

选区激光熔化TC11钛合金的动态压缩行为与强化机制

叶小军^{1,2}, 徐建龙², 肖先锋², 付艳超²

(1. 南昌工学院, 江西 南昌 330108)

(2. 南昌大学, 江西 南昌 330031)

摘要: 采用选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 技术制备的TC11钛合金具有优异的比强度, 在航空航天领域具有广阔的应用前景。本研究通过对水平和垂直两个方向沉积成形的SLM TC11钛合金进行准静态拉伸和动态压缩力学实验, 研究了SLM TC11钛合金系列应变率下的力学行为; 基于EBSD测试, 探究了晶界强化和位错强化机制对SLM TC11钛合金动态压缩强度的影响。研究结果表明, SLM TC11钛合金准静态拉伸时, 因水平沉积成形试件中的晶界 α_{GB} 易汇聚裂纹从而表现出更低的塑性; SLM TC11钛合金动态压缩时表现出显著的应变率强化效应和较强的宏观各向同性, 绝热温升引起的热软化与应变硬化的竞争导致流变应力塑性阶段呈现“平台”段特征; 通过动态压缩试件的晶粒尺寸和几何必要位错密度统计分析, 发现位错强化机制是SLM TC11钛合金动态压缩时的主要强化机制。本研究综合考虑应变硬化、应变率强化效应和热软化效应的影响, 提出一种具有比J-C本构方程更高精度的J-C modified本构方程, 可准确地描述SLM TC11钛合金的动态力学行为。

关键词: 选区激光熔化; 强化机制; 本构方程; 动态压缩; 钛合金

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)10-2541-12

1 引言

钛合金具有优良的综合性能, 其密度低且强度高的优点使其在航空航天、医疗和国防等领域均有广泛的应用。Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si (TC11) 是 500 °C 以下热强性最好的 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 其优异的中高温强度、韧性和热稳定性使其可以在高温环境下长时间工作, 常用于制造航空发动机的压气机盘、叶片、环形件和紧固件^[1]。在航空航天领域, 一些具有复杂几何形状的部件难以通过传统制造工艺生产, 而增材制造 (additive manufacturing, AM) 具有以机加工为代表的减材制造技术所不具有的高灵活性, 能够快速便捷的制造出异形零部件, 可显著降低加工成本和减少材料浪费, 已广泛应用于钛合金和钛基复合材料的快速成形^[2-3]。

常用的钛合金增材制造工艺为激光定向能量沉积 (laser direct energy deposition, LDED)^[4-5]、选区激光熔化 (selective laser melting, SLM)^[6-7]和电子束熔化 (electron beam melting, EBM)^[8-9]。LDED主要在开放空间成形并施加局部气体保护, SLM则通常在充满保护气体的封闭腔内成形, 而EBM必须在真空中制造。LDED较简单的成形氛围使其构件易被杂质气体 (如氧气、氢气等) 所污染, 而成形氛围要求更高的SLM和EBM成形构件中含

有较少的杂质气体污染。相比于EBM, SLM的粉层厚度通常为20~100 μm , 而EBM的粉层厚度在50~200 μm 之间^[10], SLM成形时更小的粉层厚度使得构件具有良好的表面质量^[11]。与其他成型技术相比, SLM生产的产品不仅精度高, 而且具有较少的气体污染, 因此广泛应用于钛合金的增材制造中^[12-15]。航空航天领域中的钛合金关键承载部件往往要抵抗动态载荷所产生的变形和破坏^[16]。例如, 在碎片撞击卫星、武器装备中弹药的激发、飞行器着陆或鸟类撞击飞机等情况下, 钛合金部件会承受动态冲击载荷。随着增材制造钛合金在航天器和武器装备上的更广泛的应用, 其服役性能指标不仅包含静态载荷下的力学性能, 抗冲击性能也是增材制造构件的一个重要评价指标^[17]。因此, 深入了解增材制造TC11钛合金在动态载荷下的力学响应及其变形机制具有重要的现实意义。

增材制造固有的高温梯度使得钛合金中产生沿沉积方向 (building direction, BD) 生长的初生 β 晶粒, 在初生 β 晶粒边界含有连续的晶界 α_{GB} , 在载荷作用下细长的晶界 α_{GB} 很容易产生裂纹^[18-21], 沿水平方向成形的钛合金构件中的晶界 α_{GB} 垂直于加载方向, 晶界 α_{GB} 中产生的裂纹易于汇聚从而导致水平沉积成形构件

收稿日期: 2024-10-19

基金项目: 国家自然科学基金 (12162024, 12062013); 江西省自然科学基金 (20224BAB201019)

作者简介: 叶小军, 男, 1976年生, 博士, 副教授, 南昌工学院, 江西 南昌 330108, E-mail: yexiaojun@ncu.edu.cn

表现出较差的塑性,显微组织的各向异性导致增材制造钛合金具有显著的静态力学行为各向异性^[22-26]。近年来,高应变率下钛合金动态力学行为研究逐渐成为增材制造领域的热点之一。Li 等^[27]研究了 LDED Ti-6Al-4V 钛合金沉积方向对动态压缩力学性能的影响,发现 LDED Ti-6Al-4V 钛合金表现出较强的各向同性,这可能归因于高应变率塑性流动行为取决于初生 β 晶粒内部 α 板条的特性,初生 β 晶粒对塑性变形的影响很小。在其余研究中同样观察到类似的结果^[28-29],但在 Waymel 等^[28]的研究发现测试结果难以去除高应变率测试过程产生的噪声影响,噪声可能掩盖了取向的依赖性。现有研究尚未完全揭示出增材制造钛合金沉积方向与力学性能的关联机制,需要进一步探究增材制造钛合金高应变率压缩时的变形机理。

本构方程是描述材料在不同载荷下力学响应行为的重要物理模型,随着数值模拟技术的发展及其广泛应用,研究高应变率下金属材料的本构关系是保证数值模拟精确性的重要前提。钛合金在高应变率加载时会表现出显著的应变率强化效应和热软化效应,将应变硬化、应变率强化以及热软化解耦的 J-C 本构方程^[30]被广泛用于描述钛合金高温和高应变率下的力学响应。Hou 等^[31]基于室温分离式霍普金森压杆(split Hopkinson pressure bar, SHPB)对 Ti-6Al-4V 钛合金进行了压缩实验,并依据实验结果修正了 J-C 本构方程的热软化项。Alaghmandfard 等^[32]对水平和垂直成形的 EBM Ti-6Al-4V 钛合金分别进行了 SHPB 实验,并采用 Chang-Asaro Hardening Equation^[33]构建本构模型,取得的结果与实际应力应变曲线具有较好的一致性。

本研究对水平和垂直两个方向沉积成形的 SLM TC11 钛合金分别进行准静态拉伸实验和动态压缩实验,探究 SLM TC11 钛合金系列应变率下的力学行为与沉积方向的关联机制;基于 EBSD 测试和力学实验结果,研究 SLM TC11 钛合金动态压缩时的强化机制;基于力学实验数据,对 J-C 本构方程进行修正。

2 实验

2.1 材料制备

采用 TruPrint 1000(德国 TRUMPF)制备 SLM TC11 钛合金,保护气体为氩气,粉末粒度为 15~53 μm ,采用线扫描方式成形,层间扫描夹角为 30°,具体成形工艺参数见表 1。

分别沿水平和垂直两个方向沉积成形 TC11 钛合金棒料($\Phi 8\text{ mm}\times 60\text{ mm}$),其中 X_0 向为沉积方向,两个方向各成形 7 根,具体成形方案如图 1a 所示。为简便描述,后续章节将以 HD 和 VD 试件分别指代沿水平和垂直方向沉积成形的试件。依据 ASTM E8/E8M《金属材料标准拉伸试验方

表 1 SLM 成形工艺参数

Table 1 SLM process parameters

Laser power/W	Forming thickness/ μm	Scanning speed/ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	Spot diameter/ μm	Scanning interval/ μm
170	20	1.6	50	80

法^[34],设计的准静态拉伸试件标距为 20 mm,中间部分直径 4 mm,总长为 60 mm。在动态压缩实验中,考虑到钛合金的高屈服强度特性,参照 YS/T 1551-2022《钛合金室温高应变速率压缩试验方法》^[35],设计的霍普金森压杆试件尺寸为 $\Phi 5\text{ mm}\times 4\text{ mm}$,动态压缩加载方向沿厚度方向,即垂直于圆柱截面。试件选取方案见图 1b。

SLM 成形时极高的冷却速度产生了较大残余应力,参照文献[36-37]的热处理方案,采用双重退火热处理以消除残余应力的影响。热处理工艺设计为:采用管式炉进行热处理,保护气体为氩气,试件随炉升温至 950 $^{\circ}\text{C}$ 后保温 2 h 取出空冷至室温,再将试件随炉升温至 530 $^{\circ}\text{C}$ 后保温 6 h 空冷至室温,加热速率为 10 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。后续测试均基于热处理态试件进行。

2.2 力学测试

准静态拉伸实验采用 INSTRON 5500R 万能试验机进行测试研究,配备引伸计收集应力应变数据并在计算机上进行分析,实验应变率为 10^{-3} s^{-1} ,拉伸机得到的拉伸应力-应变数据为工程值,需将其转化为真实值,转化公

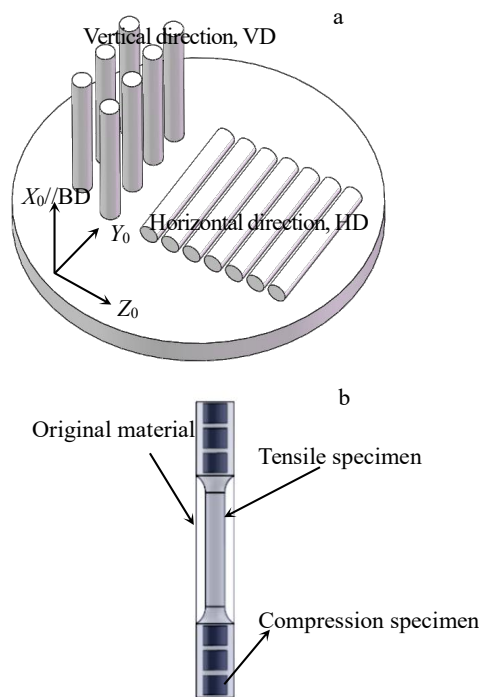


图 1 SLM TC11 钛合金成形方案及试件选取方案

Fig. 1 Forming scheme (a) and specimens selection scheme (b) of SLM TC11 titanium alloy

式如下:

$$\varepsilon_{\text{True}} = \ln(\varepsilon_{\text{Eng}} + 1) \quad (1)$$

$$\sigma_{\text{True}} = \sigma_{\text{Eng}}(\varepsilon_{\text{Eng}} + 1) \quad (2)$$

式中, σ_{True} 为真实应力, σ_{Eng} 为工程应力, $\varepsilon_{\text{True}}$ 为真实应变, ε_{Eng} 为工程应变。

本研究采用 SHPB 装置对圆柱形试件进行动态压缩试验, SHPB 的工作原理图如图 2 所示, 其中 HD 试件的压缩加载轴与沉积方向垂直, VD 试件的压缩加载轴与沉积方向平行。在入射杆和透射杆上布置应变片用于测量入射波、反射波和透射波。

SHPB 实验假定压杆和试件中应力波为一维弹性波, 即压杆只有弹性应变, 同时由于压杆直径远小于压杆长度, 因此忽略横向惯性效应, 而只考虑应力波效应, 压杆与试件只受轴向应力, 由一维应力波理论可得^[18]:

$$s_s(t) = \frac{E_b A_b}{A_s} \varepsilon_T(t) \quad (3)$$

$$e_s(t) = \int_0^t \dot{e}_s(t) dt \quad (4)$$

$$\dot{e}_s(t) = -\frac{2C_0}{L_s} \varepsilon_R(t) \quad (5)$$

式中, C_0 、 A_b 、 E_b 分别为压杆的弹性纵波波速、横截面积和弹性模量, A_s 、 L_s 为试件的原始横截面积和厚度。 $\varepsilon_R(t)$ 和 $\varepsilon_T(t)$ 分别是反射应变脉冲和透射应变脉冲(由应变片测得)。 $\dot{e}_s(t)$ 、 $e_s(t)$ 和 $s_s(t)$ 分别表示试件的应变率、应变和应力, t 为变形时间。

经由上述处理所得到的压缩性能数据为工程值, 需经以下公式转化为真实应力-应变数据, 公式如下:

$$\sigma_s(t) = s_s(t) [1 - e_s(t)] \quad (6)$$

$$\varepsilon_s(t) = -\ln [1 - e_s(t)] \quad (7)$$

$$\dot{\varepsilon}_s(t) = \frac{\dot{e}_s(t)}{1 - e_s(t)} \quad (8)$$

其中, $\sigma_s(t)$ 为真实应力, $\varepsilon_s(t)$ 为真实应变, $\dot{\varepsilon}_s(t)$ 为真实应变率。

2.3 显微组织观察

采用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、电子背散射衍射(EBSD)对 HD 和 VD 样品的显微组织进行表征。钛合金试件在 OM 和 SEM 观测前采用 300#、1000#、1500# 和 2000# 砂纸打磨至无明显划痕状态, 再采

用氧化铝抛光液抛至镜面, 采用氢氟酸、硝酸和水比例为 1:3:10 的 Kroll 试样腐蚀试件。选用的 OM 和 SEM 型号分别为 NK-MDS 和 Quanta 200FEG。采用的 EBSD 测试探头型号为 Nordlys Nano Detector, 测试加速电压为 20 kV, 测试步长为 0.25 μm , 扫描范围为 100 μm × 200 μm , 利用 AztecCrystal 2.1 软件处理测试数据。

采用电解抛光制备 EBSD 测试件, 在将试件抛光至镜面后, 在室温下采用直流电源电解样品, 其中直流电压为 60 V, 电流为 0.5 A, 电解液采用 10% 高氯酸乙醇溶液, 电极为不锈钢, 电解抛光时间为 10 s。为探究加载应变率和材料变形机制的影响机理, 对 SLM TC11 钛合金未加载、低应变率(740 s^{-1})和高应变率(2500 s^{-1})加载后的试件进行 EBSD 测试, 测试区域为圆柱形试件轴截面右上角部分。本研究后续将采用在沉积方向加后缀 N、L 和 H 分别表示处于未加载、低应变率加载和高应变率加载工况下某一沉积方向成形试件测试编号, 如 HD-N 代表水平成形未加载试件。

3 结果与讨论

3.1 SLM TC11 钛合金显微组织

图 3 为 SLM TC11 钛合金金相显微组织形貌, 图 3a 和图 3b 分别为 HD 和 VD 试件纵截面形貌图, 且截面平行于图 1a 中 X_0 - Y_0 面, 而图 3c 为 3b 中矩形框处形貌放大图。在 HD 和 VD 试件中均未观察到针状 α' 马氏体, SLM TC11 钛合金由 α 和 β 相组成, 在 HD 和 VD 试件中均观察到沿沉积方向生长的初生 β 晶粒, 在已有的增材制造钛合金研究中同样观察到这一显微组织^[25,38-39]。在初生 β 晶粒边界含有球化、不连续的晶界 α_{GB} , 图 3c 中观察到不连续的晶界 α_{GB} (白色圆圈处), 与 SLM 工艺不同的是, LDED TC11 钛合金在双重退火热处理后表现出更加连续的晶界 α_{GB} ^[36], 这表明成形工艺对增材制造 TC11 钛合金热处理态组织有着一定的影响。

图 4 为 SLM TC11 钛合金在 SEM 下观察到的显微组织形貌, 图 4a 和图 4b 分别为 HD 和 VD 试件轴截面形貌图。SEM 观测结果展示出与光镜观测一致的组织形貌, HD 和 VD 试件由类似的魏氏体 α 板条构成, α 板条厚度范围集中于 0.8~4 μm , 详细尺寸数据于第 3 节给出。

3.2 准静态拉伸性能

图 5 展示了 SLM TC11 钛合金准静态拉伸试件断裂后的整体形貌和拉伸力学性能, 从图 5a 可以看出 HD 和 VD 试件均具有轻微的“颈缩”现象, SLM TC11 钛合金拉伸时产生塑性断裂失效。钛合金拉伸时初始表现出近似线弹性行为, 随着进入屈服阶段, 材料表现为非线性的塑性变形, HD 和 VD 试件的应力-应变数据均表现出显著的应变硬化行为。

HD 试件的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为

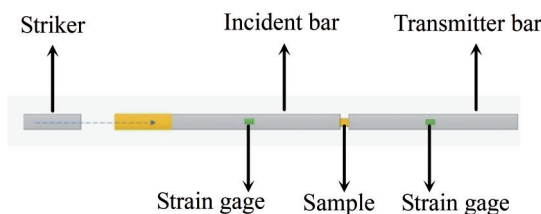


图2 增材制造钛合金 SHPB 装置

Fig.2 SHPB device of AM titanium alloy

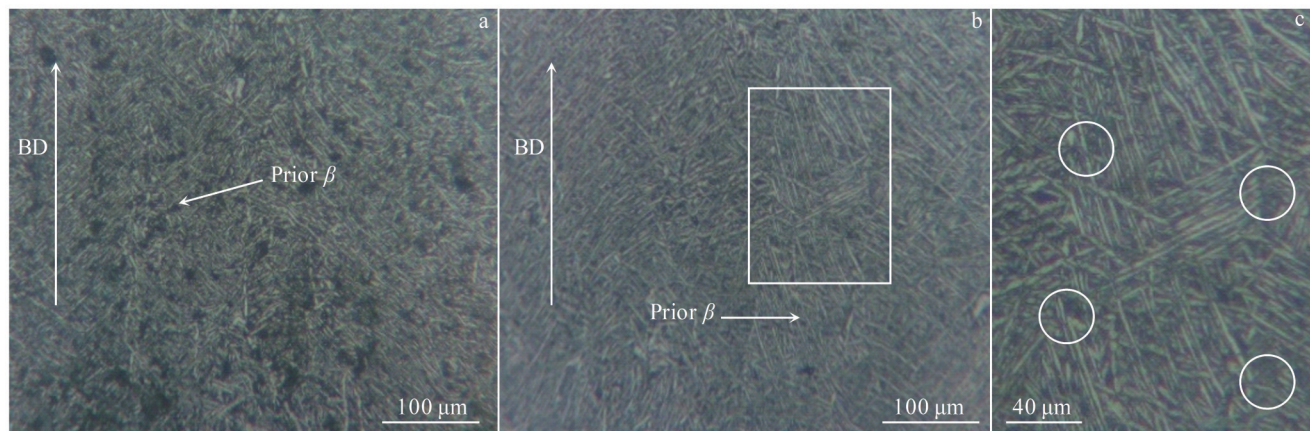


图3 SLM TC11 钛合金OM照片

Fig.3 OM images of SLM TC11 titanium alloy: (a) longitudinal section of HD specimen, parallel to the X_0 - Y_0 plane in Fig.1a, (b) longitudinal section of VD specimen, parallel to the X_0 - Y_0 plane in Fig.1a, and (c) enlarged view of the longitudinal section of VD specimen in Fig.3b

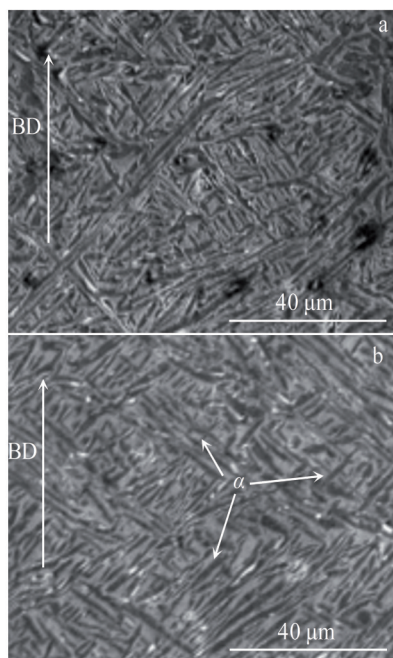


图4 SLM TC11 钛合金SEM照片

Fig.4 SEM images of SLM TC11 titanium alloy: (a) axial cross-section of HD specimen, parallel to the X_0 - Y_0 plane in Fig.1a, and (b) axial section of VD specimen, parallel to the X_0 - Y_0 plane in Fig.1a

931 MPa、1309 MPa和8.6%，而VD试件相对应的力学性能数据为902 MPa、1228 MPa和8.9%。相比于VD试件，HD试件具有更高的强度和略低的塑性，这与SLM TC11钛合金中的显微组织排列有着密切的联系。SLM TC11钛合金具有沿沉积方向生长的初生 β 晶粒，在初生 β 晶粒边界包含球化、不连续的晶界 α_{GB} 。晶界 α_{GB} 比 α 相脆弱，在载荷作用下细长的晶界 α_{GB} 很容易出现裂纹^[25-28]。HD拉伸试件的拉伸轴垂直于试件中的初生 β 晶粒，而VD拉伸试件的拉伸轴平行于试件中的初生 β 晶粒，HD拉伸试

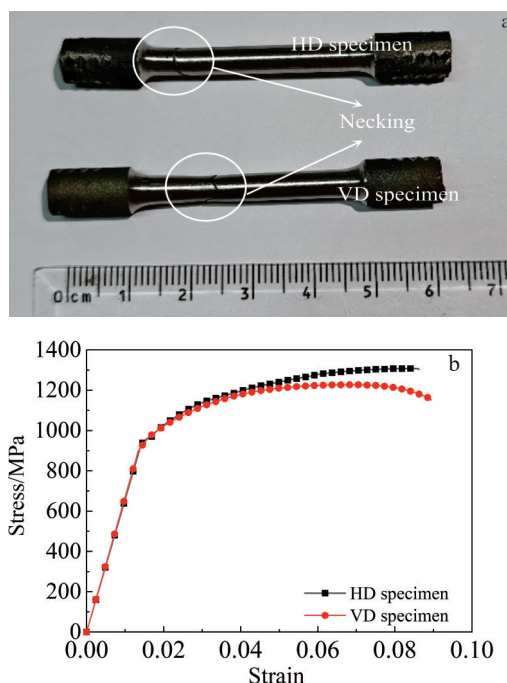


图5 SLM TC11 钛合金拉伸断裂整体形貌及力学性能

Fig.5 Overall tensile fracture morphology (a) and mechanical properties (b) of SLM TC11 titanium alloy

件中的晶界 α_{GB} 在拉伸时受到使其“张开”的载荷作用，这导致初生 β 晶粒间的晶界 α_{GB} 容易产生裂纹，而较长的初生 β 晶界为裂纹扩张提供了优先路径^[28]，裂纹的聚集导致HD拉伸试件表现出更差的塑性。

VD拉伸试件中的晶界 α_{GB} 处产生裂纹后，裂纹的传播路径在穿过不同初生 β 晶粒时会产生偏移并消耗更多能量，这就意味着裂纹的扩张更加艰难，且VD拉伸试件沿拉伸轴具有较多的初生 β 晶粒，这些初生 β 晶粒在拉伸时会产生“颈缩”，因而VD拉伸试件表现出较好的塑性。

值得注意的是，SLM TC11钛合金仅展现出十分微

弱的拉伸力学性能各向异性,这归因于晶界 α_{GB} 表现为球化、不连续的形貌,意味着晶界 α_{GB} 在HD拉伸试件中产生的裂纹难以连续扩张,HD拉伸试件仅表现出比VD拉伸试件略低的塑性。

3.3 动态压缩性能

表2展示了HD和VD试件5组加载速度的测试结果,所有测试条件下的试件均未断裂,随着加载速度的提高,试件产生了更大的轴向塑性变形,SLM TC11钛合金在动态压缩时表现出显著的应变率增塑效应。

图6为SLM TC11钛合金在5组加载速度下的应变率-应变曲线,试件的加载应变率为应变率-应变曲线均值。由图6中数据可知,SLM TC11钛合金的加载应变率在变形过程中并不保持恒定,钛合金的瞬时应变硬化效应^[40]使得材料在加载初始弹性阶段表现出高应变硬化,这归因于加载初期钛合金内部位错密度的急剧升高。依

据Bailey-Hirsch表达式^[41],位错密度的升高会显著提高材料的屈服强度。当屈服应力达到塑性极限时,材料进入持续变形阶段,高应变硬化特性使得变形速度下降,从而导致加载应变率降低。为定量比较分析沉积方向对SLM TC11钛合金动态压缩力学行为的影响,选取在近似加载速度下测试的3组试件数据分析,对实验速度分类为低、中、高速3类,即加载速度近似为9.7、14.6和20 m/s,而加载应变率约为740、1400和2500 s⁻¹,后续分析主要基于这3组加载速度下的测试结果。

图7展示了HD和VD试件在低-中-高加载应变率下的入射波、反射波和透射波的波形图,SLM TC11钛合金表现出各向同性的波形特征,不同加载速度下的入射脉冲上升沿均约为35 μs,HD试件平台段持续时间约为42.8 μs,而VD试件平台段持续时间则约为43 μs。HD

表 2 动态压缩实验结果汇总表
Table 2 Summary of dynamic compression experimental results

Build direction	Loading speed/ m·s ⁻¹	Strain rate/s ⁻¹	Axial plastic deformation/mm	Build direction	Loading speed/ m·s ⁻¹	Strain rate/s ⁻¹	Axial plastic deformation/mm
HD	9.68	737	0.08	VD	8.73	629	0.05
HD	10.75	814	0.16	VD	9.74	739	0.10
HD	14.9	1466	0.33	VD	14.53	1320	0.28
HD	19.2	2358	0.56	VD	18.71	2213	0.52
HD	20.01	2580	0.66	VD	19.93	2580	0.62

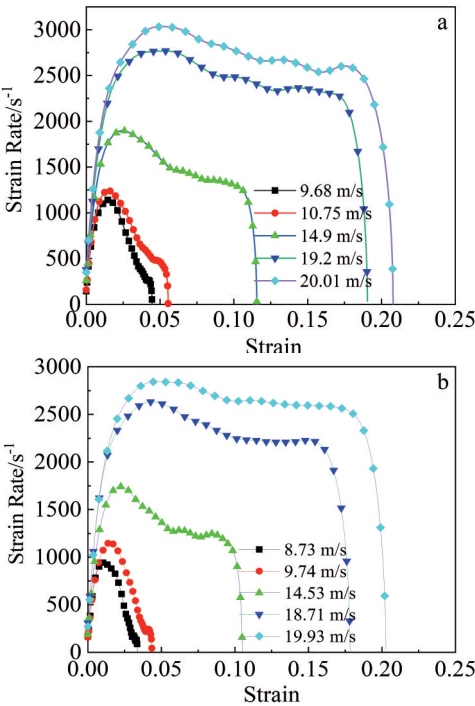


图 6 SLM TC11 钛合金动态压缩应变率-应变曲线
Fig.6 Dynamic compressive strain rate-strain curves of SLM TC11 titanium alloy along different directions: (a) HD and (b) VD

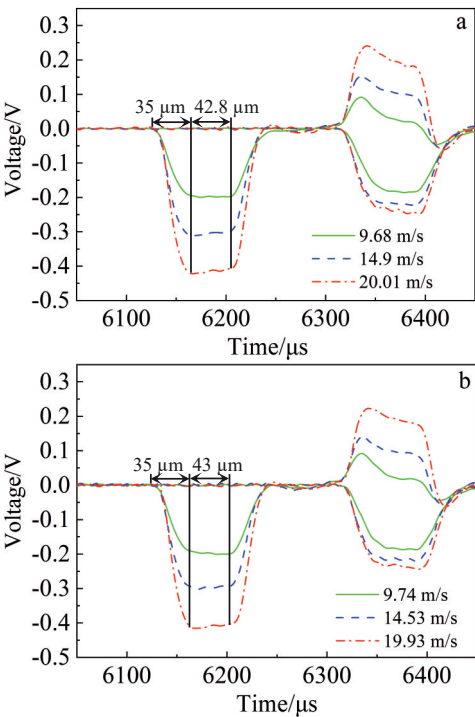


图 7 SLM TC11 钛合金动态压缩波形图
Fig.7 Dynamic compression waveforms of SLM TC11 titanium alloy along different directions: (a) HD and (b) VD

和 VD 试件的反射波均不恒定,其反射波前沿在达到峰值后缓慢下降。依据公式(5),反射波的硬化特性表明加载应变率的非恒定性,钛合金的高应变硬化特性导致材料在初始弹性加载时迅速硬化,而硬化的材料导致变形更加艰难。

图 8 为 SLM TC11 钛合金动态压缩应力-应变曲线,SLM TC11 钛合金在动态压缩时表现出较强的宏观各向同性,在近似加载应变率下,HD 和 VD 试件表现出近乎一致的强度和塑性。钛合金的瞬时应变硬化效应^[40]使得材料在加载初始弹性阶段表现出高额切线模量,但由于钛合金具有的高应变硬化特性使其难以保持恒定应变率加载,这导致弹性变形阶段难以保持线性变化关系,SLM TC11 钛合金动态压缩弹性阶段的切线模量呈现下降趋势。当变形阶段从初始弹性阶段过渡到塑性持续变形阶段后,HD 和 VD 试件在塑性段的流动应力都表现出近似“平台”段特征,在增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金动态压缩时同样可以观察到类似的“平台”段特征^[28,42]。这一

“平台”段的出现归因于 SLM TC11 钛合金在动态压缩时产生的塑性变形功转化为温升导致剧烈的热软化,而热软化和应变硬化相互竞争^[43],钛合金的流动应力保持在一个较小的范围内,材料表现出稳定变形趋势。随着加载应变率的升高,材料的“平台段”逐渐增大。

表 3 展示了 HD 和 VD 试件在低-中-高加载应变率下的极限应力和极限应变,可以看出 SLM TC11 钛合金具有显著的应变率强化和应变率增塑效应,即在更高应变率加载时,钛合金会表现出更大的极限应力和极限应变。

值得注意的是,HD 试件在加载应变率从 737 s⁻¹增加到 1466 s⁻¹后,极限应力上升百分比为 14.48%,而加载应变率从 1466 s⁻¹增加到 2580 s⁻¹时产生了 2.7%的极限应力上升百分比;VD 试件在近似加载情况下的极限应力上升百分比分别为 14.20%和 3.17%。极限应力上升百分比的快速降低表明加载应变率的提高不会无限制的增加极限应力,即应变率强化效应在高应变率动态压缩时更不明显。

在其他增材制造钛合金动态压缩中同样能观察到这一现象,LDED Ti-6Al-4V 钛合金在加载应变率从 500 s⁻¹增加到 1500 s⁻¹后,极限应力上升百分比为 8.11%,而加载应变率从 1500 s⁻¹增加到 3000 s⁻¹时却降低了极限应力^[44];SLM Ti-6Al-4V 钛合金在加载应变率从 1340 s⁻¹增加到 4290 s⁻¹后,极限应力上升百分比为 8.47%,而加载应变率从 4290 s⁻¹增加到 6370 s⁻¹时产生了 5.21%的极限应力上升百分比^[28]。这一现象产生的原因与材料动态变形特性有关,材料内部位错密度并不能无限增长,趋于饱和的位错密度难以随加载应变率提高而增加,同时高应变率加载带来的瞬时温升也会产生热软化,更高的加载速度带来了更剧烈的热软化,剧烈的热软化能够显著减小极限应力。

4 动态压缩强化机制

增材制造钛合金的屈服强度与显微组织密切相关。

晶界强化(grain boundary strengthening, GB strengthening)是通过细化晶粒来提高合金的强度,较小尺寸的晶粒具有更多的晶界,这可以极大地阻碍位错运动^[45],晶界强化导致的强度增值可以用 Hall-Petch 关系来表示^[46-47]:

$$\Delta\sigma_{GB} = K_{HP} (d_1^{-1/2} - d_0^{-1/2}) \quad (9)$$

其中, $\Delta\sigma_{GB}$ 为晶粒细化引起的屈服强度增量, K_{HP} 为 Hall-

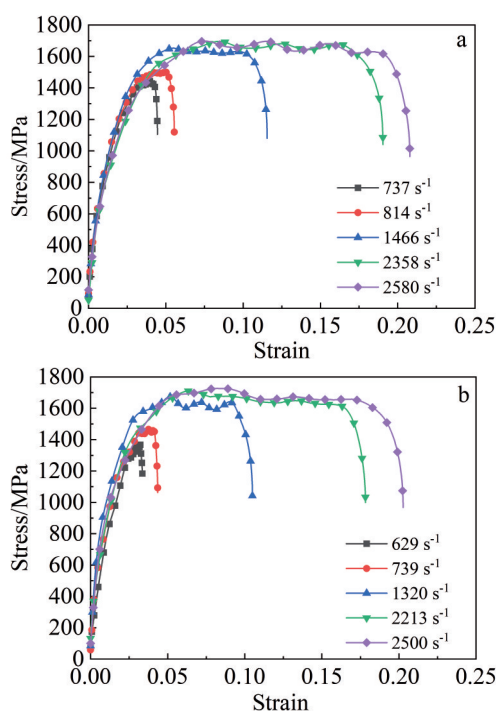


图 8 SLM TC11 钛合金动态压缩应力-应变曲线

Fig.8 Dynamic compressive stress-strain curves of SLM TC11 titanium alloy along different directions: (a) HD and (b) VD

表 3 SLM TC11 钛合金动态压缩极限应力和极限应变

Table 3 Dynamic compressive ultimate stress and ultimate strain of SLM TC11 titanium alloy

HD			VD		
Strain rate/s ⁻¹	Ultimate stress/MPa	Ultimate strain	Strain rate/s ⁻¹	Ultimate stress/MPa	Ultimate strain
737	1443	0.045	739	1465	0.044
1466	1652	0.116	1320	1673	0.105
2580	1697	0.208	2500	1726	0.203

Petch 常数, d_1 为动态压缩后试件的平均晶粒尺寸, d_0 为未加载试件的平均晶粒尺寸, 钛合金的 K_{HP} 为 $0.75 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ [48]。

当在不同滑移面上滑动的两个位错产生交叉时, 这两个位错会形成连接点作为第三位错段, 这个位错连接点钉扎在材料中, 并阻碍了其他位错的运动。位错的继续运动需要突破这一连接点, 位错强化 (dislocation strengthening) 贡献值基于著名的 Bailey-Hirsch 表达式 (10) 计算 [41]:

$$\Delta\sigma_{DS} = MaGb\sqrt{\rho} \quad (10)$$

其中, $\Delta\sigma_{DS}$ 为位错强化引起的屈服强度增量, M 为泰勒系数 (3.06), a 为经验系数 (0.3), b 为 Burgers 矢量 (0.289 nm), G 为剪切模量 (45 GPa) [13,48-49], ρ 为位错密度。位错由几何必要位错 (geometrically necessary dislocation, GND) 和统计存储位错 (statistical storage dislocation, SSD) 组成 [50]。由于 SSD 的密度难以直接测量, 因此, 本研究将量化 GND 密度的强度贡献以阐明位错强化机制。

图9展示了 SLM TC11 钛合金的 α 板条尺寸, 在近似加载速度下, HD 和 VD 试件具有相近的晶粒尺寸。随着加载速度的提高, 平均晶粒尺寸愈加减小, 这表明冲击加载使得原有 α 板条破碎, 形成的细小晶粒具有高密度的相界, 这些相界会阻碍位错运动, 形成显著的晶界强化效果。

EBSD 数据中的局部平均取向差 (kernel average misorientation, KAM) 可以用来评估位错密度 [41], 每个数据点的 KAM 值是以该数据点为中心在一定的半径范围内所有其他数据点与该中心数据点的错配角平均值。基

于应变梯度理论, 几何必要位错密度可按式计算 [51]:

$$\rho_{GND} = 2\Delta\theta_i / (ub) \quad (11)$$

其中, ρ_{GND} 为某一数据点处的几何必要位错密度, $\Delta\theta_i$ 为局部平均取向差, u 为所取点的平均步长, b 为 Burgers 矢量。

图10为动态压缩试件的 GND 密度分布图, HD 和 VD 试件的 GND 密度具有较为均匀的分布, 近似加载应变率下, HD 和 VD 试件具有接近的 GND 密度, 图中白色区域为未标定区域, 随着加载应变率的提高, 白色区域在扩大, 高应变率加载引起位错或缺陷增加, 从而导致晶格畸变增加, 高度晶格畸变区域在 EBSD 测试时难以标定。在 HD-H 和 VD-H 试件的一部分晶界处观察到较高的位错密度分布, 这表明高应变率加载在晶界处容纳了大量应变, 这可能是塑性变形时 α 板条之间具有不同的滑移倾向, 即 α 板条具有不同的变形趋势, 在持续变形过程中, α 板条在晶界处容纳应变以满足变形协调要求。

基于上述得到的 α 板条尺寸和 GND 密度, 可以评估晶界强化和位错强化对屈服强度的影响, 两种强化机制的贡献如图11所示。图11表明晶界强化对 SLM TC11 钛合金的动态压缩强化作用较小, 位错强化机制是提高 SLM TC11 钛合金强度的主要机制。近似加载应变率下, HD 和 VD 试件具有相近的晶界强化和位错强化增量, 动态压缩时, HD 和 VD 试件的力学性能各向同性。

值得注意的是, 图11的位错强化仅统计了 GND 密度的影响, SSD 密度变化同样会影响钛合金的屈服强度。一些其他的强化机制也会影响 SLM TC11 钛合金的屈服

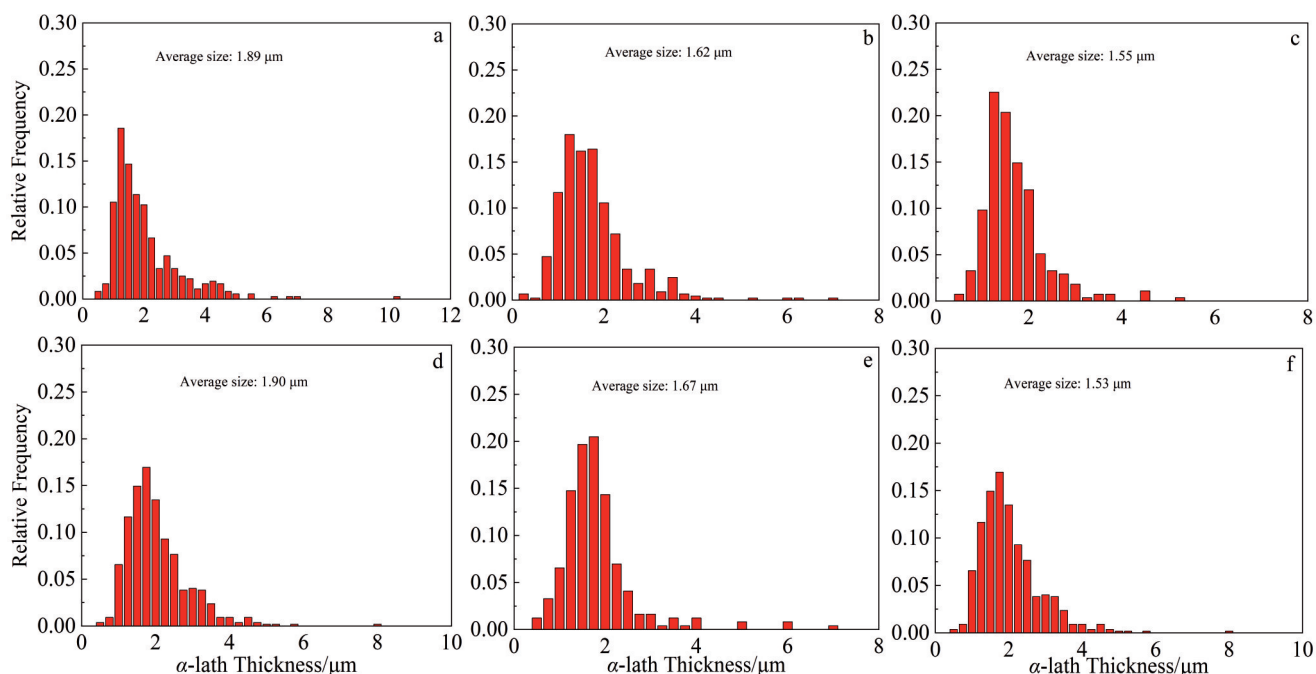


图9 SLM TC11 钛合金板条厚度分布

Fig.9 α -lath thickness distributions of SLM TC11 titanium alloy: (a) HD-N, (b) HD-L, (c) HD-H, (d) VD-N, (e) VD-L, and (f) VD-H

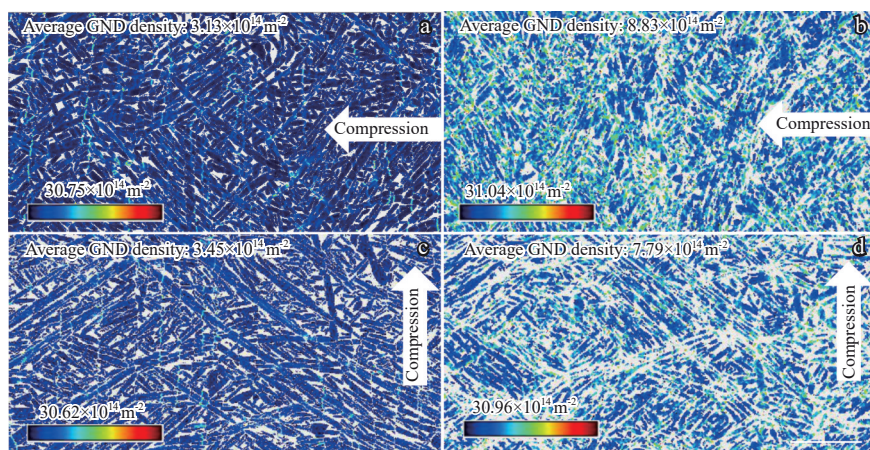


图 10 SLM TC11 钛合金压缩试件 GND 密度分布

Fig.10 GND density distributions of SLM TC11 titanium alloy compression specimen: (a) HD-L, (b) HD-H, (c) VD-L, and (d) VD-H

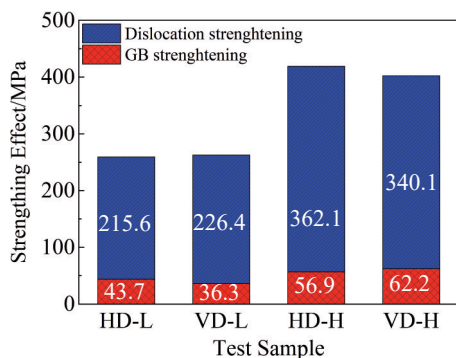


图 11 SLM TC11 钛合金强化机制贡献

Fig.11 Strengthening mechanism contribution of SLM TC11 titanium alloy

强度,如第二相粒子引起的 Orowan 强化^[13]。SLM TC11 钛合金在高应变率加载下由晶界强化和 GND 引起的位错强化产生的强度增量约为 400 MPa,而 HD 和 VD 试件准静态拉伸的屈服强度为 900 MPa 左右,HD-H 和 VD-H 试件持续变形阶段的应力超过 1600 MPa,其余强化机制导致的强度增量应低于 300 MPa,因此,位错强化机制是 SLM TC11 钛合金动态压缩时强度大幅度提升的主要原因,SLM TC11 钛合金在动态压缩时显著的应变率强化效应主要归结于材料内部位错密度的大幅增高。

5 动态本构方程

拟合 SLM TC11 钛合金的动态本构方程需要得到动态压缩塑性变形阶段的应力-应变数据,由于 SLM TC11 钛合金的应力-应变曲线在初始弹性阶段为非线性变化趋势,仅从应力-应变数据中难以得到材料在动态压缩时的屈服强度,因而难以判定其塑性阶段的开始,且钛合金在加载时应变率难以保持恒定,选取的应力-应变数据并非测试于恒定加载情况下。图 12 为 HD 试件在 1466 s⁻¹ 下应力-应变和应变率-应变曲线对比,结合加载应变率

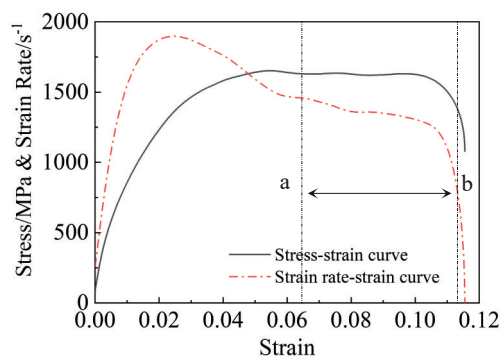
的变化趋势,相比于全局应变率变化范围,图 12 中 a-b 段的加载应变率变化范围较小,近似具有恒定的加载情况,且 a-b 段应力-应变曲线处于塑性变形的“平台”段中,这表明 a-b 段属于塑性变形阶段,以具有近似恒定加载情况的 a-b 段数据作为 HD 试件在 1466 s⁻¹ 下的塑性段数据,在本研究中采用图 12 所示的方法选定 SLM TC11 钛合金在其余加载工况下的塑性段数据。

由室温 SHPB 实验和准静态拉伸实验拟合得到的 J-C 本构方程将退化为下式:

$$\sigma = (A + B\epsilon^n)(1 + c \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}) \quad (12)$$

式中, A 为准静态屈服应力, B 为应变硬化系数, n 为应变硬化指数, c 为应变率强化系数, $\dot{\epsilon}_0$ 为参考应变率。

公式(12)得到的 J-C 本构方程未考虑热软化的影响,仅假定应变硬化和应变率强化将主导整个塑性阶段,这与 SLM TC11 钛合金动态压缩加载时出现的“平台”段趋势不同,为准确反映 SLM TC11 钛合金动态压缩时的流变行为,对 J-C 本构方程进行修改,在公式(12)后加上

图 12 HD 试件在 1466 s⁻¹ 下应力-应变和应变率-应变曲线Fig.12 Stress-strain at 1466 s⁻¹ and strain rate-strain curves of HD specimen

一温度变化项,具体如下^[52]:

$$\sigma = (A + B\epsilon^n)(1 + c \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0})(1 - T_{md}^m) \quad (13)$$

$$T_{md} = \frac{T_{ATR}}{T_m - T_r} \quad (14)$$

式中, A 、 B 、 n 、 c 、 $\dot{\epsilon}_0$ 均与原 J-C 本构方程相同, 而 T_{md} 为绝热温升引起的热软化项, T_m 为熔点温度, T_r 为参考温度, T_{ATR} 为绝热温升引起的温度上升值, m 为热软化系数。

SLM TC11 钛合金的绝热温升可以基于公式(15)计算得到, 材料的绝热温升 ΔT 如下。

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho C_p} \int \sigma(\epsilon) d\epsilon \quad (15)$$

式中, ρ 为 TC11 钛合金密度 (4600 kg/m^3); C_p 为材料的定压比热容 ($0.605 \text{ kJ/kg} \cdot ^\circ\text{C}$); β 为塑性功转化因子 (0.9), 积分项为变形产生的塑性功, 由图 12 给出方法得到的应力-应变数据计算。图 13 给出了 SLM TC11 钛合金动态压缩下的绝热温升 ΔT , 为提高由绝热温升 ΔT 得到的 T_{md} 项的精度, 对 HD 和 VD 试件的全部 5 组测试结果开展分析。

从图 13 可以看出, SLM TC11 钛合金的绝热温升 ΔT 随着加载应变率的提高而增大, 在近似加载速度下, HD 和 VD 试件具有接近的绝热温升 ΔT , 绝热温升 ΔT 近乎随着应变率线性提高, 且 HD 和 VD 试件表现出接近的变化斜率。绝热温升 ΔT 反映了钛合金在冲击时的应变能特性, 近乎一致的绝热温升 ΔT 表明 SLM TC11 钛合金在冲击加载下应变响应行为具有各向同性。

基于式(15), 不仅可以得到 SLM TC11 钛合金动态压缩时的绝热温升 ΔT , 同样可以得出 SLM TC11 钛合金动态压缩时绝热温升 ΔT 与应变 ϵ 的变化关系, 如图 14 所示。

从图 14 的 ΔT 与塑性应变 ϵ 的关系可看出, 绝热温升 ΔT 近似随应变线性上升, 随着加载应变率的提高, 绝热温升 ΔT 与塑性应变 ϵ 的变化斜率略有提高。求出以上每条直线的斜率 $\partial(\Delta T)/\partial\epsilon$, 如图 15 所示, 随着加载应变率的提高, $\partial(\Delta T)/\partial\epsilon$ 快速增长, 但当加载应变率超过 2000 s^{-1}

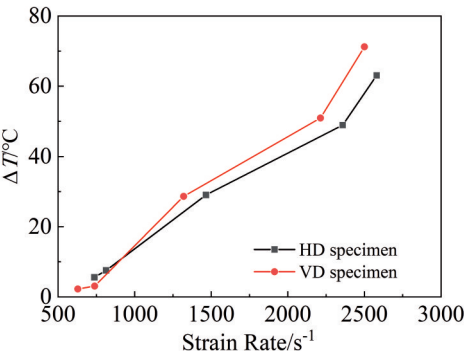


图 13 SLM TC11 钛合金动态压缩绝热温升

Fig.13 Dynamic compression adiabatic temperature rise of SLM TC11 titanium alloy

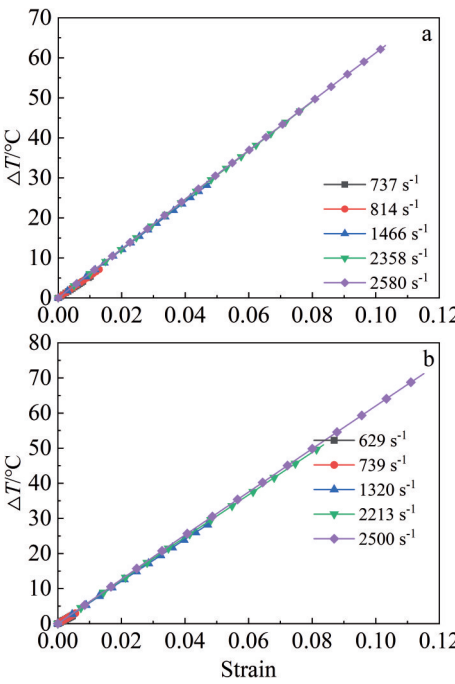


图 14 SLM TC11 钛合金动态压缩下 ΔT 与塑性应变 ϵ 的关系

Fig.14 Relationships between ΔT and plastic strain ϵ of SLM TC11 titanium alloy under dynamic compression along different directions: (a) HD and (b) VD

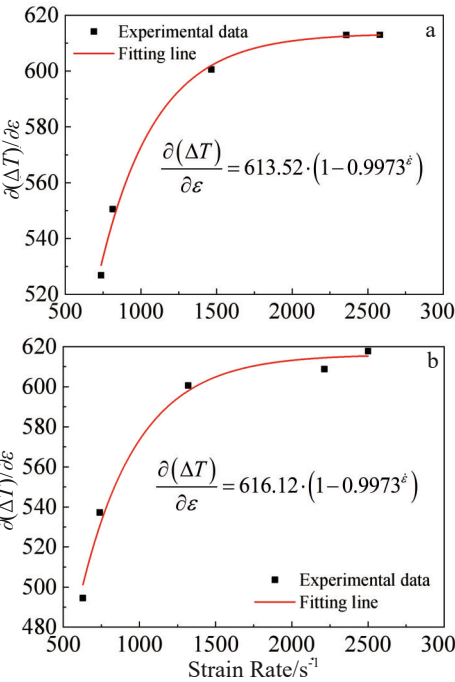


图 15 $\partial(\Delta T)/\partial\epsilon$ 与 $\dot{\epsilon}$ 的函数拟合

Fig.15 Fitting results of the function $\partial(\Delta T)/\partial\epsilon$ to $\dot{\epsilon}$ along different directions: (a) HD and (b) VD

后, 其增长趋势显著降低, 这表明 SLM TC11 钛合金动态压缩时的 $\partial(\Delta T)/\partial\epsilon$ 不会无限制的随应变率提高, 这归因于 SLM TC11 钛合金在动态压缩时产生了剧烈的热软化, 更高速的加载产生了更剧烈的热软化, 钛合金的流变

应力不能无限制提高,而 $\partial(\Delta T)/\partial \varepsilon$ 与材料流变应力成正比,在更高应变率加载时, $\partial(\Delta T)/\partial \varepsilon$ 将趋于一稳定值。将 $\partial(\Delta T)/\partial \varepsilon$ 拟合为应变率 $\dot{\varepsilon}$ 的函数,要求在应变率 $\dot{\varepsilon}$ 为零时使得 $\partial(\Delta T)/\partial \varepsilon$ 亦为零。采用指数函数 BoxLucas1 定义 $\partial(\Delta T)/\partial \varepsilon$ 和 $\dot{\varepsilon}$ 间的函数关系,这一模型能准确反映钛合金动态压缩的 $\partial(\Delta T)/\partial \varepsilon$ 随着加载应变率先快后慢的增长趋势。拟合函数如式(16)所示。

$$\partial(\Delta T)/\partial \varepsilon = E \cdot (1 - F^{\dot{\varepsilon}}) \quad (16)$$

由图 15 拟合数据可知,HD 和 VD 试件的 $\partial(\Delta T)/\partial \varepsilon$ 与 $\dot{\varepsilon}$ 具有近似的函数关系,这与前述分析得到的应变响应行为各向同性结论相呼应,即 SLM TC11 钛合金在温升随加载速度的变化趋势上具有各向同性。对公式(16)积分则可得:

$$\Delta T = \int [\partial(\Delta T)/\partial \varepsilon] d\varepsilon = E \cdot (1 - F^{\dot{\varepsilon}}) \cdot \varepsilon + G \quad (17)$$

式中, E 为温升变化率峰值; F 为与应变率有关的拟合参数; G 为考虑弹性变形时的修正参数。当塑性应变为零时,钛合金只产生弹性变形,其温升为零,因此 $G = 0$ 。而 E 、 F 基于公式(16)拟合得到,如图 15 所示。

将式(17)作为 T_{ATR} 代入公式(13)可得:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + c \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}) \left\{ 1 - \left(\frac{E \cdot (1 - F^{\dot{\varepsilon}}) \cdot \varepsilon}{T_m - T_r} \right)^m \right\} \quad (18)$$

以 10^{-3} s^{-1} 准静态拉伸数据为参考应变率,因其变形较慢对应的绝热温升为零,可得其应变率强化项与热软化项皆为 1。对于 HD 试件,其 $A=931.75 \text{ MPa}$, $B=1437.20 \text{ MPa}$, $n=0.476$; VD 试件的 $A=902.79 \text{ MPa}$, $B=804.76 \text{ MPa}$, $n=0.323$ 。TC11 钛合金的熔化温度为 $1750 \text{ }^{\circ}\text{C}$,参考温度为 $25 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。由于低速冲击加载(9.7 m/s 左右)时的真实应变小于 0.05,难以完整反映 SLM TC11 钛合金复杂的流变行为,故采用中速和高速冲击加载(14.6 m/s 和 20 m/s)下的塑性段数据作为拟合式(12)和(18)的数据来源,利用 Origin 非线性拟合功能得到本构方程应变率强化系数 c 和热软化系数 m ,并取中速和高速加载拟合数据的平均值,得到本构参数如表 4 所示。

基于拟合得到的数据,绘制出图 16 所示的数据对比图,基于式(12)得到的 J-C 本构方程未考虑绝热温升的影响。高速冲击产生的绝热温升会使得 SLM TC11 钛合金在变形时受到剧烈的热软化,热软化显著降低材料的

表 4 SLM TC11 钛合金拟合本构方程参数

Table 4 Fitted constitutive equation parameters of SLM TC11 titanium alloy

Build direction	Model	A	B	n	C	E	F	M
HD	J-C	931.75	1437.20	0.476	0.0239	-	-	-
HD	J-C modified	931.75	1437.20	0.476	0.0611	613.52	0.9973	0.2825
VD	J-C	902.79	804.76	0.323	0.0306	-	-	-
VD	J-C modified	902.79	804.76	0.323	0.0526	616.12	0.9973	0.3567

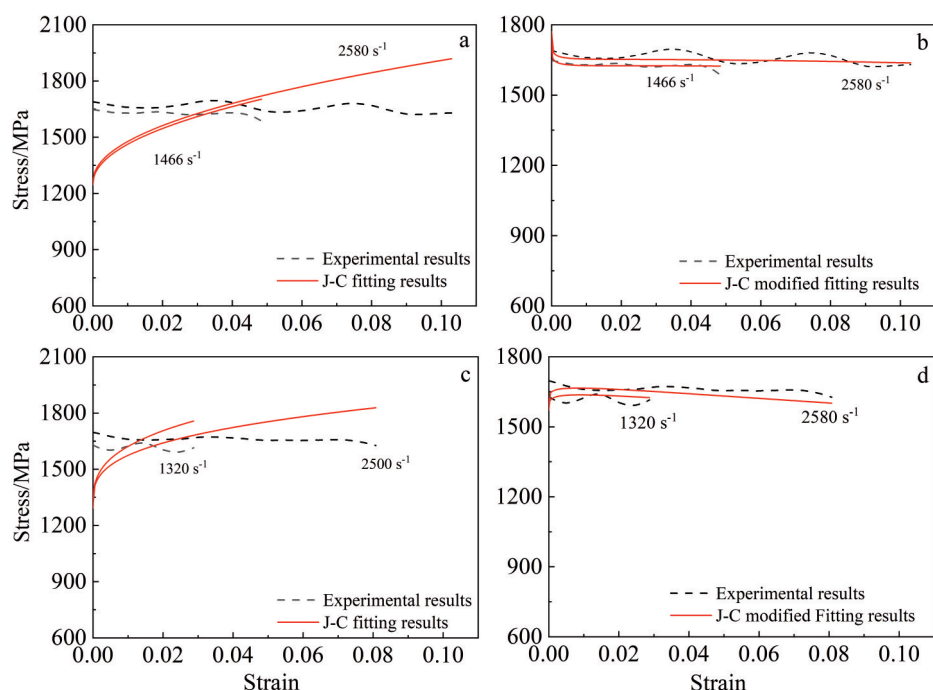


图 16 本构方程拟合对比图

Fig.16 Comparison of fitted constitutive equations: (a) HD-JC, (b) HD-JC modified, (c) VD-JC, and (d) VD-JC modified

流动应力,而图16a和16c给出的J-C本构方程拟合对比图显示出原有J-C在高速加载时仍会表现出显著的应变硬化,这与实验得到的“平台”段特征截然不同。与之相比,基于公式(18)得到的J-C modified本构方程在原有J-C本构方程的基础上加上了绝热温升导致的热软化项,图16b和16d给出的对比结果显示J-C modified本构方程预测的应力数据与实验数据有更好的相关性,J-C modified本构方程具有比J-C本构方程更高的精度。

6 结论

1) SLM TC11钛合金拉伸时产生的轻微各向异性主要归因于初生 β 晶粒边界球化、不连续的晶界 α_{GB} 在水平和垂直成形试件拉伸时产生差异的断裂形式,HD拉伸试件中的晶界 α_{GB} 受到垂直于初生 β 晶粒的拉伸载荷作用时容易产生裂纹,这些裂纹可以沿着较长的初生 β 晶界扩张而导致构件表现出较差的塑性。

2) SLM TC11钛合金表现出较强的动态压缩各向同性,且具有显著的应变率强化和应变率增塑效应,在塑性稳定流动阶段,其动态压缩流变应力呈现“平台”段特征,这归因于绝热温升引起的热软化与应变硬化的竞争。加载应变率的提高难以提升SLM TC11钛合金高应变率动态压缩的极限应力,这归因于钛合金内部位错密度不能无限提高,同时剧烈的热软化将显著降低流动应力。

3) 基于晶粒尺寸和GND密度统计,探究了晶界强化和位错强化机制对SLM TC11钛合金动态压缩强度的贡献,动态压缩后大幅提升的位错密度是SLM TC11钛合金表现出显著的应变率强化效应的主要原因,HD和VD试件具有一致的强化机制贡献,这是SLM TC11钛合金动态压缩时表现出力学性能各向同性的原因。

4) 室温SHPB实验数据拟合的J-C本构方程难以完全反映SLM TC11钛合金动态压缩时复杂的流变行为,拟合的J-C本构方程缺少热软化现象对流变行为的影响。对原有J-C本构方程修正,在其中加入绝热温升引起的热软化项得到J-C modified本构方程,对原有J-C和J-C modified本构方程与实验数据的比较,结果表明J-C modified本构方程具有更高的精度。

参考文献 References

- [1] Sun Jie(孙杰), Guo Kai(国凯), Yang Bin(杨斌). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2021, 64(16): 74
- [2] Attar H, Ehtemam H S, Kent D et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 688: 20
- [3] Attar H, Ehtemam H S, Kent D et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 705: 385
- [4] Gao Jian(高健), Liu Fencheng(刘奋成), Liu Fenggang(刘丰刚) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(11): 3881
- [5] Liu Zeren(刘泽人), Zhao Kongxun(赵孔勋), Tang Yu(唐宇) et

- al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2296
- [6] Chen Hui(陈慧), Dong Jing(董静), Zi Xuhui(资旭辉) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(9): 3282
- [7] Zhang Yongdi(张永弟), Wang Congyu(王琮瑜), Wang Congwei(王琮玮) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(5): 1690
- [8] Ren Dechun(任德春), Zhang Huibo(张慧博), Li Shujun(李述军) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(9): 3218
- [9] Tan Yulu(谭宇璐), Zhang Yanmei(张艳梅), Lu Bingwen(卢冰文) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(1): 222
- [10] Tran T Q, Chinnappan A, Lee J K Y et al. *Metals*[J], 2019, 9(7): 756
- [11] Trevisan F, Calignano F, Lorusso M et al. *Materials*[J], 2017, 10(1): 76
- [12] Zhao X L, Li S J, Zhang M et al. *Materials & Design*[J], 2016, 95: 21
- [13] Ou B X, Lu L X, Wang Q S et al. *International Journal of Molecular Sciences*[J], 2022, 23(11): 6134
- [14] Vrancken B, Thijs L, Kruth J P et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 541: 177
- [15] Wei K W, Zeng X Y, Huang G et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 271: 368
- [16] Liu Yang(刘洋), Xu Huaizhong(徐怀忠), Wang Xiaofeng(汪小锋) et al. *Chinese Journal of High Pressure Physics*(高压物理学报)[J], 2021, 35(4): 18
- [17] Liu Y, Xu H Z, Zhu L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 805: 140561
- [18] Alaghmandfar R, Chalasani D, Hadadzadeh A et al. *Additive Manufacturing*[J], 2020, 35: 101347
- [19] Liu C M, Lu Y, Tian X J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 661: 145
- [20] Shrestha S, Panakarajupally R P, Kannan M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 806: 140604
- [21] Åkerfeldt P, Antti M L, Pederson R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 674: 428
- [22] Amsterdam E, Kool G. *Proceedings of the 25th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue*[C]. Dordrecht: Springer, 2009: 1261
- [23] Tao P, Zhong J W, Li H X et al. *Metals*[J], 2019, 9(4): 447
- [24] Simonelli M, Tse Y Y, Tuck C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 616: 1
- [25] Liu Z, Zhao Z B, Liu J R et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 742: 508
- [26] Wysocki B, Maj P, Sitek R et al. *Applied Sciences*[J], 2017, 7(7): 657
- [27] Li P H, Guo W G, Huang W D et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 647: 34
- [28] Waymel R F, Chew H B, Lambros J. *Experimental Mechanics*[J], 2019, 59(6): 829
- [29] Pu B, Li W B, Zhang Q et al. *Metals*[J], 2021, 11(8): 1327
- [30] Ye Jianhua(叶建华), Chen Heming(陈明和), Wang Ning(王宁) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2019, 29(4): 733

- [31] Hou X, Liu Z Q, Wang B *et al. Materials*[J], 2018, 11(6): 938
- [32] Alaghmandfard R, Dharmendra C, Odeshi A G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 793: 139794
- [33] Peirce D, Asaro R, Needleman A. *Acta Metallurgica*[J], 1982, 30(6): 1087
- [34] ASTM International. ASTM E8/E8M[S]. 2020
- [35] The Ministry of Industry and Information Technology of China. YS/T 1551-2022[S], 2022
- [36] Hao Y B, Huang Y L, Zhao K *et al. Optics & Laser Technology* [J], 2022, 150: 107983
- [37] Dou Enhui(窦恩惠), Xiao Meili(肖美立), Ke Linda(柯林达) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光) [J], 2021, 48(6): 0602117
- [38] Liu S Y, Shin C Y. *Materials & Design*[J], 2019, 164: 107552
- [39] Ali H, Ghadbeigi H, Mumtaz K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 712: 175
- [40] Muiruri A, Maringa M, Preez D P *et al. Metals*[J], 2020, 10(5): 653
- [41] Li J N, Gao D, Lu Y *et al. Materials Science and Engineering A* [J], 2022, 855: 143896
- [42] Gangireddy S, Faierson E J, Mishra R S. *Journal of Dynamic Behavior of Materials*[J], 2018, 4(4): 441
- [43] Cheng F, Wang H M, Li Z *et al. Additive Manufacturing*[J], 2023, 61: 103336
- [44] Yao J, Suo T, Zhang S Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 677: 153
- [45] He J Y, Wang H, Huang H L *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 102: 187
- [46] Yang J J, Yu H C, Yin J *et al. Materials & Design*[J], 2016, 108: 308
- [47] Chen Huan(陈欢), Sun Xinjun(孙新军), Wang Xiaojiang(王小江) *et al. Materials Science and Technology*(材料科学与工艺)[J], 2018, 26(5): 11
- [48] Jawed S F, Rabadia C D, Liu Y J *et al. Materials Science and Engineering C*[J], 2020, 110: 110728
- [49] Ning Y Q, Xie B C, Liang H Q *et al. Materials & Design*[J], 2015, 71: 68
- [50] Jiang S, Peng R L, An K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 851: 143620
- [51] Ma X L, Huang C X, Moering J *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 116: 43
- [52] Su Nan(苏楠), Chen Minghe(陈明和), Xie Lansheng(谢兰生) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2021, 35(3): 201

Dynamic Compression Behavior and Strengthening Mechanism of Selective Laser Melted TC11 Titanium Alloy

Ye Xiaojun^{1,2}, Xu Jianlong², Xiao Xianfeng², Fu Yanshu²

(1. Nanchang Institute of Science and Technology, Nanchang 330108, China)

(2. Nanchang University, Nanchang 330031, China)

Abstract: TC11 titanium alloy manufactured by selective laser melting (SLM) technique has excellent specific strength and broad application prospects in the aerospace field. By conducting quasi-static tensile and dynamic compressive mechanical experiments on SLM TC11 titanium alloy that built in horizontal and vertical direction, the mechanical behavior of SLM TC11 titanium alloy under series strain rate loads was investigated. Based on EBSD testing, the effects of grain boundary strengthening and dislocation strengthening mechanisms on the dynamic compressive strength of SLM TC11 titanium alloy were explored. The results indicate that the grain boundaries α_{GB} in the horizontally deposited specimens tends to aggregate cracks then exhibit lower plasticity during quasi-static tension. SLM TC11 titanium alloy exhibits significant strain rate strengthening effect and strong macroscopic isotropy during dynamic compression. Adiabatic temperature rise will cause thermal softening, which competes with strain hardening and then leads to a “plateau” characteristic in the flow stress plastic stage. Through statistical analysis of grain size and geometrically necessary dislocation density of dynamic compression specimens, it is found that the dislocation strengthening mechanism is the main strengthening mechanism of SLM TC11 titanium alloy during dynamic compression. Taking into account the effects of strain hardening, strain rate strengthening, and thermal softening, a J-C modified constitutive equation with accuracy higher than that of the J-C constitutive equation is proposed, which can accurately describe the dynamic mechanical behavior of SLM TC11 titanium alloy.

Key words: selective laser melting; strengthening mechanism; constitutive equations; dynamic compression; titanium alloys

Corresponding author: Fu Yanshu, Ph. D., Professor, Nanchang University, Nanchang 330031, P. R. China, Tel: 0086-791-83969635, E-mail: yshfu@ncu.edu.cn