

不同取向下选区激光熔化TA1-AlSi10Mg合金的动态响应行为

冯琛文, 姜丽红, 郭正华, 刘征, 崔俊华

南昌航空大学航空制造工程学院, 江西 南昌

收稿日期: 2024年2月10日; 录用日期: 2024年3月22日; 发布日期: 2024年3月31日

摘要

本文在分离式Hopkinson压杆装置上系统地进行了动态压缩实验, 研究了成形方向对选区激光熔化(SLM) Ti-Al-Si系合金在不同应变率压缩载荷下的动态力学性能和断裂行为的影响。动态压缩试验在样品上进行, 样品的成形方向平行(0°)、对角(45°)、垂直(90°)于压缩方向。讨论了合金的初始组织、动态压缩应力-应变响应、冲击吸收功、应变率硬化效应和断裂行为。结果表明: 3种取向的样品均具有明显的应变率敏感性, 0°样品具有较好的屈服强度, 90°样品具有较好的冲击吸收功; 0°样品在低于45°、90°样品的应变率下发生断裂, 三种取向的样品的断口形貌都具有韧性韧窝和光滑表面, 表明样品同时存在韧性断裂和脆性断裂。

关键词

选区激光熔化, TA1-AlSi10Mg合金, 动态力学性能, 分离式霍普金森压杆, 应变率敏感性

Dynamic Response Behavior of Selective Laser Melting TA1-AlSi10Mg Alloy under Different Orientations

Chenwen Feng, Lihong Jiang, Zhenghua Guo, Zheng Liu, Junhua Cui

School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang Jiangxi

Received: Feb. 10th, 2024; accepted: Mar. 22nd, 2024; published: Mar. 31st, 2024

Abstract

In this paper, dynamic compression experiments were carried out systematically on a split Hopkin-

文章引用: 冯琛文, 姜丽红, 郭正华, 刘征, 崔俊华. 不同取向下选区激光熔化 TA1-AlSi10Mg 合金的动态响应行为[J]. 材料科学, 2024, 14(3): 328-339. DOI: 10.12677/ms.2024.143039

son pressure bar device to investigate the effect of forming direction on the dynamic mechanical properties and fracture behavior of selective laser melting (SLM) Ti-Al-Si alloy under compression loading at different strain rates. Dynamic compression experiments were carried out on samples with forming directions parallel (0°), diagonal (45°) and vertical (90°) to the loading direction. The initial microstructure, dynamic compressive stress-strain response, impact absorption energy, strain rate hardening effect and fracture behavior of the alloy are discussed. The results show that the samples of three orientations have obvious strain rate sensitivity, 0° sample has better yield strength, and 90° sample has better impact absorption energy. The samples with 0° fracture occurred at strain rates lower than 45° and 90° . The fracture morphology of the samples with three orientations showed ductile dimples and smooth surfaces, indicating that both ductile fracture and brittle fracture existed in the samples.

Keywords

Selective Laser Melting, TA1-AlSi10Mg Alloy, Dynamic Mechanical Property, Split Hopkinson Pressure Bar, Strain Rate Sensitivity

Copyright © 2024 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

钛合金是一种贵重合金，因具有诸多优良特性，如质量轻、强度高、韧性好、耐腐蚀性好、耐热性高等特点，自 20 世纪 50 年代以来，特别是高强钛合金和耐热钛合金的进一步发展，已广泛应用到各个领域；尤其在航空、航天、医疗等领域，优势更为突出[1] [2] [3]。

选区激光熔化成形(SLM)是一种基于激光熔化金属粉末快速成形的技术，通过将三维软件设计的模型逐层离散成二维轮廓信息，并控制激光束扫描熔化金属粉末，扫描熔化的熔道相互搭接成面，每层层面堆叠形成三维金属样品[4]。SLM 制备的金属样品具有组织精细、综合力学性能优异、制造成本低等特点[5] [6]。目前用于 SLM 制备的钛合金粉末主要有 Ti-6Al-4V [7] [8] [9]、TA1 [10]，用于 SLM 制备的铝合金粉末主要有 AlSi10Mg [11] [12]。在 SLM 钛合金中对 Ti-6Al-4V 的研究最多，该合金具有 $\alpha + \beta$ 的双相结构，与传统铸锻件相比有更加优异的综合性能，强度性能好，但因具有 β 相，这类钛合金的热稳定性低于 α 相钛合金，不宜在高温下使用，在激光熔化堆叠成形的过程中容易积聚热应力，引起工件的翘曲变形和开裂[13]，且不同打印参数的设置对该合金的组织 and 性能影响很大[14]。近些年来，随着我国航空航天领域的快速发展，其对钛合金零件的使用提出了更高的性能要求，因此发展新一代高性能钛合金势在必行，增材制造技术为新型合金化的设计、制备和优化提供了有效而快捷的途径。TA1 是 α 钛合金，是由 α 相固溶体组成的单相合金，在较高的使用温度下还保持 α 钛合金相，具有较强的抗氧化性能和稳定的组织， 500°C 以上还能保持强度和抗蠕变能力，且伸长率大，是 TC4 钛合金以外的另一种应用较多的钛合金材料；AlSi10Mg 具有良好的可焊性、成型性及耐热性，其等温凝固特点可在打印时降低样品开裂倾向。鉴于增材制造的原位合金化在设计 and 制备新型合金方面的优势，本文基于 SLM 原位合金化的方法，设计了新型的 Ti-Al-Si 合金，Al、Si 元素都是钛合金中常用的合金化元素，考虑到单质的 Si 元素直接加入钛中，由于元素之间物理性能差异较大，且单质元素粉末可能存在球形度较差和流动性不好，这会导致 Si 元素在 Ti 基体中分布得不均匀。为了制备新型的 Ti-Al-Si 合金，本文选用了增材制造商用的 TA1 粉末和 AlSi10Mg 粉末，即向 TA1 粉末中添加一部分 AlSi10Mg 合金粉末，引入 Al 元素和部分 Si

元素,同时 Al、Si 元素都能有效地提高钛合金的性能,是很有效的合金化元素,而 AlSi10Mg 粉末恰好包括这两种元素,同时 AlSi10Mg 的密度是 TA1 的 3/5,有利于减轻合金的重量,提高其比强度。

由于 SLM 零件在承载或防护应用中经常受到动态冲击载荷的影响,如鸟击撞击、弹道冲击和空间碎片的超高速冲击,深入了解 SLM 钛合金在高应变率载荷下的动态响应行为至关重要,因此,研究新型 SLM Ti-Al-Si 系合金的动态响应行为对其实际应用十分必要。迄今为止,已有大量文献研究了应变率对 3D 打印钛合金的动态压缩性能的影响,Rodriguez 等人[15]研究了 EBM Ti-6Al-4V 在高应变率载荷下的强度差异,阐明了位错滑移与 ASB 应变硬化速率的关系。对于 SLM Ti-6Al-4V 合金,Liu 等人[16]研究了高温和应变速率条件下的失效机制,发现 ASB 内部的再结晶晶粒可以适应剪切变形,但上述研究其动态压缩方向与试样的堆积方向平行,对于 SLM 钛合金尚缺乏不同取向对其动态响应行为的影响。本文通过原位合金化,将 TA1 粉末和 AlSi10Mg 粉末混合均匀后通过 SLM 制造出 SLM Ti-Al-Si 系合金,对该合金进行了不同取向下的动态压缩实验,为不同取向 SLM Ti-Al-Si 系合金在高应变率条件下的应用提供实验和理论依据。

2. 实验

SLM 试验所用的材料分别为雾化制备的 TA1 粉末和 AlSi10Mg 合金粉末,AlSi10Mg 粉末的化学成分如表 1 所示。

Table 1. Chemical composition of AlSi10Mg alloy

表 1. AlSi10Mg 合金的化学成分

Si	Mg	Fe	Al
9~11	0.25~0.45	0.25	余量

考虑到 Al 在 Ti 基体的含量超过 7.wt% 时会导致 Ti_3Al 相的形成,降低合金的力学性能,因此,在实验中将配比设计为 TA1-5.wt%AlSi10Mg,将 TA1 粉末和 AlSi10Mg 粉末放进混粉机内使其均匀混合后烘干,随后放在 SLM 设备中打印。实验所使用的设备为西安铂力特公司的 BLT-S210 SLM 打印设备,所配备的基板最大加工尺寸为 250 mm × 250 mm × 300 mm。为了防止合金的氧化,使用氩气作为保护气体,在制造过程中氧气含量一直保持在 100 ppm 以下。为了确保样品的有效性,基于先前研究工艺参数对 SLM TA1-AlSi10Mg 合金的影响(如表 2 所示),将基板加热至 100℃ 以减少样品的热变形,打印出 20 mm × 12 mm × 8 mm 的长方体样品,通过钨丝切割机从长方体样品上切割金相试样,先将试样在砂纸进行研磨,将研磨后的试样采用二氧化硅悬浮液进行抛光处理。并用 Keller 试剂进行腐蚀获得金相样品,采用光学显微镜(OM)观察每个序号对应的金相样品,其中激光功率为 155W,扫描速度为 1200 mm/s 的金相整体熔池的形貌最为清晰,孔隙和孔洞最少,样品致密度在 99.4% 以上。采用 FEI Nova Nano SEM 450 场发射扫描电镜(SEM)观察该参数下合金 XY 平面和 YZ 平面的微观组织形貌。采用 D8 ADVANCE X 射线衍射仪(X-Ray Diffraction, XRD)进行物相分析。

为了研究 SLM TA1-AlSi10Mg 合金的动态压缩行为,从长方体样品中线切割出直径为 $\Phi 5$ mm × 5 mm 的圆柱形试样,如图 1 所示。为了研究方向对 SLM TA1-AlSi10Mg 动态压缩性能的影响,以两种不同方向提取样品,使压缩方向(LD)和堆积方向平行(LD // BD, 0°)、压缩方向(LD)和堆积方向平行(LD \angle BD, 45°)、压缩方向(LD)和堆积方向垂直(LD \perp BD, 90°),相应 p 的样品被称为垂直(0°)和水平(90°)样品。动态压缩试验在分离式霍普金森压杆(SHPB)上进行(如图 2 所示)。SHPB 技术的原理在[17] [18]中有全面的报道,因此为了避免重复,这里只给出 SHPB 的简洁特征。撞击杆、入射杆和透射杆的长度分别为 200 mm、1000 mm 和 1000 mm。子弹冲击气压为 0.15~0.6 MPa,动态压缩试验在 900~3000 s⁻¹ 的高应变率下进行。在每个冲击气压下进行至少三次测试。对试验后的试样进行了 SEM 分析,以深入研究失效行为。

Table 2. Selective laser melting process parameter table
表 2. 选区激光熔化工艺参数表

序号	激光功率 P/W	扫描速度 $v/mm \cdot s^{-1}$	粉末厚度 d/mm
1	175	1200	0.03
2	175	1000	0.03
3	175	800	0.03
4	155	1200	0.03
5	155	1000	0.03
6	155	800	0.03
7	195	1200	0.03
8	195	1000	0.03
9	195	800	0.03

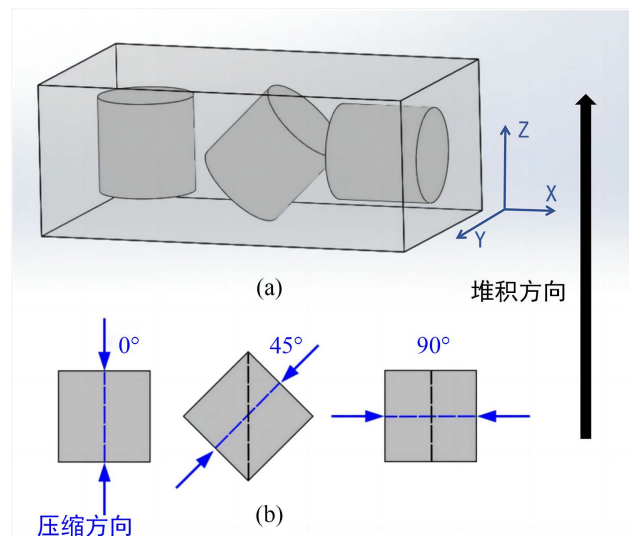


Figure 1. Dynamic compression specimen: (a) Orientation; (b) Accumulation direction and compression direction: 0° sample, 45° sample and 90° sample

图 1. 动态压缩试样: (a) 取向; (b) 堆积方向和压缩方向: 0°试样、45°试样、90°试样

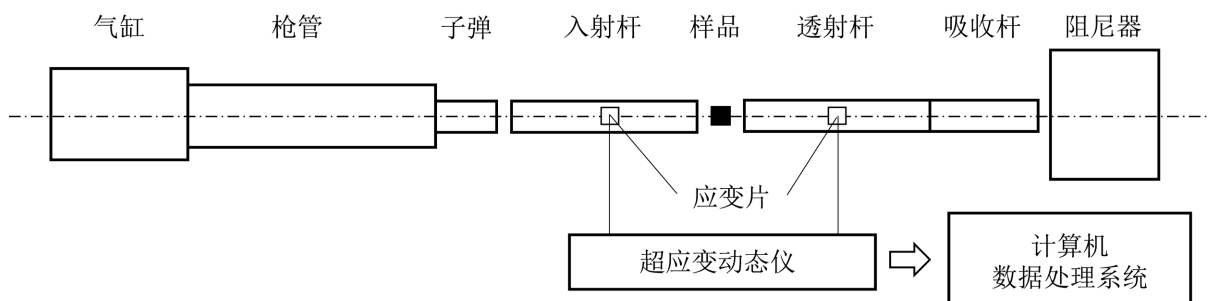


Figure 2. Schematic diagram of split Hopkinson pressure bar device

图 2. 分离式霍普金森压杆装置示意图

3. 结果与讨论

3.1. 微观结构表征

SLM TA1-AlSi10Mg 合金在 YZ、XY 平面上的显微组织如图 3 所示。从图中可以看出，熔池的形貌经过腐蚀后可以清楚地被观察到。在 YZ 平面上主要表现为交替的圆弧形熔池形貌(图 3(a))，熔池深度在 50~100 μm 左右，远大于每层铺粉厚度，说明已沉积层在成形的过程中经过多次的重熔。在 XY 平面上主要表现为 67° 的扫描策略由条纹状的熔池描绘出，图中不连续的条纹状熔池表明沿扫描路径的熔池深度并不总是在同一深度。

为了更精细地观察合金的熔池形貌及孔隙，利用扫描电子显微镜表征合金 YZ 平面与 XY 平面的熔池形貌。该合金的 SEM 图像(图 4)能清晰看出合金中存在针状的 α' 马氏体组织，这是 SLM 钛合金的典型

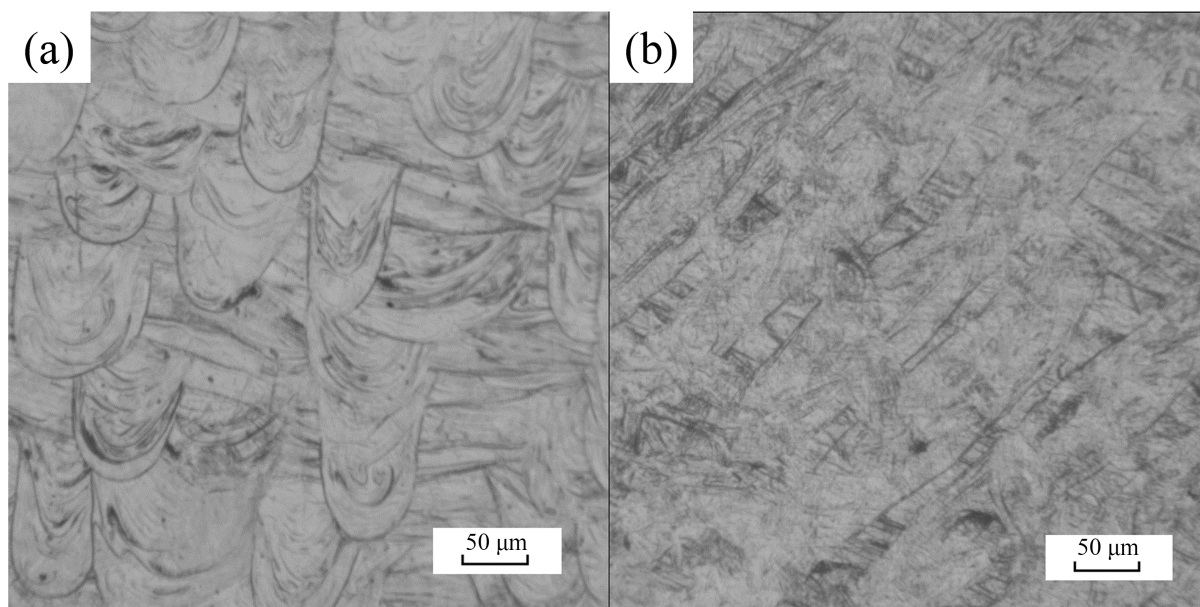
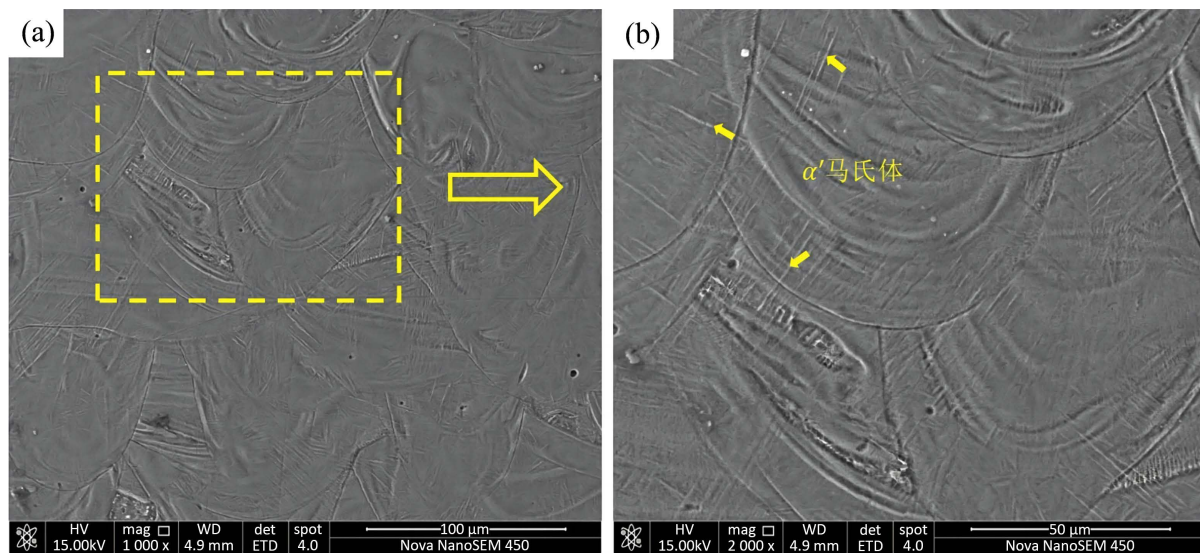


Figure 3. Macroscopic morphologies of the sample under OM electron microscope: (a) YZ plane; (b) XY plane

图 3. 样品在 OM 电镜下的宏观形貌: (a) YZ 平面; (b) XY 平面



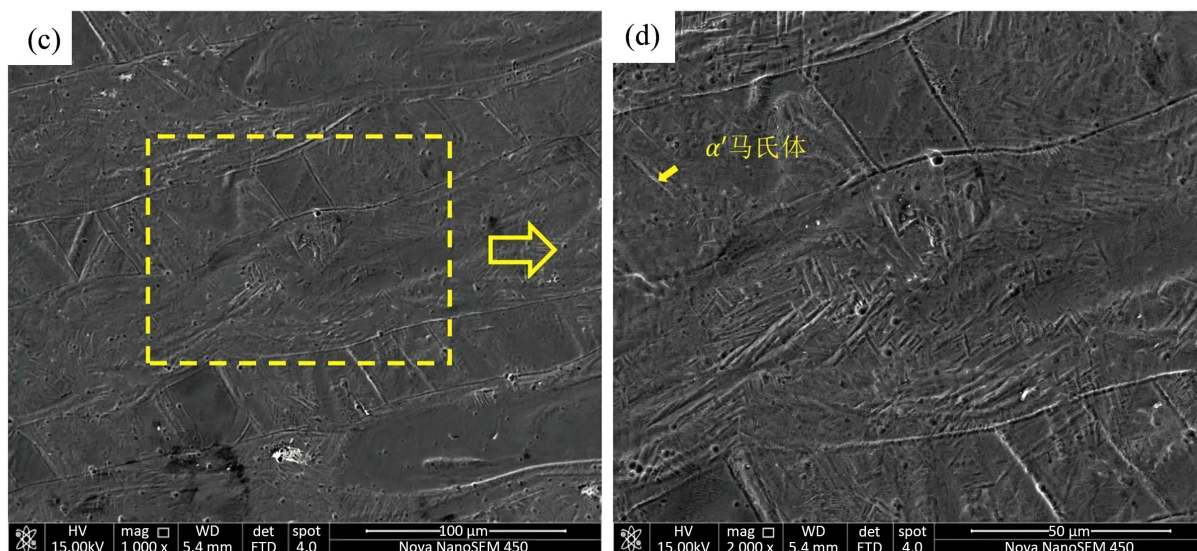


Figure 4. SEM morphologies of SLM TA1-AlSi10Mg alloy: ((a) (b)) YZ plane; ((c) (d)) XY plane

图 4. SLM TA1-AlSi10Mg 合金的 SEM 形貌: ((a) (b)) YZ 平面; ((c) (d)) XY 平面

特征, 针状 α' 马氏体组织的产生得益于 SLM 工艺极快的冷却速度。通过 Nano Measurer 软件测量 YZ 平面和 XZ 面针状 α' 马氏体的尺寸。YZ 平面中针状 α' 马氏体的平均长度为 21 μm , XY 平面中针状 α' 马氏体的平均长度为 13 μm , 两个平面中针状 α' 马氏体宽度都为 1 μm 。值得注意的是, 其中 YZ 平面 SEM 图像中的针状 α' 马氏体组织要多于 XY 平面。

图 5 为 SLM TA1-AlSi10Mg 合金在 YZ 平面的 XRD 物相测定图, 可以看出 $\alpha(101)$ 相衍射峰, 说明该合金由 α 相组成, 未见 β 相存在, 这也与图 4 相对应。

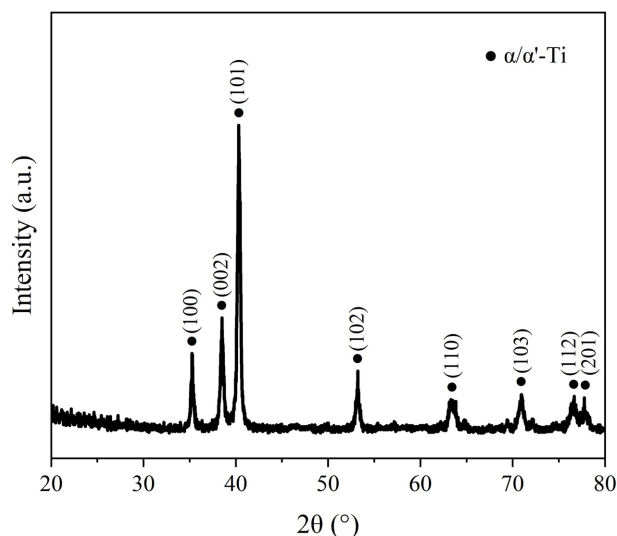


Figure 5. XRD pattern of SLM TA1-AlSi10Mg alloy in YZ plane

图 5. SLM TA1-AlSi10Mg 合金在 YZ 平面的 XRD 图

3.2. 动态力学性能测试结果与分析

图 6 所示为三种取向 SLM TA1-AlSi10Mg 合金在不同应变率条件下的真实应力 - 真实应变曲线。由图 4 可知, 该试样在不同取向下的动态力学响应应具有相似性。典型情况下, 流变应力迅速上升

到峰值,然后在稳态下出现一定程度的波动性,这种现象可能与实验设备及高应变率的实验条件相关,但总体而言,整流变应力变化相对平缓,应变强化效应不太显著。这是因为高应变率压缩条件下,塑性变形能转变为热能,而钛合金的热导率较低导致热量不能及时散失,试样温度升高并引起热软化效应,当应变硬化效应大于热软化效应时,流变应力呈上升趋势;当热软化效应大于应变硬化效应时,流变应力呈下降趋势;二者相当时,流变应力基本不变。

同时发现,在应变率逐渐增加的情况下,3种取向下的样品屈服强度的增加逐渐减小,塑性应变逐渐增大,当应变率最高时,流变应力达到峰值后呈缓慢下降状态,类似的现象也被 Shi 等人[19]观察到,这表明应变率强化作用的高低与热激活能的大小有关,低应变率下具有较高的应变率强化效应,热激活能变化剧烈,高应变率下具有较低的应变率强化效应,热激活能较低。

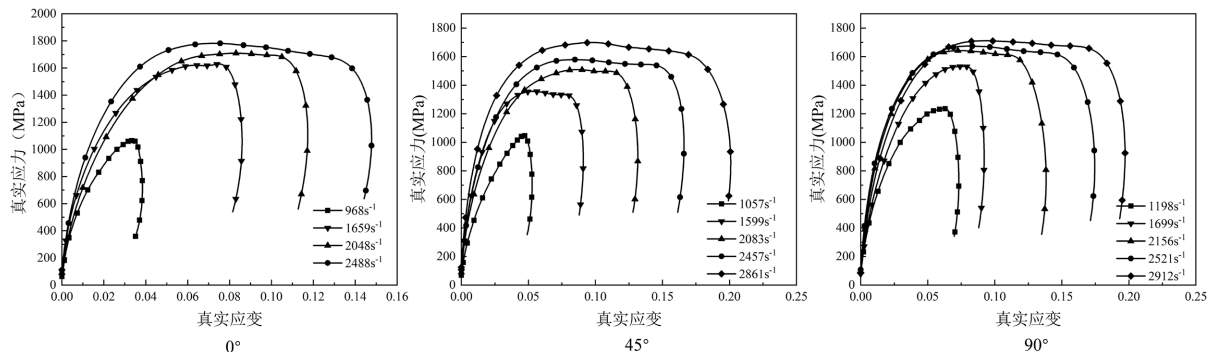


Figure 6. True stress-true strain curves of SLM TA1-AlSi10Mg alloy with three orientations at different strain rates

图 6. 不同应变率下 3 种取向 SLM TA1-AlSi10Mg 合金的真实应力 - 真实应变曲线

图 7 为 3 种取向 SLM TA1-AlSi10Mg 合金在不同应变率下的屈服强度和平均流变应力。其中,平均流变应力是指合金在塑性变形阶段流变应力的平均值。对于 SLM TA1-AlSi10Mg 合金,可以看到该合金显著的应变率依赖性,因为屈服应力和流变应力随着应变率的增加急剧增加。无论取向如何,屈服应力和平均流变应力都有随应变率增加而增加的趋势,同时发现,不同取向(0° , 45° , 90°)对屈服应力和平均流变应力有较大影响。然而,在所有的取向上都可以发现强度的显著分散,这与 Tancogne 等人[20]研究中的实验结果一致。这部分归因于由 SLM 过程引起的空间材料性质的不均匀性。一般情况下,静、动态压缩时,

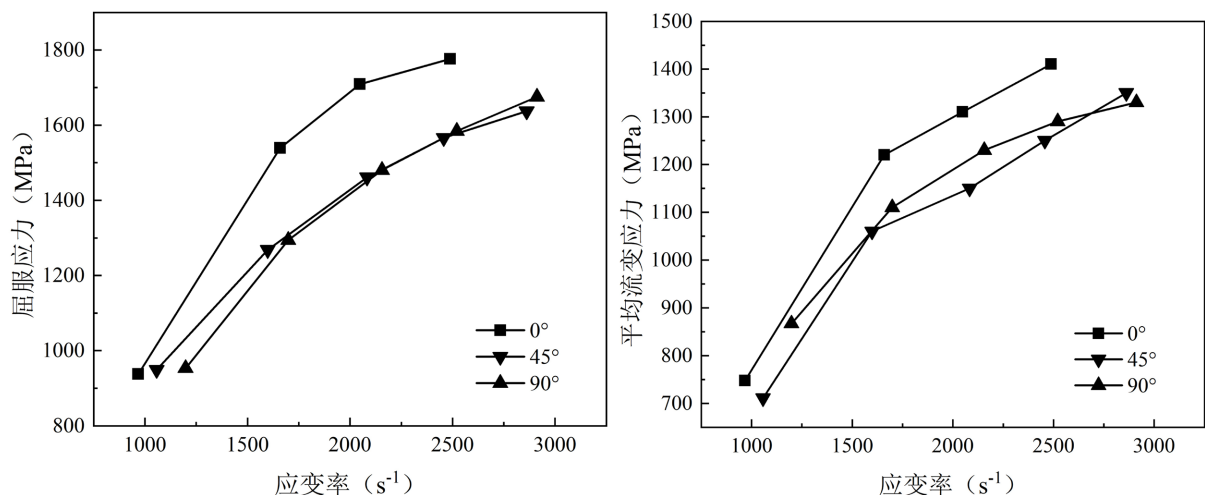


Figure 7. Yield stress and average flow stress of SLM TA1-AlSi10Mg alloy with three orientations at different strain rates

图 7. 不同应变率下 3 种取向 SLM TA1-AlSi10Mg 合金的屈服应力、平均流变应力

由于取向引起的强度变化系数(平均值的标准差)均小于 6%。在应变率达到 1000 s^{-1} 以上, 0° 试样的屈服应力明显高于 45° 试样和 90° 试样, 这归因于图 4 中 YZ 平面含有更多的 α' 马氏体组织。在相似的应变率 (0° (2488 s^{-1})、 45° (2457 s^{-1})、 90° (2521 s^{-1})) 下, 0° 样品的屈服应力达到了 1776 MPa , 45° 样品的屈服应力为 1461 MPa , 90° 样品的屈服应力为 1480 MPa 。同时, 0° 样品具有较高的平均流变应力, 这是因为 YZ 平面中的针状 α' 马氏体纵横比较高, 抗冲击性能较高。

材料的动态压缩性能除了强度外, 还常用材料的冲击吸收功表示。冲击吸收功综合考虑了合金的两个重要因素, 即强度和塑性, 从而能更加准确地评价材料的动态力学性能, 计算公式为:

$$E = \int_{\varepsilon_1}^{\varepsilon_2} \sigma d\varepsilon$$

式中: E 为冲击吸收功; σ 为动态流变应力; ε 为塑性应变; ε_1 为塑性变形起始点; ε_2 为塑性变形终止点。

图 8 所示为 3 种取向 SLM TA1-AlSi10Mg 合金在不同应变率下的冲击吸收功。由图 7 可知, 无论哪种取向, 冲击吸收功随着应变率的增加而增加, 在相似高应变率 (0° (2488 s^{-1})、 45° (2457 s^{-1})、 90° (2521 s^{-1})) 情况下, 0° 、 45° 、 90° 试样的冲击吸收功分别为 229 MJ/m^3 、 234 MJ/m^3 、 252 MJ/m^3 。因此, 90° 试样具有较高的冲击吸收功, 0° 样品次之, 45° 样品最低。综上所述, 0° 样品具有较高的强度, 90° 样品具有较好的强度和塑性。造成以上差异的原因是在 XY 平面中的针状 α' 马氏体组织数量较少, 该组织具有高强度但塑性较低。

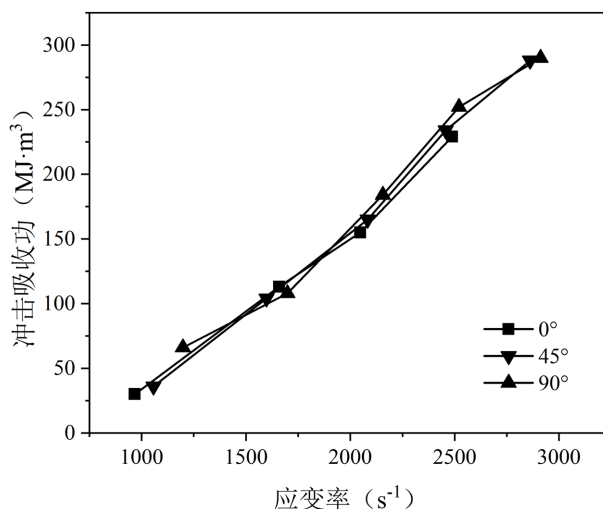


Figure 8. Impact absorption energy of SLM TA1-AlSi10Mg alloy with three orientations at different strain rates

图 8. 不同应变率下 3 种取向 SLM TA1-AlSi10Mg 合金的冲击吸收功

应变硬化行为可以通过所谓的应变硬化率 $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ 来定量描述, 这是从应力 - 应变曲线[21]推断的, 计算结果如图 9 所示, 图 9 比较了相似应变率 (2488 s^{-1} , 2457 s^{-1} , 2521 s^{-1}) 下的应变硬化率 - 真实应变曲线。首先, 无论哪种样品, 其应变硬化率的特征在初始急剧下降, 然后在一定应变范围内保持不变, 最后缓慢下降。应变硬化率可分为三个阶段, 即快速下降阶段、稳定阶段和缓慢下降阶段。转变点在应变约 7% 和 11% 处(塑性变形的初期和后期)。初始的急剧下降阶段对应于该合金的弹性变形, 下降的急剧程度主要由弹塑性转变引起。通常, 对于具有较低弹性模量的合金, 在该阶段应变硬化率的减小速率通常较高[22]。可以注意到, 在第二阶段, 3 种取向的应变硬化率在 0 值左右波动, 波动幅度不大, 说明在此应变率下, 该阶段应变硬化效应和热软化效应达到平衡。值得注意的是, 3 种取向样品的应变硬化率曲线比较拟合, 因此, 该合金的应变硬化率似乎较少受到取向的影响。

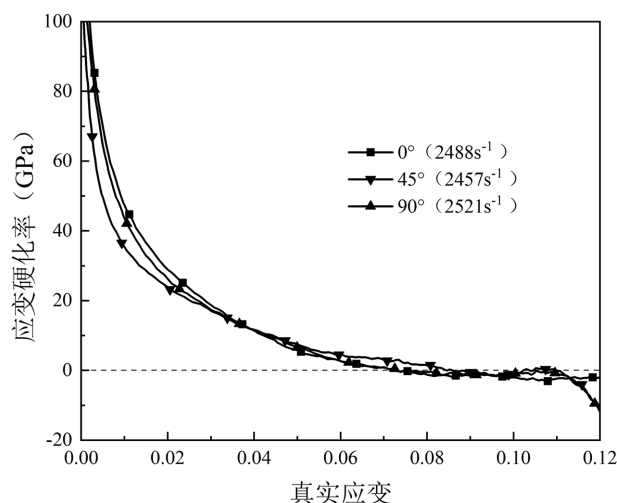


Figure 9. Strain hardening rate-true strain curve of SLM TA1-AlSi10Mg alloy with three orientations at similar strain rates

图 9. 相似应变率下 3 种取向 SLM TA1-AlSi10Mg 合金的应变硬化率 - 真实应变曲线

3.3. 断口形貌分析

为系统研究 SLM TA1-AlSi10Mg 合金的断裂机制，将 3 种取向的样品在更高的应变率条件下动态压缩至断裂，当应变率达到 2860 s^{-1} 时， 0° 样品发生断裂，当应变率达到 3128 s^{-1} 时， 45° 样品发生断裂，当应变率达到 3356 s^{-1} 时， 90° 样品发生断裂，如表 3 所示。 0° 样品在较低的应变率下发生断裂，这也归结于 YZ 平面的大量 α' 马氏体组织，有较低塑性的特征，导致 0° 样品较脆。这与 Alaghmandfard 等人[23]的发现一致，他们表明垂直样品(0°)在低于水平样品(90°)的应变率下断裂。

Table 3. Strain rate at fracture of samples with three orientations

表 3. 3 种取向样品发生断裂时的应变率

取向	断裂时应变率
0°	2860 s^{-1}
45°	3128 s^{-1}
90°	3356 s^{-1}

图 10 显示了 3 种样品的冲击压缩试样破坏断口宏观 SEM 图像，所有断口均为 45° 断裂，所有样品断口表面呈现韧性韧窝和平坦而光滑的区域。光滑区域是脆性断裂的典型特征[17]，是由韧性韧窝沿着剪切应力方向的剪切变形造成的。抛物线形韧窝通常表现为韧性断裂的典型特征，它是由孔洞的产生和聚合形成的。卵圆形韧窝沿着剪切方向被拉长为抛物线形韧窝，这证实了发生了较大的塑性变形。从图 8 中可以看出， 0° 样品主要具有卵圆形韧窝； 45° 样品具有卵圆形韧窝和抛物线形韧窝，其中卵圆形韧窝较多，抛物线形韧窝较少； 90° 样品也具有卵圆形韧窝和抛物线形韧窝，但抛物线形韧窝数量多，尺寸大。这些特征可能对应于图 7 所示的冲击吸收功的差异。由于 90° 样品具有更高的冲击吸收功，这意味着由位错滑移驱动的塑性变形在试样中占主导地位，因此在动态剪切变形中，韧窝被拉长得更长，断口形貌中出现更多被拉长的抛物线形韧窝， 45° 样品的冲击吸收功位于 90° 样品和 0° 样品之间，因此其形貌表现出混合特征。综上所述可以得出规律，随着堆积方向和压缩方向之间角度的增加，样品的塑性增强。

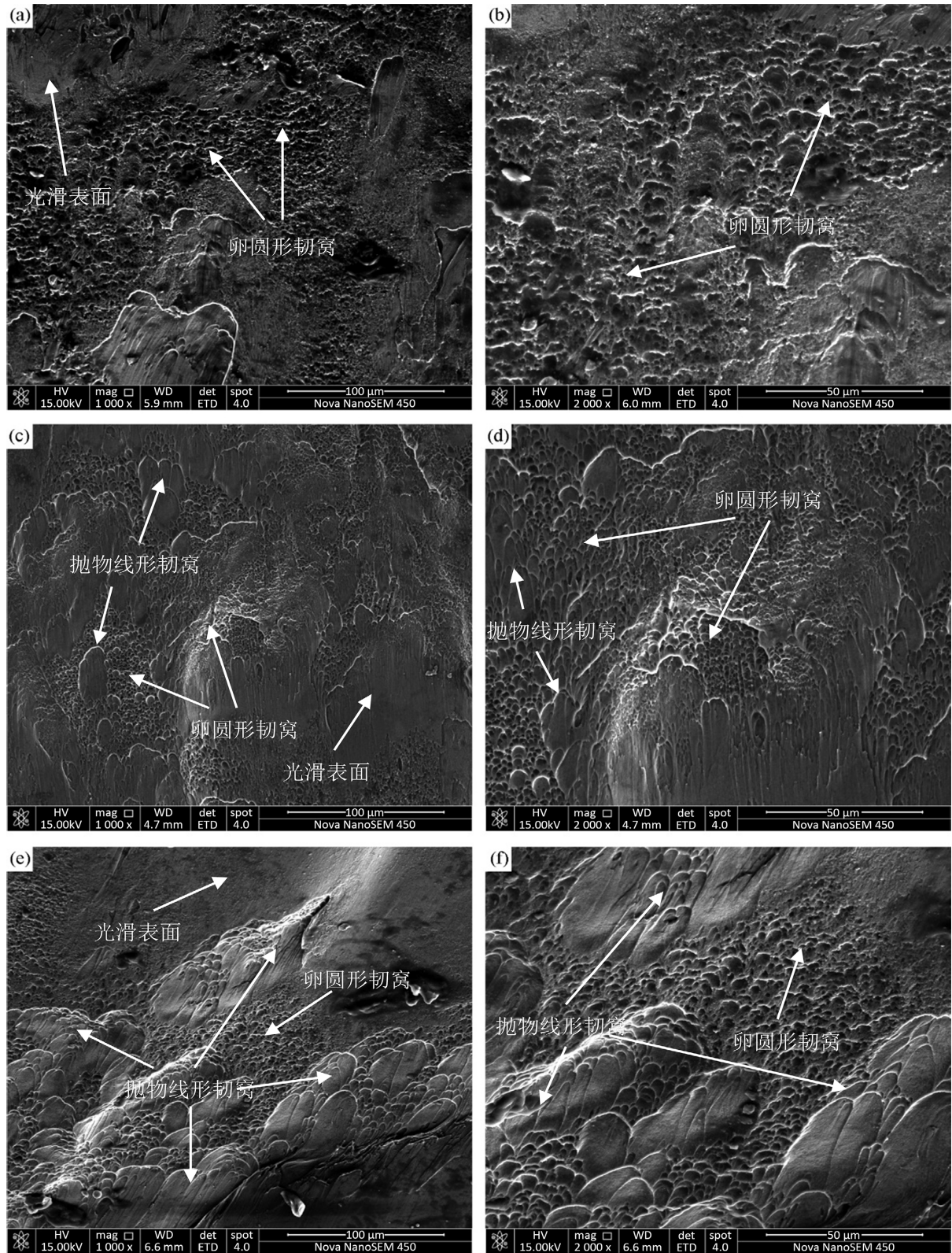


Figure 10. Dynamic compressive fracture morphologies of SLM TA1-AlSi10Mg alloy: ((a) (b)) $0^\circ/2860 \text{ s}^{-1}$; ((c) (d)) $45^\circ/3128 \text{ s}^{-1}$; ((e) (f)) $90^\circ/3356 \text{ s}^{-1}$

图 10. SLM TA1-AlSi10Mg 合金的动态压缩断口形貌: ((a) (b)) $0^\circ/2860 \text{ s}^{-1}$; ((c) (d)) $45^\circ/3128 \text{ s}^{-1}$; ((e) (f)) $90^\circ/3356 \text{ s}^{-1}$

4. 结论

本文对 SLM TA1-AlSi10Mg 合金进行了动态压缩实验,研究了不同取向的微观组织、动态力学性能和断裂机制。可以得出以下结论:

1) SLM TA1-AlSi10Mg 合金在动态压缩载荷下表现出明显的性能差异。0°样品的屈服强度高于 45°样品和 90°样品,不同的取向对屈服应力和流动应力具有较大影响;90°样品具有更高的冲击吸收功。因此,0°样品具有更高的强度,90°样品具有较高的综合力学性能。

2) SLM TA1-AlSi10Mg 合金具有显著的应变率敏感性。屈服应力和流变应力均随着应变率单调增大;SLM TA1-AlSi10Mg 合金在不同取向下的应变硬化率差异不大。

3) SLM TA1-AlSi10Mg 合金在动态压缩下的断口均表现为韧性断裂和脆性断裂相结合,但随着堆积方向和压缩方向之间夹角的增大,韧窝增多。

参考文献

- [1] Vrancken, B., Thijs, L., Kruth, J.-P., *et al.* (2014) Microstructure and Mechanical Properties of a Novel β Titanium-metallic Composite by Selective Laser Melting. *Acta Materials*, **68**, 150-158. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.01.018>
- [2] Hacısalihoğlu, I., Yıldız, F. and Çelik, A. (2021) The Effects of Build Orientation and Hatch Spacing on Mechanical Properties of Medical Ti-6Al-4V Alloy Manufactured by Selective Laser Melting. *Materials Science and Engineering A*, **802**, Article ID: 140649. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140649>
- [3] Yang, Z.T., Xu, Y.Z., Sisson Jr., R.D., *et al.* (2020) Factors Influencing the Corrosion Behavior of Direct Metal Laser Sintered Ti-6Al-4V for Biomedical Applications. *Journal of Materials Engineering and Performance*, **29**, 3831-3839. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04904-9>
- [4] Li, R., Wang, M., Yuan, T., *et al.* (2017) Selective Laser Melting of a Novel Sc and Zr Modified Al-6.2Mg Alloy: Processing, Microstructure, and Properties. *Powder Technology*, **319**, 117-128. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.06.050>
- [5] 杨永强, 陈杰, 宋长辉, 等. 金属零件激光选区熔化技术的现状及进展[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(1): 3-15.
- [6] Zhang, L.C. and Attar, H. (2016) Selective Laser Melting of Titanium Alloys and Titanium Matrix Composites for Biomedical Applications: A Review. *Advanced Engineering Materials*, **18**, 463-475. <https://doi.org/10.1002/adem.201500419>
- [7] Qiu, C., Adkins, N.J. and Attallah, M.M. (2013) Microstructure and Tensile Properties of Selectively Laser-Melted and of HIPed Laser-Melted Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering: A*, **578**, 230-239. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.04.099>
- [8] Cao, S., Chen, Z., Lim, C.V.S., Yang, K., Jia, Q., Jarvis, T., Tomus, D. and Wu, X. (2017) Defect, Microstructure, and Mechanical Property of Ti-6Al-4V Alloy Fabricated by High-Power Selective Laser Melting. *JOM*, **69**, 2684-2692. <https://doi.org/10.1007/s11837-017-2581-6>
- [9] Longhitano, G.A., Larosa, M.A., Jardini, A.L., De Carvalho Zavaglia, C.A. and Ierardi, M.C.F. (2018) Correlation between Microstructures and Mechanical Properties Under Tensile and Compression Tests of Heat-Treated Ti-6Al-4V ELI Alloy Produced by Additive Manufacturing for Biomedical Applications. *Journal of Materials Processing Technology*, **252**, 202-210. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.09.022>
- [10] 郑云. 选区激光熔化成形 TA1 钛合金组织性能研究[J]. 粉末冶金工业, 2022, 32(1): 50-54. <https://doi.org/10.13228/J.Boyuan.Issn1006-6543.20210095>
- [11] Wang, L.F., Sun, J., Yu, X.L., *et al.* (2018) Enhancement in Mechanical Properties of Selectively Laser-Melted AlSi10Mg Aluminum Alloys by T6-Like Heat Treatment. *Materials Science and Engineering: A*, **734**, 299-310. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.103>
- [12] Han, Q.Q. and Jiao, Y. (2019) Effect of Heat Treatment and Laser Surface Remelting on AlSi10Mg Alloy Fabricated by Selective Laser Melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **102**, 3315-3324. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-03272-y>
- [13] 张升, 桂睿智, 魏青松, 等. 选择性激光熔化成形 TC4 钛合金开裂行为及其机理研究[J]. 机械工程学报, 2013, 49(23): 21-27.
- [14] 李豪杰. 3D 打印与传统加工 TC4 钛合金组织与力学性能对比研究[D]: [硕士学位论文]. 北京: 北方工业大学,

- 2019.
- [15] Rodriguez, O.L., Allison, P.G., Whittington, W.R., *et al.* (2018) Strain Rate Effect on the Tension and Compression Stress-State Asymmetry for Electron Beam Additive Manufactured Ti6Al4V. *Materials Science and Engineering: A*, **713**, 125-133. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.062>
- [16] Liu, Y., Meng, J., Zhu, L., *et al.* (2022) Dynamic Compressive Properties and Underlying Failure Mechanisms of Selective Laser Melted Ti-6Al-4V Alloy under High Temperature and Strain Rate Conditions. *Additive Manufacturing*, **54**, Article ID: 102772. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.102772>
- [17] Ran, C., Chen, P.W., Li, L., *et al.* (2017) Dynamic Shear Deformation and Failure of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe Titanium Alloy. *Materials Science and Engineering: A*, **694**, 41-47. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.03.114>
- [18] Ran, C., Chen, P.W., Li, L., Zhang, W.F., *et al.* (2018) High-Strain-Rate Plastic Deformation and Fracture Behavior of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe Titanium Alloy at Room Temperature. *Mechanics of Materials*, **116**, 3-10. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.08.007>
- [19] Shi, X.H., Zhao, C., Cao, Z.H., *et al.* (2019) Mechanical Behavior of a Near α Titanium Alloy under Dynamic Compression: Characterization and Modeling. *Progress in Natural Science: Materials International*, **29**, 432-439. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2019.07.001>
- [20] Tancogne-Dejean, T., Roth, C.C., Woy, U., *et al.* (2016) Probabilistic Fracture of Ti-6Al-4V Made through Additive Layer Manufacturing. *International Journal of Plasticity*, **78**, 145-172. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.09.007>
- [21] Zhang, S.X., Wang, Y.C., Zhilyaev, A.P., *et al.* (2015) Temperature and Strain Rate Dependence of Microstructural Evolution and Dynamic Mechanical Behavior in Nanocrystalline Ti. *Materials Science and Engineering: A*, **641**, 29-36. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.06.035>
- [22] Salem, A.A., Kalidindi, S.R. and Doherty, R.D. (2003) Strain Hardening of Titanium: Role of Deformation Twinning. *Acta Materialia*, **51**, 4225-4237. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00239-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00239-8)
- [23] Alaghmandfar, R., Dharmendra, C., Odeshi, A., *et al.* (2020) Dynamic Mechanical Properties and Failure Characteristics of Electron Beam Melted Ti-6Al-4V under High Strain Rate Impact Loadings. *Materials Science and Engineering: A*, **793**, Article ID: 139794. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139794>