

激光定向能量沉积制造 A131 EH36/AISI 1045 双金属结构性能研究

白玉超^{1,2}, 王迪^{2*}, 李朝将³¹新加坡国立大学工程学院, 新加坡 117575;²华南理工大学机械与汽车工程学院, 广东 广州 510640;³北京理工大学机械与车辆工程学院, 北京 100081

摘要 采用增材制造技术将异种材料沉积到常规生产的规则半成品零件上的混合制造方式是实现大尺寸复杂双金属结构材料高效制造的有效方式之一。而实现此目标的主要前提之一是保证良好的界面结合质量。因此,采用激光定向能量沉积(DED)技术将 A131 EH36 沉积到传统轧制的 AISI 1045 钢上制备双金属结构,并对包含界面区的微观组织演变、力学性能以及切削响应进行研究,同时探究了热处理对性能的影响。结果表明:A131 EH36/AISI 1045 双金属结构内部形成了宽度约为 0.5 mm 的无裂纹和未熔合缺陷的过渡区,表现出了优异的界面冶金结合;过渡区内包含了相互嵌合的组织细化区、组织粗化区、双重热影响区和热影响区,并在热处理后消失;过渡区的硬度从 AISI 1045 一侧的(182.0±11.7)HV 逐渐增加到了 A131 EH36 一侧的(297.1±20.1)HV,热处理后的过渡区的硬度波动显著降低,在 190 HV 上下波动;直接沉积的双金属结构的拉伸强度和屈服强度略高于较弱的 AISI 1045 钢,分别达到了(629.0±1.1)MPa 和(471.4±9.2)MPa,延伸率为 17.9%;热处理后,双金属结构的屈服强度和延伸率分别提升了 21.5%和 23.5%;断口分析表明,双金属结构样品在远离界面区的一侧失效,表现为韧性断裂,且断裂后样品的原始界面区域没有出现裂纹和孔缺陷,展示了良好的界面结合性能;切削结果表明,DED A131 EH36 的切削力比轧制的 AISI 1045 更平稳且低,最大切削力可降低 64.1%,且前者的切削表面质量较好,表面粗糙度值为(107.0±10.4)nm,低于后者的(111.8±13.6)nm。

关键词 激光技术;激光定向能量沉积;双金属结构;微观组织;力学性能;切削

中图分类号 TN249

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL202249.1402304

1 引言

定向能量沉积(DED)是一种高成型效率的热门增材制造工艺,其使用聚焦的热能(例如激光、电子束或等离子弧等)在沉积时熔化材料来实现零件的逐层堆积制造,可以实现大尺寸复杂结构件的高效率制造^[1-2]。其中,激光作为高能量密度的清洁能源,成为了 DED 系统中最常用的能源之一^[3],并被广泛应用于各种金属零件的制造中。Sciammarella 等^[4]采用激光 DED 工艺制造了 316L 不锈钢零件,并研究了工艺参数对微观组织与相应硬度的影响,发现该工艺可以获得孔隙率低、微观组织精细且硬度不低于锻造件的 316L 零件。Li 等^[5]对激光 DED 制造的 Ni718 合金的微观组织和力学性能进行了研究,并报道了零件沿着成型方向的微观组织、硬度和强度的不均匀分布。此外,Tan 等^[6]以及 Hamilton 等^[7]也分别对 Ti6Al4V

和 NiTi 合金的激光 DED 制造进行了研究。

此外,DED 技术不仅继承了增材制造技术的高自由度能力,而且具有灵活的材料调配特性,可以实现打印过程中材料的灵活切换以及异种粉末含量的精细调配,进而实现大尺寸多材料零件的高效率制造。而采用传统焊接、粉末冶金等方法将异种材料结合起来制造多材料零件的工艺则缺乏效率和灵活性^[8]。因此,DED 增材制造技术将为新型多材料零件的制造提供一种新的且有前景的解决方案^[9]。近年来,采用该技术直接制造多材料零件的研究也越来越多。Muller 等^[10]研究了功能梯度材料的定向能量沉积过程的建模与工艺控制,提出了多材料零件从数字形式到实体的详细制造步骤,但没有对异种材料的结合机制与性能开展研究。Chen 等^[11]实现了 IN625 和 SS316L 双金属结构材料的增材制造,并发现在 SS316L 上打印 IN625 可以有效抑制界面区裂纹的产生。Carroll

收稿日期: 2021-12-20; 修回日期: 2022-01-24; 录用日期: 2022-02-18

基金项目: 广东省基础与应用基础研究基金项目(2019B1515120094)

通信作者: *mewdlaser@scut.edu.cn

等^[12]通过调整 IN625 和 SS304L 合金的粉末配比,验证了梯度零件定向能量沉积制造的可行性,同时发现靠近 SS304L 一侧的微米级第二相颗粒是引起微裂纹的根源。Reichardt 等^[13]采用激光定向能量沉积制造了 Ti-6Al-4V 和 304L 不锈钢梯度组件,并发现脆性的 FeTi 金属间化合物以及 Fe-V-Cr 相是引起组件裂纹的原因。Zhang 等^[14]将 AlSi12 合金沉积到已经成型的 SS316L 不锈钢上,获得了抗压强度达到 (299.4 ± 22.1) MPa 的双金属结构。同时,由于 FeAl₃ 相的存在,界面区域的显微硬度高达 (834.2 ± 107.1) HV_{0.1}。Onuik 等^[15]通过在激光定向能量沉积过程中添加碳化钒作为中间层的方式,成功获得了无裂纹的 IN718/Ti64 双金属结构。

虽然采用 DED 技术可以轻松制造整个多材料零件,但在制造具有部分规则形状的多材料零件时,整个过程的制造成本会相对增加。而采用传统方法与 DED 工艺结合的方式,分别制造规则的部分和复杂的结构部分,则可以在保持零件性能的前提下显著提高整体的效率并降低制造成本。近年来,已有部分学者对此开展研究。例如, Pan 等^[16]通过将具有高强度和耐腐蚀性的 IN625 合金沉积在传统制造的块状铜合金基体上,获得了具有优异综合性能的双金属材料,其热扩散速率比纯 IN625 合金高 $\sim 100\%$ 。Onuik 等^[17]通过添加 IN718 和 GRCo-84 合金含量(质量分数)各 50% 的预混合粉末,在传统 IN718 基体上沉积了 GRCo-84 合金,获得的双金属结构的热扩散率和导电率比纯 IN718 合金分别提高了 250% 和 300%。Cortina 等^[18]通过在 AISI 1045 基体上沉积 AISI H13 工具钢,获得了综合性能优良的双金属结构热冲压模具,实验结果表明,在保证其力学性能良好的情况下,该新型模具的冲压周期与传统的纯 AISI H13 钢模具相比降低了 44.5%,显著提高了产品的生产效率。

A131 EH36 是一种低碳低合金钢,具有强度和塑性的完美结合,以及较高的韧性和优良的可焊接性,特别适用于大型结构件的制造。然而,对于形状简单的大型结构件,增材制造技术的优势无法充分发挥。而在规则的传统件上采用 DED 增材制造技术制造具有特定几何结构的功能组件对降低增材制造大尺寸多材料零件的成本、提高整体制造效率以及扩大其应用范围具有重要意义。其中,DED 成型的结构与传统方法制造的零件之间的良好界面结合特征以及优异的力学

性能则是实现该目标的前提。本文采用优化的工艺参数将 A131 EH36 钢沉积到商业的 AISI 1045 基体上以获得具有双材料特性的多材料结构。对两种材料的界面结合特征、微观组织演变、力学性能以及切削响应进行了深入的研究和分析,验证了在传统金属件上激光定向能量沉积制造双金属零件的可行性。同时对另一部分制造的双金属样品进行热处理,以探索其对其微观结构特征与力学性能的影响。该研究不仅为提高增材制造效率和降低制造成本提供了新的方式,而且为充分利用异种材料的力学特性,提高成型组件的综合性能提供了理论和数据支撑。

2 材料与方 法

2.1 实验材料及样品准备

本实验中的传统制造件是由蒂森克虏伯材料服务有限公司(德国)提供的轧制的 AISI 1045 钢,其尺寸为 $200 \text{ mm} \times 200 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$ (长 \times 宽 \times 高)。使用的 A131 EH36 钢的粉末颗粒形貌如图 1(a)所示,其中 SEM 为扫描电镜。该粉末通过气体雾化生产,其粒径范围为 $45 \sim 90 \mu\text{m}$,振实密度为 4.50 g/cm^3 。本实验使用的定向能量沉积设备中配备了光束直径为 2.5 mm 的光纤激光器,其波长为 1070 nm ,输出功率呈高斯分布。在成型过程中使用压强为 10^5 Pa 的高纯氩气作为保护气体,以防止成型期间零件的氧化。在不断试错和正交优化实验的基础上,获得了沉积 A131 EH36 钢的优化工艺参数,并以此作为本研究的成型参数:激光功率 1.5 kW ,每层厚度 0.5 mm ,喷嘴移动速度 1300 mm/min ,相邻熔道间距 1.2 mm 。扫描策略为正交模式,即每打印完成一层后,喷嘴的移动方向旋转 90° 。粉末与基体的化学成分如表 1 所示。图 1(b) 显示了成型零件和扫描策略的示意图以及拉伸样品的形状与尺寸。此外,为探索热处理对沉积的双金属结构性能的影响,对部分对照组样品进行了热处理。由于本研究中打印的双金属结构中只有 A131 EH36 部分是增材制造的,因此采用适用于 A131 EH36 钢的热处理工艺参数进行热处理^[19]。具体参数如下:在箱式电阻炉中以 $10 \text{ }^\circ\text{C/min}$ 的加热速率从室温加热到 $910 \text{ }^\circ\text{C}$ 并保温 30 min 后进行淬火处理,然后以 $10 \text{ }^\circ\text{C/min}$ 的加热速率加热到 $500 \text{ }^\circ\text{C}$ 保温 2 h 后进行回火处理。本文中约定没有热处理的样品以 as-built 为前缀,热处理后的样品以 heat-treated 为前缀。

表 1 A131 EH36 和 AISI 1045 钢的主要化学成分(质量分数,%)

Table 1 Main chemical compositions of A131 EH36 and AISI 1045 steels(mass fraction,%)

Element	Fe	C	Mn	P	S	Si
A131 EH36	Bal.	0.180	0.900-1.600	0.035	0.035	0.100
AISI 1045	Bal.	0.420-0.500	0.600-0.900	≤ 0.040	≤ 0.050	0.100-0.350

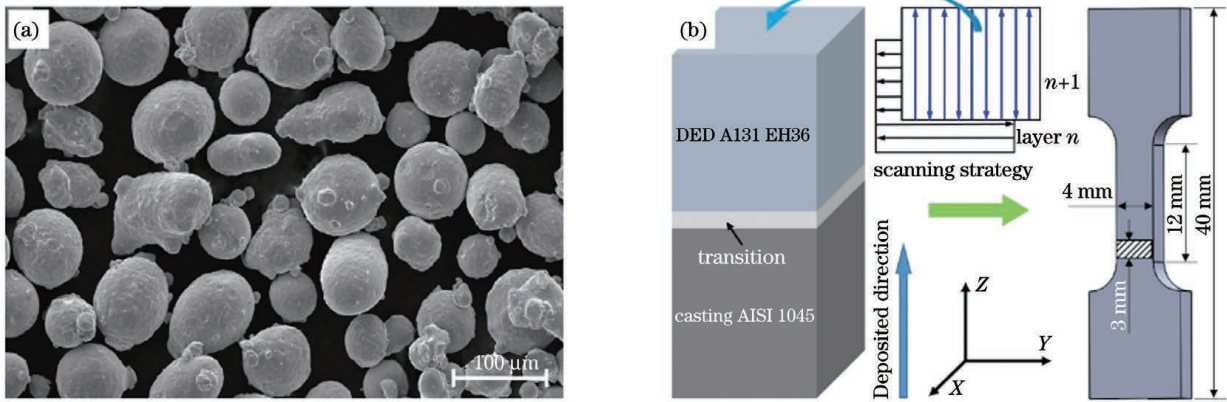


图 1 粉末的 SEM 形貌和双金属结构。(a) A131 EH36 钢的粉末形貌；(b) 激光定向能量沉积双金属零件示意图和拉伸样品尺寸

Fig. 1 SEM morphology of powder and bimetallic structure. (a) Powder morphology of A131 EH36 steel; (b) schematic of

DED bimetallic part and size of tensile sample

2.2 微观组织与界面特征表征

用电火花线切割机分别切取热处理前和热处理后的单材料区域以及包含界面区域的 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 的方形样品。使用碳化硅砂纸对上述样品进行机械打磨,然后采用粒径为 $1.0\ \mu\text{m}$ 的氧化铝悬浮液进行抛光处理。使用乙醇清洗后,采用配制好的金相腐蚀液 ($4\text{ mL HNO}_3 + 100\text{ mL C}_2\text{H}_5\text{OH}$) 对单材料和界面区进行时间为 10 s 的刻蚀,然后分别用 LEICA DM 2500 M 金相显微镜和 JEOL JSM-5500LV 扫描电子显微镜进行微观组织观察。拉伸测试后的样品的界面区的微观组织形貌同样采用上述方法进行刻蚀和观察。材料的元素组成采用 SEM 配备的能量色散谱仪 (EDS) 进行检测。样品界面区域的孔隙率采用图像处理软件 (ImageJ) 进行测定。在测量前,对样品进行打磨抛光后轻刻蚀 3 s 以显示界面区。

2.3 力学性能与切削响应测试

使用 SHIMADZU 显微维氏硬度计测量热处理前和热处理后界面区域及单材料区域的一系列点的硬度,相邻两个测量点的间距为 $100\ \mu\text{m}$ 。设备的加载力设置为 200 g ,保持时间设置为 15 s 。为评价双金属结构的拉伸性能,使用电火花线切割机沿着成型方向对直接成型和热处理后的样品进行薄板拉伸试样的制备。拉伸样品总长度为 40 mm ,标距长度为 12 mm ,厚度为 3 mm ,宽度为 4 mm 。同时为了对比单材料的性能,分别在相应的单材料区切取同样尺寸的拉伸样品。进行磨抛和超声清洗后,在 INSTRON 8501 万能材料试验机上以 0.5 mm/min 的拉伸速度进行室温准静态单轴拉伸测试。每组样品分别拉伸三个样品,获取拉伸强度和断后延伸率,并取平均值以降低误差。拉伸后的断口形貌采用 JEOL JSM-5500LV 扫描电子显微镜观察。

切削响应测试在配备测力仪的东芝生产的 ULG-100 超精密车削系统上通过微量正交切削的方式进行。在进行微量切削实验前,包含界面区域的 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 的方形样品首先在超精密加工中心

上进行切平处理以获得平滑均匀的表面,其切削参数为:主轴转速 1500 r/min ,径向进给速度 5 mm/min ,切削深度 $1\ \mu\text{m}$,并使用油雾进行冷却和润滑。在微量切削实验中,保持 Y 轴不动, X 轴为立方氮化硼 (CBN) 刀具切削方向,其速度设置为 50 mm/min , Z 轴为切削深度进给方向,其切削深度设置为 $5\ \mu\text{m}$,整个过程中不添加冷却液。对于直接沉积制造和热处理后的双金属结构样品,其切削方向均为从 AISI 1045 区域延伸到 A131 EH36 区域。采用 OLYMPUS LEXT OLS5000 激光共聚焦显微镜测量切削后的样品表面粗糙度和正交切削的沟槽形貌,多次测量后取平均值以降低测量误差。

3 分析与讨论

3.1 微观组织分析

图 2 显示了定向能量沉积制造的 A131 EH36 钢的低倍光学显微形貌和高倍 SEM 组织形貌。从图 2(a) 中可以观察到长条形和弧形熔池边界,这是采用 90° 层间正交扫描工艺的缘故。总体上这种边界形貌在成型方向上以 $\sim 0.6\text{ mm}$ 的间隔周期重复。图 2(b) 显示单个熔池的放大形貌,可以清晰看到熔池中心的精细组织 (A 区域) 和熔池边界处的粗化组织 (B 区域)。由于成型过程中的高能量输入,整个熔池及其周围区域可以划分为高温的中心区域、高温梯度熔池边界区域以及边界外围的热影响区域。其中,由于热影响区经历了原位热处理效应,该区域晶粒发生了粗化。而边界区域由于指向熔池中心的热梯度存在,形成了长条形的微观组织结构,其长轴总体上指向熔池中心。如图 2(c)、(d) 所示,熔池的中心区域主要是细小的多边形铁素体和晶粒间珠光体,而熔池边界区域为长针状铁素体和珠光体以及少量的贝氏体^[20]。

图 3 显示了轧制的 AISI 1045 钢的光学和 SEM 显微组织形貌。其中,图 3(a) 中亮暗间隔 $\sim 30\ \mu\text{m}$ 的带状微观组织是由于样品出厂时经历了轧制处理^[21]。

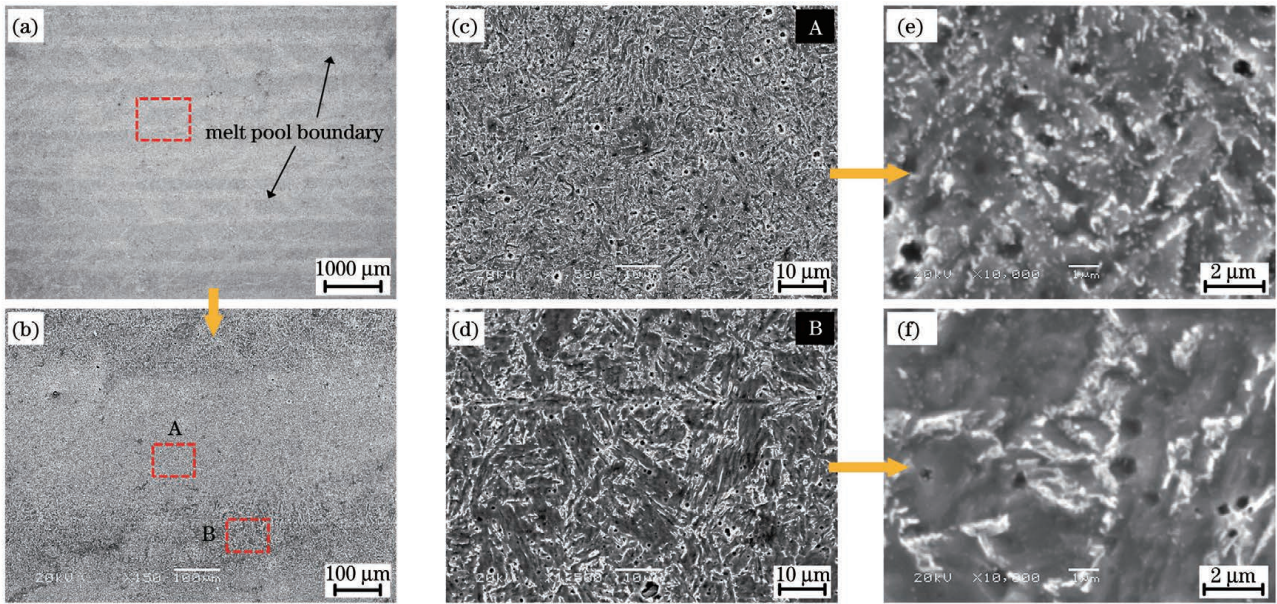


图 2 定向能量沉积制造的 A131 EH36 钢的微观组织形貌。(a)低倍光学形貌;(b)~(f)不同区域的 SEM 形貌
Fig. 2 Microscopic morphologies of DED A131 EH36 steel. (a) Low-magnification optical image; (b)–(f) SEM images of different regions

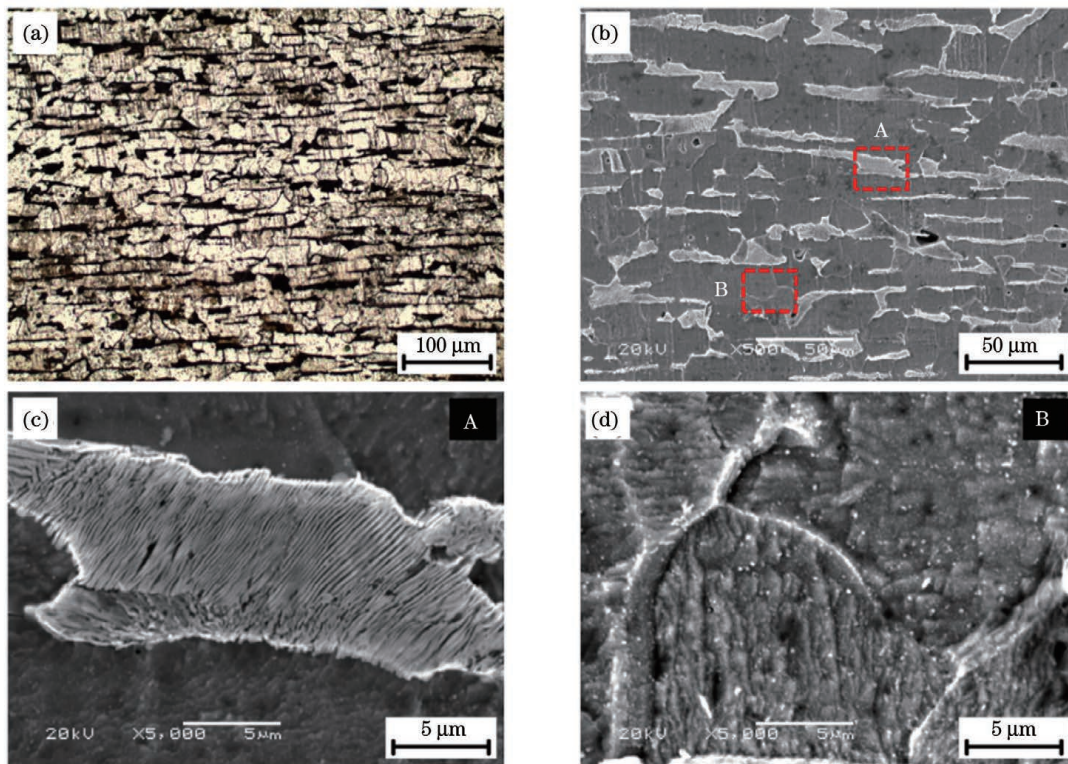


图 3 轧制的 AISI 1045 钢的原始显微组织形貌。(a)低倍光学组织形貌;(b)~(d)高倍 SEM 图
Fig. 3 Original microscopic morphologies of rolled AISI 1045 steel. (a) Low-magnification optical image; (b)–(d) high-magnification SEM images

铁素体和珠光体的形貌与分布可以在图 3(b)~(d)中清晰观察到。通过对比 DED 成型的 A131 EH36 钢和轧制的 AISI 1045 钢可以发现,虽然二者的物相组成相近,但是其晶粒形态和尺寸相差极大。特别地,前者的珠光体晶粒宽度普遍小于 $1\ \mu\text{m}$,明显小于后者。根据 Hall-Petch 公式,屈服强度与平均晶粒尺寸的关系^[22]可以描述为

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}, \quad (1)$$

式中: σ_0 是位错运动的起始应力(或晶格对位错运动的阻力),是材料常数; k 是强化系数(与材料相关的常数); d 是材料的平均晶粒尺寸。由于前者的晶粒相对细小,因此,可以预测前者会获得较高的机械强度。此外,也可以发现二者的微观组织结构明显不均匀,因此

需要应用热处理工艺来对其进行组织和性能调整。

图 4 是经过热处理后的 A131 EH36 和 AISI 1045 钢的微观组织图。从图 4(a)~(c) 可以观察到, 热处理后的 A131 EH36 样品中的熔道形貌和粗细组织区完全消失, 整体微观组织变得均匀。组织形态完全转变为尺寸为 $5\sim 10\ \mu\text{m}$ 的多边形状铁素体晶粒, 细小的珠光体晶粒均匀分布在铁素体晶界处, 这表明本研

究中使用的热处理工艺适用于 DED 金属零件的组织均匀化处理。从图 4(d) 可以观察到, 热处理后的 AISI 1045 钢中粗大的带状组织也完全消失, 取而代之的是尺寸更加细小的多相组织。从对应的高倍 SEM 图 4(e) 中, 观察到微观组织转变为片层间距较大的珠光体晶粒, 在其晶界处保留了少量的铁素体。而从图 4(f) 中, 可以进一步观察到珠光体内的片层间距显著增大。

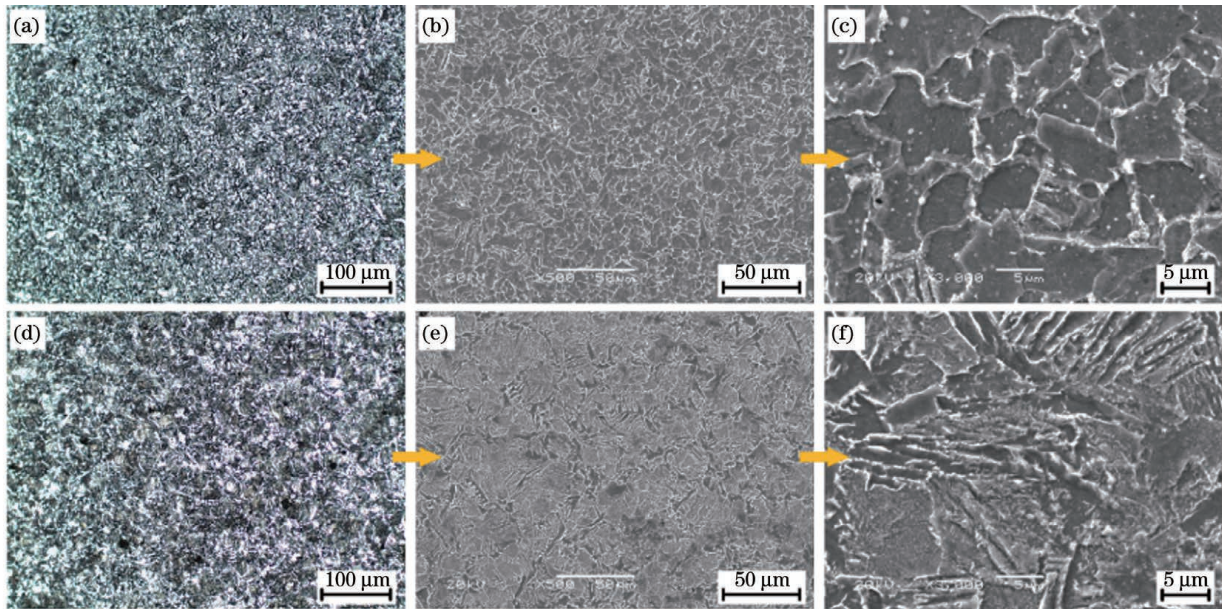


图 4 热处理后的微观组织形貌。(a)~(c)定向能量沉积 A131 EH36 钢;(d)~(f)轧制的 AISI 1045 钢

Fig. 4 Microscopic morphologies after heat treatment. (a)~(c) DED A131 EH36 steel; (d)~(f) rolled AISI 1045 steel

3.2 界面结合特征

良好的界面冶金结合质量是保证混合制造双金属结构优良性能的关键。图 5(a)、(b) 是热处理前后双金属结构在不同倍数下的光学微观组织图。可以观察到两种材料结合形成的宽度约为 $0.5\ \text{mm}$ 的过渡区, 而高温热处理时元素向单种材料区域的扩散使得过渡区略微增大。此外, 可以发现, 过渡区中第一层内的相邻的熔道之间存在一个三角形高地, 这是熔池的中心区域和边缘区域的热量分布不均匀导致的。该区域会受到两条相邻的熔道的热影响, 因此其微观组织形貌会发生变化, 进而可能会影响过渡区的力学性能。其与相邻熔道的冶金结合质量也会对界面性能产生影响, 而从图 5(c) 可以观察到, 该双金属结构的三角形区域与相邻熔道的冶金结合情况相对良好。此外, 零件的界面处和 A131 EH36 钢一侧均未出现裂纹和未熔合缺陷。这得益于 A131 EH36 钢的良好可打印性(焊接性)以及两种材料相近的元素组成。但在沉积态的界面区域靠近 A131 EH36 一侧有少量的孔隙且具有向熔池边界和顶部聚集的倾向, 其形状为近似球形且尺寸小于 $5\ \mu\text{m}$ [图 5(c)、(d)]。通过统计计算可知, 其总体孔隙率低于 0.5% 。孔隙的形成可能是熔池内部的气体逃逸速度小于熔池凝固速度, 因而困在了凝固的熔池中^[23]。其中气体来源于粉末本身部分元素在高温下生产的气体, 粉末在制备和储存过程中

吸附的气体以及成型过程中通入的氩气保护气等。而其向熔池边界聚集的原因主要是熔道边界的冷却速度更快, 因而没有足够的时间逃逸。至于向熔池顶部聚集的原因则是因为气体质量轻, 在浮力的作用下会自发向上运动。热处理后, 不但纯 A131 EH36 钢中的熔池边界以及 AISI 1045 钢中的粗大晶粒消失, 界面处的微观组织也变得相对均匀。但是, 由于两种材料属性不同, 界面区仍然清晰可见。

图 6(a) 是直接沉积态双金属结构界面区详细的光学微观组织图。为了更加深入了解界面区域两种材料的结合特征, 采用 SEM 图中 5 个不同区域的高倍微观组织图, 分布标记为 A~E 并展示在图 6(b)~(f) 中。其中, 图 6(b)、(c) 分别来自过渡区靠近 A131 EH36 钢一侧的熔池中心的细晶粒区和边界粗晶粒区, 可以发现其组织形貌与纯增材制造的 A131 EH36 样品中的熔池中心和边界处的晶粒形貌极其相似, 如前文图 2 所示。这表明尽管过渡区融合了两种材料的化学元素, 但是其凝固和晶粒形核长大的过程相似。图 6(d) 来自于过渡区中的同一层中相邻两条熔道靠近 AISI 1045 一侧的结合处。由于该区域受到两次原位热处理的影响, 因此其微观组织与原始基体材料明显不同(对比图 3), 由少量多边形铁素体和大量的片间距较大的珠光体混合组成。此微观组织的改变表明, 该区域在原位热处理中经历了奥氏体化及铁素体

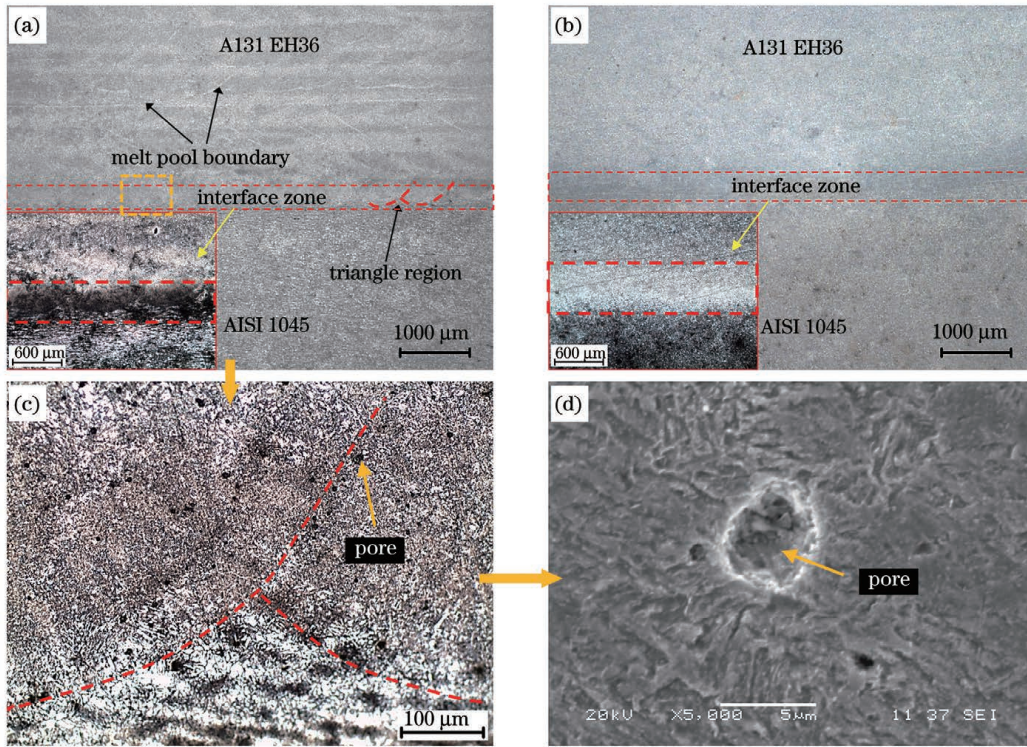


图 5 A131 EH36/AISI 1045 双金属结构的光学微观组织形貌。(a)热处理前;(b)热处理后;热处理前界面区附近的孔隙(c)分布和(d)形貌

Fig. 5 Optical microscopic morphologies of A131 EH36/AISI 1045 bimetallic part. (a) Before heat treatment; (b) after heat treatment; (c) distribution and (d) morphology of pore at interface before heat treatment

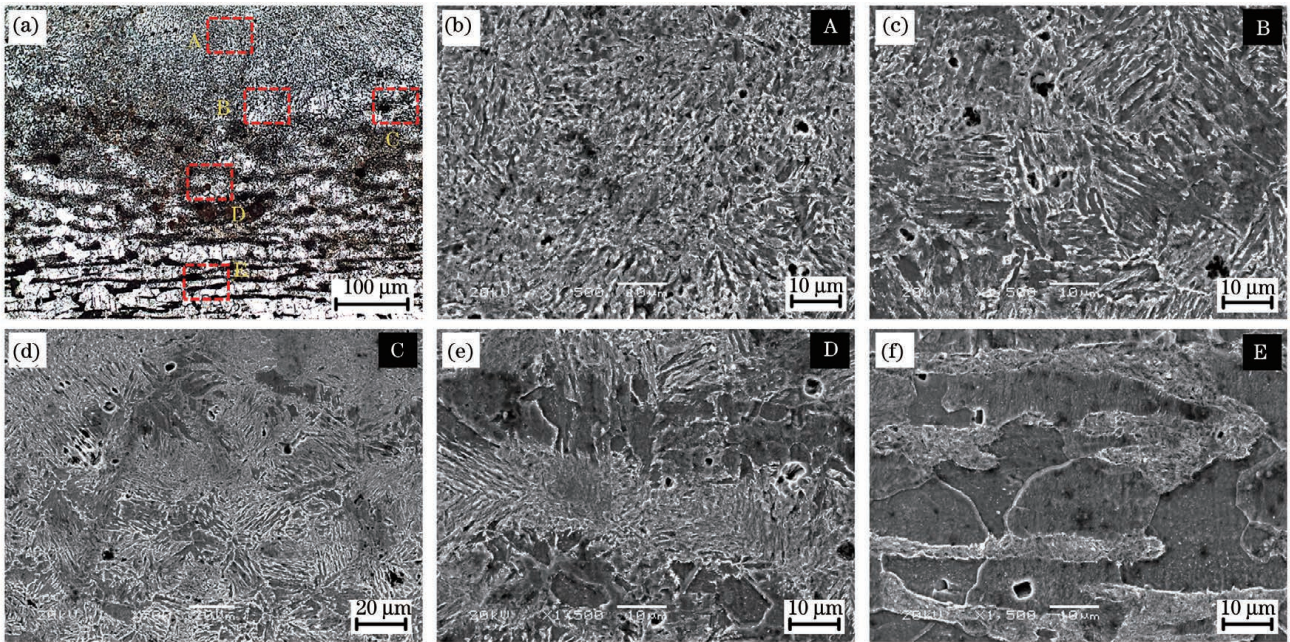


图 6 A131 EH36/AISI 1045 双金属结构界面区的显微组织形貌。(a)界面区形貌;(b)~(f)对应于图 6(a)中的 5 个位置的显微组织形貌

Fig. 6 Interfacial microscopic morphologies of A131 EH36/AISI 1045 bimetallic part. (a) Interfacial morphology; (b)~(f) microscopic morphologies corresponding to five positions in Fig. 6(a)

与珠光体的重新形核与长大的过程。图 6(e)来自 AISI 1045 中靠近过渡区的热影响区,其微观形貌总体保持不变,但出现了珠光体粗化,并且原始铁素体区域也出现了少量的珠光体。这表明此处的微观组织仍

然经历了明显的热影响过程^[24]。图 6(f)来自 AISI 1045 中远离过渡区的区域,微观组织仍然保留着原始状态。这是由于距离较远,传递的热量不足以对其微观形貌产生影响。

图 7 显示了热处理后的双金属结构过渡区的低倍光学和高倍 SEM 微观组织形貌。可以看出过渡区中存在两个明显不同的微观组织形貌区域,其中图 7(b) 左侧出现了大块的珠光体相,右侧则含有大量的铁素体相。通过对比图 4,可以得知左侧为富 AISI 1045 钢区,右侧为富 A131 EH36 钢区。为进一步观察其组织形貌,采用 SEM 获取相应的高倍微观组织图,如图 7(c)、(d)所示。可以观察到,左侧包含了大量的珠光体与少量的铁素体,而右侧则主要由大量的多边形

铁素体和晶界间珠光体组成。这种混合组织的存在也表明本研究中使用的热处理工艺不完全适用于双金属结构过渡区的组织均匀化处理,在未来工作中需要进一步优化热处理工艺。

3.3 力学性能

图 8(a)显示了热处理前和热处理后 DED 成型的 A131 EH36/AISI 1045 双金属结构硬度沿过渡区的分布结果,同时标示了部分硬度点的压痕形貌和所处位置的微观组织。可以看到,热处理前 A131 EH36

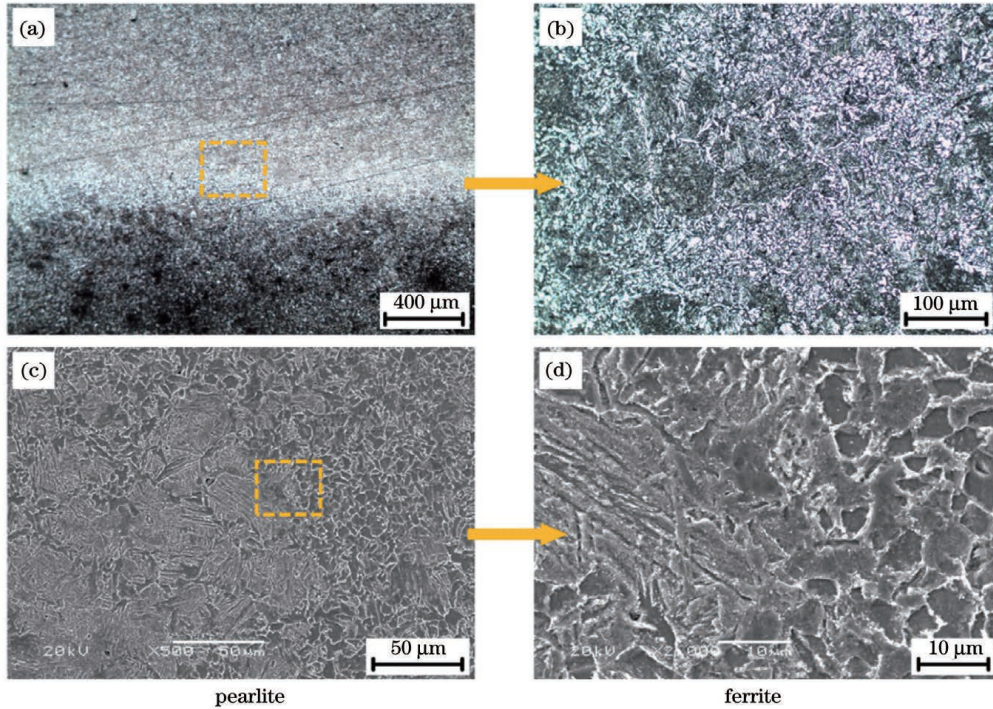


图 7 热处理后界面区的显微组织形貌。(a)(b)低倍光学图;(c)(d)高倍 SEM 图

Fig. 7 Interfacial microscopic morphologies after heat treatment. (a)(b) Low-magnification optical images; (c)(d) high-magnification SEM images

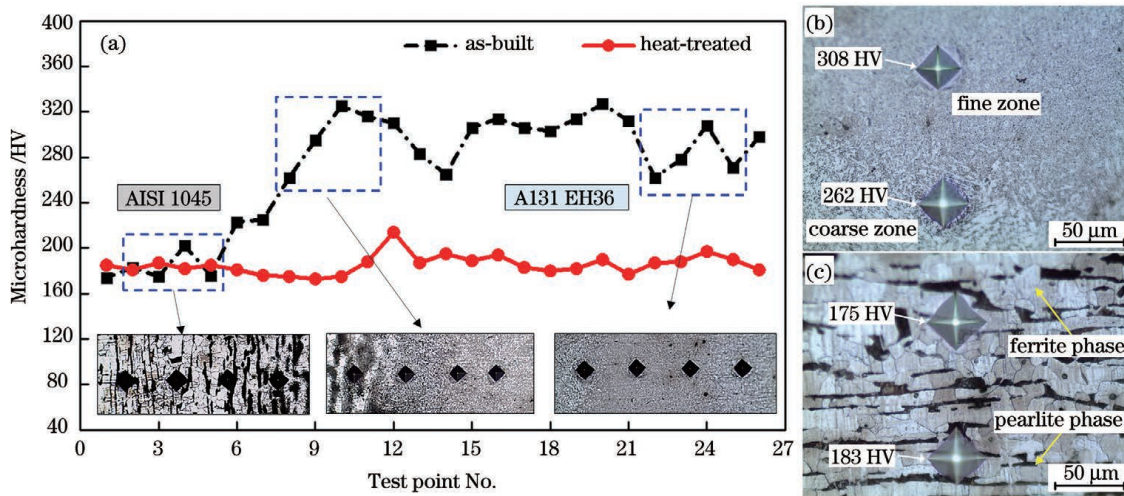


图 8 定向能量沉积的 A131 EH36/AISI 1045 双金属结构的显微硬度。(a)热处理前后沿着界面的维氏硬度分布;

(b)直接能量沉积态 A131 EH36 的组织与硬度;(c)原始 AISI 1045 的组织与硬度

Fig. 8 Microhardnesses of A131 EH36/AISI 1045 bimetallic structure by DED. (a) Vickers microhardness distributions along interface before and after heat treatment; (b) hardness and microstructure of DED A131 EH36; (c) hardness and microstructure of original AISI 1045

的硬度 $[(297.1 \pm 20.1) \text{HV}]$ 明显高于轧制的 AISI 1045 $[(182.0 \pm 11.7) \text{HV}]$ 。而过渡区中的硬度则沿着成型方向逐渐增加,没有出现剧烈波动,这在一定程度上表明该区域的力学性能过渡相对平滑,其原因可能是大尺寸的熔池和高热量输入使得第一个沉积层中形成了相对较好的梯度组织结构,避免了性能的突变。热处理后, A131 EH36 的硬度降低了约 37.2%,为 $(186.5 \pm 6.0) \text{HV}$,这可能是由热处理后原始的位错密度降低、残余应力的释放以及晶粒的粗化导致的^[25]。但是 AISI 1045 的硬度基本不变,为 $(183.5 \pm 2.5) \text{HV}$ 。界面区域的硬度过渡相对热处理前变得很小,其中界面区少数点硬度的略微增加可能与界面区出现的混合组织有关,如图 7 所示。对于热处理前的单材料区域,在靠近 A131 EH36 钢的一侧出现了硬度的剧烈波动,部分点硬度高达 308 HV,而另外一部分点的硬度较低,为 262 HV。出现这个现象的原因与微观组织的非均匀分布有关,其中硬度高主要是组织细化引起的,而硬度降低则是由粗化的铁素体组织导致的[图 8(b)]。而靠近 AISI 1045 钢一侧的硬度分布则较为平稳,这是由于珠光体和铁素体的相对均匀分布。而轻微的硬度增加可能是部分硬度取点位置包含了较多的珠光体相所导致的[图 8(c)]。

热处理前后单材料和双金属结构的工程应力-应变曲线及断后过渡区界面形貌如图 9 所示,相应的力学性能测试结果展示在图 10 中。从图 9(a)中可以看出,直接成型的 A131 EH36 钢的拉伸强度和屈服强度分别高达 $(970.5 \pm 10.9) \text{MPa}$ 和 $(927.1 \pm 13.0) \text{MPa}$,断

后延伸率为 $(24.7 \pm 0.5)\%$,没有明显的屈服阶段,总体上呈现出了优异的强度和韧性[高于 ASTM (American Society for Testing and Materials) A131 EH36 相应的拉伸性能:拉伸强度 490~620 MPa,屈服强度 350 MPa 和断后延伸率 19%~22%]。这主要得益于增材制造过程中的高冷却速率诱导的精细微观组织以及高密度的位错^[23,26]。对于轧制的 AISI 1045 钢,其拉伸强度和屈服强度明显较低,分别为 $(614.0 \pm 1.9) \text{MPa}$ 和 $(423.8 \pm 3.1) \text{MPa}$,但是其断后延伸率较高,达到 $(35.7 \pm 0.5)\%$,并出现了明显的屈服台阶。相比之下,双金属结构的拉伸强度和屈服强度都略高于 AISI 1045 钢,分别为 $(629.0 \pm 1.1) \text{MPa}$ 和 $(471.4 \pm 9.2) \text{MPa}$,但是断后延伸率只有 17.9%,甚至低于 A131 EH36 钢。从右侧的断后界面形貌图中也可以看出,直接成型的双金属结构的断裂位置发生在 AISI 1045 钢的一侧,这是由于 AISI 1045 钢的强度相对于定向能量沉积的 A131 EH36 钢比较低。然而,双金属结构的应力-应变曲线中没有出现明显的屈服台阶,这可能是双金属结构中的两部分材料在相同的拉伸力下同时发生变形,而 AISI 1045 部分的变化受到了 A131 EH36 部分的影响而没有表现出屈服现象,进而轻微地提高了双金属结构的屈服强度(约 11.2%)。至于较低的断后延伸率,则是由于拉伸样品中两种材料的有效标距均减半,而当双金属结构中的 AISI 1045 钢达到最大拉伸强度时,A131 EH36 部分的变形率才刚刚达到约 2.0%。通过计算可以得出,双金属结构的理论延伸率约为 18.9%,非常接近实际测试值。

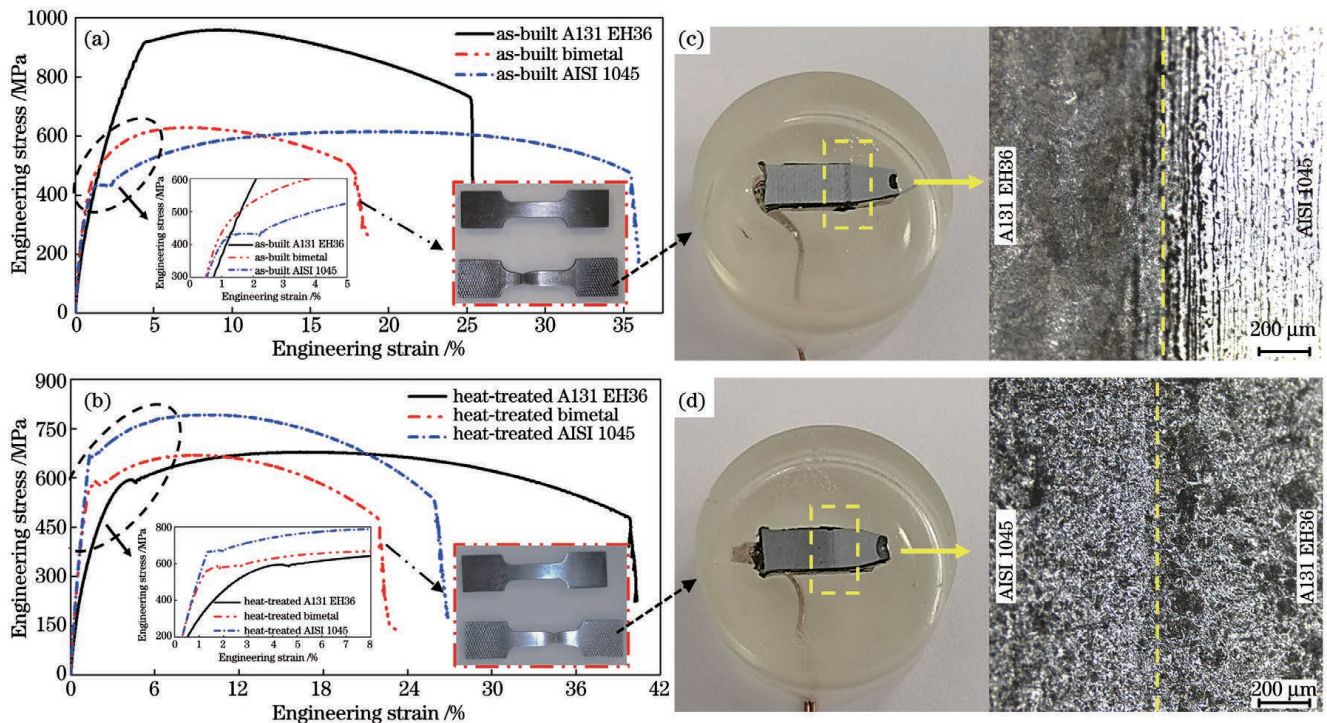


图 9 单种材料和双金属材料拉伸应力-应变曲线及双金属结构断裂位置图。(a)(c)热处理前;(b)(d)热处理后
Fig. 9 Engineering stress-strain curves of single and bimetallic parts and fracture location images of bimetallic part.

(a) (c) Before heat treatment; (b) (d) after heat treatment

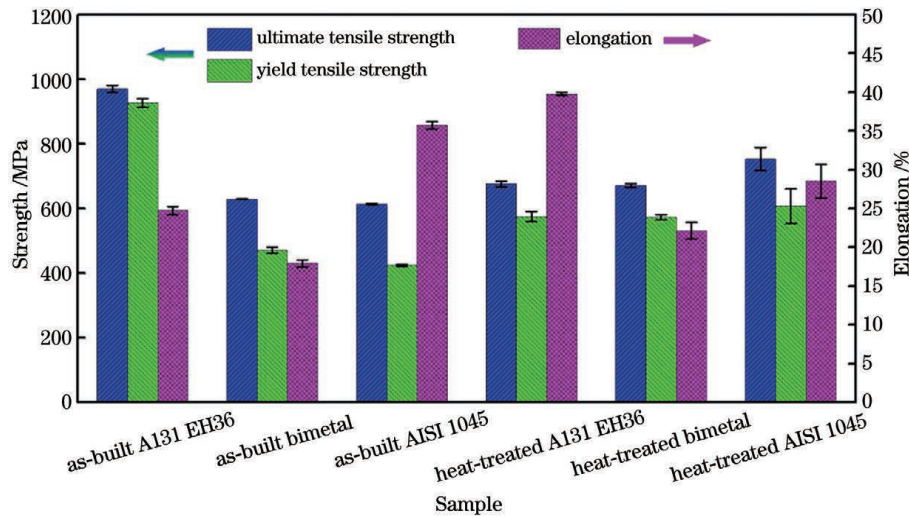


图 10 热处理前后的单种材料和双金属结构材料的力学拉伸测试结果

Fig. 10 Tensile test results of single and bimetallic parts before and after heat treatment

图 9(b)显示了热处理后的材料的工程应力-应变曲线,可以观察到增材制造的 A131 EH36 钢的强度明显降低,拉伸强度为 (676.2 ± 8.3) MPa,屈服强度为 (574.9 ± 16.0) MPa,分别降低了 30.3%和 40.0%。但其延伸率增加了 61.1%,达到了 (39.8 ± 0.2) %。这得益于组织的均匀化、应力的释放以及位错密度的降低。总体上,其力学性能仍高于 ASTM A131 EH36 材料。而 AISI 1045 材料的强度得到了提升,分别达到 (752.7 ± 36.2) MPa 和 (606.9 ± 54.0) MPa,但断后延伸率下降到 (28.5 ± 2.2) %。同时,由于双金属结构中较弱一方的强度相比热处理前有所提升,因此其综合拉伸强度和屈服强度均有所提升,分别到达了 (671.3 ± 5.6) MPa 和 (572.8 ± 8.4) MPa,与热处理后的 A131 EH36 的强度非常接近,比热处理前分别提高了 6.7%和 21.5%。从右侧的断后界面形貌图中可以观察到,样品断裂位置发生在远离界面处的 A131 EH36 一侧。其延伸率也提升了 23.5%,达到了 22.1%,接近理论值 21.8%。此外,无论是热处理前还是之后的双金属结构,其断裂失效后的过渡区均没有出现明显的裂纹和孔洞缺陷,这进一步证明了增材制造的双金属结构具有优异的界面结合性能。

3.4 断口形貌分析

图 11 显示了热处理前单种材料和双金属结构的断口形貌。从最左侧的宏观断口图中可以观察到明显的颈缩特征,包含外围的剪切区和内部的纤维区,表明拉伸过程中材料经历了大的塑性变形,因此断裂模式为韧性断裂。由于直接沉积的 A131 EH36 钢的塑性相对较低,因此其断面收缩率相对 AISI 1045 钢较小,如图 11(a)所示。从右侧的放大图 11(a2)中可以观察到大量细小的韧窝形貌(尺寸为 $1 \sim 3 \mu\text{m}$)。此外,在其断口中还观察到了一些球形缺陷,如图 11(a1)所示,这主要是成型过程中引入的,下文将对其成分进行详细分析。而双金属结构的断裂位置处于 AISI 1045 一

侧,因此其断口形貌与 AISI 1045 相似,断面中存在大量的尺寸明显大于 A131 EH36 材料的韧窝,这也进一步解释了其较高延伸率的原因。

热处理后的单种材料和双金属结构材料的断口形貌如图 12 所示,同样观察到了明显的颈缩特征,且包含了剪切区和纤维区,均表现为韧性断裂模式。其中, A131 EH36 的断后截面明显比直接沉积态小,表明其断面收缩率增加,这与前文中延伸率的显著提升对应。由于热处理后 A131 EH36 变成强度弱的一方,因此双金属结构的断口形貌与热处理的纯 A131 EH36 相似。此外,还可以发现其断口中均存在与热处理前相似的球形缺陷,说明本研究的热处理无法消除打印件内部的该类缺陷。从右侧的放大图中可以观察到同样细小的韧窝,但其尺寸略微增加。对于热处理后的 AISI 1045 钢,其韧窝尺寸明显降低,这与其强度提升和塑性下降相对应。

图 13 是 DED 成型的 A131 EH36 钢断口中的不同尺寸的球形固态缺陷形貌,可以观察到该缺陷与基体材料间存在明显间隙。此外,球形缺陷周围的孔壁相对较为平滑,这主要是拉伸过程中基体材料与缺陷之间的相互作用导致的,该相互作用类似于韧窝的形核和长大过程中窝壁与内部颗粒的相互作用。此外,在图 13(a)的左下部分观察到了内部无球形颗粒的凹坑,这可能是拉伸过程中球形颗粒脱落导致的,也可能来源于材料内部存在的气孔。为了进一步判断球形缺陷的来源,采用 EDS 分别对球形缺陷和基体区域进行区域扫描,检测到的元素组成结果如表 2 所示。可知,与基体元素组成相比,图 13(a)中球缺陷的氧、锰和铝元素含量异常高,推测该缺陷主要是锰和铝的氧化物。该大颗粒的氧化物无疑会降低球形缺陷与基体间的润湿性和冶金结合质量,因此在材料变形过程中,应力应变不匹配导致该区域过早失效,从而材料的整体力学性能降低。图 13(b)中右侧球缺陷中还出现了大量

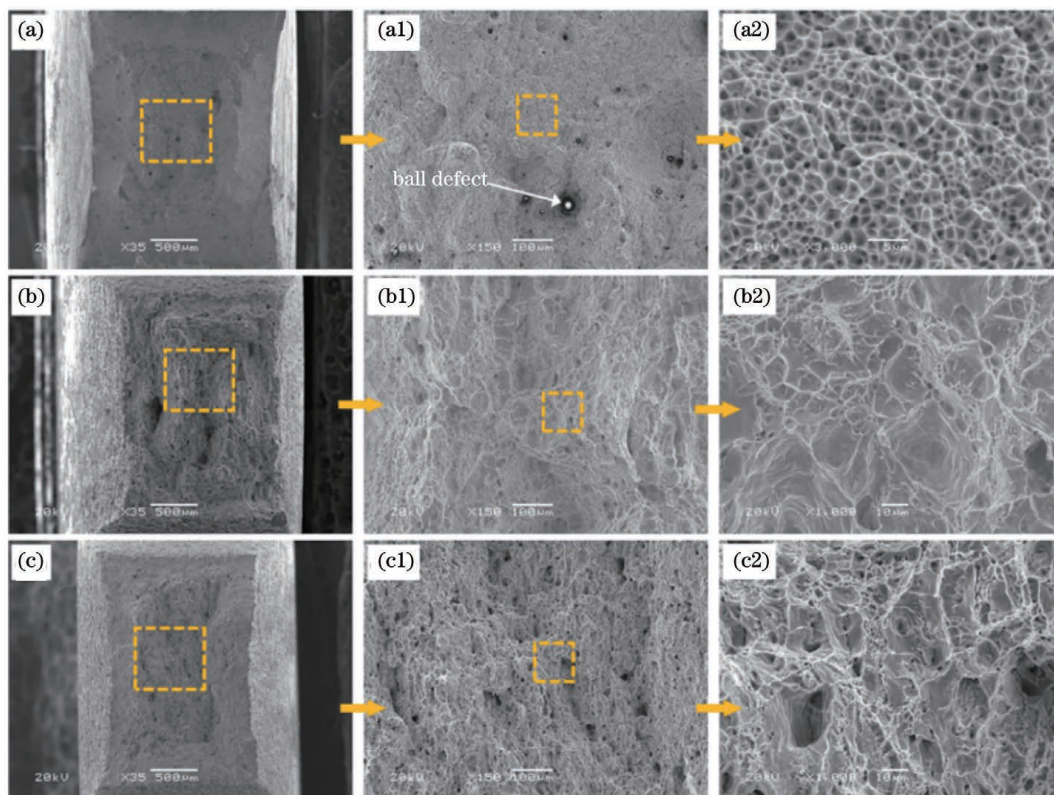


图 11 热处理前单种材料和双金属结构材料的拉伸断口形貌。(a)(a1)(a2) A131 EH36;(b)(b1)(b2)双金属结构;
(c)(c1)(c2) AISI 1045

Fig. 11 Tensile fracture morphologies of single and bimetallic parts before heat treatment. (a)(a1)(a2) A131 EH36;
(b)(b1)(b2) bimetallic part; (c)(c1)(c2) AISI 1045

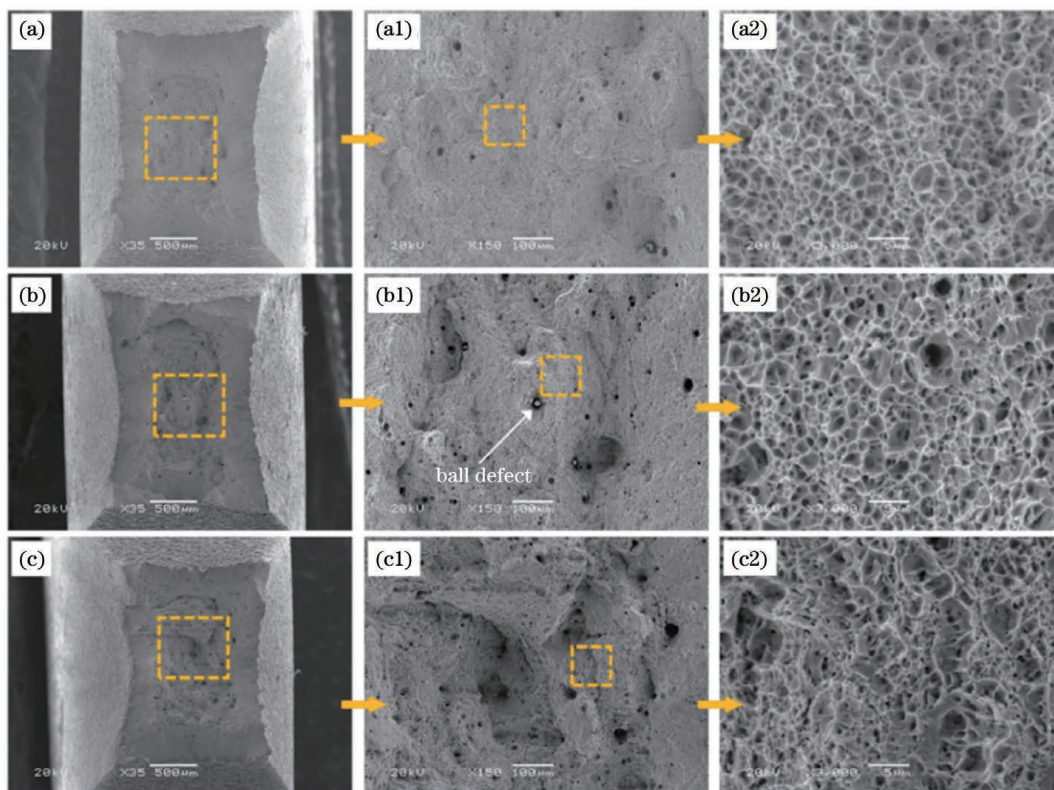


图 12 热处理后单种材料和双金属结构材料的拉伸断口形貌。(a)(a1)(a2) A131 EH36;(b)(b1)(b2)双金属结构;
(c)(c1)(c2) AISI 1045

Fig. 12 Tensile fracture morphologies of single and bimetallic parts after heat treatment. (a)(a1)(a2) A131 EH36;
(b)(b1)(b2) bimetallic part; (c)(c1)(c2) AISI 1045

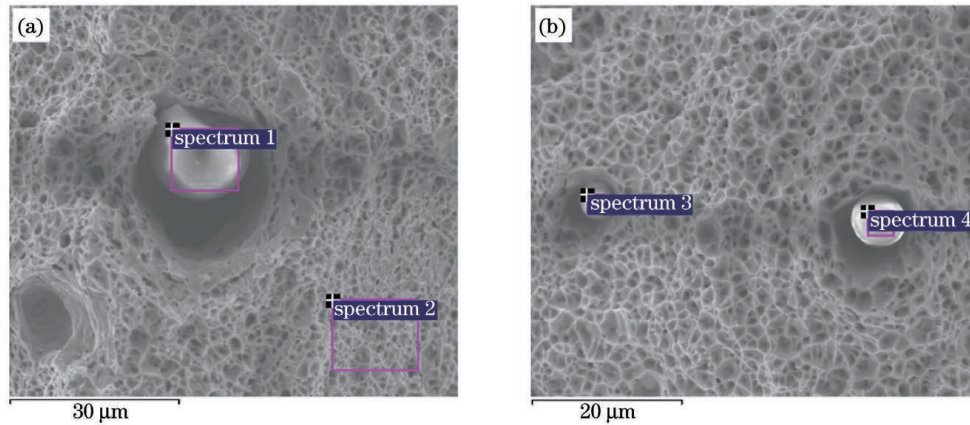


图 13 A131 EH36 断口中的球形缺陷及元素检测点位置。(a)大尺寸球颗粒;(b)小尺寸球颗粒

Fig. 13 Ball-like defects and locations for element detection in A131 EH36. (a) Large-size ball-like particles; (b) small-size ball-like particles

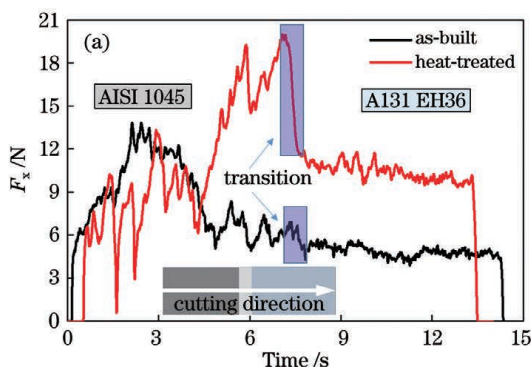
表 2 图 13 中球形缺陷的化学成分(质量分数,%)
Table 2 Chemical compositions of ball-like defects in Fig. 13 (mass fraction, %)

Element	Fe	O	Mn	Al	Si
Spectrum 1	8.87	44.69	9.96	36.48	-
Spectrum 2	96.35	2.69	0.96	-	-
Spectrum 3	30.67	-	69.33	-	-
Spectrum 4	5.43	37.59	27.38	14.2	15.57

的硅元素,可能是包含了部分硅酸盐成分。同理硅酸盐的存在也会导致材料性能的降低。而图 13(b)左侧小的球形缺陷处检测到了大量的铁和锰元素,却没有观察到明显氧和硫等元素。该缺陷可能是在定向能量沉积过程中,熔池在冷却过程中形成的局部锰元素偏聚导致的。众所周知,锰元素的存在对于钢的脱氧脱硫以及提高钢强度和耐磨性等具有重要贡献,其在增材制造材料中的偏析会减弱其贡献,降低材料的综合性能。总体上,各种元素引起的球形缺陷会额外增加微裂纹的形核点,从而加速材料失效,也会影响双金属结构的成型质量。因此,后续工作仍需改善成型系统和工艺,以进一步消除缺陷并提高双金属结构零件的力学性能。

3.5 微量切削响应分析

微量切削实验是在配备三向测力仪的超精密车床



上进行的。切削深度只有 $5 \mu\text{m}$,因此,微量切削实验可以很好地反应出微区材料的变形特点和行为。而切削过程从另一个角度看也可以认为是工件的微区材料在高刚度刀具的作用下发生高应变率变形的过程^[27],因此本实验可以用来探索双金属结构中单材料区和界面区材料的高应变响应,并以切削力和切削表面质量的形式进行表达。此外,也可以给未来通过切削加工来提高增材制造多材料金属零件表面质量的研究和应用提供参考。

图 14(a)、(b)分别是切削速度为 50 mm/min ,切削深度为 $5 \mu\text{m}$ 时的沿着切削方向的主切削力(F_x)和垂直切削表面的切削力(F_z)随着切削时间的变化图。其中,每个图中的左侧区域是 AISI 1045 钢基体材料,右侧部分是激光 DED 制造的 A131 EH6 钢材料,中间为过渡区。可以看出,对于直接成型的双金属结构,切削 AISI 1045 区域时, F_x 和 F_z 的波动和峰值都非常大,两者的最大值和平均值分别为 13.8 N 与 $(9.9 \pm 2.2) \text{ N}$ 和 12.8 N 与 $(9.0 \pm 2.3) \text{ N}$ 。而穿越过渡区时,切削力的波动开始明显减小。当到 A131 EH36 区域时,切削力变得小且平稳, F_x 和 F_z 的最大值和平均值分别降低到 5.6 N 与 $(4.8 \pm 0.3) \text{ N}$ 和 4.6 N 与 $(3.5 \pm 0.4) \text{ N}$,峰值和平均切削力最大分别降低了 64.1% 和 61.1% 。热处理后,切削 AISI1045 区域时

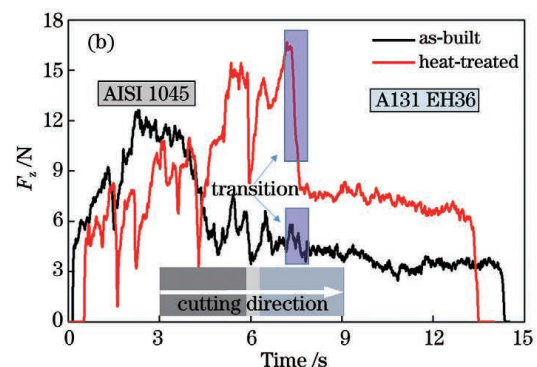


图 14 切削力变化规律。(a) F_x ;(b) F_z

Fig. 14 Changes of cutting force. (a) F_x ; (b) F_z

的两个切削力均出现更剧烈的波动,峰值也明显增加。当穿过过渡区达到 A131 EH36 区域时,切削力出现了陡崖式下跌。其中, F_x 的峰值和平均值分别由 20.0 N 和 (11.4 ± 4.5) N 降低到 11.8 N 和 (10.2 ± 1.2) N, F_z 的峰值和平均值分别由 16.7 N 和 8.4 N 降低到 9.7 N 和 (7.0 ± 1.0) N, 峰值和平均切削力最大分别降低了 49.7% 和 27.8%。综合比较可以发现, 切削直接成型的双金属结构时的切削力较低, 热处理后切削力均明显增加。因此, 在采用切削加工来提高表面质量时, 可以优先考虑对直接成型的样品进行机械加工。

图 15 分别显示了热处理前和热处理后的双金属结构切削后的表面和沟槽形貌。其中, 图 15(a) 为热处理前的样品, 其精加工后的表面粗糙度从 AISI 1045 区域的 (111.8 ± 13.6) nm 降低到 A131 EH36 区域的 (107.0 ± 10.4) nm。两种材料的沟槽形貌差别也较大, 整体上 A131 EH36 的沟槽相对质量较好, 而 AISI 1045 区域的沟槽部分区域出现了明显的沟壑。导致这一现象的原因主要是此状态的 AISI 1045 钢塑性较好, 切削过程中切屑没有快速排除而是堆积在刀

具前面, 从而对刀具产生了更高的作用力, 使得刀具的切削过程不稳定。此外, 由于材料硬化, 堆积的切屑导致刀具前沿的材料无法正常断裂, 进而造成切屑材料断裂在比切削面更低的非硬化区处萌生, 随着大块材料的移除, 大的沟壑在切削面底部产生。而 A131 EH36 区域相对较好的切削表面质量主要是由于其相对较高的强度和低的塑性使得切屑材料可以更好排出。图 15(b) 是热处理后的平面和沟槽形貌, 其中 AISI 1045 和 A131 EH36 样品切削后的表面粗糙度分别为 (145.3 ± 4.8) nm 和 (120.3 ± 14.0) nm。可以发现, 仍然是 A131 EH36 区域的表面质量较好, 但均比直接沉积样品的表面质量差。然而, A131 EH36 沟槽质量相对于 AISI 1045 沟槽较好, 这主要是由热处理后微观组织的演变引起的。此外, 整体分析可以发现, 在平面切削时, 切削后的双金属结构表面没有出现明显的过渡区, 包括直接沉积的样品。从前文研究可知, 直接沉积的 A131 EH36 的力学性能与 AISI 1045 的差异非常显著, 显然该差异没有对整体的切削表面质量带来明显的不利影响, 这一结果对获得具有均匀一致高表面质量的双金属结构零件是有利的。

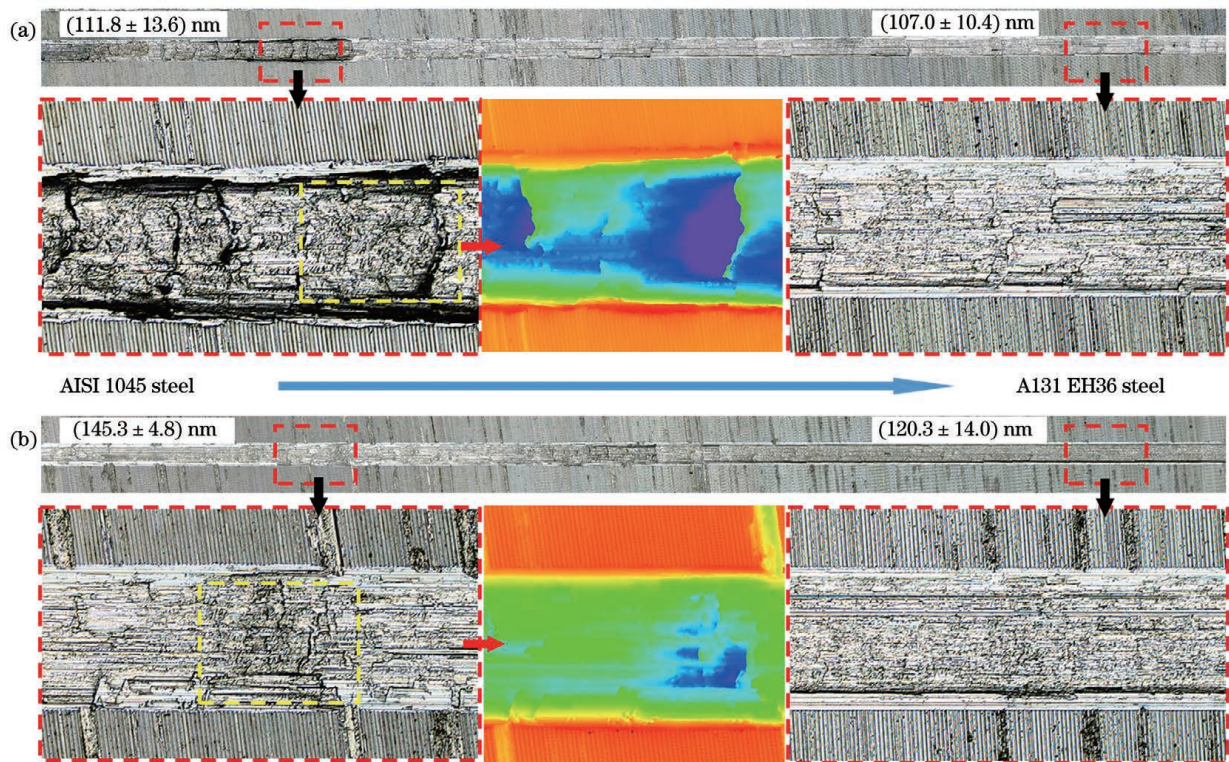


图 15 从 AISI 1045 钢切削到 A131 EH36 区域时的平面和沟槽形貌: (a) 热处理前, (b) 热处理后

Fig. 15 Machined surface and groove morphologies from AISI 1045 steel to A131 EH36 steel. (a) Before heat treatment; (b) after heat treatment

4 结 论

对激光定向能量沉积制造的 A131 EH36/AISI 1045 双金属结构的界面结合性能开展深入研究, 并对比了热处理对其微观组织演变、力学性能及切削响应

的影响, 探索了增材制造异种材料的界面结合机制, 揭示了高能束场下熔池内材料的熔合与凝固特征。主要得到如下研究结果。

1) 在 AISI 1045 和 A131 EH36 的结合面处, 获得了大约 0.5 mm 宽、冶金质量良好的过渡区, 无裂纹

和未熔合缺陷的产生。仅在界面靠近 A131 EH36 钢一侧观察到少量尺寸小于 $5\ \mu\text{m}$ 的聚集性孔隙,但总体孔隙率低于 0.5%。界面结合处由组织细化区、组织粗化区、双重热影响区和热影响区组成。

2) 直接沉积态 A131 EH36 的硬度 $[(297.1 \pm 20.1)\text{HV}]$ 明显高于轧制的 AISI 1045 $[(182.0 \pm 11.7)\text{HV}]$, 过渡区中的硬度沿着成型方向逐渐均匀增加。热处理后, A131 EH36 的硬度降低了约 37.2%, 与热处理后的 AISI 1045 的硬度接近 $[(183.5 \pm 2.5)\text{HV}]$ 。

3) 直接沉积态的双金属结构的拉伸强度和屈服强度分别为 $(629.0 \pm 1.1)\text{MPa}$ 和 $(471.4 \pm 9.2)\text{MPa}$, 断后延伸率为 17.9%。热处理后, 双金属结构的拉伸强度和屈服强度分别达到了 $(671.3 \pm 5.6)\text{MPa}$ 和 $(572.8 \pm 8.4)\text{MPa}$, 且断后延伸率也达到了 22.1%, 均高于直接成型状态。

4) 直接沉积的双金属结构材料比热处理态更容易切削, 从 AISI 1045 区域切削到 A131 EH36 区域时, 切削力经历了明显的下降过程, 最大可降低 64.1%。此外, 超精加工后的表面粗糙度从 AISI 1045 区域的 $(111.8 \pm 13.6)\text{nm}$ 降低到 A131 EH36 区域的 $(107.0 \pm 10.4)\text{nm}$, 整体切削表面质量较为均匀。

参 考 文 献

- Gibson I, Rosen D, Stucker B. Direct digital manufacturing [M]//Additive manufacturing technologies. New York: Springer, 2015: 375-397.
- Svetlizky D, Das M, Zheng B L, et al. Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: physical characteristics, defects, challenges and applications[J]. Materials Today, 2021, 49: 271-295.
- 秦文韬, 杨永强, 翁昌威, 等. 激光/等离子定向能量沉积 316L 不锈钢成型尺寸及力学性能的对比如[J]. 中国激光, 2021, 48(22): 2202006.
- Qin W T, Yang Y Q, Weng C W, et al. Comparative forming size and mechanical properties of 316L stainless steel fabricated using laser/plasma arc directed energy deposition[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(22): 2202006.
- Sciammarella F, Najafabadi B S. Processing parameter DOE for 316L using directed energy deposition[J]. Journal of Manufacturing and Materials Processing, 2018, 2(3): 61.
- Li Z, Chen J, Sui S, et al. The microstructure evolution and tensile properties of Inconel 718 fabricated by high-deposition-rate laser directed energy deposition[J]. Additive Manufacturing, 2020, 31: 100941.
- Tan H, Guo M L, Clare A T, et al. Microstructure and properties of Ti-6Al-4V fabricated by low-power pulsed laser directed energy deposition[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(9): 2027-2037.
- Hamilton R F, Bimber B A, Taheri Andani M, et al. Multi-scale shape memory effect recovery in NiTi alloys additive manufactured by selective laser melting and laser directed energy deposition[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 250: 55-64.
- Kieback B, Neubrand A, Riedel H. Processing techniques for functionally graded materials[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 362(1/2): 81-106.
- Bandyopadhyay A, Heer B. Additive manufacturing of multi-material structures[J]. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2018, 129: 1-16.
- Muller P, Mognol P, Hascoet J Y. Modeling and control of a direct laser powder deposition process for Functionally Graded Materials (FGM) parts manufacturing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2013, 213(5): 685-692.
- Chen N N, Khan H A, Wan Z X, et al. Microstructural characteristics and crack formation in additively manufactured bimetal material of 316L stainless steel and Inconel 625[J]. Additive Manufacturing, 2020, 32: 101037.
- Carroll B E, Otis R A, Borgonia J P, et al. Functionally graded material of 304L stainless steel and Inconel 625 fabricated by directed energy deposition: characterization and thermodynamic modeling[J]. Acta Materialia, 2016, 108: 46-54.
- Reichardt A, Dillon R P, Borgonia J P, et al. Development and characterization of Ti-6Al-4V to 304L stainless steel gradient components fabricated with laser deposition additive manufacturing[J]. Materials & Design, 2016, 104: 404-413.
- Zhang Y N, Bandyopadhyay A. Influence of compositionally graded interface on microstructure and compressive deformation of 316L stainless steel to Al12Si aluminum alloy bimetallic structures[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2021, 13(7): 9174-9185.
- Oniuke B, Bandyopadhyay A. Additive manufacturing of Inconel 718-Ti₆Al₄V bimetallic structures[J]. Additive Manufacturing, 2018, 22: 844-851.
- Pan T, Zhang X C, Yamazaki T, et al. Characteristics of Inconel 625: copper bimetallic structure fabricated by directed energy deposition[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 109(5/6): 1261-1274.
- Oniuke B, Heer B, Bandyopadhyay A. Additive manufacturing of Inconel 718: copper alloy bimetallic structure using laser engineered net shaping (LENSTM) [J]. Additive Manufacturing, 2018, 21: 133-140.
- Cortina M, Arrizubieta J I, Ruiz J E, et al. Thermomechanical analysis of additively manufactured bimetallic tools for hot stamping[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 57: 905-918.
- Luo X D, Liu H, Zhu Y X, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of EH36 alloy[J]. Applied Mechanics and Materials, 2014, 487: 177-180.
- Vahedi Nemani A, Ghaffari M, Nasiri A. Comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of shipbuilding steel plates fabricated by conventional rolling versus wire arc additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2020, 32: 101086.
- Borba T M D, Flores W D, de Oliveira Turani L, et al. Assessment of the weldability of EH36 TMCP shipbuilding steel welded by high heat input submerged arc welding[J]. Welding International, 2017, 31(3): 184-195.
- Yoshida S, Ikeuchi T, Bhattacharjee T, et al. Effect of elemental combination on friction stress and Hall-Petch relationship in face-centered cubic high/medium entropy alloys[J]. Acta Materialia, 2019, 171: 201-215.
- Wang J J, Chew Y X, Wu W J, et al. Microstructure and mechanical properties of ASTM A131 EH36 steel fabricated by laser aided additive manufacturing[J]. Materials Characterization, 2021, 174: 110949.
- khan A R, Yu S F, Zubair M. Direct observation of austenite and pearlite formation in thermally simulated coarse grain heat-affected zone of pearlite railway steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021, 30(1): 497-509.
- 王普强, 王豫跃, 吴梦杰, 等. 热处理对 LMD TC4 组织、力学性能及各向异性的影响[J]. 中国激光, 2021, 48(10): 1002116.
- Wang P Q, Wang Y Y, Wu M J, et al. Effects of heat treatment on microstructure, mechanical properties, and anisotropy of laser melting deposited TC4[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(10): 1002116.
- Liu L F, Ding Q Q, Zhong Y, et al. Dislocation network in

additive manufactured steel breaks strength-ductility trade-off [J]. *Materials Today*, 2018, 21(4): 354-361.

[27] Xu X, Zhang J, Liu H G, et al. Grain refinement mechanism

under high strain-rate deformation in machined surface during high speed machining Ti₆Al₄V [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 752: 167-179.

Research on A131 EH36/AISI 1045 Bimetallic Material Fabricated by Laser Directed Energy Deposition

Bai Yuchao^{1,2}, Wang Di^{2*}, Li Chaojiang³

¹ Faculty of Engineering, National University of Singapore, Singapore 117575, Singapore;

² School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, Guangdong, China;

³ School of Mechanical Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China

Abstract

Objective Directed energy deposition (DED) not only inherits the high degree of freedom of the additive manufacturing technology, but also features a flexible material deployment. It can flexibly switch material types during the manufacturing process and precisely adjust the proportion of dissimilar powders, which enables high-efficiency manufacturing of large-scale multi-material parts. However, although the entire multi-material part can be easily fabricated using the DED process, the cost is relatively high when fabricating regular parts. A promising proposal is to manufacture regular parts using the traditional processes and fabricate complex parts using the DED process. By this, the purpose for improving efficiency and reducing manufacturing costs can be achieved while maintaining part performance. In this study, A131 EH36 steel is deposited on a commercial AISI 1045 steel using the DED process to verify the feasibility of a bimetallic structure by the hybrid DED and conventional processes as well as to reveal the interfacial binding mechanism. Furthermore, the effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of the bimetallic structure is also investigated. This research aims to explore a new way to improve the DED efficiency, reduce the costs, and provide theoretical and data supports for making full use of the performances of multiple materials.

Methods The materials used in this study are the A131 EH36 powder and the AISI 1045 steel sheet. DED is used to deposit A131 EH36 on the AISI 1045 substrate. Quenching and tempering are performed to study the effect of heat treatment. Metallographic microscope and scanning electron microscope (SEM) are used for microstructural observation and fracture morphology observation. The elements are detected by an energy dispersive spectrometer. The porosity is determined using the image processing software (ImageJ). A Vickers microhardness tester is used to measure microhardness on the as-built and heat-treated samples. Quasi-static uniaxial tensile tests are conducted on a universal testing machine. The cutting experiment is done on an ULG-100 ultra-precision turning system equipped with a dynamometer. The surface roughness and groove morphology are measured and obtained using a laser confocal microscope.

Results and Discussions A ~ 0.5 mm wide interface region with good metallurgical quality is obtained in the A131 EH36/AISI 1045 bimetallic structure (Fig. 5). The microstructure of the interfacial region in the as-built sample includes refinement zones, coarsening zones, dual heat-affected zones, and heat-affected zones (Fig. 6). Although the morphologies are different, they interfit with each other and are replaced by homogenized structures after heat treatment. The average hardness of as-built A131 EH36 is (297.1 ± 20.1) HV, higher than (182.0 ± 11.7) HV of AISI 1045. The hardness in the interfacial region increases gradually along the building direction due to the excellent interfacial fusion (Fig. 8). The inhomogeneous microstructure of the DED A131 EH36 steel causes the hardness to vary between 262 HV and 308 HV. However, it becomes uniform and decreases by $\sim 37.2\%$ to (186.5 ± 6.0) HV after heat treatment. Since the tensile strength of the A131 EH36 steel is up to (970.5 ± 10.9) MPa, the as-built strength of the bimetallic structure is close to that of the AISI 1045 steel (lower one, Fig. 10). After heat treatment, the strength of the A131 EH36 steel decreases significantly and is lower than that of the AISI 1045. Therefore, the tensile strength and yield strength of the bimetallic structure become close to those of the A131 EH36 steel, reaching (671.3 ± 5.6) MPa and (572.8 ± 8.4) MPa, respectively. Both the as-built and heat-treated bimetallic structures show ductile fractures with the fracture positions far away from the interfacial region (Fig. 9). During the cutting process, the maximum and average cutting forces in the F_x and F_z directions decreases by 64.1% and 61.1%, respectively, when cutting from A131 EH36 to AISI 1045 (Fig. 14). In addition, the surface roughness after ultra-precision machining is reduced from (111.8 ± 13.6) nm in the AISI 1045 to

(107.0 ± 10.4) nm in the A131 EH36 regions (Fig. 15).

Conclusions In the present study, the A131 EH36/AISI 1045 bimetallic structure is successfully fabricated by the hybrid DED and conventional processes. At the interface of the bimetallic structure, a transition zone of about 0.5 mm wide with good metallurgical quality is obtained without large cracks and unfused defects. The interface consists of microstructural refinement zones, coarsening zones, dual heat-affected zones, and heat-affected zones. The hardness in the interfacial region increases gradually along the building direction. The tensile strength, yield strength, and elongation of the as-built bimetallic structure are (629.0 ± 1.1) MPa, (471.4 ± 9.2) MPa, and 17.9%, respectively, which increase slightly to (671.3 ± 5.6) MPa, (572.8 ± 8.4) MPa and 22.1% after heat treatment. The as-built bimetallic structure is easier to cut than the heat-treated counterpart. When cutting from the AISI 1045 to the A131 EH36 regions, the cutting force decreases significantly with the maximum reduction of 64.1%. In addition, the surface roughness of the ultra-precision machining face decreases from (111.8 ± 13.6) nm in the AISI 1045 region to (107.0 ± 10.4) nm in the A131 EH36 region.

Key words laser technique; laser directed energy deposition; bimetallic structure; microstructure; mechanical properties; machining