

热处理对激光增材制造 AerMet100 超高强度钢 动态力学性能的影响

于梦晓^{1,2}, 李佳^{1,2,3}, 李卓^{1,2,3*}, 冉先喆^{1,2,3}, 张述泉^{1,2,4}, 刘栋^{1,2,4}

¹北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191;

²北京航空航天大学大型金属构件增材制造国家工程实验室, 北京 100191;

³北京航空航天大学宁波创新研究院, 浙江 宁波 315800;

⁴北京煜鼎增材研究院有限公司, 北京 100096

摘要 采用分离式霍普金森压杆对激光增材制造 AerMet100 超高强度钢沉积态和热处理态试样进行高应变率 (1000~4200 s⁻¹) 动态压缩测试, 并对微观组织和冲击断口进行了分析。结果表明: 激光增材制造 AerMet100 钢具有明显的应变率敏感性, 应变率强化效应显著; 热处理可显著提高激光增材制造 AerMet100 钢的动态冲击性能, 经 885 °C 固溶 (1 h) + (-73 °C) 深冷 (1 h) + 482 °C 回火 (5 h) 处理后, 激光增材制造 AerMet100 钢试样表现出最佳的强韧性配比, 动态冲击性能优异; 当回火温度提高到 494 °C 时, 试样的动态压缩强度降低。

关键词 激光技术; 激光增材制造; AerMet100 超高强度钢; 动态力学性能; 微观组织

中图分类号 TG142.1

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202047.1102003

Effect of Heat Treatment on Dynamic Mechanical Properties of AerMet100 Ultrahigh Strength Steel Fabricated by Laser Additive Manufacturing

Yu Mengxiao^{1,2}, Li Jia^{1,2,3}, Li Zhuo^{1,2,3*}, Ran Xianzhe^{1,2,3}, Zhang Shuquan^{1,2,4}, Liu Dong^{1,2,4}

¹School of Material Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China;

²National Engineering Laboratory of Additive Manufacturing for Large Metallic Components,
Beihang University, Beijing 100191, China;

³Ningbo Innovation Research Institute, Beihang University, Ningbo, Zhejiang 315800, China;

⁴Beijing Yuding Additive Research Institute Co., Ltd., Beijing 100096, China

Abstract Dynamic compression tests with a high strain rate (1000–4200 s⁻¹) were carried out on the as-deposited and heat-treated samples of AerMet100 ultrahigh strength steel fabricated by laser additive manufacturing using a split Hopkinson pressure bar (SHPB), and the microstructures and impact fractures of the samples were observed. The results show that the strain rate sensitivity of the AerMet100 steel samples fabricated by laser additive manufacturing is high, and the strain rate hardening effect of the material is obvious. Heat treatment can improve the dynamic impact performance of the laser additive manufactured AerMet100 steel. After solid solution treatment at 885 °C for 1 h, oil quenching, cryogenic treatment at -73 °C for 1 h, and tempering at 482 °C for 5 h, the AerMet100 ultrahigh strength steel samples fabricated by laser additive manufacturing show the optimal combination of strength and toughness and an excellent dynamic impact performance. When the tempering temperature increases to 494 °C, the dynamic compression strength of the samples decreases.

Key words laser technique; laser additive manufacturing; AerMet100 ultra-high strength steel; dynamic mechanical property; microstructure

OCIS codes 140.3390; 350.3390; 160.3900

收稿日期: 2020-04-27; 修回日期: 2020-06-05; 录用日期: 2020-06-28

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB0703400)、中国铁路总公司重大课题(2017G003-C)、国家自然科学基金青年科学基金(51901010)

* E-mail: lizhuo@buaa.edu.cn

1 引 言

AerMet100 超高强度钢是美国 Carpenter 技术公司在 20 世纪 90 年代研发的一种高 Co-Ni 系列二次硬化型超高强度钢^[1], 其名义成分为 23Co14Ni11Cr3Mo^[2]。由于 AerMet100 钢的合金化程度较高, 采用传统的加工工艺制备大型铸锭时会出现凝固组织粗大、合金成分偏析严重等问题。

在激光增材制造过程中, 金属材料逐层沉积并快速凝固^[3], 该工艺制备的金属构件具有合金成分较为均匀且晶粒尺寸较小的组织特征^[4]; 同时, 激光增材制造技术还具有无需模具、材料利用率高和制备周期短等制造优势^[5], 特别适用于高合金化、高性能 AerMet100 超高强度钢复杂零部件的制造^[6-8]。

在 2000 MPa 级的超高强度钢中, AerMet100 超高强度钢不但具有高的比强度和比刚度, 还具有最佳的强韧性配比, 常被作为航空航天领域重大装备主承力构件(如飞机起落架和导弹壳体等)的重要备选材料。在服役过程中, AerMet100 超高强度钢构件会不可避免地工作于高温、高压、高应变率冲击等极端环境下^[9], 易发生提前失效, 并且其失效机制与准静态条件下相差较大^[6], 因此, AerMet100 钢的动态性能响应机制受到了学者们的广泛关注。Hu 等^[10]在不同应变率下对 AerMet100 钢进行了动态力学性能测试, 结果发现: 在高应变率下, 试样的屈服强度增大, 硬化模量减小, 动态变形时出现软化现象, 破坏方式为绝热剪切破坏, 会出现绝热剪切带。许帅等^[11]开展了 AerMet100 钢圆柱形试样和帽形试样的动态压缩和剪切实验, 结果发现, 试样的破坏方式在宏观上表现为剪切破坏, 在微观上表现为韧窝型沿晶断裂。秦玉荣等^[12]对比了 AerMet100、G31、G54 三种钢的动态力学性能, 结果发现: 在 $10^{-3} \sim 1000 \text{ s}^{-1}$ 的应变率范围内, AerMet100 钢的应变率敏感性较高; 在 $1000 \sim 5000 \text{ s}^{-1}$ 的应变率范围内, AerMet100 钢的高应变率敏感性较 G54 钢高; AerMet100 钢的绝热剪切敏感性高于 G31 钢, 与 G54 钢接近。热处理工艺对

AerMet100 钢的动态力学性能具有显著影响, 张胜男等^[13-14]研究并确定了动态加载下最佳的热处理工艺: 885 °C 固溶(1 h) + 油淬 + 深冷处理(-80 °C, 1 h) + 482 °C 回火(5 h); 他们发现, 经过深冷处理的试样相比未进行深冷处理的试样具有更高的动态塑性, 断裂应变率由 3300 s^{-1} 升高到 3500 s^{-1} , 断裂应变量由 0.18 升高到 0.24。这与深冷处理后残余奥氏体含量的降低有关。另外, 随回火温度从 300 °C 升高到 600 °C, 合金的动态压缩强度呈现先升后降的变化, 且在 482 °C 时达到峰值, 表现出最佳的动态强韧性配比。

激光增材制造过程中特殊的循环温度场以及由其导致的非平衡凝固和非平衡循环固态相变过程, 致使激光增材制造 AerMet100 超高强度钢形成了与铸件不同的显微结构, 微观组织十分复杂, 且表现出一定的周期性特征^[15-16]。激光增材制造 AerMet100 钢的沉积态组织主要由贝氏体、先共析铁素体、一定含量的残余奥氏体和贝氏体基体中的少量 M_3C 碳化物组成^[17], 热处理态组织则转变为回火马氏体和少量残余/逆转奥氏体, 同时碳化物弥散分布于基体中^[15]。

热处理可以显著改善激光增材制造 AerMet100 钢的准静态力学性能, 但对其动态力学性能的影响尚未见相关报道。因此, 本文利用分离式霍普金森压杆(SHPB)研究了激光增材制造 AerMet100 超高强度钢的动态力学性能, 包括沉积态试样的应变率敏感性以及热处理对材料动态冲击性能的影响, 并进行了初步的组织分析, 为激光增材制造 AerMet100 钢提供实验数据。

2 实验材料及方法

实验研究对象为激光增材制造 AerMet100 超高强度钢试样, 试样的原始状态为沉积态(AD), 其化学成分如表 1 所示。根据《中国工程材料大典》推荐的 AerMet100 超高强度钢的热处理工艺对试样进行热处理(固溶 + 深冷 + 回火), 得到 HT-2 试样。同时, 结合相关研究对沉积态试样进行了如表 2 所示的热处理(HT)。

表 1 激光增材制造 AerMet100 钢沉积态薄板的化学成分

Table 1 Chemical composition of laser additive manufactured AerMet100 steel as-deposited plate

Element	C	Co	Ni	Cr	Mo	Si	Mn	Fe
Mass fraction / %	0.23	13.50	11.26	3.00	1.25	0.022	<0.005	Bal.

表 2 激光增材制造 AerMet100 超高强度钢的热处理工艺

Table 2 Heat treatment process of laser additive manufactured AerMet100 ultra-high strength steel

Sample	Heat treatment process
AD	
HT-1	885 °C × 1 h, oil quenching + (-196 °C) × 2 h + 482 °C × 5 h, air cooling
HT-2	885 °C × 1 h, oil quenching + (-73 °C) × 1 h + 482 °C × 5 h, air cooling
HT-3	885 °C × 1 h, oil quenching + (-73 °C) × 1 h + 494 °C × 5 h, air cooling

对沉积态和热处理态 AerMet100 超高强度钢试样进行室温准静态与动态压缩测试,准静态压缩应变率控制在 0.01 s^{-1} ,动态压缩测试应变率控制在 $1000 \sim 4200 \text{ s}^{-1}$ 范围内。测试试样均采用 $\Phi 4 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ 的圆柱试样,压缩主应力方向平行于沉积方向。动态压缩测试采用分离式霍普金森压杆装置,装置示意图如图 1 所示。试样位于入射杆

与透射杆之间,子弹以一定的速度撞入入射杆,在入射杆内产生压缩波脉冲,一部分压缩波脉冲透过试样传到透射杆中,形成透射波,而另一部分压缩波被反射,形成反射波。利用应变片记录应变的大小,并通过数据处理系统将其转变为电信号,记录三种波形的变化。最后根据一维应力波理论计算动态应力-应变关系。

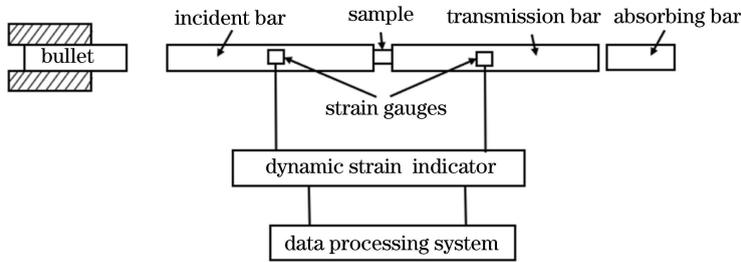


图 1 分离式霍普金森压杆装置示意图

Fig. 1 Sketch of split Hopkinson pressure bar device

采用线切割机将压缩测试前后的圆柱试样沿中轴线切开,将纵剖面作为显微组织观察面。待观察面经 60# ~ 2000# 水磨砂纸依次打磨后进行机械抛光,抛光液采用粒度为 $1 \mu\text{m}$ 的金刚石喷雾。试样抛光至表面无明显划痕之后,再采用 4% 硝酸酒精溶液(溶液中硝酸的体积分数为 4%)进行腐蚀,腐蚀约 30 s 后用无水乙醇冲洗,最后吹干待用。采用 LEICA 4000 光学显微镜(OM)、JSM 6010 钨灯丝扫描电子显微镜(SEM)进行组织观察。冲击断口的微观形貌采用 JSM 6010 钨灯丝扫描电子显微

镜进行观察。

3 实验结果及分析

3.1 应变率对沉积态激光增材制造 AerMet100 超高强度钢动态冲击性能的影响

图 2 为激光增材制造 AerMet100 超高强度钢沉积态的显微组织形貌。沉积状态试样的显微组织主要包含板条状贝氏体(B)、沿晶界分布的块状铁素体(GBA)、晶内块状先共析铁素体(PF)以及一定含量的残余奥氏体^[18]。

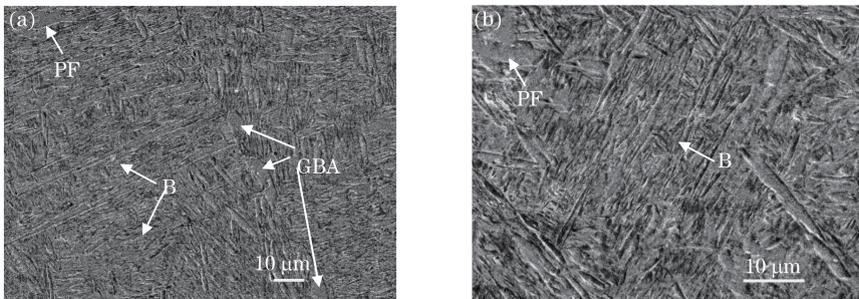


图 2 激光增材制造 AerMet100 钢沉积态试样的显微组织。(a) ×1000;(b) ×2000

Fig. 2 Microstructures of deposited AerMet100 steel by laser additive manufacturing. (a) ×1000; (b) ×2000

图 3(a)为沉积态 AerMet100 钢的室温准静态压缩应力-应变曲线,可以发现,流变应力首先随着

应变的增加而快速上升,之后上升速度减缓,达峰值后随应变增加而逐渐降低。沉积态试样准静态压缩

的最大强度约为 1450 MPa。

在 $1000\sim 4200\text{ s}^{-1}$ 的动态压缩测试应变率范围内选取 4 个不同应变率对应的应力-应变曲线进行对比分析, 结果发现, 以 1100 s^{-1} 的应变率进行动态压缩时, 试样的流变应力同样在初期的弹性阶段随应变的增加而迅速增大, 之后增速放缓, 达到峰值后趋于平缓, 此时为稳态流变阶段。与准静态压缩相比, 动态加载试样表现出了明显的应变率敏感性, 压缩强度增加了 38% 左右, 具有明显的应变率强化效应。但是随着加载应变率从 1100 s^{-1} 增加到 4100 s^{-1} , 流变应力变化不大, 这

说明当压缩应变率在同一数量级时, 沉积态试样的强化效果不明显。当压缩应变率为 3100 s^{-1} 时, 稳态流变阶段的应力随着应变量的增加而先增加后降低。这是因为在塑性变形初期, 应变硬化作用占据主导, 随着变形量逐渐增大, 试样内部的产热增加, 材料的热软化作用增强, 当热软化作用超过强化作用时, 试样的流变应力便逐渐减小。当应变率增大到 4100 s^{-1} 时, 材料受到高速冲击载荷的作用, 而材料的导热性能较差, 局部区域产生的热量来不及散失, 导致塑性变形高度集中, 最终材料发生塑性失稳断裂。

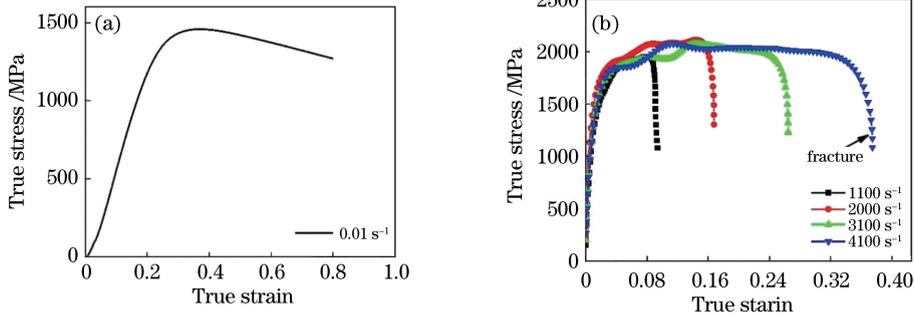


图 3 沉积态试样的压缩应力-应变曲线。(a) 准静态应力-应变曲线; (b) 动态应力-应变曲线

Fig. 3 Compressive stress-strain curves of as-deposited specimens.
(a) Quasi static stress-strain curve; (b) dynamic stress-strain curves

3.2 热处理对激光增材制造 AerMet100 钢动态冲击性能的影响

采用分离式霍普金森压杆对激光增材制造 AerMet100 超高强度钢沉积态试样和热处理态试样进行动态压缩测试, 结果发现, 各试样的临界断裂应变率均为 $(4100\pm 100)\text{ s}^{-1}$, 临界断裂应变率的差异很小, 但动态冲击后的组织和力学性能存在一定差异。

图 4(a) 为激光增材制造 AerMet100 超高强度钢沉积态试样的显微组织, 板条贝氏体集束宽度为

$(57\pm 27)\ \mu\text{m}$ 。在 4100 s^{-1} 应变率下压缩后, 原奥氏体晶粒及贝氏体集束未发生明显变形, 但集束内贝氏体的相界变得相对模糊, 如图 4(b) 所示。激光增材制造 AerMet100 钢沉积态试样的抗塑性变形能力较弱。经固溶+深冷+回火热处理后, 试样的组织主要由板条状回火马氏体和弥散分布的碳化物组成, 还有少量的残余/逆转奥氏体。相关研究发现, 回火马氏体板条内弥散分布有高度共格析出的短杆状 M_2C 碳化物, 该碳化物可使位错运动阻力与存储效率增强, 从而提高了材料的强度及塑性^[15]。

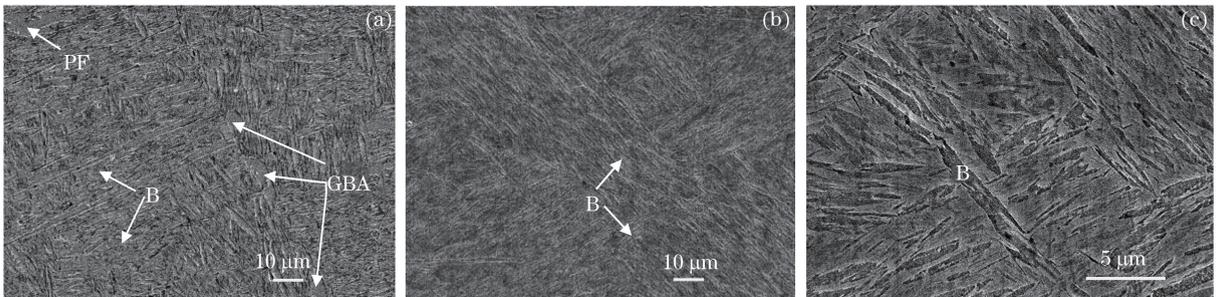
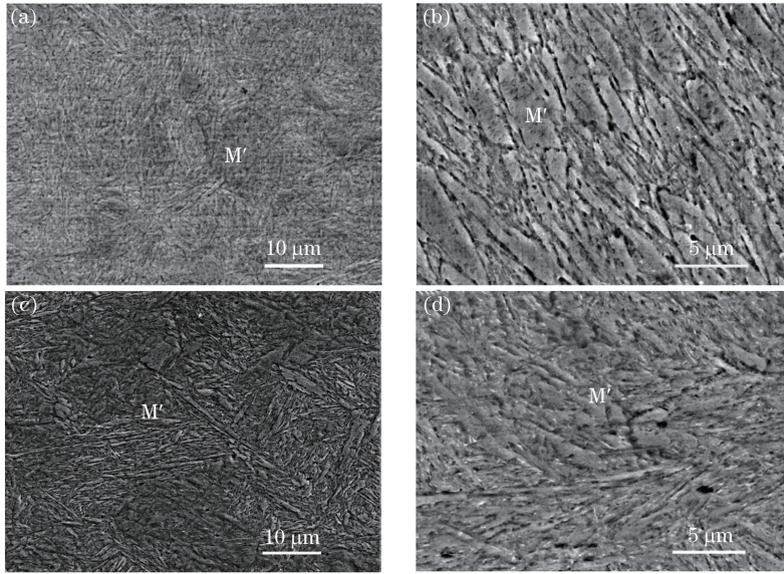


图 4 沉积态试样的显微组织。(a) 未压缩; (b) 压缩应变率为 4100 s^{-1} , $\times 1000$;
(c) 压缩应变率为 4100 s^{-1} , $\times 5000$

Fig. 4 Microstructures of as-deposited specimens. (a) Uncompression; (b) compression strain rate of 4100 s^{-1} , $\times 1000$; (c) compression strain rate of 4100 s^{-1} , $\times 5000$

HT-1 与 HT-2 热处理态试样经动态冲击后, 基体组织仍为板条状回火马氏体, 组织形貌基本不

变, 回火马氏体板条界清晰可见, 且并未发现板条存在变形特征, 如图 5、6 所示。



M': tempered martensite

图 5 HT-1 试样的显微组织。(a)未压缩, ×2000; (b)未压缩, ×5000;
(c)压缩应变率为 4000 s^{-1} , ×2000; (d)压缩应变率为 4000 s^{-1} , ×5000

Fig. 5 Microstructures of HT-1 specimens. (a) Uncompression, ×2000; (b) uncompression, ×5000;
(c) compression strain rate of 4000 s^{-1} , ×2000; (d) compression strain rate of 4000 s^{-1} , ×5000

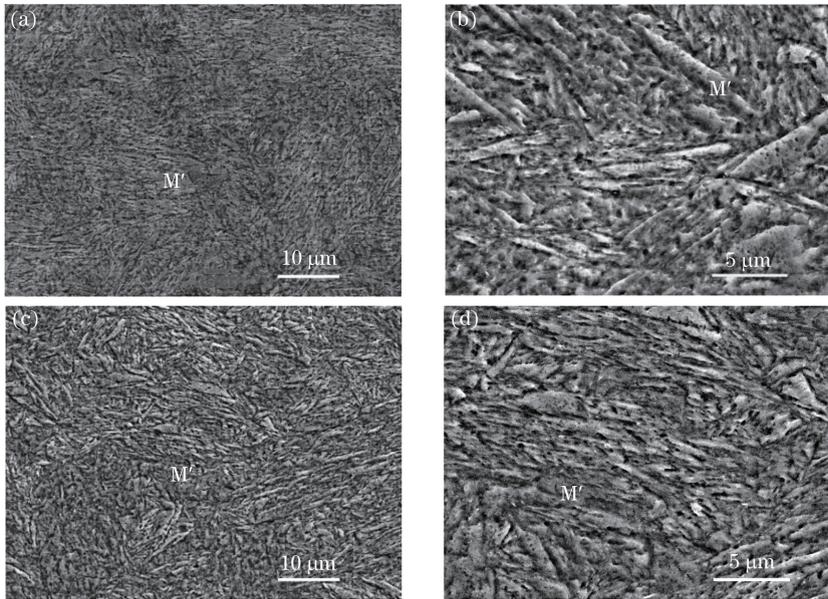


图 6 HT-2 试样的显微组织形貌。(a)未压缩, ×2000; (b)未压缩, ×5000;
(c)压缩应变率为 4200 s^{-1} , ×2000; (d)压缩应变率为 4200 s^{-1} , ×5000

Fig. 6 Microstructures of HT-2 specimens. (a) Uncompression, ×2000; (b) uncompression, ×5000;
(c) compression strain rate of 4200 s^{-1} , ×2000; (d) compression strain rate of 4200 s^{-1} , ×5000

HT-3 试样的基体组织仍为板条状回火马氏体, 经动态冲击后, 部分组织中的回火马氏体发生了轻微变形, 且晶界变模糊, 如图 7 所示。提高回火温度后, 弥散分布的碳化物发生了粗化, 导致材料抵抗

塑性变形的能力降低。

从图 8(a)所示的不同热处理状态试样的动态冲击断裂应力-应变曲线中可以看到, 试样的流变应力随应变增加的变化趋势一致: 加载初期, 流变应力

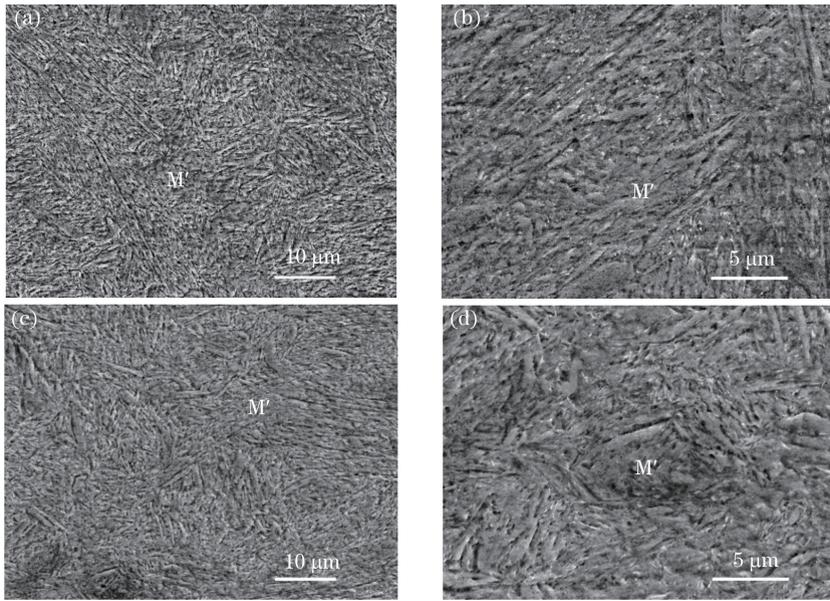


图 7 HT-3 试样的显微组织。(a)未压缩,×2000;(b)未压缩,×5000;
(c)压缩应变率为 4200 s^{-1} ,×2000;(d)压缩应变率为 4200 s^{-1} ,×5000

Fig. 7 Microstructures of HT-3 specimens. (a) Uncompression, $\times 2000$; (b) uncompression, $\times 5000$;
(c) compression strain rate of 4200 s^{-1} , $\times 2000$; (d) compression strain rate of 4200 s^{-1} , $\times 5000$

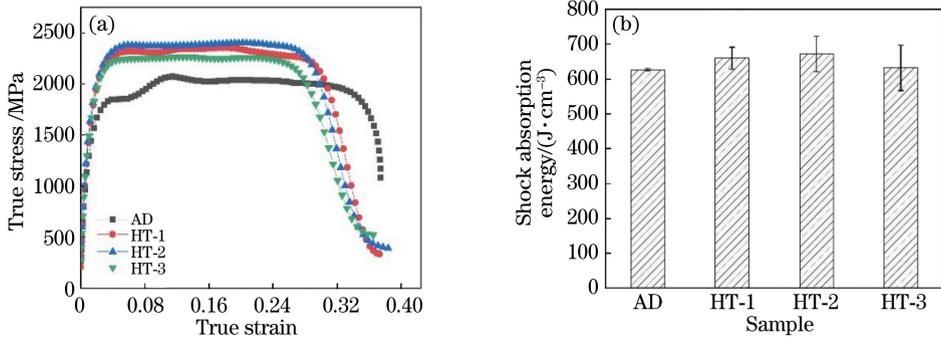


图 8 激光增材制造 AerMet100 钢不同热处理状态试样的动态冲击断裂性能
(应变率约为 4000 s^{-1})。(a)应力-应变曲线;(b)冲击吸收能

Fig. 8 Dynamic impact fracture performance of laser additive manufactured AerMet100 steel in different heat treatment states(strain rate is about 4000 s^{-1}). (a) Stress-strain curves; (b) shock absorption energy

迅速增大,之后进入稳态流变阶段,应变硬化效应和热软化作用相互竞争,直至试样断裂。但各热处理试样的应力-应变曲线略有不同。沉积态试样在稳态流变阶段的流变应力最低,最大流变应力只有 2000 MPa 左右,而应变最大(0.32),冲击吸收能最低,约为 630 J/cm^3 。这说明沉积态试样的塑性很好,但强度较差,韧性不足。经固溶+深冷+回火热处理后,试样的冲击强度有所增大,尤其是 HT-2 试样,在 4200 s^{-1} 应变率下的流变应力约为 2300 MPa ,较沉积态试样提高了约 15% ,但应变有所下降,塑性变形能力降低;同时,其冲击吸收能增加到 670 J/cm^3 ,较准静态提升了 6% 左右,韧性

得以提高。HT-1 与 HT-2 试样的动态压缩强度和塑性接近,这说明降低深冷处理温度和增加深冷处理时间对材料动态冲击性能的影响较小。这是因为深冷处理与残余奥氏体的含量有关。试样中的残余奥氏体含量极少,进一步深冷处理后,残余奥氏体含量的变化很小,故对材料动态冲击性能的影响不大。当回火温度由 HT-2 试样的 $486\text{ }^\circ\text{C}$ 升高到 HT-3 试样的 $494\text{ }^\circ\text{C}$ 后,稳态流变阶段的流变应力下降到了约 2200 MPa ,同时应变量和冲击吸收能降低,塑性下降。研究表明, AerMet100 超高强度钢在 $482\text{ }^\circ\text{C}$ 左右回火时可形成高位错密度的马氏体组织和细小弥散分布的共格 M_2C 碳化物,而且,随着回

火温度升高, M_2C 碳化物逐渐粗化^[18-20]。材料在准静态力学性能测试中表现为强度降低, 塑韧性下降。在动态压缩条件下, AerMet100 钢仍会受碳化物粗化的影响, 表现为强度和塑韧性降低, 动态冲击性能下降。

综上所述, 不同热处理状态的激光增材制造 AerMet100 超高强度钢的动态冲击临界断裂应变率相近, 均在 $4000 \sim 4200 \text{ s}^{-1}$ 范围内, 大于锻造 AerMet100 钢的临界断裂应变率 ($3300 \sim 4000 \text{ s}^{-1}$)^[11,13]。热处理对激光增材制造 AerMet100 钢动态冲击临界断裂应变率的影响较小, 不同微观组织试样的绝热剪切敏感性相当。固溶 + 深冷 + 回火热处理提高了激光增材制造 AerMet100 钢的动态压缩强度, 增强了其抵抗塑性变形的能力, 提高了其动态冲击吸收能。在三种热处理制度下, HT-2 试样具有最佳的强韧性配比, 动态冲击性能最优。

3.3 断口形貌分析

对激光增材制造 AerMet100 超高强度钢动态冲击断口形貌进行观察后发现, 试样的宏观断口上出现了与轴线呈 45° 夹角的剪切断裂。断口不同部位的显微形貌不同: 断口上端和中部分布着细密的被拉长的抛物线状韧窝, 为剪切型韧窝; 断口的左右两端交替

分布着拉长的韧窝和平直区; 底部为平直区。由此推断, 在剪切应力作用下, 试样先在析出相等位置形成孔洞, 孔洞逐渐长大、聚集形成韧窝, 使得试样的受力面积减小, 当应力增大到一定值后发生瞬断, 为韧性断裂。同时, 由于动态冲击应变率较高, 瞬断时两断面剧烈摩擦, 部分韧窝受到磨损甚至被磨平。

图 9 为沉积态试样的断口形貌, 可以确定断口低倍照片中白亮色区域为韧窝聚集区, 灰暗色区域为平直区。通过比较不同热处理状态试样的断口形貌可以发现, 沉积态试样断口上的韧窝区占比极大, 约为 80%, 且韧窝被严重拉长, 近乎平面, 说明沉积态试样在动态冲击时抵抗塑性变形的能力差, 强度低, 塑性好。HT-1 热处理试样的断口形貌与 HT-2 热处理试样的断口形貌无明显差异, 故本文以 HT-2 试样断口为例进行形貌分析。由图 10 可以看出: 与沉积态试样相比, HT-2 热处理试样断口上拉长的韧窝数量减少, 韧窝被拉长的程度降低, 韧窝更加密集, 并且在平直区附近存在来不及长大、拉长变形的细密的小韧窝, 材料的塑性变形能力降低; HT-3 试样断口上的韧窝数量进一步减少, 平直区占比显著增加(与沉积态试样相比), 材料的塑性进一步降低。断口形貌所表现出的试样的塑性差异与 2.2 节的动态冲击断裂塑性一致。

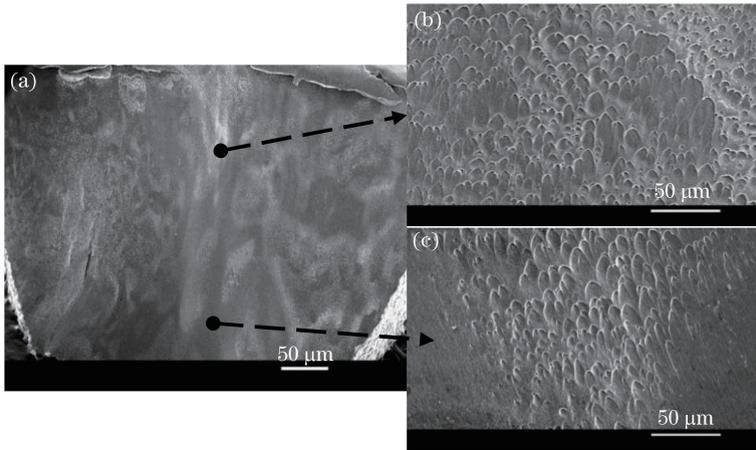


图 9 沉积态试样的动态冲击断口形貌。(a) 低倍形貌; (b) 抛物线状被拉长的韧窝; (c) 平直区
Fig. 9 Dynamic impact fracture morphology of as-deposited specimen. (a) Macro morphology; (b) elongate dimples in parabolic shape; (c) flat area

4 结 论

本文利用分离式霍普金森压杆对激光增材制造 AerMet100 超高强度钢沉积态和三种热处理态试样进行了动态冲击性能测试, 对比了应变率及微观组织对激光增材制造 AerMet100 钢强度、塑性等的

影响, 得到以下结论:

1) 激光增材制造 AerMet100 超高强度钢的压缩强度具有明显的应变率敏感性, 沉积态试样在 1100 s^{-1} 应变率下的动态压缩强度较 0.01 s^{-1} 应变率下的准静态压缩强度提高了 38% 左右, 达到了 2000 MPa。

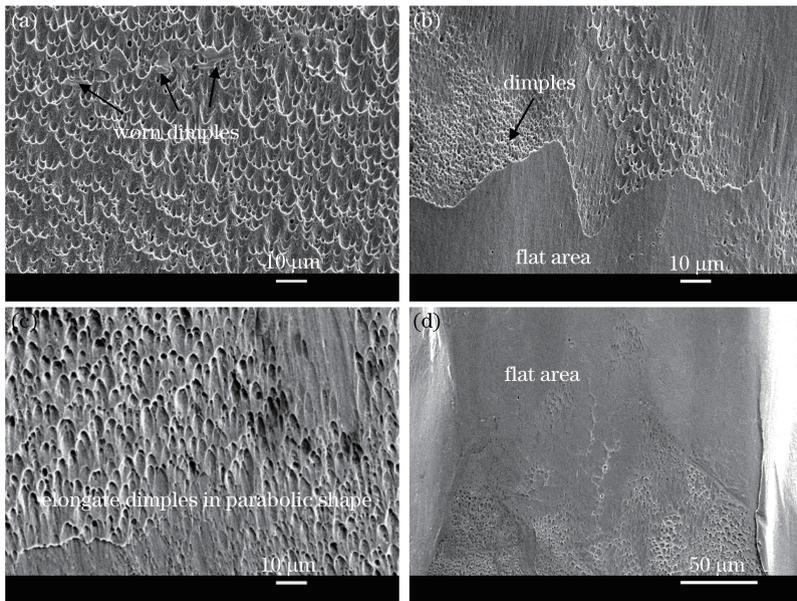


图 10 热处理态试样的动态冲击断口形貌。(a)(b) HT-2 试样;(c)(d) HT-3 试样

Fig. 10 Dynamic impact fracture morphology of heat-treated specimens. (a)(b) HT-2 specimen; (c)(d) HT-3 specimen

2) 固溶+深冷+回火热处理可显著提高激光增材制造 AerMet100 钢的动态压缩强度和冲击吸收能。经 885 °C 固溶(1 h)+(-73 °C)深冷(1 h)+482 °C 回火(5 h)处理的试样表现出了最佳的动态性能,该试样在 4200 s⁻¹ 应变率下的动态压缩强度达到了 2300 MPa,比沉积态试样提高了 15%,冲击吸收能达到了 670 J/cm³,比沉积态试样提高了 6%。降低深冷温度或提高回火温度均不利于激光增材制造 AerMet100 超高强度钢动态压缩力学性能的提高。

3) 文中所述三种热处理对激光增材制造 AerMet100 钢绝热剪切敏感性的影响不大,沉积态及三种热处理态试样的动态冲击临界应变率均为 (4100±100) s⁻¹。动态冲击断口表现为 45°的剪切断裂,断口的微观形貌呈现为被严重拉长的抛物线状剪切型韧窝,为韧性断裂特征。

参 考 文 献

[1] Hemphill R M, Wert D E, Novotny P M, et al. High strength, high fracture toughness alloy: US5268044[P]. 1993-12-07.
 [2] Ren S J. Research on isothermal compression behavior and optimization of process parameters for A100 ultra-high strength steel [D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2018: 3-4.
 任书杰. A100 超高强度钢的等温压缩行为及工艺参数优化[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2018: 3-4.
 [3] Liu J, Wang W X, Cheng X, et al. Oxidation

behaviors of Ti60A titanium alloy processed by laser additive manufacturing [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(7): 0702007.
 刘金, 王薇茜, 程序, 等. 激光增材制造 Ti60A 钛合金的氧化行为 [J]. 中国激光, 2018, 45(7): 0702007.
 [4] Wang H M, Zhang S Q, Wang X M. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components (invited paper) [J]. Chinese Journal of Lasers, 2009, 36(12): 3204-3209.
 王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战(邀请论文) [J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3204-3209.
 [5] Wang H F, Tian X J, Cheng X, et al. Effects of thermal deformation conditions on microstructures and deformation behaviors of laser additive manufactured TC18 titanium alloys [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(3): 0302008.
 王宏芳, 田象军, 程序, 等. 热变形条件对激光增材制造 TC18 钛合金组织及变形行为的影响 [J]. 中国激光, 2018, 45(3): 0302008.
 [6] Zhu Y Y, Tang H B, Li Z, et al. Solidification behavior and grain morphology of laser additive manufacturing titanium alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 777: 712-716.
 [7] Wang X, Liu D, Cheng X. Effect of heat treatment process on microstructures and mechanical properties of laser additive manufactured Al-Li alloy [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(5): 0502004.
 王欣, 刘栋, 程序. 激光增材制造铝锂合金在热处理

- 过程中的组织演变及力学性能[J]. 中国激光, 2018, 45(5): 0502004.
- [8] Jiao S K, Liu S Y, Liu D, et al. Heat treatment microstructures and TB phase precipitation of laser additive manufactured Al-Li alloys [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(5): 0502001.
焦世坤, 刘少印, 刘栋, 等. 激光增材制造铝锂合金的热处理组织及TB相析出[J]. 中国激光, 2018, 45(5): 0502001.
- [9] Cai H N, Wang L, Li S K. Research progress in warhead materials[J]. Engineering Science, 2002, 4(12): 21-27.
才鸿年, 王鲁, 李树奎. 战斗部材料研究进展[J]. 中国工程科学, 2002, 4(12): 21-27.
- [10] Hu D Y, Meng K P, Jiang H L. Experimental investigation of dynamic properties of AerMet100 steel [J]. Procedia Engineering, 2015, 99: 1459-1464.
- [11] Xu S, Gu C, Wu H J, et al. Experimental study on dynamic compression and shear properties of ultrahigh strength steel AerMet100[C]//Proceedings of the 5th national conference on strong dynamic load effect and protection and the symposium on the innovative research group of dynamic mechanical behavior of complex media / structures. 2013: 197-205.
许帅, 郭超, 武海军, 等. AerMet100 超高强度钢动态压缩剪切性能实验研究[C]//第五届全国强动载效应及防护学术会议暨复杂介质/结构的动态力学行为创新研究群体学术研讨会论文集. 2013: 197-205.
- [12] Qin Y R, Su J, Yang Z Y, et al. Dynamic mechanical properties of three kinds of ultrahigh strength steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2014, 39(12): 83-86.
秦玉荣, 苏杰, 杨卓越, 等. 三种超高强度钢的动态力学性能[J]. 金属热处理, 2014, 39(12): 83-86.
- [13] Zhang S N. Study on the influence of heat treatment process on the microstructure and the static and dynamic mechanical properties of AerMet100 steel [D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2015: 39-47.
张胜男. 热处理工艺对 AerMet100 钢微观组织及静态力学性能的影响规律研究[D]. 北京: 北京理工大学, 2015: 39-47.
- [14] Zhang S N, Cheng X W. Dynamic mechanical properties of AerMet100 ultra-high strength steel[J]. Journal of Materials Engineering, 2015, 43(12): 24-30.
张胜男, 程兴旺. AerMet100 超高强度钢的动态力学性能研究[J]. 材料工程, 2015, 43(12): 24-30.
- [15] Ran X Z, Liu D, Li J, et al. Effects of post homogeneity heat treatment processes on microstructure evolution behavior and tensile mechanical properties of laser additive manufactured ultrahigh-strength AerMet100 steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 723: 8-21.
- [16] Zhang J S, Cheng X, Zhang S Q, et al. Oxidation performance of Ti-48Al-2Nb-2Cr intermetallic compounds prepared by laser additive manufacturing [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(4): 0402002.
张俊生, 程序, 张述泉, 等. 激光增材制造 Ti-48Al-2Nb-2Cr 金属间化合物氧化性能[J]. 中国激光, 2018, 45(4): 0402002.
- [17] Ran X Z, Liu D, Li A, et al. Microstructure characterization and mechanical behavior of laser additive manufactured ultrahigh-strength AerMet100 steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 663: 69-77.
- [18] Ran X Z. Microstructure, mechanical properties and hydrogen embrittlement behaviors of laser additive manufactured AerMet100 ultrahigh-strength steel [D]. Beijing: Beihang University, 2018: 76-88.
冉先喆. 激光增材制造 AerMet100 超高强度钢的组织、力学性能和氢脆行为[D]. 北京: 北京航空航天大学, 2018: 76-88.
- [19] Li J, Gu L X, Li Z, et al. Tempering temperature sensitivity of mechanical properties for AerMet100 steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2010, 35(3): 33-36.
李杰, 古立新, 李志, 等. AerMet100 钢力学性能的回火温度敏感性研究[J]. 金属热处理, 2010, 35(3): 33-36.
- [20] Ayer R, Machmeier P M. Transmission electron microscopy examination of hardening and toughening phenomena in Aermet100 [J]. Metallurgical Transactions A, 1993, 24(9): 1943-1955.