/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	$\rho/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$
forged alloy	5822.17	4337
AM alloy	6133.92	4313

维应变状态。一对嵌入环氧树脂支架中的同轴电探针记录冲击速度, 并使用光子多普勒测速 (PDV) 系统^[34-35] 测量自由表面的粒子速度, 具体的实验设置列于表6中。

表6 Ti6Al4V 合金平板撞击实验设置

Table 6 Ti6Al4V alloy plate impact test setup

Number	Flyer	Target	Impact velocity/ $(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	Target thickness/mm
1-1	Al-6061	forged alloy	520.57	2.19
1-2	OFHC	forged alloy	447.81	2.19
1-3	OFHC	forged alloy	516.83	2.29
1-4	OFHC	forged alloy	573.39	2.01
2-1	Al-6061	AM alloy	516.84	1.86
2-2	OFHC	AM alloy	447.81	1.76
2-3	OFHC	AM alloy	495.78	1.79
2-4	OFHC	AM alloy	556.83	1.69

为了对冲击后的试样进行微结构表征, 本实验中采用了“软回收”技术, 可以确保碰撞后试样在短时间内速度降为0, 而不会改变冲击后试样内部的微观结构。

2.2 实验结果

图5为PDV系统采集的两种工艺的Ti6Al4V合金的自由面粒子速度曲线, 可以从图中看到很明显的双波结构。试样最初由弹性前驱波加载, 该前驱波以试样的纵向声速 c_L 传播,

当试样中的应力达到 Hugoniot 弹性极限 (HEL) 后, 材料发生屈服, 更高的载荷通过塑性波在试样内传播, 直到达到应力峰值。根据 Rankine-Hugoniot 和阻抗匹配关系, 可以由自由面粒子速度曲线得到不同时刻试样内的粒子速度 u_p , 如可由自由面粒子速度的第一个平台可以求出 Hugoniot 弹性极限对应的粒子速度 u_{HEL} , 并进一步计算得到对应材料的 HEL

$$HEL = \rho c_L u_{HEL} \quad (1)$$

根据应力波原理结合阻抗匹配法^[36-39], 可以计算得到实验冲击波速度 U_s , 由冲击波波阵面上的动力学相容条件

$$\sigma = \rho U_s u \quad (2)$$

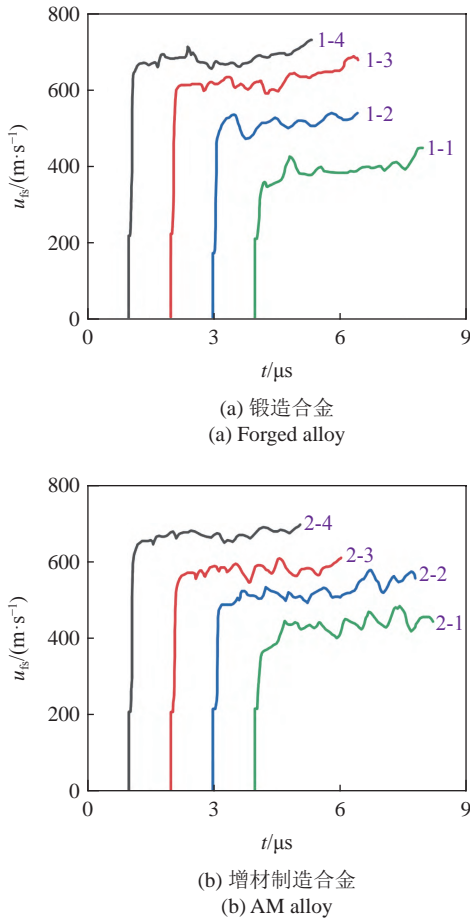


图 5 PDV 系统采集的 Ti6Al4V 平板撞击实验中自由面质点速度历程
Fig. 5 Time-history curves of free surface particle velocity measured by PDV system

在本实验中, 即

$$\sigma_{\text{peak}} - \sigma_{\text{HEL}} = \rho U_s (u_p - u_{\text{HEL}}) \quad (3)$$

因此, 得到冲击波速度的计算公式为

$$U_s = \frac{1}{\rho} \frac{\sigma_{\text{peak}} - \sigma_{\text{HEL}}}{u_p - u_{\text{HEL}}} \quad (4)$$

此外, 试样中的平均应变率可以根据下面的公式进行估算

$$\dot{\epsilon} = \frac{u_p}{L} \quad (5)$$

其中, L 为靶板材料的厚度。

根据式 (1) ~ 式 (5), 可以计算出各发实验中试样内的质点速度、冲击波速度、 HEL 和平均应变率等, 列于表 7。

将表 6 中给出的冲击速度 U_s 与粒子速度 u_p 绘制在图 6 中. 可以建立合金的冲击 Hugoniot 状态方

表 7 Ti6Al4V 合金平板撞击实验数据汇总

Table 7 Summary of Ti6Al4V alloy plate impact test data

Number	HEL/GPa	$\sigma_{\text{peak}}/\text{GPa}$	$u_p/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	$U_s/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$
1-1	2.63	4.71	211.76	4459.18	9.67×10^4
1-2	2.15	5.93	277.21	4534.50	1.27×10^5
1-3	2.80	7.10	327.12	4590.96	1.43×10^5
1-4	2.73	7.90	364.49	4650.17	1.81×10^5
2-1	2.83	4.77	204.11	4633.22	1.10×10^5
2-2	2.81	6.11	283.09	4711.77	1.61×10^5
2-3	2.73	6.81	302.84	4739.50	1.69×10^5
2-4	2.73	7.87	384.78	4848.78	2.28×10^5

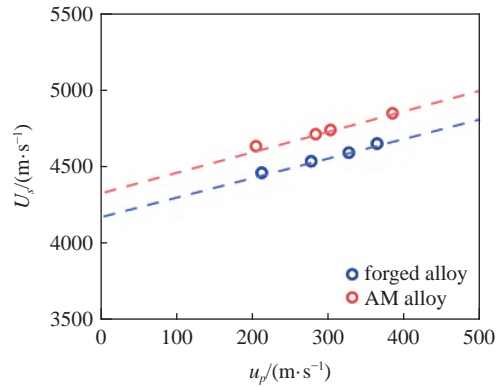


图 6 Ti6Al4V 合金 Hugoniot 拟合结果
Fig. 6 Hugoniot fitting results of Ti6Al4V alloy

程. Hugoniot 状态方程常用来描述合金材料在超高压条件下的变形行为. 对于大多数固体材料, 冲击波速度与质点速度通常满足线性关系, Hugoniot 状态方程的具体形式为^[23,40-42]

$$U_s = c_0 + s \cdot u_p \quad (6)$$

式中, U_s 与 u_p 分别为冲击波速度与波阵面后的粒子速度, c_0 为材料的零压激波波速, s 为线性 Hugoniot 斜率. 根据图 6, 可以确定增材制造钛合金和铸造钛合金的 c_0 分别为 4147.5 m/s 与 4326.7 m/s, s 分别为 1.418 与 1.428.

基于冲击 Hugoniot 状态方程, 我们可以写出材料的 Mie-Grüneisen 状态方程

$$p = p_H + \gamma \rho (E - E_H) \quad (7)$$

式中, γ 为 Grüneisen Gamma 系数

$$\gamma \approx 2s - 1 \tag{8}$$

两种钛合金的 Grüneisen Gamma 系数 γ 分别为 1.836 与 1.856.

表 8 列出了两种合金材料的 *HEL* 和状态方程的参数. 可以看出, 两种合金都具有很高的冲击弹性极限, 其中增材制造合金的 *HEL* 相比锻造合金的更高 (8.6%), 表明增材制造合金能承受更大的冲击载荷而不发生塑性变形. 增材制造合金有更高的 Hugoniot 参数 c_0 与 s , 表明在零压下增材制造合金中的冲击波传播速度更快.

表 8 Ti6Al4V 合金 Hugoniot 状态方程参数

Table 8 Hugoniot equation of state parameters of Ti6Al4V alloy

Alloy	<i>HEL</i> /GPa	c_0 /(m·s ⁻¹)	s	γ
forged alloy	2.56	4147.5	1.418	1.836
AM alloy	2.78	4326.7	1.428	1.856

3 Ti6Al4V 合金冲击变形机理分析

冲击压缩后软回收的两种不同工艺合金试样均未发生碎裂, 为了研究在激波压缩条件下两种不同工艺 Ti6Al4V 合金的变形机理, 我们使用多种表征手段 (XRD, EBSD 和 TEM), 分析不同应力状态下的软回收试样相结构变化, 微结构形貌演化过程.

3.1 锻造 Ti6Al4V 合金

图 7 为各次平板撞击实验所得到的锻造 Ti6Al4V 合金软回收样品 XRD 观测结果, 其中 1-0 为变形前试样的 XRD 衍射曲线, 可以看出随着撞击应力逐渐增加, 合金的各个衍射峰并没有发生显著变化, 表明合金在冲击变形中并没有发生相变^[43], 同时由于在 PDV 系统采集到的自由面速度时程曲线中并没有观测到由于相变引起的三波结构, 所以认为锻造 Ti6Al4V 合金的相变应力阈值高于 7.90 GPa.

我们对 4 种不同冲击应力状态下软回收试样进行 EBSD 分析, 如图 8 所示, 图中从上到下分别表示冲击应力由小到大的 4 个试样 (试样 1-1, 1-2, 1-3, 1-4). 从合金的 IPF 图 (图 8(a), 8(e), 8(i), 8(m)) 和 IQ 图 (图 8(b), 8(f), 8(j), 8(n)) 中可以粗略看出存

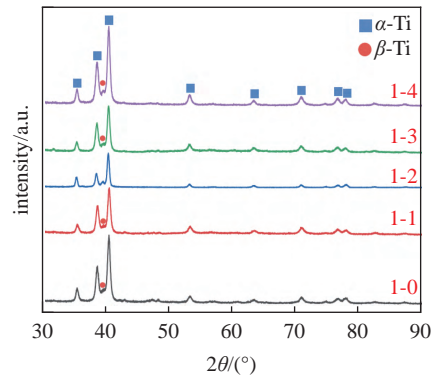


图 7 锻造 Ti6Al4V 合金软回收样品 XRD 观测结果
Fig. 7 XRD observation results of soft recovered samples of forged Ti6Al4V alloy

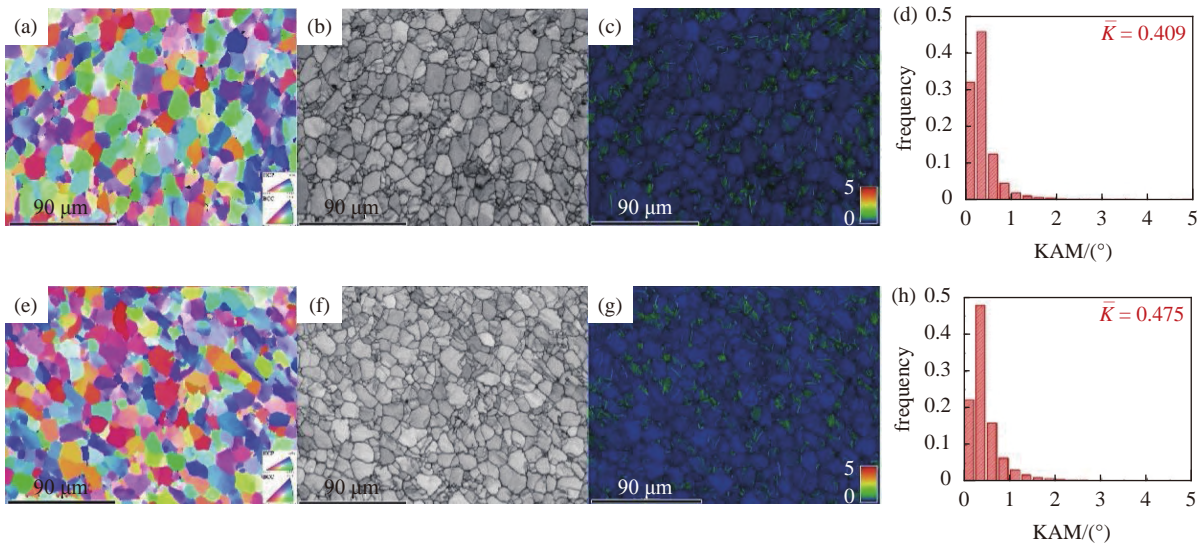


图 8 锻造 Ti6Al4V 合金软回收样品 EBSD 观测结果
Fig. 8 EBSD observation results of soft recovered samples of forged Ti6Al4V alloy

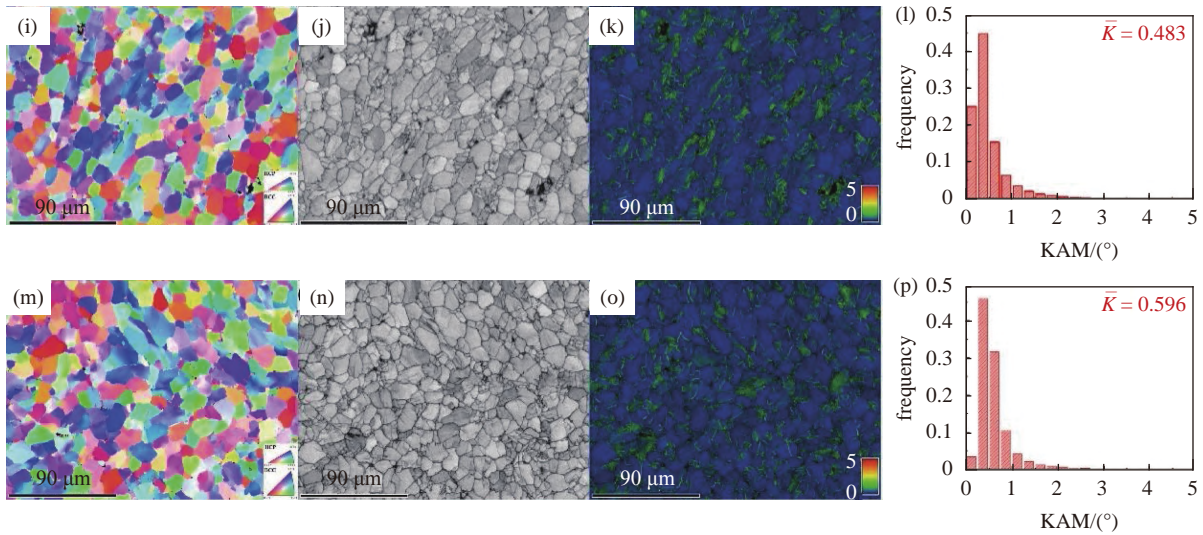


图 8 锻造 Ti6Al4V 合金软回收样品 EBSD 观测结果 (续)

Fig. 8 EBSD observation results of soft recovered samples of forged Ti6Al4V alloy (continued)

在晶粒细化的情况, 在最高应力状态 (图 8(n)) 中, 合金晶粒内部存在清晰可见的滑移系, 我们认为是出现亚晶粒的前兆。

KAM (kernel average misorientation) 图是局部错配角分析中最常用的方法, 用来反映晶体材料局部应变分布的情况^[44]。分析图中的 KAM 图 (图 8(e), 8(g), 8(k), 8(o)) 可以看出, 随着冲击应力的逐渐升高, 合金内部的应变逐渐升高, 在应变较小时, 合金内应变主要集中在晶界之间, 随着应力的逐渐升高, 塑性变形开始从晶界间隙延伸至晶粒内部。而且 KAM 值还可以用来计算晶体材料中的几何必须位错密度^[45]

$$\rho^{GND} = 2KAM_{ave}/(\mu b) \quad (9)$$

其中, b 是 Burgers 向量, μ 是晶粒尺寸。

从图 8 中可以看出, 随着冲击应力的增加, 合金的 KAM 值 (图 8(d), 8(h), 8(l), 8(p)) 有显著的变化 (提升了 45.7%), 表明相比最低应力状态时, 合金内部的几何必须位错数量有了显著的提升, 应变率硬化的主要原因可以归结于显著提升的位错运动阻力。

对冲击变形后的试样进行 TEM 分析, 图 9 分别对应 4 种不同应力状态下 (试样 1-1, 1-2, 1-3, 1-4) 合金的 TEM 图像, 合金中最开始仅仅存在少量的位错线, 位错之间也没发生纠缠, 而在更高应力状态下的试样中观察到位错密度显著升高, 位错之间发生大量纠缠, 在位错之外还观察到了少量的滑移带。锻造 Ti6Al4V 合金在冲击载荷下塑性变形机制为位错滑移主控。

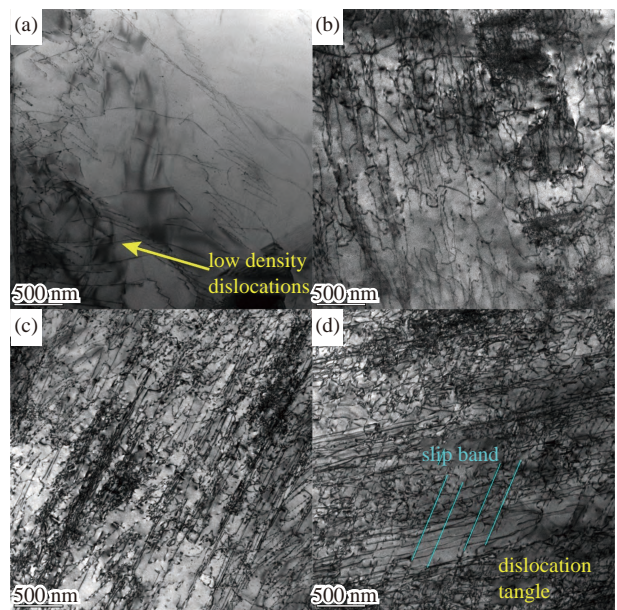


图 9 锻造 Ti6Al4V 合金的 TEM 图像

Fig. 9 TEM image of forged Ti6Al4V alloy

3.2 AM Ti6Al4V 合金

我们对冲击压缩后软回收的 AM Ti6Al4V 合金进行微结构表征。图 10 为各次实验所得到的增材制造合金的 XRD 观测结果, 2-0 为实验前的样品 XRD 曲线, 从图 10 中可以看出, 随着冲击压缩的增加, 合金的衍射峰位置与未变形试样的衍射峰的位置几乎相同, 且合金在冲击变形中的自由面时程曲线中也没有观察到明显的三波结构, 表明 AM Ti6Al4V 合金在变形过程中未发生明显的相变。合金的相变应力大于 7.87 GPa。

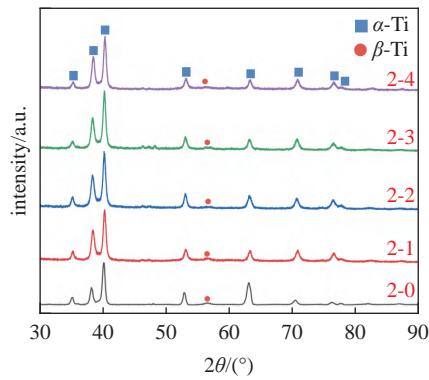


图 10 AM Ti6Al4V 合金软回收样品 XRD 观测结果

Fig. 10 XRD observation results of soft recovered samples of AM Ti6Al4V alloy

同样对 AM Ti6Al4V 合金进行 EBSD 分析, 图 11 为软回收试样的 EBSD 图像, 从上至下对应着碰撞

应力由小到大的 4 种不同应力状态 (试样 2-1, 2-2, 2-3, 2-4) 试样的 EBSD 图像, 每一行从左至右均分别为试样的 IPF 图 (图 11(a), 11(e), 11(i), 11(m))、IQ 图 (图 11(b), 11(f), 11(j), 11(n))、KAM 图 (图 11(e), 11(g), 11(k), 11(o)) 以及 KAM 统计图 (图 11(d), 11(h), 11(l), 11(p)). 可以看出随着应力状态逐渐升高, 板条的宽度逐渐减小, 与锻造合金类似, 增材制造合金内同样存在动态 Hall-Petch 关系. 从 KAM 图中可以看出, 应力状态的升高使得合金的应变从晶界延伸到了晶内, 最高应力状态的 KAM 统计平均值相比最低应力状态提升了 20%, 表明更高的冲击应力使得增材制造合金内部更多的几何必须位错被激活, 承担塑性变形.

对冲击变形后软回收的试样进行 TEM 分析,

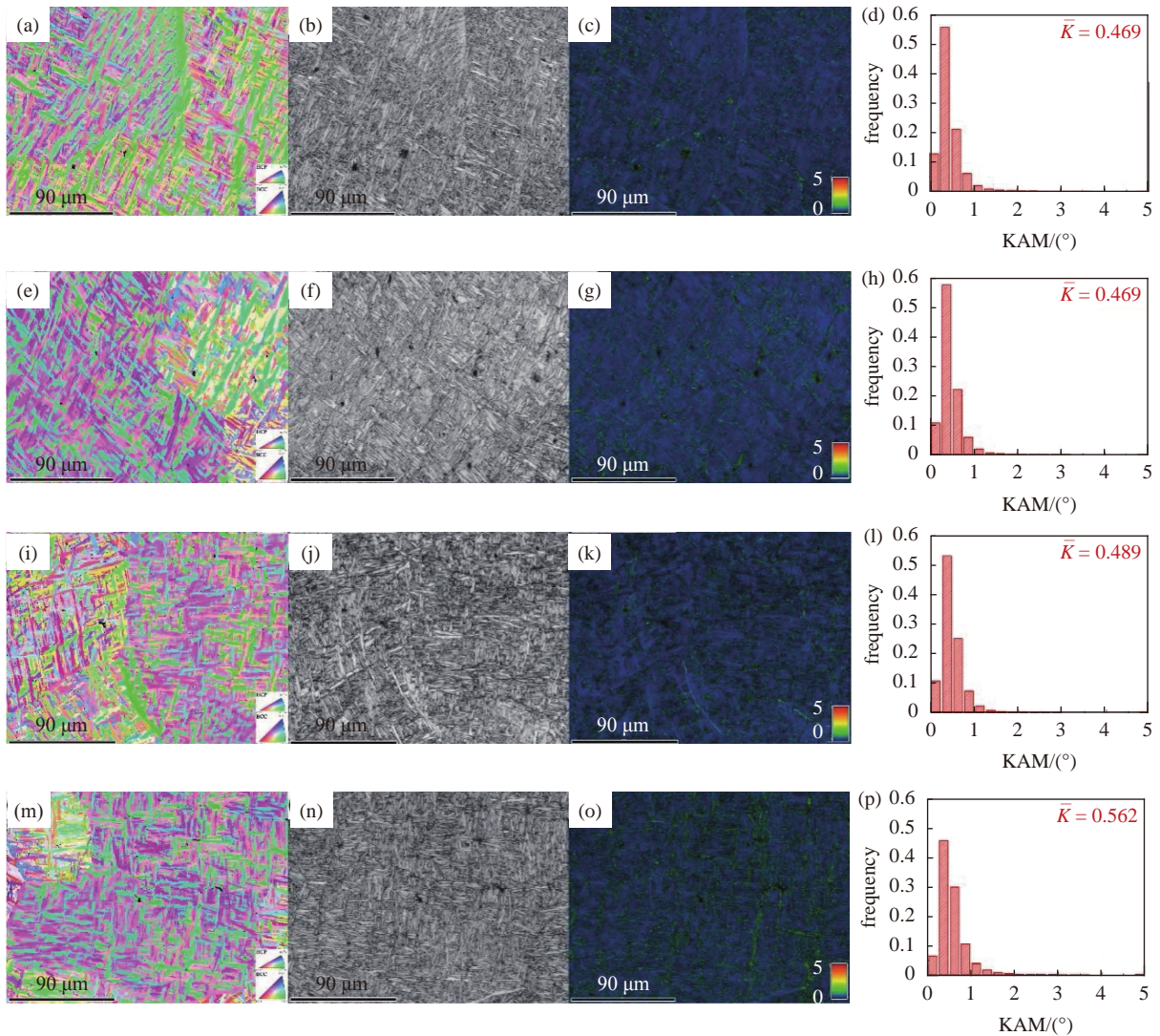


图 11 AM Ti6Al4V 合金软回收样品 EBSD 图像

Fig. 11 EBSD results of soft recovered samples of AM Ti6Al4V alloy

图 12 是 4 种不同应力状态下 (试样 2-1, 2-2, 2-3, 2-4) 增材制造合金的 TEM 图像, 在最低应力状态 (试样 2-1) 下, 板条状 α 相内存在低密度位错, 平直的 β 相阻碍位错线延伸至相邻的 α 相内, 阻碍位错运动。在应力状态 2 (试样 2-2) 下, 位错密度依然不高, 但是与最低应力状态相比, 位错开始从 α 相的一个晶粒中穿过 β 相, 延伸至另一个 α 晶粒内。由于冲击压缩向材料内输入的应力使得位错越过阻碍位错运动的相界。随着输入的应力进一步增加 (试样 2-3 和试样 2-4), 合金内部的位错密度进一步增加, 位错发生纠缠, 在相界两边也都有高密度位错存在, AM Ti6Al4V 合金在冲击载荷下塑性变形机制为位错滑移主控, α 相和 β 相的相界起着阻碍位错运动的强化作用, 使得增材制造合金相比锻造合金有着更高的冲击弹性极限。

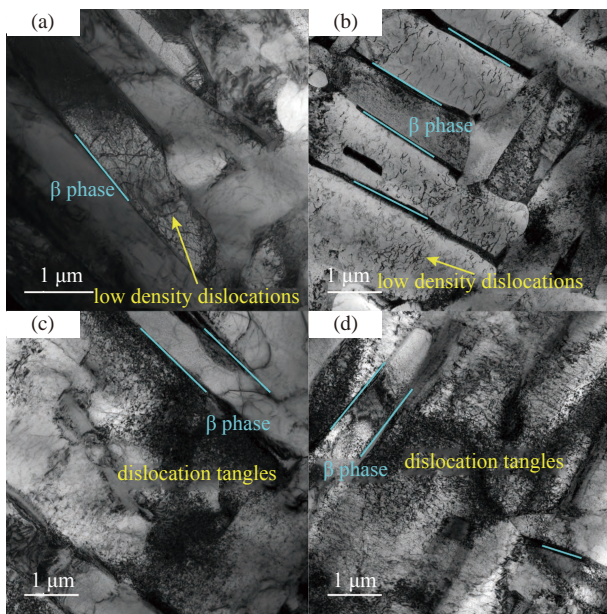


图 12 AM Ti6Al4V 合金的 TEM 图像
Fig. 12 TEM image of AM Ti6Al4V alloy

4 结论

本文通过平板撞击实验结合微观结构表征手段, 系统地研究了增材制造 Ti6Al4V 合金和锻造 Ti6Al4V 合金的激波压缩状态方程与动态变形机理, 主要结论可以归纳为以下几点。

(1) 两种合金均为 α 相为基体、 β 相间隙分布在 α 基体之间的双相结构; 锻造合金为平均晶粒尺寸为 $14 \mu\text{m}$ 的等轴晶, 而增材制造合金为宽度为 $4 \mu\text{m}$ 的板条状结构, 板条状结构为成形过程中反复

熔化和凝固形成的。

(2) 通过对两种不同工艺的 Ti6Al4V 合金开展各 4 组不同应力状态的平板撞击实验, 研究了两种合金的激波压缩力学性能, 获得了两种合金的冲击弹性极限 HEL (锻造合金为 2.56 GPa , 增材制造合金为 2.78 GPa), 两种合金都有着很高的 HEL , 增材制造合金的 HEL 比锻造合金的更高, 表明增材制造合金在冲击载荷下能承受更大的载荷而不发生塑性变形。

(3) 通过平板撞击实验, 结合应力波原理与阻抗匹配法, 建立了两种合金的 Hugoniot 状态方程, 给出了两种合金的 Hugoniot 状态方程参数。

(4) 对两种合金材料的软回收试样分别进行了 XRD, EBSD 和 TEM 表征, 结果表明两种合金都具有较高的相变应力 (高于 7.80 GPa); 随着冲击应力的增加, 两种合金均存在晶粒细化现象, KAM 值显著提升, 表明合金内部几何必要位错随着冲击应力的增加显著升高; 两种合金的变形方式都由位错运动主导, 两种合金的位错密度显著升高, 高位错密度使得锻造合金内部产生了滑移系, 使得增材制造合金内部 α 晶粒中的位错越过相界, 滑移至相邻的另一个 α 晶粒内, 位错滑移越过相界面需要较大的应力输入, 这是增材制造合金的 HEL 更高的原因。

参 考 文 献

- Herzog D, Seyda V, Wycisk E, et al. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 2016, 117: 371-392
- Sames WJ, List FA, Pannala S, et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews*, 2016, 61(5): 315-360
- Svetlizky D, Zheng B, Vyatskikh A, et al. Laser-based directed energy deposition (DED-LB) of advanced materials. *Materials Science and Engineering A*, 2022, 840: 142967
- Ngo TD, Kashani A, Imbalzano G, et al. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B: Engineering*, 2018, 143: 172-196
- 陈泽坤, 蒋佳希, 王宇嘉等. 金属增材制造中的缺陷、组织形貌和成形材料力学性能. *力学学报*, 2021, 53(12): 3190-3205 (Chen Zekun, Jiang Jiayi, Wang Yujia, et al. Defects, microstructure and mechanical properties of formed materials in metal additive manufacturing. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2021, 53(12): 3190-3205 (in Chinese))
- 廉艳平, 王潘丁, 高杰等. 金属增材制造若干关键力学问题研究进展. *力学进展*, 2021, 51(3): 648-701 (Lian Yanping, Wang Panding, Gao Jie, et al. Research progress on several key mechanical issues in

- metal additive manufacturing. *Advances in Mechanics*, 2021, 51(3): 648-701 (in Chinese))
- 7 陈泽坤, 李晓雁. 金属增材制造过程中材料微观组织演化的模拟研究. *力学进展*, 2022, 52(2): 397-409 (Chen Zekun, Li Xiaoyan. Simulation study on material microstructure evolution during metal additive manufacturing. *Advances in Mechanics*, 2022, 52(2): 397-409 (in Chinese))
- 8 Svetlizky D, Das M, Zheng B, et al. Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications. *Materials Today*, 2021, 49: 271-295
- 9 Zhai Y, Lados DA, Brown EJ, et al. Understanding the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V and Inconel 718 alloys manufactured by laser engineered net shaping. *Additive Manufacturing*, 2019, 27: 334-344
- 10 Wang J, Zhou X, Li J, et al. A comparative study of Cu-15Ni-8Sn alloy prepared by L-DED and L-PBF: Microstructure and properties. *Materials Science and Engineering A*, 2022, 840: 142934
- 11 Gorunov AI. Additive manufacturing of Ti6Al4V parts using ultrasonic assisted direct energy deposition. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 59: 545-556
- 12 黄辰阳, 陈嘉伟, 朱言言等. 激光定向能量沉积的粉末尺度多物理场数值模拟. *力学学报*, 2021, 53(12): 3240-3251 (Huang Chenyang, Chen Jiawei, Zhu Yanyan, et al. Powder-scale multiphysics numerical simulation of laser directed energy deposition. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2021, 53(12): 3240-3251 (in Chinese))
- 13 李鹏飞, 李亮亮, 周建忠等. 激光增材制造不同成分变化率 316L/IN718 功能梯度材料组织性能研究. *机械工程学报*, 2022, 58(17): 226-239 (Li Pengfei, Li Liangliang, Zhou Jianzhong, et al. Study on microstructure and properties of 316L/IN718 functionally graded material with different composition change rates in laser additive manufacturing. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2022, 58(17): 226-239 (in Chinese))
- 14 Yang X, Ma W, Zhang Z, et al. Ultra-high specific strength Ti6Al4V alloy lattice material manufactured via selective laser melting. *Materials Science and Engineering A*, 2022, 840: 142956
- 15 Philip JT, Mathew J, Kuriachen B. Tribology of Ti6Al4V: A review. *Friction*, 2019, 7(6): 497-536
- 16 Nemat-Nasser S, Guo WG, Nesterenko VF, et al. Dynamic response of conventional and hot isostatically pressed Ti-6Al-4V alloys: experiments and modeling. *Mechanics of Materials*, 2001, 33(8): 425-439
- 17 Christoph L, Peters M. Titanium and Titanium Alloys. John Wiley, 2003
- 18 Zhang D, Qiu D, Gibson MA, et al. Additive manufacturing of ultrafine-grained high-strength titanium alloys. *Nature*, 2019, 576(7785): 91-95
- 19 邹涛, 张敏, 陈长军等. 激光增材制造 (3D 打印) 制备钛合金的微观组织研究. *应用激光*, 2016, 36(3): 286-290 (Zou Tao, Zhang Min, Chen Changjun, et al. Microstructure research on titanium alloy prepared by laser additive manufacturing (3D printing). *Applied Laser*, 2016, 36(3): 286-290 (in Chinese))
- 20 Feng Q, Tang Q, Liu Y, et al. Quasi-static analysis of mechanical properties of Ti6Al4V lattice structures manufactured using selective laser melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 94(5-8): 2301-2313
- 21 Al-Bermani SS, Blackmore ML, Zhang W, et al. The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, 41(13): 3422-3434
- 22 Murr LE, Esquivel EV, Quinones SA, et al. Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti-6Al-4V biomedical prototypes compared to forged Ti-6Al-4V. *Materials Characterization*, 2009, 60(2): 96-105
- 23 Meyers MA. Dynamic Behavior of Materials. John Wiley & Sons, 1994
- 24 Bai Y, Xuc Q, Xu Y, et al. Characteristics and microstructure in the evolution of shear localization in Ti-6Al-4V alloy. *Mechanics of Materials*, 1994, 17(2): 155-164
- 25 Seo S, Min O, Yang H. Constitutive equation for Ti-6Al-4V at high temperatures measured using the SHPB technique. *International Journal of Impact Engineering*, 2005, 31(6): 735-754
- 26 西禹, 张强, 张欣钥等. 增材制造 TC4 钛合金的动态力学行为研究. *力学学报*, 2022, 54(2): 425-444 (Xi Yu, Zhang Qiang, Zhang Xinyao, et al. Research on dynamic mechanical behavior of additively manufactured TC4 titanium alloy. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2022, 54(2): 425-444 (in Chinese))
- 27 Kalita P, Cochrane KR, Knudson MD, et al. Ti-6Al-4V to over 1.2 TPa: Shock Hugoniot experiments, ab initio calculations, and a broad-range multiphase equation of state. *Physical Review B*, 2023, 107(9): 094101
- 28 Ming W, Chen J, An Q, et al. Dynamic mechanical properties and machinability characteristics of selective laser melted and forged Ti6Al4V. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 271: 284-292
- 29 Yang K, Yang X, Zhang ZL, et al. Spall damage in laser-powder-bed-fusion manufactured Ti-6Al-4V: Mechanisms and microstructure effects. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 947: 169379
- 30 Lu SL, Qian M, Tang HP, et al. Massive transformation in Ti-6Al-4V additively manufactured by selective electron beam melting. *Acta Materialia*, 2016, 104: 303-311
- 31 Luo Z, Zhao Y. A survey of finite element analysis of temperature and thermal stress fields in powder bed fusion Additive Manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2018, 21: 318-332
- 32 Xu W, Brandt M, Sun S, et al. Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition. *Acta Materialia*, 2015, 85: 74-84
- 33 LASL Shock Hugoniot Data. University of California Press, 1980
- 34 Dolan DH. Extreme measurements with photonic doppler velocimetry (PDV). *Review of Scientific Instruments*, 2020, 91(5): 051501
- 35 Liu S, Wang D, Li T, et al. Analysis of photonic Doppler velocimetry data based on the continuous wavelet transform. *Review of*

- Scientific Instruments*, 2011, 82(2): 023103
- 36 Hu J, Dai C, Yu Y, et al. Sound velocity measurements of tantalum under shock compression in the 10-110 GPa range. *Journal of Applied Physics*, 2012, 111(3): 033511
- 37 Xi F, Yu Y, Dai C, et al. Shock compression response of a Zr-based bulk metallic glass up to 110 GPa. *Journal of Applied Physics*, 2010, 108(8): 083537
- 38 Specht PE, Brown NP. Shock compression response of additively manufactured AlSi10 Mg. *Journal of Applied Physics*, 2021, 130(24): 245104
- 39 Hawkins MC, Thomas S, Hixson RS, et al. Dynamic properties of FeCrMnNi, a high entropy alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2022, 840: 142906
- 40 Mitchell AC, Nellis WJ. Shock compression of aluminum, copper, and tantalum. *Journal of Applied Physics*, 1981, 52(5): 3363-3374
- 41 McQueen RG, Marsh SP. Equation of state for nineteen metallic elements from shock-wave measurements to two megabars. *Journal of Applied Physics*, 1960, 31(7): 1253-1269
- 42 Holmes NC, Moriarty JA, Gathers GR, et al. The equation of state of platinum to 660 GPa (6.6 Mbar). *Journal of Applied Physics*, 1989, 66(7): 2962-2967
- 43 唐志平. 冲击相变. 科学出版社, 2008 (Tang Zhiping. Shock Phase Transition. Science Press, 2008 (in Chinese))
- 44 Rui SS, Han QN, Wang X, et al. Correlations between two EBSD-based metrics Kernel average misorientation and image quality on indicating dislocations of near-failure low alloy steels induced by tensile and cyclic deformations. *Materials Today Communications*, 2021, 27: 102445
- 45 Qiao Y, Chen Y, Cao FH, et al. Dynamic behavior of CrMnFeCoNi high-entropy alloy in impact tension. *International Journal of Impact Engineering*, 2021, 158: 104008