

DOI: 10.11883/bzycj-2019-0015

激光选区熔化增材制造 GP1 不锈钢 动态拉伸力学响应与层裂破坏*

史同亚, 刘东升, 陈 伟, 谢普初, 汪小锋, 王永刚

(宁波大学冲击与安全工程教育部重点实验室, 浙江 宁波 315211)

摘要: 采用选择性激光熔化增材制造技术, 制备了 GP1 不锈钢单轴拉伸板条试样和层裂圆片试样, 并对材料微观结构进行了表征。借助 Zwick-HTM5020 高速拉伸试验机, 并结合数字图像相关性全场应变测量技术, 开展了增材制造 GP1 不锈钢材料的轴向拉伸力学性能实验研究, 得到了不同应变率下材料的拉伸应力-应变曲线, 结果显示: (1) GP1 不锈钢流动应力具有比较显著的应变强化效应; (2) 通过回收试样的电子背散射衍射表征, 发现 GP1 不锈钢在拉伸变形过程中会发生奥氏体与马氏体之间的相变; (3) GP1 不锈钢的屈服应力随着应变率呈幂指数增大, 断裂应变在中低应变率下保持不变, 但在高应变率下则显著减小。采用一级轻气炮实验装置和激光干涉粒子速度测量技术, 开展了增材制造 GP1 不锈钢的层裂实验, 发现 GP1 不锈钢的层裂强度随着飞片撞击速度增大而减小。单轴拉伸试样断口和层裂试样断口的显微分析结果表明: 随着应变率增大, 单轴拉伸断裂模式和断裂机理都发生了转变; 层裂损伤易成核于激光熔池边界线的交汇处, 断口韧窝形貌明显区别于单向拉伸断口。

关键词: 增材制造 GP1 不锈钢; 单轴拉伸; 应变率; 层裂

中图分类号: O347.3

国标学科代码: 13015

文献标志码: A

近年来, 金属增材制造技术发展迅猛, 主要有激光选区熔化法 (selective laser melting, SLM)、电子束选区熔化法、激光熔融沉积法等, 其中 SLM 应用最广泛^[1-2]。波音公司、空客公司、GE 航空、中航成飞和沈飞都采用 SLM 来生产不同的飞机零部件, 并应用于新航空发动机的研发, 以期降低飞机的结构重量, 提高其有效推重比。目前制约大型金属构件 SLM 制造发展和应用的瓶颈是加工过程中内部缺陷控制问题^[3]。内部缺陷产生将直接影响增材制造金属材料的力学性能。因此, 关于增材制造金属材料的微观组织结构与力学性能亟待人们开展相关研究。

国内, 王沛等^[4]研究了不同加工工艺参数对 SLM 制备的 316 不锈钢材料致密性的影响。吕豪等^[5]研究了热处理状态对 SLM 制备 GH4099 合金的显微组织与静态拉伸性能的影响。尹燕等^[6]研究了 SLM 制备 316L 不锈钢微观组织及静态拉伸力学性能。王志会等^[7]研究了 SLM 制备 AF1410 超高强度钢的微观组织与力学性能, 发现热处理后试样硬度、屈服强度和抗拉强度均有提高。国外, Yadollahi 等^[8]研究了 SLM 成型方向以及热处理对 17-4PH 不锈钢的影响, 揭示了成型方向对试样的准静态力学性能具有很大的影响, 而通过热处理无法彻底消除这些影响。Suryawanshi 等^[9]对 SLM 工艺制备的 316L 不锈钢的准静态力学性能进行了研究, 得出了 SLM 制备的 316L 不锈钢的裂纹扩展机理。Wang 等^[10]通过 SLM 技术制造出的奥氏体 316L 不锈钢, 发现其屈服强度与拉伸延展性的性能组合超越传统锻造 316L 不锈钢。Sun 等^[11]对比分析热处理工艺对增材制造和锻造 17-4PH 不锈钢微观结构演化的影响。目前, 国内外学者已经对 SLM 制备的许多金属材料的微观组织和力学性能已开展了一些的研究工作, 但主要局限于工艺参数的影响, 力学性能方面研究则集中在准静态加载条件下。近年来, 冲击加载下增

* 收稿日期: 2019-01-16; 修回日期: 2019-03-25

基金项目: 科学挑战专题 (TZ2018001)

第一作者: 史同亚 (1992—), 男, 硕士, 819330522@qq.com;

通信作者: 王永刚 (1976—), 男, 博士, 教授, wangyonggang@nbu.edu.cn。

材制造金属材料的力学性能研究也引起了大家关注。Gray 等^[12]研究了 SLM 制备的 316L 不锈钢材料的动态压缩力学性能和层裂特性,并讨论了热处理的影响,同时还与锻造 316L 不锈钢的力学性能进行对比分析。Song 等^[13]采用分离式 Hopkinson 压/拉杆对 SLM 制备的 304L 不锈钢的动态拉伸与压缩力学性能开展了实验研究,发现 SLM 制备的 304L 不锈钢的动态屈服强度比锻造 304L 不锈钢高出 20% 以上。McWilliams 等^[14]研究了激光扫描路径和热处理工艺对 SLM 制备的 17-4PH 不锈钢动态压缩力学响应的影响规律。

本文中拟采用 SLM 法制备 GP1 不锈钢板条状拉伸试样和层裂圆片试样。利用 HTM-5020 高速拉伸试验机与动态数字图像相关性 (digital image correlation, DIC) 全场应变测量技术结合,对板条试样开展宽广应变率范围内 ($10^{-2} \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$) 的动态拉伸实验,讨论增材制造 GP1 不锈钢拉伸力学响应的应变率效应。再利用一级轻气炮和激光干涉粒子速度测量技术,对圆片试样开展层裂实验研究,研究一维应变条件下增材制造 GP1 不锈钢材料的动态拉伸断裂特性。最后,对拉伸断裂断口进行金相显微分析,揭示材料的拉伸断裂机制,并讨论应变率和应力状态的影响。

1 实 验

1.1 材料与制备工艺

实验选用的金属粉末材料为 EOS 公司所提供的 GP1 不锈钢粉末,应用能谱仪对 GP1 不锈钢成分进行定量测定。GP1 不锈钢粉末化学成分的质量分数分别为: Si, 0.63%; Cr, 17.54%; Fe, 74.14%; Ni, 4.33%; Mn, 0.61%; C, 0.05%; Cu, 2.69%。GP1 不锈钢粉末化学成分与美标的 17-4 PH 不锈钢成分基本一致。GP1 不锈钢粉末的扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 形貌如图 1 所示,平均粒径为 $40 \mu\text{m}$,粒径分布如图 2 所示。试样制备使用德国 EOS M280 金属 3D 打印机,该设备采用功率为 400 W 的 Yb-fibre 激光器,其中最大成型尺寸为 $250 \text{ mm} \times 250 \text{ mm} \times 325 \text{ mm}$,扫描方式为振镜扫描,最大的扫描速度为 7 m/s。针对 GP1 不锈钢粉末,激光烧结工艺参数:扫描速度, 1 000 mm/s;铺粉速度, 80 mm/s;激光功率, 400 W;层厚, $20 \mu\text{m}$;预热温度, $80 \text{ }^\circ\text{C}$ 。试样成型过程中充入氮气作为惰性保护气体,防止试样在成型过程中氧化^[15]。图 3 给出了板条试样设计尺寸、成型后的板条试样照片及成型过程示意图。

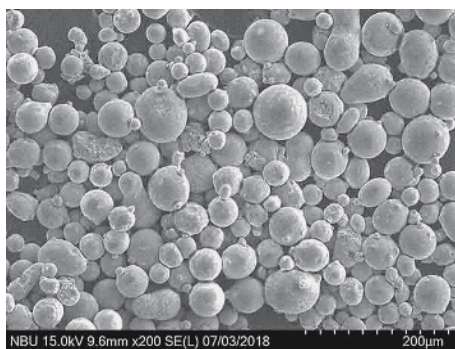


图 1 GP1 不锈钢粉末扫描电子显微镜形貌

Fig. 1 Scanning electron microscope morphology of GP1 stainless steel powder

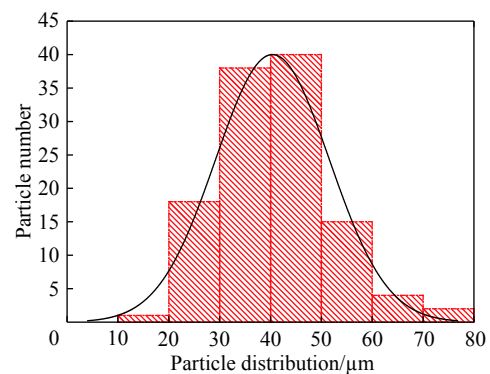


图 2 粒径分布图

Fig. 2 Powder size distribution for GP1 stainless steel powder

实验前,首先对 SLM 法制备的 GP1 不锈钢试样的微观组织结构进行表征。图 4 给出了试样标距段的横截面与纵表面光学金相照片和局部放大照片。从图 4 可以看到:(1)无论是横截面还是纵表面,都显示材料的致密性是非常好的,没有观察到明显的缺陷点;(2)在横截面局部放大照片上可以清楚地观察一层层近似半圆形的激光熔池边界线,熔池之间有明显交叠现象,熔池深度约 $30 \mu\text{m}$,超过粉末铺层厚度;(3)激光熔池排列并不规则,这是由于层与层之间激光扫描路径与策略不同;(4)在纵表面局部放大照片上可以看到大小不等的椭圆状激光扫描路径边界线。为了进一步观测 GP1 不锈钢的微观组织,采用场

发射扫描电镜对 GP1 不锈钢的横截面与纵表面进行电子背散射衍射 (electron backscattered diffraction, EBSD) 表征, 如图 5 所示。图 5 显示: 激光选取熔化制备的 GP1 不锈钢的晶粒大小和形状都非常不均匀, 以粗大柱状晶粒为主。

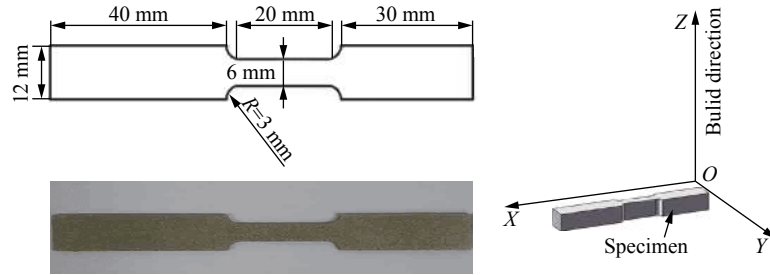


图 3 试样设计尺寸、成型后试样照片以及成型工艺过程示意图

Fig. 3 Sample design dimension, sample photograph after moulding and schematic diagram of moulding process

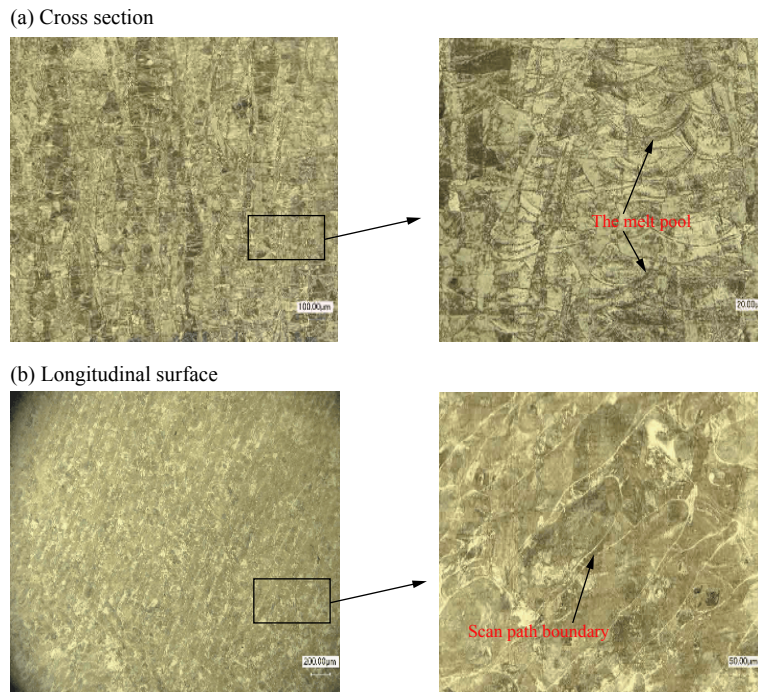


图 4 激光选区熔化法制备的 GP1 不锈钢光学显微结构

Fig. 4 Optical images of GP1 stainless steel processed by selective laser melting

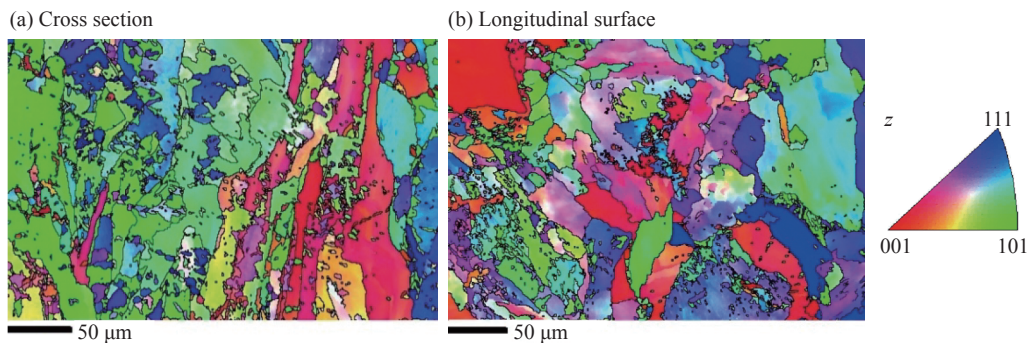


图 5 激光选区熔化法制备的 GP1 不锈钢显微结构的电子背散射衍射表征

Fig. 5 Electron backscattered diffraction images of GP1 stainless steel processed by selective laser melting

1.2 实验方案

1.2.1 单轴拉伸实验

采用 HTM-5020 液压伺服高速拉伸试验机开展单轴拉伸实验,如图 6 所示。该试验机有闭环和开环两种加载控制模式,加载速度范围为 0.1 mm/s~20 m/s,本实验中选择了 0.2、2、20、200 mm/s,2、8、12 m/s 等 7 种加载速度。由于试样标距段长 20 mm,不同加载速度所对应的试样拉伸应变率分别为 10^{-2} 、 10^{-1} 、 10^0 、 10^1 、 10^2 、 4×10^2 、 $6 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ 。除 0.2、2 mm/s 采用闭环加载控制模式外,其余加载速度都采用开环加载控制模式。在每个应变率下,重复性做 3 次实验,以确定实验数据的准确性。在拉伸应变率 $10^{-2} \sim 10^2 \text{ s}^{-1}$ 条件下,试样的加载力由试验机上的压电式测力传感器来监测。在高应变率拉伸时,HTM-5020 高速拉伸试验机的压电式测力传感器记录的力时程数据往往会出现较大幅度的振荡,从而严重影响实验结果精度。这里采用在试样夹持段合适位置粘贴应变片来直接测量加载力时程,如图 7 所示。试样尺寸设计时,要保证试样夹持段截面积远大于标距段截面积,使得夹持段始终处于弹性变形范围内^[16],随后利用试样夹持段实测的应变乘以材料弹性模量即得到加载力。试样标距段应变则采用数字图像相关性全场应变测量技术^[17-19]来监测。

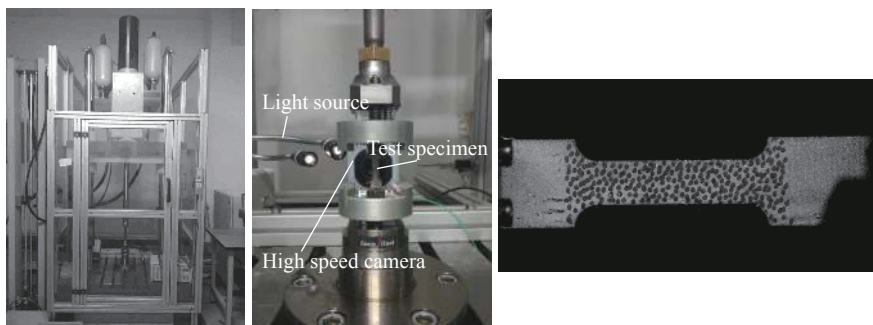


图 6 HTM-5020 高速拉伸材料试验机、试样夹具及试样散斑图

Fig. 6 HTM-5020 high-speed machine, sample fixture, and speckle image of specimen

1.2.2 平板撞击层裂实验

平板撞击层裂实验是研究材料在一维应变条件下损伤演化及层裂强度的重要实验手段^[20-21]。实验在内径为 57 mm 的一级轻气炮上进行,采用全光纤激光位移干涉系统 (displacement interferometer system for any reflector, DISAR)^[22]来监测样品自由面速度时程曲线,飞片击靶速度由电刷子探针测得,实验装置示意图如图 8 所示。试样的厚度为 3.6 mm,直径为 40 mm;飞片的厚度为 1.75 mm,直径为 53 mm,实验采取对称碰撞方式。当飞片高速撞击样品后,在飞片和样品中同时产生压缩冲击波,压缩冲击波在飞片和样品的自由面分别反射得到两束稀疏波,这两束稀疏波在材料内部相遇后产生拉伸应力,当拉伸应力作用下材料内部会出现损伤,随着拉伸应力不断增大,损伤区域不断演化,直至最后完全断裂。

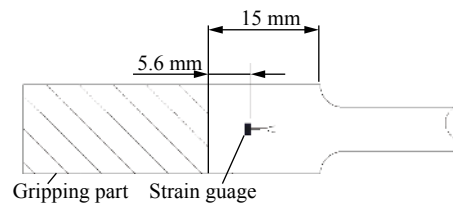


图 7 应变片粘贴在 GP1 不锈钢试样的位置

Fig. 7 Position of strain gauge pasted on GP1 stainless steel specimen

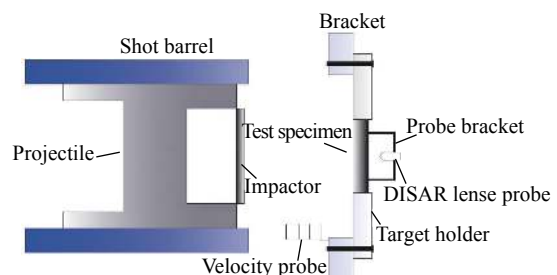


图 8 层裂实验装置示意图

Fig. 8 Schematics of the setup for spallation experiment

2 结果与分析

2.1 单轴拉伸实验结果与分析

在对实验结果分析之前,有必要考察一下 HTM-5020 高速试验机闭环和开环加载控制稳定性。图 9 给出了闭环控制模式下加载速度时程曲线以及力时程曲线,从图中可以看到:加载速度满足恒速加载条件,力时程曲线也较光滑。图 10 给出了开环加载控制模式下加载速度时程曲线,结果显示:(1)加载速度基本上可以维持稳定,保证了试样的恒定应变率加载条件,这一点优于传统的 Hopkinson 拉杆实验。图 11 则给出了开环加载控制模式下力时程曲线,图中显示:当速度较低(0.2、2 m/s)时,压电式测力传感器测得的力时程曲线较光滑;但当速度较高(8、12 m/s)时,由于传感器频响及共振等原因,力时程曲线上出现了较大震荡,严重影响了实验精度。因此,为了获得较准确的力时程数据,在高应变率加载时必须采用上述的应变片直接测量技术。图 11 中显示的应变片测得的力时程数据较光滑。

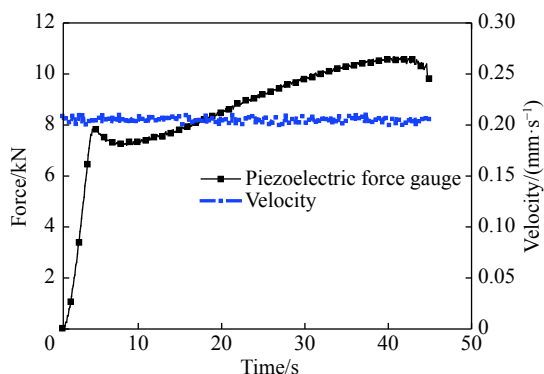


图 9 闭环控制时力与速度时程曲线
Fig. 9 Force and velocity profiles under closed loading control mode

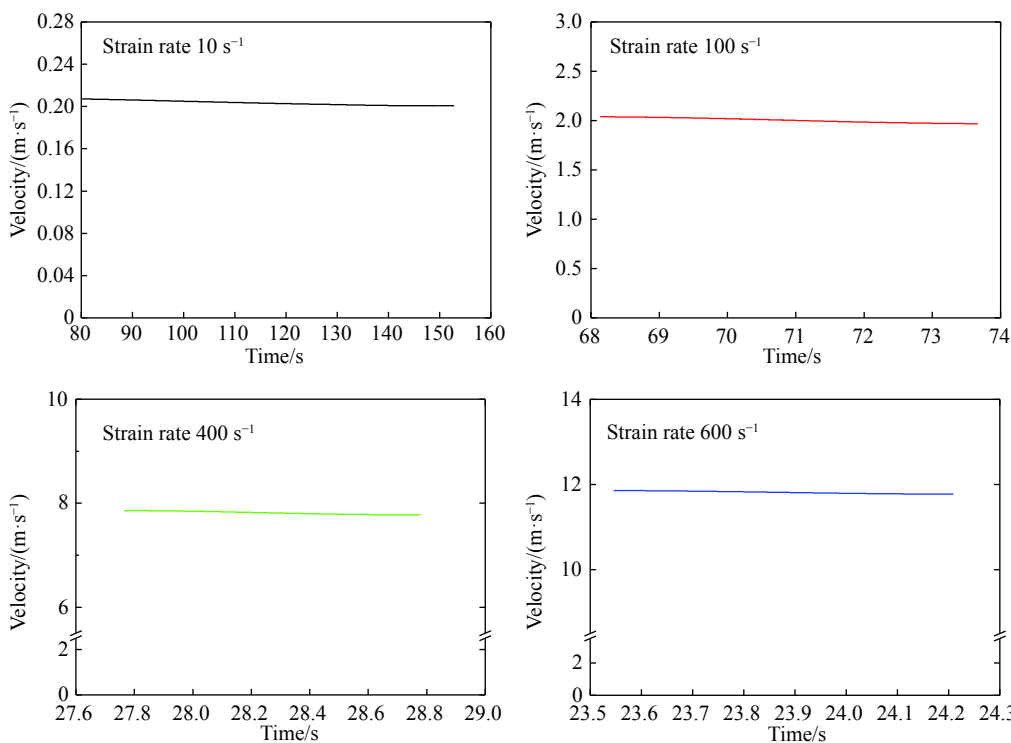


图 10 不同应变率下的加载速度时程曲线
Fig. 10 Velocity profiles at different strain rates

试样的拉伸应变采用 DIC 方法进行测量。图 12 给出了应变率为 10^{-2} s^{-1} 下的不同时刻 DIC 分析得到试样标距段的全场应变分布云图,图中显示:变形前期阶段试样表面应变分布较均匀,但到变形后期试样表面应变会出现明显的局域化,与加载方向夹角约 45° ,这表明应变局域化主要是由剪应力引起的。

图 13 给出了 GP1 不锈钢在 $10^{-2} \sim 6 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ 应变率下拉伸应力-应变曲线。首先对应力-应变曲线的初始线性段进行直线拟合,获得增材制造 GP1 不锈钢的杨氏模量约为 160 GPa,明显低于普通碳钢。其次,观察到 GP1 不锈钢流动应力具有比较显著的应变强化效应,该应变强化效应的物理机制并不是传统

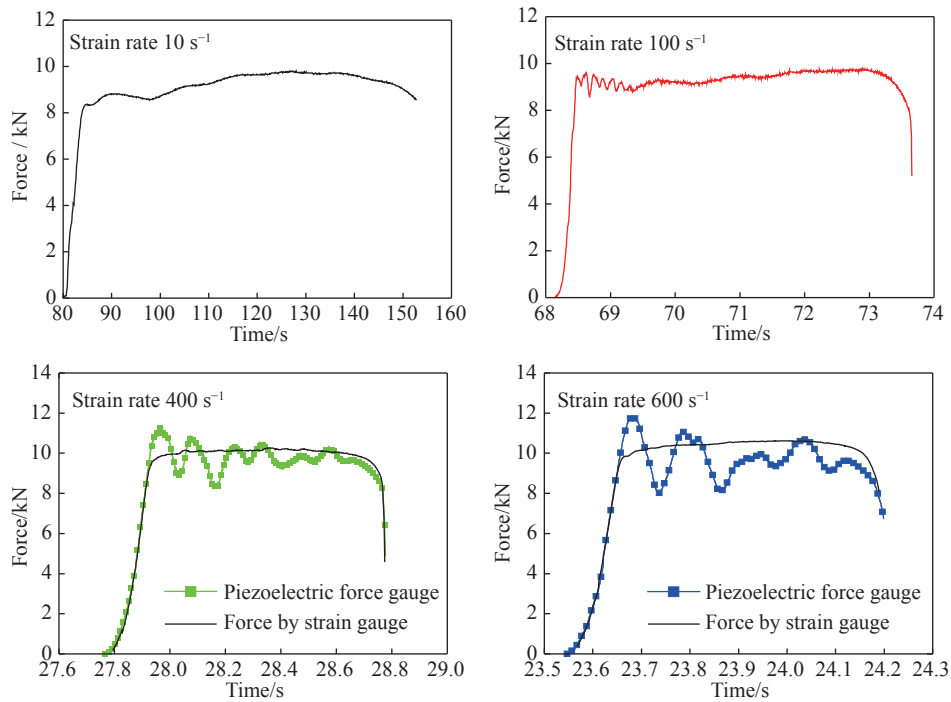


图 11 不同应变率下的力时程曲线

Fig. 11 Force profiles at different strain rates

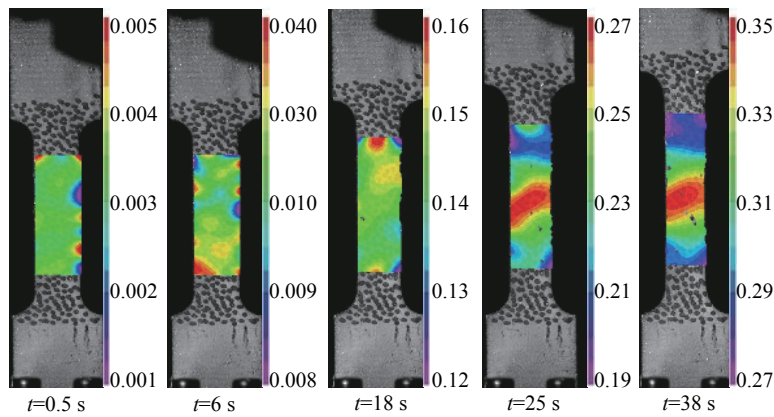


图 12 不同时刻的 GP1 不锈钢试样标距段应变分布云图 (应变率为 10^{-2} s^{-1})

Fig. 12 Strain distributions of GP1 stainless sample at different times (strain rate is 10^{-2} s^{-1})

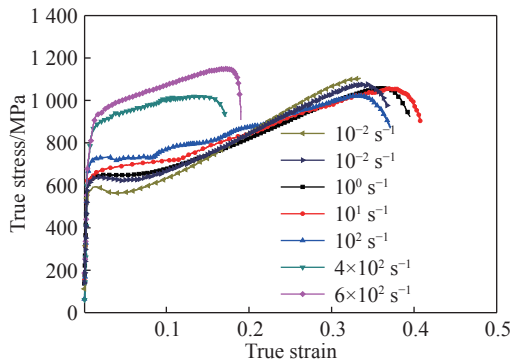


图 13 不同应变率下 GP1 不锈钢的真实应力-应变曲线

Fig. 13 True stress-true strain curves of GP1 stainless steel at different strain rates

的位错塞积而是奥氏体到马氏体相变。图 14 给出了原始试样、0.2 m/s 及 12 m/s 拉伸速度下回收试样奥氏体和马氏体体积分数的 EBSD 表征结果, 其中黄色代表晶体结构为 FCC 的奥氏体, 红色代表晶体结构为体心立方 (body-centered cubic, BCC) 的马氏体。Clausen 等^[23] 曾采用原位中子衍射法发现增材制造 GP1 不锈钢无论在准静态单轴压缩还是拉伸加载下均会发生明显的奥氏体到马氏体相变过程, 随着马氏体相体积分数增加, 材料强度不断增大。从图 13 还可以观察到 GP1 不锈钢在低应变率下有明显的上屈服点和下屈服点, 随着应变率升高, 这种现

象逐渐消失。最后, 图 13 显示: 随着应变率的升高, 初始屈服应力明显增大, 特别是当应变率为 400 s^{-1} 和 600 s^{-1} 时, 屈服应力增大尤为显著, 同时断裂应变显著减小。这一现象可能也不仅仅归因于应变率的影响, 也与材料中微观结构演化相关。图 14(c) 中高速拉伸加载下没有观察到马氏体体积分数增大, 反而略有减小, 但马氏体分布更均匀化, 具有很好的强化效果, 其中原因值得进一步深入研究。已有学者指出在低应变率下材料变形时间长, 有充分时间实现位错滑移, 因而促进了马氏体相变; 在高应变率下材料变形时间短, 产生的绝热温升会增加奥氏体的稳定性, 并且会抑制马氏体的相变^[24]。图 15 给出了 GP1 不锈钢屈服应力随应变率的变化曲线, 采用 Cowper 等提出的幂指数模型^[25]对实验结果进行拟合:

$$\sigma = \sigma_0 \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{c} \right)^p \right] \quad (1)$$

式中: σ 为材料屈服应力, $\dot{\epsilon}$ 为应变率; σ_0 、 p 和 c 为拟合参数, 拟合结果为 $\sigma_0=535 \text{ MPa}$, $c=2\ 655 \text{ s}^{-1}$, $p=0.26$ 。

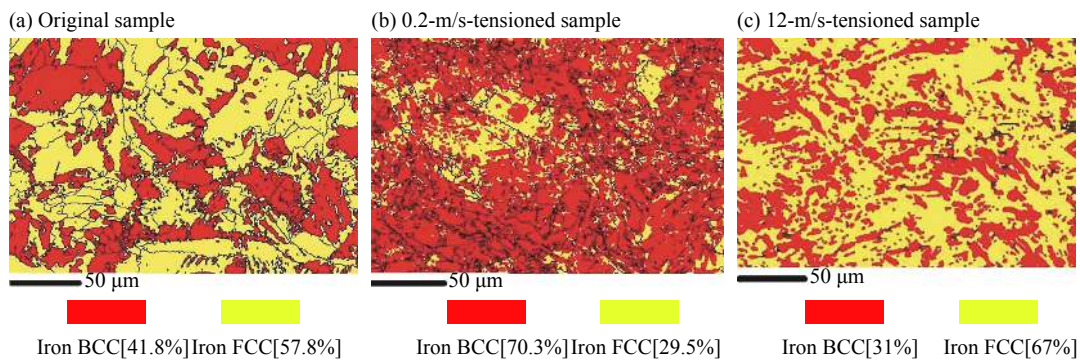


图 14 GP1 不锈钢中奥氏体和马氏体体积分数电子背散射衍射表征 (黄色代表奥氏体, 红色代表马氏体)

Fig. 14 Electron backscattered diffraction characterizations of volume fraction for austenite and martensite in GP1 stainless steel (yellow represents austenite, red represents martensite)

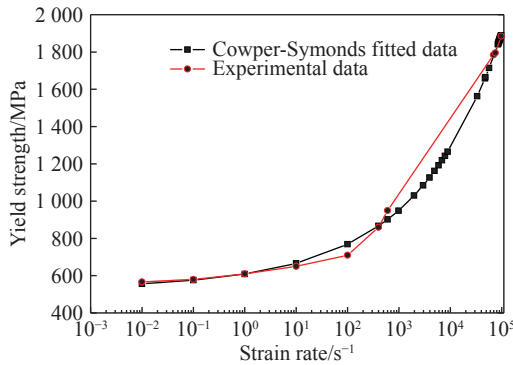


图 15 GP1 不锈钢屈服应力随着应变率的变化曲线
Fig. 15 Yield stress variation of GP1 stainless steel with strain rate

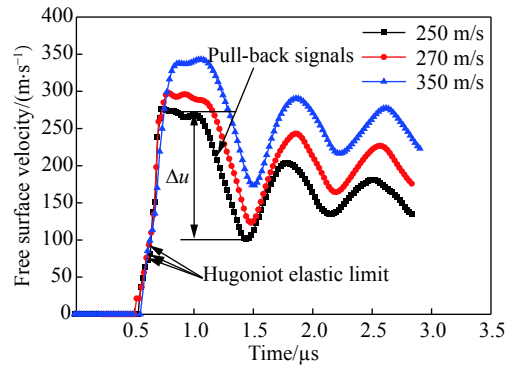


图 16 不同初始速度下 GP1 不锈钢的自由面速度剖面
Fig. 16 Free-surface velocity profiles of GP1 stainless steel at different initial velocities

2.2 层裂实验结果与分析

实验中, 通过设置不同的驱动气体压力值来改变飞片击靶速度, 实验设置了 3 组不同加载气压值, 分别得到了飞片速度为 250、270 和 350 m/s。图 16 给出了 3 组不同速度撞击条件下实测的自由面速度时程曲线, 自由面速度曲线上初始拐点 (图中箭头所示初) 对应于材料的雨贡纽弹性极限 (Hugoniot elastic limit, HEL) σ_{HEL} , 同时在自由面速度曲线也观察到明显反映层裂破坏的 Pull-back 信号^[26-27]。根据雨贡纽弹性极限可以计算材料的屈服强度, 而利用 Pull-back 回跳信号的幅值速度 Δu 可以近似计算出材料层裂强度^[28], 计算公式分别如下:

$$\sigma_y = \frac{1-2\mu}{1-\mu} \sigma_{HEL} \quad (2)$$

式中: μ 为 GP1 不锈钢的泊松比, 0.3; σ_y 为材料的动态屈服强度。屈服应力计算结果见表 1, 同时也添加在图 15 中, 发现可以采用统一参数来描述屈服应力随应变率的变化关系:

$$\sigma_s = \frac{1}{2} \rho c_b \Delta u \quad (3)$$

式中: σ_s 为材料的层裂强度; ρ 为 GP1 不锈钢的密度, $7\,800\text{ kg/m}^3$; c_b 为材料的体声波速, $5\,700\text{ m/s}$; 其 Δu 为自由面速度最大值与信号第一次反弹时自由面速度最小值之差。计算结果见表 1, 从中得到 GP1 不锈钢的层裂强度随飞片撞击增大而略有小幅度减少。

表 1 一维应变平板撞击实验结果

Table 1 Results of one-dimensional strain plane impact test

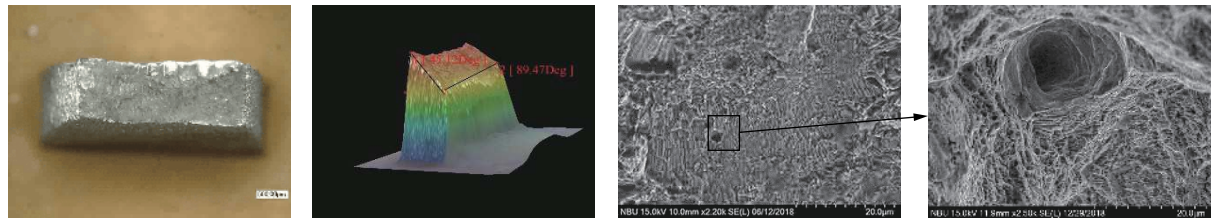
实验编号	初始速度/(m·s ⁻¹)	Δu /(m·s ⁻¹)	σ_{HEL} /GPa	σ_y /GPa	σ_s /GPa
1	250	176.23	1.78	1.01	3.91
2	270	174.97	1.79	1.02	3.88
3	350	169.99	1.85	1.05	3.76

2.3 断裂机制讨论

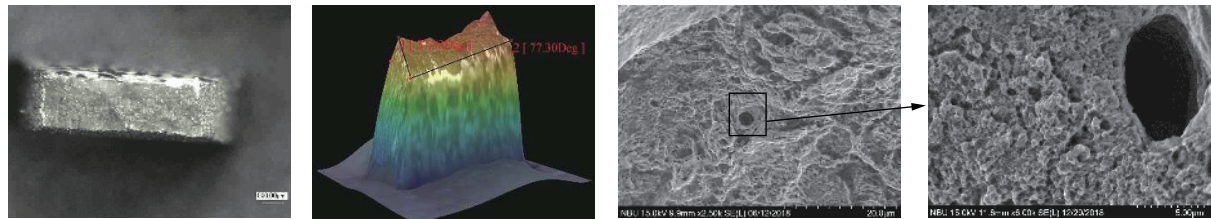
2.3.1 单轴拉伸断裂机理

利用基恩士 VHX-1000 超景深光学显微镜和场发射扫描电镜对单轴拉伸下增材制造 GP1 不锈钢试样的断口进行显微金相分析。图 17 给出了不同应变率下的试样断口宏观光学三维重构形貌和 SEM 显微形貌。在准静态下 (10^{-2} s^{-1}) 试样断口平面与拉应力方向约成 45° , 这表明断裂模式是剪切断裂, 而从断口 SEM 显微形貌中可以看出断口处有高密度小韧窝, 在小韧窝周围有一些很小的孔洞, 韧窝排列方

(a) At the strain rate of 10^{-2} s^{-1}



(b) At the strain rate of 10 s^{-1}



(b) At the strain rate of 10 s^{-1}

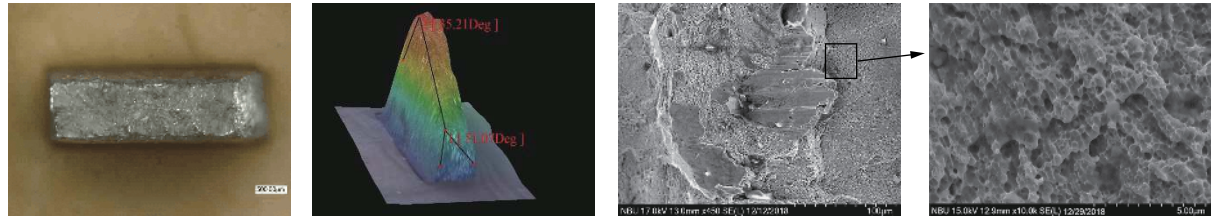


图 17 不同应变率下 GP1 不锈钢的宏观断口以及微观形貌

Fig. 17 Macro-fracture and micro-morphology of GP1 stainless steel at different strain rates

向与裂纹扩展方向一致。随着应变率增大 (10 s^{-1}), 从宏观断口三维重构形貌合成图可以观察到试样断口呈不规则面, 与拉应力方向接近垂直, 这表明了断裂模型开始从剪切断裂向拉伸断裂转变, SEM 显微形貌仍然观察到高密度小韧窝, 同时也观察一些深度很大的大韧窝。当应变率进一步增大 (600 s^{-1}), 试样断口与拉应力之间夹角约 51° , 断裂模型主要是剪切断裂, 从 SEM 显微形貌可以看一些非常浅的高密度小韧窝, 同时观察到一些类似于舌苔状的平滑区, 这表明材料断裂机制从韧性断裂向脆性断裂转变, 从而导致 GP1 不锈钢高应变率下的拉伸断裂应变明显减小。

2.3.2 层裂试样的损伤演化与断口金相分析

把不同撞击速度下软回收试样从中心切开, 再通过金相制样工艺处理后, 在 VHX1000 光学显微镜下进行观测, 断面形貌如图 18 所示。在初始速度为 250 m/s 时, 试样发生初始层裂, 层裂面周围出现了大量微孔洞, 其中中间区域微孔洞已相互贯通形成裂纹; 随着速度进一步增高到 270 m/s 时, 试样中心处裂纹已基本完全贯通, 形成了断口面; 当速度增高为 350 m/s 时, 试样已经发生完全层裂, 并且层裂片变形严重, 试样外形呈现鼓包状。为了进一步认识损伤成核与长大机制, 我们对初始层裂试样进行局部切割与细磨, 通过腐蚀液进行轻微腐蚀, 得到局部放大损伤演化形貌如图 19 所示, 从中清楚地观察到微孔洞主要成核于激光熔池边界线的交汇处, 这表明对于激光烧结工艺制备的金属材料内部的激光熔池边界线的交汇处是其薄弱点。对于完全层裂试样, 图 20 给出了层裂试样断口 SEM 显微形貌, 从图中可以看到断口表面分布着大量的韧窝, 与单向拉伸断口明显不同, 三向拉伸下层裂断口的韧窝深度和尺寸明显增大, 并且在断口上还观察到一些小金属球, 这些小金属球可能是由于局域温升导致材料熔化而产生的。

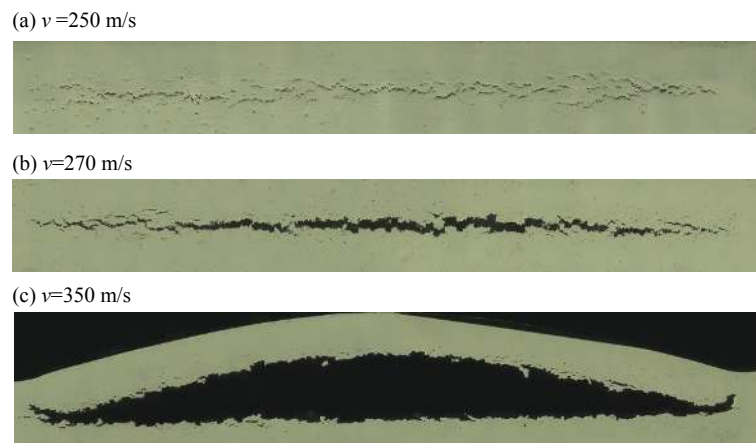


图 18 不同初始速度下的层裂剖面

Fig. 18 Spall profiles at different initial velocities

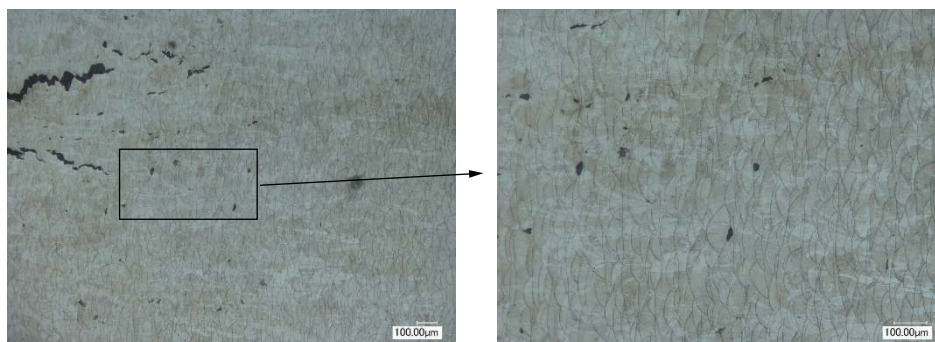


图 19 初始层裂的微观金相

Fig. 19 Microscopic metallographic phase of initial spallation

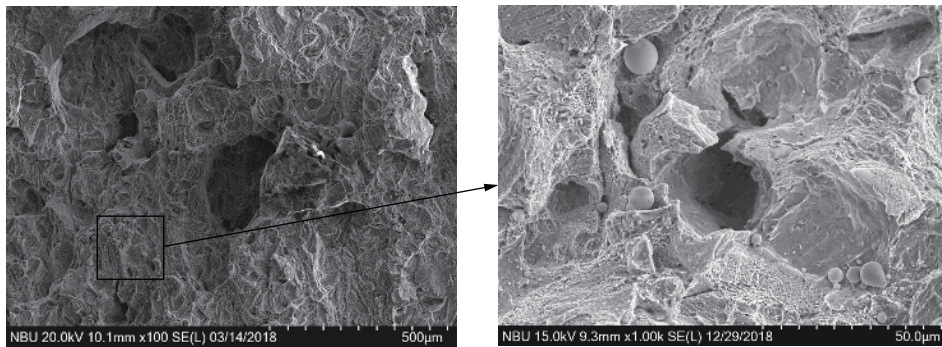


图 20 GP1 不锈钢层裂断口微观形貌

Fig. 20 Micrographs of ductile fractures in GP1 stainless steel spallation

3 结 论

以激光选区熔化增材制造 GP1 不锈钢为研究对象,采用高速拉伸试验机和一级轻气炮,分别开展了不同应变速率下的单轴拉伸与平板撞击层裂实验,得到了以下几点认识:

(1)增材制造 GP1 不锈钢的流动应力具有明显的应变硬化效应,初始屈服应力随着应变率呈幂指数增大,基于原始及回收试样的电子背散射衍射表征结果对比,揭示了单轴拉伸下增材制造 GP1 不锈钢会发生相变,相变动力学特性依赖于应变率;

(2)增材制造 GP1 不锈钢单轴拉伸试样断口显微形貌特征明显依赖于应变率,特别是在高应变率下断口出现了明显平滑区,这表明断裂模式从延性断裂向脆性断裂转变;

(3)基于自由面粒子速度时程测量,获得了增材制造 GP1 不锈钢的层裂强度,层裂强度随着飞片撞击速度增大而减小;

(4)增材制造 GP1 不锈钢层裂试样的横剖面及断口显微照片清晰反映了微孔洞成核、增长及聚集形成贯穿性主裂纹的物理过程,并揭示激光熔合线交汇处是微孔洞的主要成核源。

参考文献:

- [1] SAMES W J, LIST F A, PANALA S, et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing [J]. *International Materials Reviews*, 2016, 61(5): 1–46. DOI: 10.1080/09506608.2015.1116649.
- [2] ZHAI Y, LADOS D A, LAGOY J L. Additive manufacturing: making imagination the major limitation [J]. *Journal of metals*, 2014, 66(5): 808–816. DOI: 10.1007/s11837-014-0886-2.
- [3] YADOLLAHI A, SHAMSAEI N. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: challenges and opportunities [J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 98(1): 14–31. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001.
- [4] 王沛, 黄正华, 戚文军, 等. 基于 SLM 技术的 3D 打印工艺参数对 316 不锈钢组织缺陷的影响 [J]. *机械制造文摘: 焊接分册*, 2016, 1(2): 2–7.
WANG Pei, HUANG Zhenghua, QI Wenjun, et al. Effects of 3D printing process parameters based on SLM technology on structural defects of 316 stainless steel [J]. *Mechanical Manufacturing Abstracts: Welding Brochures*, 2016, 1(2): 2–7.
- [5] 吕豪, 杨志斌, 王鑫, 等. 激光增材制造 GH4099 合金热处理后的显微组织及拉伸性能 [J]. *中国激光*, 2018, 45(10): 3–9. DOI: 10.3788/cjl.201845.1002003.
LÜ Hao, YANG Zhibin, WANG Xin, et al. Microstructure and tensile properties of GH4099 alloy fabricated by laser additive manufacturing after heat treatment [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(10): 3–9. DOI: 10.3788/cjl.201845.1002003.
- [6] 尹燕, 刘鹏宇, 路超, et al 选区激光熔化成形 316L 不锈钢微观组织及拉伸性能分析 [J]. *焊接学报*, 2018, 39(8): 77–81. DOI: 10.12073/j.hjxb.2018390205.
YIN Yan, LIU Pengyu, LU Chao, et al. Microstructure and tensile properties of selective laser melting forming 316L stainless steel [J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2018, 39(8): 77–81. DOI: 10.12073/j.hjxb.2018390205.
- [7] 王志会, 王华明, 刘栋. 激光增材制造 AF1410 超高强度钢组织与力学性能研究 [J]. *中国激光*, 2016, 43(4): 59–65. DOI:

- 10.3788/CJL201643.0403001.
- WANG Zhihui, WANG Huaming, LIU Dong. Microstructure and mechanical properties of AF1410 ultra-high strength steel using laser additive manufacture technique [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(4): 59–65. DOI: 10.3788/CJL201643.0403001.
- [8] YADOLLAHI A, SHAMSAEI N, THOMPSONS M, et al. Effects of building orientation and heat treatment on fatigue behavior of selective laser melted 17-4 PH stainless steel [J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 94(11): 218–235. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.03.014.
- [9] SURYAWANSHI J. Mechanical behavior of selective laser melted 316L stainless steels [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 696(7): 113–121. DOI: 10.1016/j.msea.2017.04.058.
- [10] WANG Y M, VOISIN T, MCKEOWN J T, et al. Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility [J]. *Nature Materials*, 2017, 17(1): 63–71. DOI: 10.1038/nmat5021.
- [11] YU S, HEBERT R J, MARK A. Effect of heat treatments on microstructural evolution of additively manufactured and wrought 17-4PH stainless steel [J]. *Materials and Design*, 2018, 156(10): 429–440. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.07.015.
- [12] GRAY G T, LIVESCU V, RIGG P A, et al. Structure/property (constitutive and spallation response) of additive manufactured 316L stainless steel [J]. *Acta Materialia*, 2017, 138(10): 140–149. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.07.045.
- [13] SONG B, NISHIDA E, SANBORN B, et al. Compressive and tensile stress-strain responses of additively manufactured (AM) 304L stainless steel at high strain rates [J]. *Journal of Dynamic Behavior of Materials*, 2017, 3(3): 412–425. DOI: 10.1007/s40870-017-0122-6.
- [14] BRANDON M W, BRAHMANNADA P, ANDELLE K, et al. High strain rate compressive deformation behavior of an additively manufactured stainless steel [J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 9(24): 432–439. DOI: 10.1016/j.addma.2018.09.16.
- [15] 丁利, 李怀学, 王玉岱, 等. 热处理对激光选区熔化成形 316 不锈钢组织与拉伸性能的影响 [J]. *中国激光*, 2015, 42(4): 187–193. DOI: 10.3788/CJL201542.0406003.
- DING Li, LI Huaixue, WANG Yudai, et al. Heat treatment on microstructure and tensile strength of 316 stainless steel by selective laser melting [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42(4): 187–193. DOI: 10.3788/CJL201542.0406003.
- [16] WOOD P, SCHLEY C A, WILLIAMS M A, et al. A method to calibrate a specimen with strain gauges to measure force over the full-force range in high rate testing [C] // SCHLEY C A. DYMAT 2009: 9th International Conference on the Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading. Belgium: Experimental Techniques?, 2009: 265–273. DOI: 10.1051/dymat/2009036.
- [17] 申海艇, 蒋招绣, 王贝壳, 等. 基于超高速相机的数字图像相关性全场应变分析在 SHTB 实验中的应用 [J]. *爆炸与冲击*, 2017, 37(1): 15–20. DOI: 10.11883/1001-1455(2017)01-0015-06.
- SHEN Haiting, JIANG Zhaoxiu, WANG Beike, et al. Full field strain measurement in split Hopkinson tension bar experiments by using ultra-high-speed camera with digital image correlation [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2017, 37(1): 15–20. DOI: 10.11883/1001-1455(2017)01-0015-06.
- [18] PIERRON F, SUTTON M A, TIWARI V. Ultra high speed DIC and virtual fields method analysis of a three point bending impact test on an aluminum bar [J]. *Experimental Mechanics*, 2011, 51(4): 537–563. DOI: 10.1007/s11340-010-9402-y.
- [19] 王楠, 李恩普, 汤忠斌, 等. 二维数字图像相关方法的拉伸实验误差分析 [J]. *光学仪器*, 2012, 34(3): 5–12. DOI: 10.3969/j.issn.1005-5630.2012.03.002.
- WANG Nan, LI Enpu, TANG Zhongbin, et al. An investigation of the experimental error of 2-D DIC method applied to tensile strain measurement [J]. *Optical Instruments*, 2012, 34(3): 5–12. DOI: 10.3969/j.issn.1005-5630.2012.03.002.
- [20] CHEVRIER P, KLEPACZKO J R. Spall fracture: mechanical and micro-structural aspects [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1999, 63(3): 273–294. DOI: 10.1016/S0013-7944(99)00022-3.
- [21] 张万甲, 曾元金. 不锈钢 (00Cr18Ni9) 动态累积损伤研究 [J]. *爆炸与冲击*, 1999, 19(4): 309–314.
- ZHANG Wanjia, ZENG Yuanjin. Study on the dynamic accumulation-damage for the stainless steel (00Cr18Ni9) [J]. *Explosion and Shock Waves*, 1999, 19(4): 309–314.
- [22] WENG J, TAN H, WANG X, et al. Optical-fiber interferometer for velocity measurements with picosecond resolution [J]. *Applied Physics Letters*, 2006, 89(11): 111101-0. DOI: 10.1063/1.2335948.
- [23] CLAUSEN B, BROWN D W, CARPENTER J S, et al. Deformation behavior of additively manufactured GP1 stainless

- steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 696(4): 331–340. DOI: 10.1016/j.msea.2017.04.081.
- [24] 刘超, 王磊, 刘杨. 应变速率对 Q&P 钢拉伸变形行为的影响 [J]. *特钢技术*, 2012, 18(3): 18–22. DOI: 10.3969/j.issn.1674-0971.2012.03.007.
- LIU Chao, WANG Lei, LIU Yang. Effect of strain rates on tensile deformation behavior of quenching and partitioning steel [J]. *Special Steel Technology*, 2012, 18(3): 18–22. DOI: 10.3969/j.issn.1674-0971.2012.03.007.
- [25] COWPER G R, SYMONDS P S. Strain hardening and strain rate effects in the impact loading of cantilever beams [R] // Applied Mathematics Report. Brown University, 1958.
- [26] 蒋招绣, 辛铭之, 王永刚. 高强铝合金的动态拉伸断裂行为实验研究 [J]. *固体力学学报*, 2014, 35(6): 552–558. DOI: 10.19636/j.cnki.cjasm42-1250/o3.2014.06.007.
- JIANG Zhaoxiu, XIN Mingzhi, WANG Yonggang. Experimental study on dynamic tensile fracture of aluminum alloy [J]. *Chinese Journal of Solid Mechanics*, 2014, 35(6): 552–558. DOI: 10.19636/j.cnki.cjasm42-1250/o3.2014.06.007.
- [27] 彭辉, 李平, 裴晓阳, 等. 平面冲击下铜的拉伸应变速率相关特性研究 [J]. *物理学报*, 2014, 63(19): 281–287. DOI: 10.7498/aps.63.196202.
- PENG Hui, LI Ping, PEI Xiaoyang, et al. Rate-dependent characteristics of copper under plate impact [J]. *Acta Physica Sinica*, 2014, 63(19): 281–287. DOI: 10.7498/aps.63.196202.
- [28] ANTOUN T, SEAMAN L, CURRAN D R, et al. Spall fracture [M]. New York, USA: Springer, 2003: 90–92. DOI: 10.1007/b97226.

Dynamic tensile behavior and spall fracture of GP1 stainless steel processed by selective laser melting

SHI Tongya, LIU Dongsheng, CHEN Wei, XIE Puchu, WANG Xiaofeng, WANG Yonggang

(Key Laboratory of Impact and Safety Engineering, Ningbo University, Ministry of Education,
Ningbo 315211, Zhejiang, China)

Abstract: Samples for uniaxial tension and spallation experiments of GP1 stainless steel were produced by selective laser melting (SLM). The microstructure of SLM GP1 was characterized by using the optical metallography and electron-backscatter diffraction (EBSD). The tensile mechanical behavior of SLM GP1 as a function of strain rate was studied by using a Zwick-HTM5020 high-speed tensile testing machine and the digital image correlation (DIC) full-field strain measurement method. Significant austenite-to-martensite phase transformation was observed during tensile loading with accompanied plastic strain hardening. Yield stress increases exponentially with strain rate, but at high strain rates (40 and 600 s⁻¹), the yield stress rapidly increases, while the fracture strain decreases significantly. The spallation response of SLM GP1 was investigated by using plate impact experiments. Based on the free-surface particle velocity profiles measured by a displacement interferometer system for any reflector (DISAR), the spall strength of SLM GP1 was found to decrease with increasing flyer impact velocity. Fractography revealed the variation of the fracture mode and fracture mechanism of SLM GP1 as a function of strain rate. Damage nucleates easily at the intersection of the laser melting pool boundary line and grows along the laser pool boundary line. Fracture dimple morphology of the spalled samples is obviously different from that of the samples under the uniaxial tensile loading.

Keywords: SLM GP1 stainless steel; uniaxial tension; strain rate; spallation

(责任编辑 张凌云)