

热处理对激光选区熔化双金属结构连接界面微观组织与力学性能的影响

张思远^{1,2}, 张友昭², 李相伟^{2*}, 张涛^{1**}, 袁超², 张书彦²

¹广州大学物理与材料科学学院, 广东 广州 511442;

²东莞材料基因高等理工研究院, 广东 东莞 523808

摘要 采用激光选区熔化(SLM)技术在H13模具钢顶部沉积了一种新型3D打印模具钢材料AM40,通过扫描电镜(SEM)和电子背散射衍射(EBSD)等方法,研究了热处理对AM40/H13双金属结构材料微观组织演变及其力学变形行为的影响。结果表明:沉积态AM40/H13双金属材料界面无裂纹缺陷,AM40侧呈现增材制造特有的Marangoni熔池特征,以及细小的胞状和柱状结构的马氏体组织,H13侧为粗大奥氏体组织,界面存在明显的组织不均匀性。经过1000℃淬火+560℃回火热处理后,熔池特征消失,H13侧形成均匀的板条马氏体,消除了界面晶粒尺寸和取向差的不均匀性,且界面处的元素扩散宽度增加60μm。沉积态AM40/H13界面硬度为642HV,高于AM40(529HV)和H13(202HV)。热处理消除了AM40/H13硬度的不均匀性,使整体平均硬度为480HV。热处理后,AM40/H13双金属的抗拉强度从沉积态的644MPa提高到1436MPa,强度介于AM40和H13之间,断裂位置从沉积态的H13侧变为AM40侧,界面保持较高的强度和塑性。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; 双金属结构; 热处理; 连接界面; 微观组织; 拉伸性能

中图分类号 TG142.1

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL231025

1 引言

激光选区熔化(SLM)作为增材制造(AM)技术的重要分支,具有设计自由度高、近净成形、加工成形件致密度高、冶金结合强的特点,适用于加工形状复杂的工件,已成为航空航天、汽车、能源和生物医学应用中快速制造的理想选择^[1-4]。尤其是利用SLM制造随形冷却水路模具,能显著提高冷却效率,缩短注塑周期,在注塑、压铸和吹塑模具等领域具有广泛应用^[5-7]。但目前SLM打印时间长、成本高,限制了其在模具行业的大规模工程化应用^[8]。近些年,研究人员发现,采用嫁接工艺,以传统锻压模具钢为基材,通过SLM在其上方沉积模具钢粉末材料,实现异种材料的连接,可显著提高生产效率和降低制造成本^[9-13]。但是传统模具钢粉末材料在合金成分、热处理工艺和力学性能等方面都存在差异^[14-15],而且双金属模具材料的界面结构以及热处理过程中的微观组织演变,会直接影响最终模具的服役寿命^[16-17]。如Uematsu等^[17]研究发现,利用SLM制备双金属马氏体时效钢,双金属结构在增材制造材料的缺陷处产生疲劳裂纹,导致双金属结构的疲劳强度低于传统锻造试样。

前期研究表明,虽然SLM制备的双金属马氏体时效钢具有优异的界面结合强度,但界面处不均匀的微观结构可能会降低双金属结构部件的服役性能^[18-21]。研究发现,热处理能改善材料的微观结构,进而影响双金属材料的力学性能。如Samei等^[22]研究AISI 420/Corrax双金属马氏体时效钢时发现,经过1010℃淬火和530℃回火热处理后,Corrax合金形成β-NiAl相,强度大幅提高,双金属合金变形和断裂主要集中在强度低的420合金一侧。而Kučerová等^[23]研究AHSS高强度/18Ni300双金属材料时发现,经过900℃淬火和425℃回火热处理后,虽然双金属材料的抗拉强度和延伸率显著高于沉积态,但低于经过相同预热处理的双金属材料。同样Shakerin等^[24]研究MS1/H13双金属马氏体钢时发现,经过982℃的固溶处理,界面上形成了板条马氏体形态,双金属组织的抗拉强度提高3倍。

本文采用退火态H13模具钢作为基材,通过SLM技术制备了AM40/H13双金属模具钢,研究了热处理对AM40/H13双金属结构材料微观组织和力学性能的影响,揭示了双金属模具的变形和开裂行为。

收稿日期: 2023-07-17; 修回日期: 2023-09-12; 录用日期: 2023-10-26; 网络首发日期: 2023-11-07

基金项目: 广东省基础与应用基础研究重大项目(2020B0301030001)、广东省基础与应用基础研究基金项目(2020A1515110134)

通信作者: *xiangwei.li@ceamat.com; **zhangtao@issp.ac.cn

2 实验材料与方 法

2.1 材 料

实验材料为 AM40 模具钢粉末和商用退火态 H13 模具钢,AM40 与 H13 的化学成分如表 1 所示。其中,AM40 模具钢粉末通过气雾化方法制备得到,粉末颗粒球形体度高,表面光滑,没有聚集的颗粒团,其扫描电镜(SEM)图像如图 1(a)所示;使用激光粒度仪测量粉末粒径分布,粉末平均粒径为 15~53 μm ,符合正态分

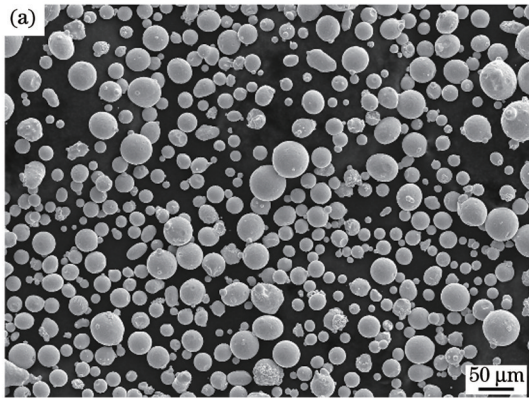


表 1 AM40和H13的化学成分
Table 1 Chemical compositions of AM40 and H13

Material	Mass fraction / %							
	C	Cu	Cr	Ni	Mo	V	Si	Fe
AM40	0.20	0.50	0.50	0.50	4.00	0.20		Bal.
H13	0.40		5.25		1.35	1.00	1.00	Bal.

布,满足 SLM 成形要求,结果如图 1(b)所示。

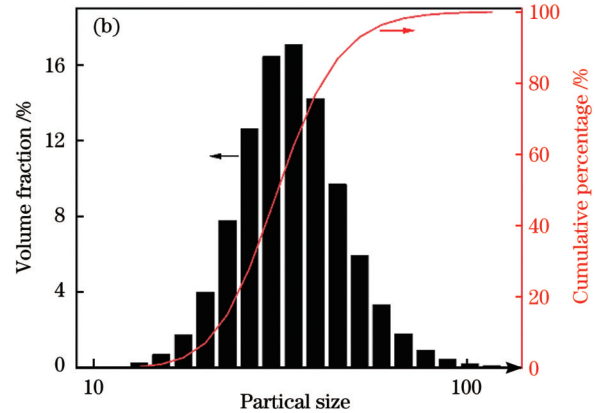


图 1 AM40 模具钢粉末的 SEM 形貌和粒径分布。(a)粉末形貌;(b)粒径分布

Fig. 1 SEM morphology and particle size distribution of AM40 die steel powder. (a) Powder morphology; (b) particle size distribution

2.2 实验方法

采用激光选区熔化技术,制备 AM40/H13 双金属结构模具钢。其中金属 3D 打印机配备 500 W 单模光纤激光器,激光光斑直径为 60 μm 。首先将退火态 H13 模具钢加工成尺寸为 80 mm \times 80 mm \times 50 mm 的基座,对基座顶面进行机械磨光;其次采用 SLM 工艺在 H13 模具钢基座上逐层沉积 AM40 材料,AM40 试样为尺寸为 ϕ 13 mm \times 50 mm 的圆柱。具体打印工艺参数如下:前三层铺粉激光重熔 2 次,激光功率为 200 W,扫描速度为 700 mm/s,扫描间距为 90 μm ,层厚度为 30 μm ,带状扫描策略。最后制备出一组 AM40/H13 双金属结构模具钢,如图 2(a)所示。

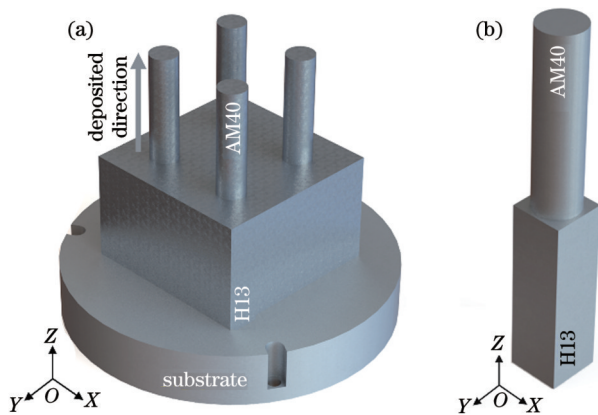


图 2 AM40/H13 双金属结构示意图。(a)模具钢;(b)试棒
Fig. 2 Schematics of AM40/H13 bimetallic structure. (a) Die steel; (b) test rod

采用线切割方式切取 AM40/H13 双金属试棒 [图 2(b)],对部分 AM40/H13 双金属试棒进行热处理 (HT),具体热处理工艺为:1000 $^{\circ}\text{C}$ 保温 30 min 后水冷,再进行 560 $^{\circ}\text{C}$ 保温 120 min 的回火处理,最后空冷至室温。

2.3 微观组织表征

采用电火花线切割机分别切取 AM40、H13 和 AM40/H13 双金属结构试块,制备金相试样,观察试样热处理前后的微观组织形貌。对金相样品进行磨抛,使用 $\text{FeCl}_3 + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$ 溶液进行腐蚀;采用 X 射线衍射仪 (XRD) 确定材料 (AM40 和 H13) 的物相结构,采用光学显微镜 (OM) 和配备能谱仪 (EDS) 的热场发射扫描电镜以及 3D 测量激光共聚焦显微镜对试样进行微观组织、元素分析和断面形貌观察;采用安装在扫描电镜上的电子背散射衍射 (EBSD) 探头对连接界面的晶粒形貌、取向和局部取向差进行表征。

2.4 力学性能测试

采用多功能硬度测试仪对 AM40/H13 双金属结构进行维氏显微硬度测量,设备载荷为 200 g,保载时间为 10 s,每个硬度点间隔 50 μm ,每组试样测试三组数据,并取其平均值作为最终数据。经过适当加工,将 AM40/H13 双金属模具钢加工成图 3 所示的拉伸试样,加工过程中保证连接界面位于拉伸试样中间位置,同时为了对比热处理后 AM40、H13 和 AM40/H13 双金属的力学性能,分别在相应的 AM40、H13 端切取拉

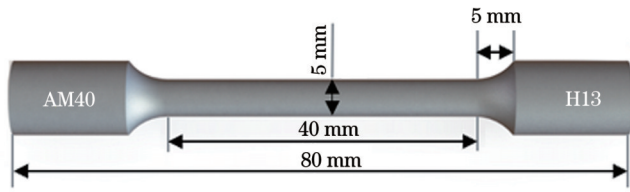


图 3 AM40/H13 双金属模具钢拉伸样的形状与尺寸

Fig. 3 Shape and size of AM40/H13 bimetal die steel tensile specimen

伸样品。使用疲劳试验机,在 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率下进行拉伸实验,每组样品进行三次重复实验,并取平均值获得拉伸强度和断裂延伸率。

3 分析与讨论

3.1 微观组织

图 4 为增材制造 AM40 沉积态和热处理态的显微组织形貌。结果显示,沉积态 AM40 在沉积过程中形

成鱼鳞状熔池边界特征[图 4(a)],熔池内部为柱状晶组织和大小不一的片层微观组织结构[图 4(b)]。这是由于在凝固阶段,熔池中存在温度梯度,形成了沿打印方向生长的柱状组织结构,而且增材制造过程中的冷却速率极快,形成了片层马氏体组织。AM40 经过 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 淬火 + $560 \text{ }^\circ\text{C}$ 回火热处理后,鱼鳞状特征消失[图 4(c)],熔池内的柱状晶结构转变为尺寸均匀的马氏体结构,整体微观组织变得均匀,而且碳化物的析出明显增多[图 4(d)]。

图 5 为 H13 模具钢的光学显微组织和高倍 SEM 组织形貌。图 5(a) 为退火态 H13 的显微组织,主要包含铁素体、粒状珠光体,并在等轴晶粒内部析出了大量亮白色弥散分布的碳化物[图 5(b)],实验结果与前人结果^[25-28]相似。退火态 H13 经过淬火热处理后,H13 的晶粒中形成了长板条马氏体,回火过程中过饱和 α 固溶体脱溶且碳化物析出、长大,在马氏体板条边界处析出碳化物[图 5(c)和图 5(d)]。

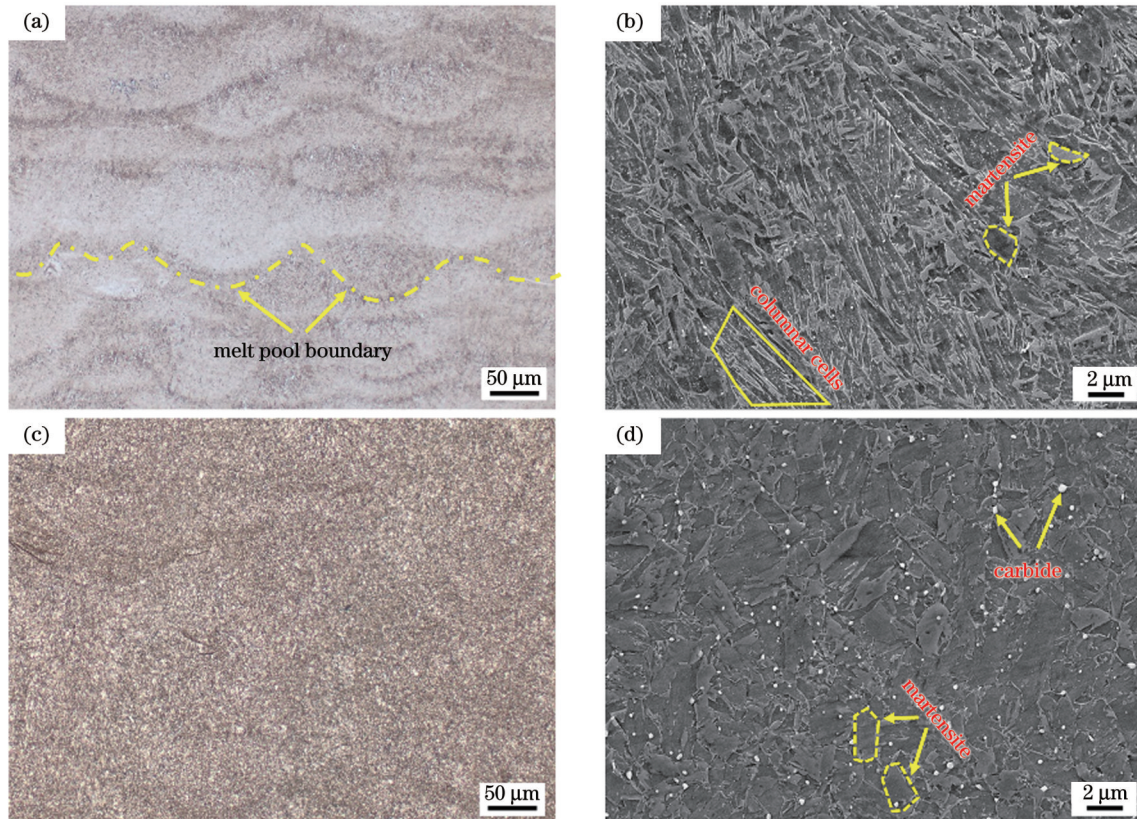


图 4 AM40 样品的显微组织形貌。(a) 沉积态 AM40 的光学形貌; (b) 沉积态 AM40 的 SEM 形貌; (c) 热处理态 AM40 的光学形貌; (d) 热处理态 AM40 的 SEM 形貌

Fig. 4 Microstructure morphologies of AM40 samples. (a) Optical morphology of as-deposited AM40; (b) SEM morphology of as-deposited AM40; (c) optical morphology of heat treated AM40; (d) SEM morphology of heat treated AM40

进一步采用 XRD 研究 AM40 和 H13 热处理前后的物相结构,如图 6 所示。结果显示:沉积态 AM40 主要为 α 相,并且有较弱的 γ 相衍射峰,热处理后 γ 相衍射峰消失[图 6(a)],这表明在沉积态 AM40 中存在少量的残余奥氏体,热处理后发生马氏体转变。退火态

H13 主要为 α 相,经过淬火 + 回火的热处理后,H13 完全奥氏体化并形成回火马氏体,XRD 检测出马氏体的 α' 相衍射峰,如图 6(b) 所示。

图 7 为 AM40/H13 双金属结构连接界面区域的显微组织形貌。从图 7(a)、(c) 可以看到:AM40 部分存

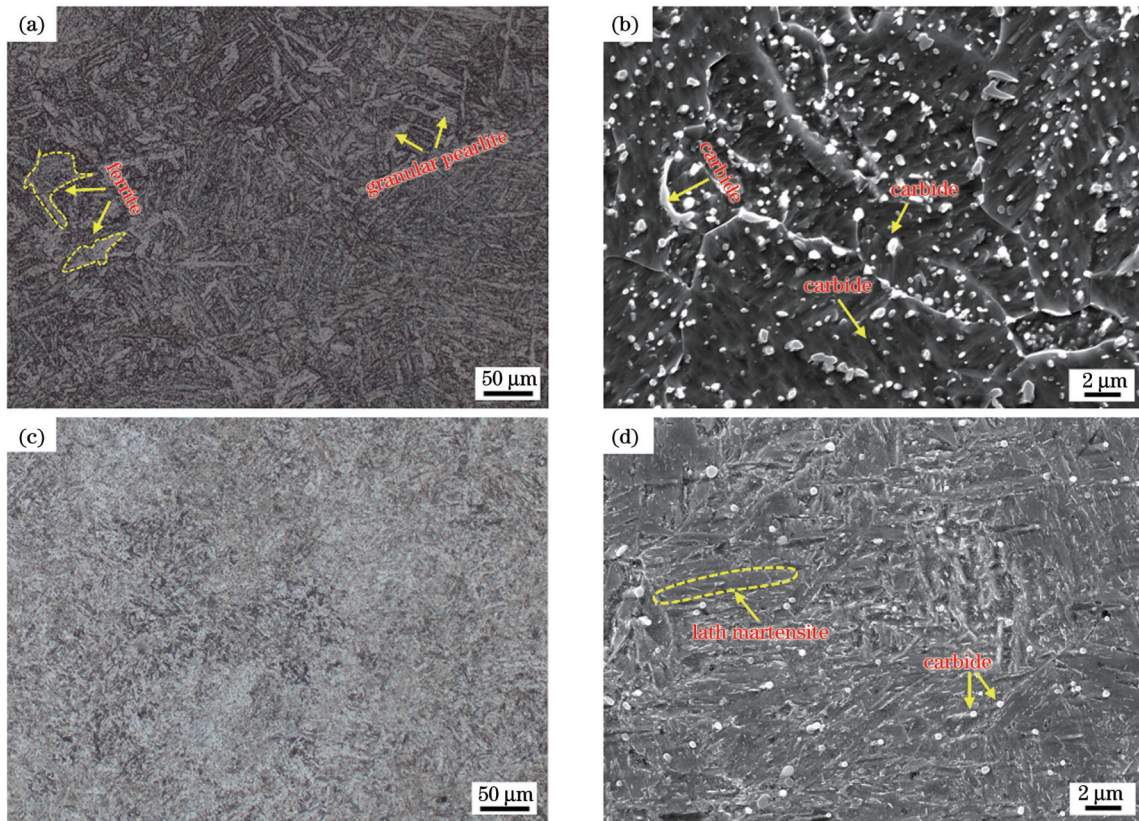


图 5 H13 样品的微观组织形貌。(a)退火态 H13 的光学形貌;(b)退火态 H13 的 SEM 形貌;(c)热处理态 H13 的光学形貌;(d)热处理态 H13 的 SEM 形貌

Fig. 5 Microstructure morphologies of H13 samples. (a) Optical morphology of annealed H13; (b) SEM morphology of annealed H13; (c) optical morphology of heat treated H13; (d) SEM morphology of heat treated H13

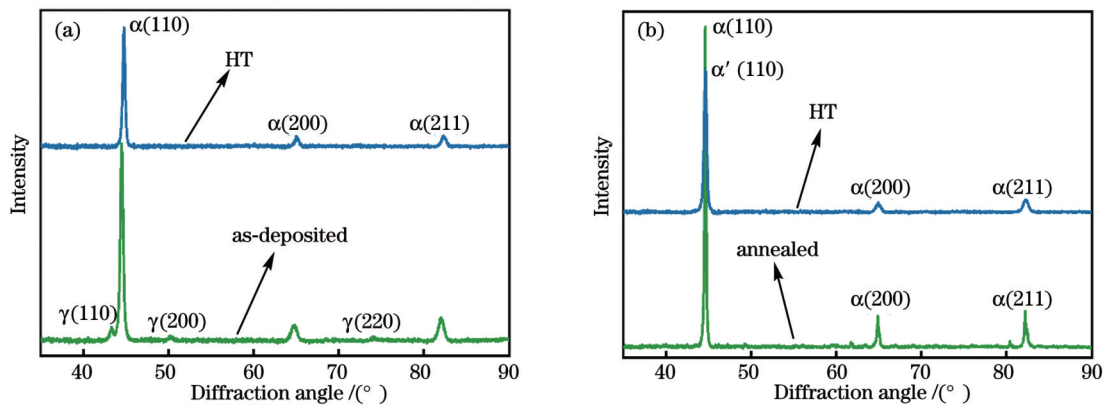


图 6 AM40 和 H13 的 X 射线衍射图。(a)AM40;(b)H13

Fig. 6 X-ray diffraction patterns of AM40 and H13. (a) AM40; (b) H13

在少量孔隙,整体的致密度达到 99.9% 以上,连接界面呈波浪状,没有发现孔洞或裂纹等缺陷,表明两侧存在良好的结合。在沉积态的 AM40/H13 双金属结构中,AM40 侧的熔池呈现出图 7(a)所示的鱼鳞状特征,表明 AM40 在 H13 基材上逐层沉积成形;在连接界面处能明显观察到 Marangoni 效应引起的熔池特征 [图 7(b)],这是由于在打印过程中熔池中心和边缘之间的温度差产生了表面张力^[29],从而产生了 Marangoni 对流,其促进了熔池中 AM40 和 H13 合金元素的稀释,有利于两种金属间的结合。经过淬火+

回火处理后,增材制造的鱼鳞状熔池特征消失,包括界面处 Marangoni 效应引起的熔池特征,如图 7(c)和图 7(d)所示。

进一步采用 SEM 观察 AM40/H13 连接界面熔池的组织形貌,如图 8 所示。结果显示:沉积态 AM40/H13 界面区域含有亚微米尺度的粗、细等轴胞状结构和柱状结构 [图 8(a)],胞状组织附着在基材上进行外延生长 [图 8(b)],而柱状结构表现出垂直熔池边界向熔池中心生长的趋势 [图 8(c)]。这是由于不同位置的 G/R 不同(G 为温度梯度, R 为凝固速率),故凝固过

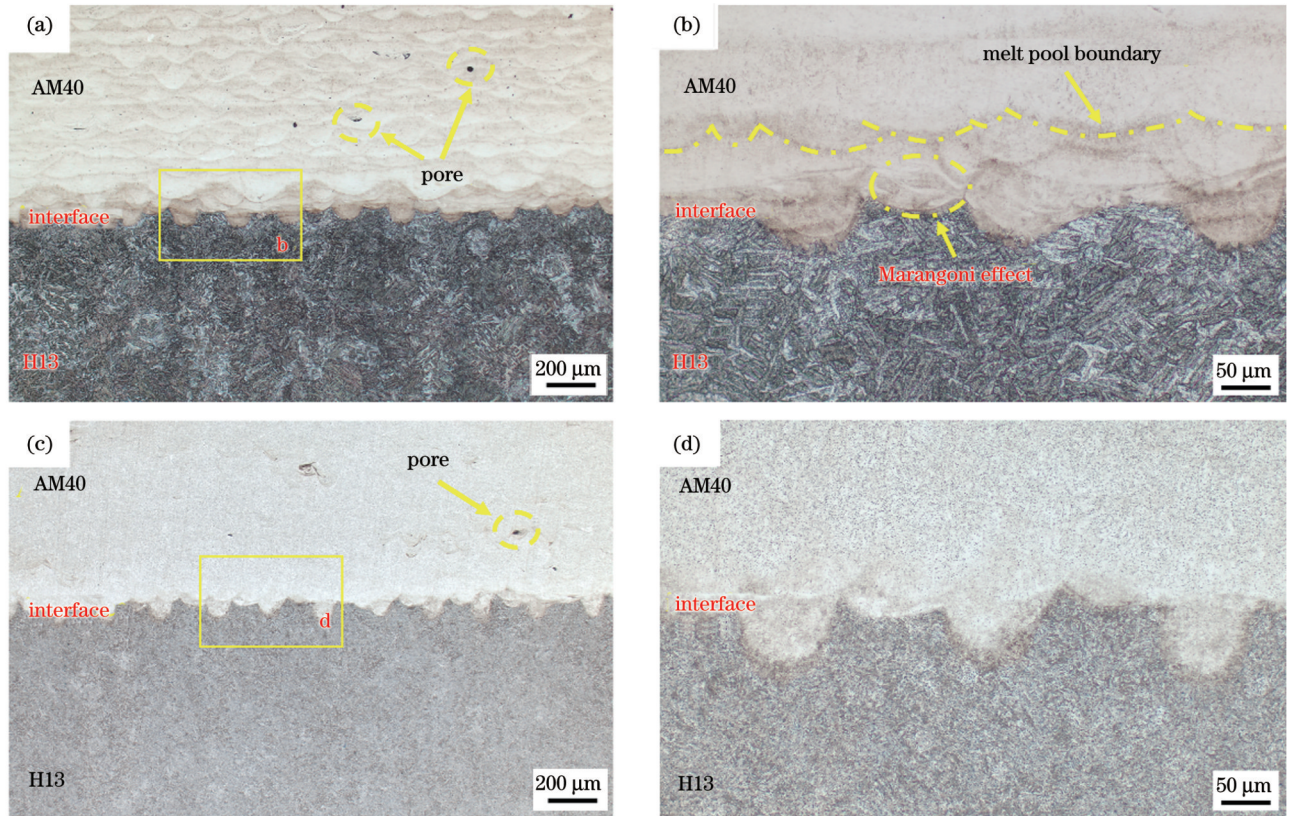


图 7 AM40/H13 双金属结构界面的微观组织形貌。(a)(b)沉积态;(c)(d)热处理态

Fig. 7 Microstructure morphologies of AM40/H13 bimetallic structure interface. (a)(b) As-deposited; (c)(d) heat treated

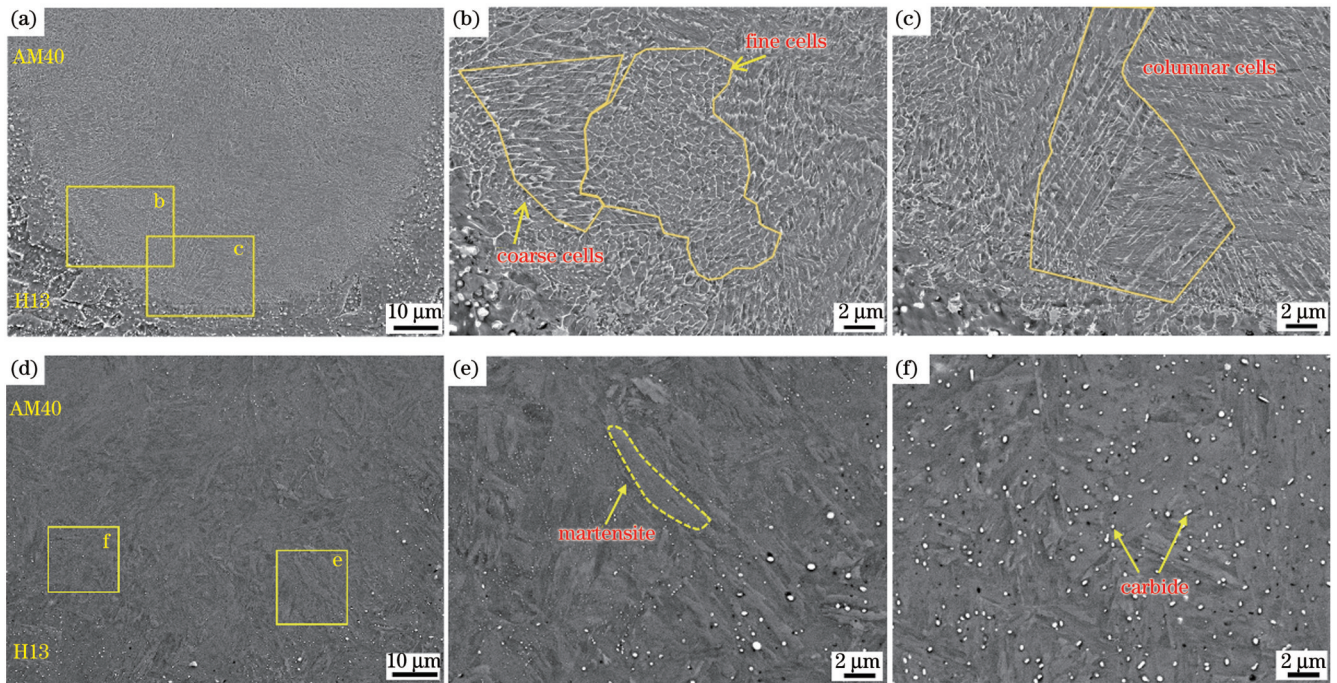


图 8 AM40/H13 双金属结构界面熔池形貌。(a)~(c)沉积态;(d)~(f)热处理态

Fig. 8 Weld pool morphologies of AM40/H13 bimetal structural interface. (a)~(c) As-deposited; (d)~(f) heat treated

程中组织过冷度发生变化^[30],进而产生柱状晶和等轴晶凝固^[31]。柱状晶凝固时沿着最大热流方向(逆温度梯度方向)择优生长拉长,形成 SLM 沉积层典型的凝固形态^[32]。而热处理后 AM40/H13 的界面熔池

组织发生明显变化[图 8(d)],界面熔池内的柱状组织和胞状组织消失,熔池组织表现为板条状马氏体[图 8(e)],这些马氏体组织能够提高双金属结构整体的强度。在界面熔池内部有颗粒状碳化物析出

[图 8(f)], 经过淬火+回火热处理后, H13 基板与 AM40 在淬火过程中都发生马氏体相变, 导致 AM40 与基材 H13 之间的界面难以区分。

图 9 为连接界面附近 Cr、V 和 Mo 合金元素的 EDS 分布结果。结果表明: 在沉积态 AM40/H13 中, 靠近基材 H13 的区域, Cr 和 V 元素的含量较高; 在靠近 AM40 侧, Mo 元素的含量较高; 连接界面处 Cr、V 和 Mo 元素均呈现出梯度过渡的分布趋势。经过淬

火+回火热处理后, 高温淬火处理导致析出物溶解, 因此热处理后, AM40/H13 在连接界面处的 Cr 和 V 元素含量高于沉积态, 在 AM40 侧的 Mo 元素含量比沉积态的高, 在 H13 侧的 Mo 元素含量比沉积态低, 这表明淬火+回火热处理能够促进原子扩散, 并使元素在连接界面处的扩散距离从 440 μm 提升到 500 μm , 促进了连接界面处元素的扩散, 连接界面处形成了高度的冶金结合。

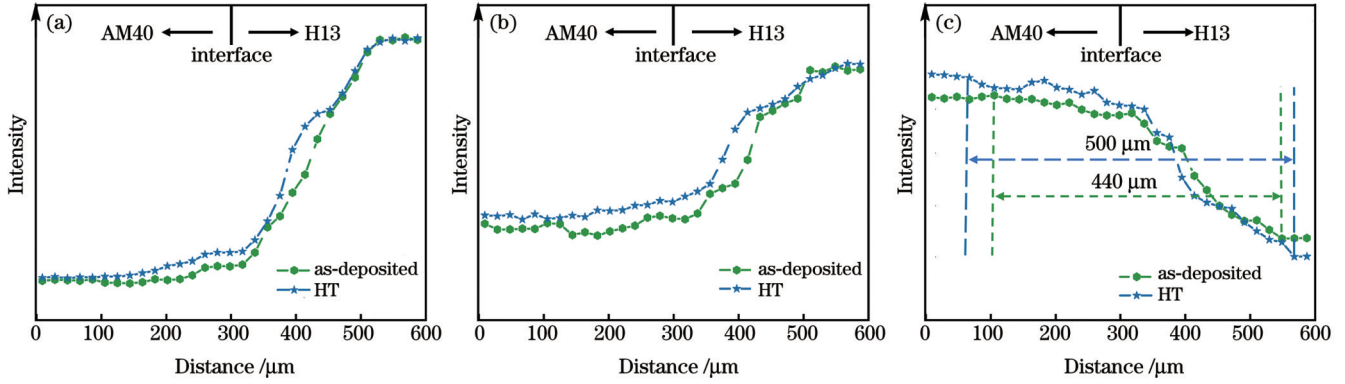


图 9 AM40/H13 双金属结构热处理前后在界面附近的合金元素分布。(a) Cr; (b) V; (c) Mo

Fig. 9 Alloy element distributions of AM40/H13 bimetallic structural at interface before and after heat treatment. (a) Cr; (b) V; (c) Mo

图 10 为 AM40/H13 双金属结构界面区域的反极图 (IPF)、局部取向 (LAM) 和大、小角度晶界。结果显示, 沉积态 AM40 在打印过程中由于晶粒快速熔化和凝固, 形成细小的晶粒组织, 与退火态 H13 的粗大等轴晶形成鲜明的对比 [图 10(a)]。图 10(b) 展示了沉积态 AM40/H13 在连接界面上的 LAM 差异, 在

AM40 侧可观察到高密度的取向差, 而退火态基材 H13 没有明显的晶粒取向差, 并从图 10(c) 可进一步观察到小角度晶界几乎全部集中在 AM40 处。经过淬火+回火热处理后, AM40 与基材 H13 均发生马氏体相变 [图 10(d)], AM40/H13 的晶粒形貌与沉积态存在明显差异, H13 形成马氏体, AM40 侧的细晶组织变

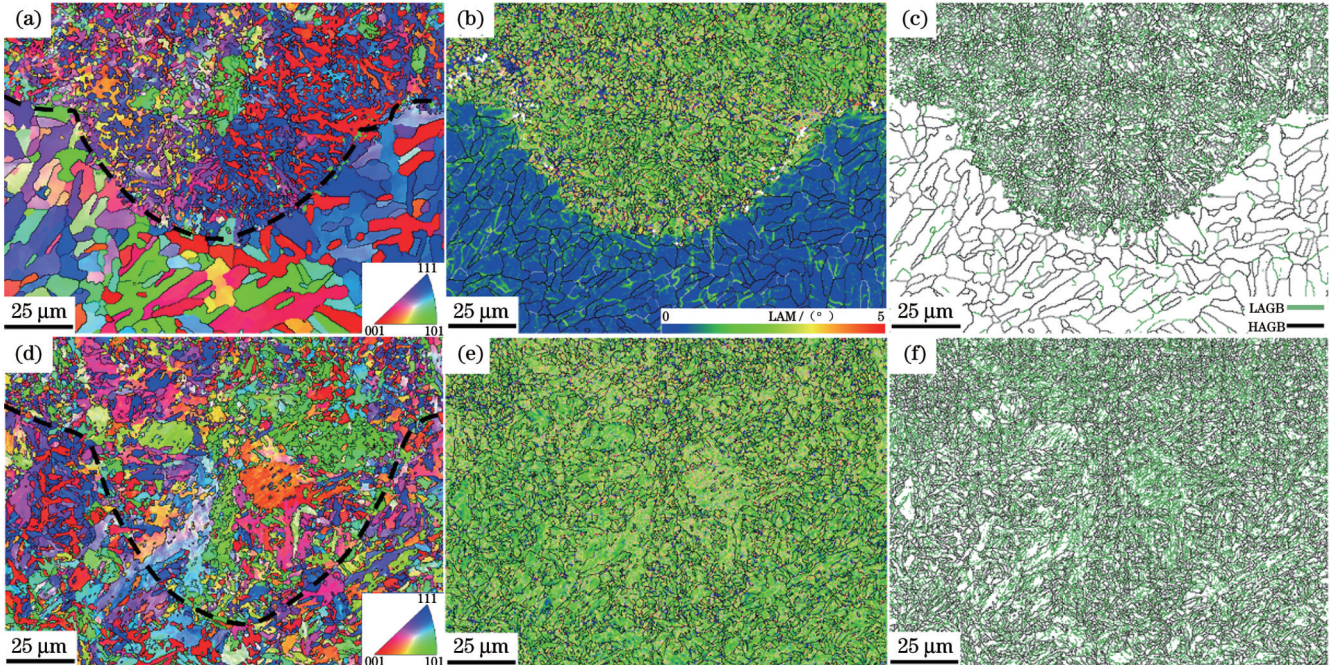


图 10 AM40/H13 双金属结构界面区域 EBSD 分析。(a) 沉积态, IPF; (b) 沉积态, 局部取向差; (c) 沉积态, 大/小角度晶界; (d) 热处理态, IPF; (e) 热处理态, 局部取向差; (f) 热处理态, 大/小角度晶界

Fig. 10 EBSD analysis of interface region of AM40/H13 bimetallic structure. (a) As-deposited, IPF; (b) as-deposited, LAM; (c) as-deposited, HAGB/LAGB; (d) heat treated, IPF; (e) heat treated, LAM; (f) heat treated, HAGB/LAGB

为不规则粗晶和细晶的混合组织,与基材 H13 晶粒组织相似,导致 AM40 与 H13 的界面几乎无法区分。另外热处理后,界面附近的取向差均匀分布,大角度(HAGB)和小角度(LAGB)晶界在界面上也几乎均匀分布[图 10(f)],表明淬火+回火热处理消除了界面微观组织的不均匀性。

3.2 AM40/H13 双金属结构的力学性能

AM40/H13 双金属结构热处理前后的显微维氏硬度变化如图 11 所示。退火态 H13 基材的硬度较低,平均值约为 202 HV,显著低于 AM40 的硬度(529 HV),而在连接界面靠近 AM40 一侧硬度最高,达到 642 HV,远离界面后硬度平稳下降,最终达到基材 H13 的硬度值。其中,连接界面区域高碳 H13 合金侧的 C 元素向低碳 AM40 侧发生扩散,以及固溶强化机制和胞状组织的硬化效应是连接界面硬度升高的主要原因[图 8(a)]。经过淬火+回火热处理后,退火态奥氏体在热处理过程中的快速冷却引起马氏体转变,使得基材 H13 的硬度提高到 483 HV,约为退火态的

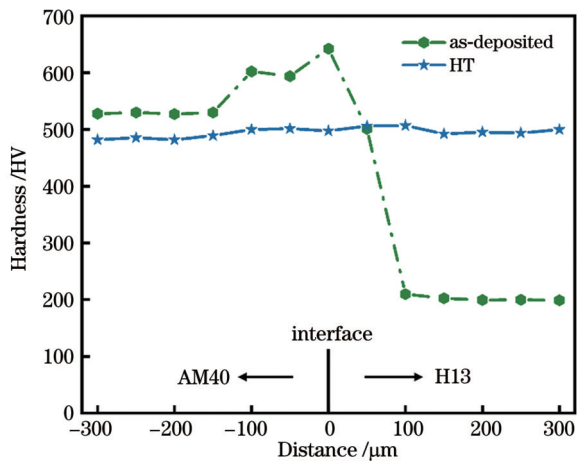


图 11 AM40/H13 双金属结构界面附近的显微硬度

Fig. 11 Microhardness of AM40/H13 bimetallic structure at interface

2.5 倍。但 H13 的硬度略高于 AM40 硬度(479 HV),整体硬度在界面区域均匀过渡。另外,热处理使 AM40 侧生成了较为粗糙的马氏体晶粒[图 10(d)],导致硬度降低,相比于沉积态降低了约 50 HV。因此,淬火+回火热处理后界面组织更均匀,硬度的不均匀性被消除。

AM40/H13 双金属结构和热处理后 AM40、H13 的室温拉伸应力-应变曲线如图 12 所示,相应的力学性能测试结果如表 2 所示。结果显示,在沉积态 AM40/H13 双金属结构中,由于退火态 H13 存在铁素体和珠光体[图 5(b)],故其强度最低(抗拉强度为 644 MPa),塑性最好,断裂延伸率为 29%。经过淬火+回火热处理后,AM40/H13 双金属结构中 H13 一侧发生马氏体相变[图 8(d)],使得抗拉强度大幅提升到 1436 MPa,约为热处理前的 2 倍,其断裂延伸率相应下降到 7.3%。另外,经过相同热处理后,由于 H13 碳含量明显高于 AM40,故 H13 基材的强度(1807 MPa)高于 AM40 合金(1329 MPa)。另外,AM40 存在孔洞缺陷,拉伸过程中优先在缺陷处发生断裂,这也是 AM40 强度和塑性低于 H13 的原因之一。

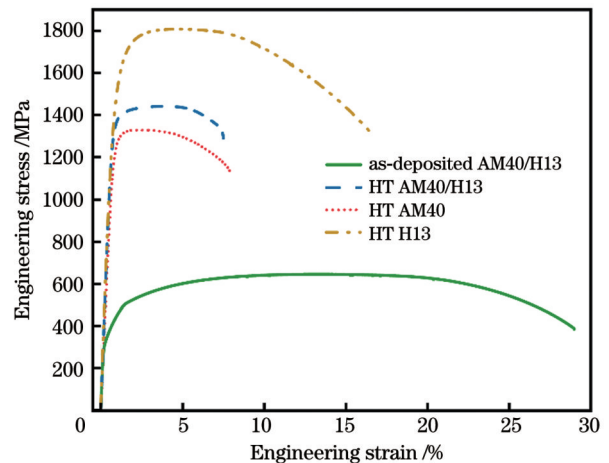


图 12 拉伸应力应变曲线

Fig. 12 Tensile stress-strain curves

表 2 拉伸试样的力学性能

Table 2 Mechanical properties of tensile specimens

Sample	Yield strength /MPa	Ultimate tensile strength /MPa	Elongation /%
As-deposited AM40/H13	352±2	644±1	29.0±1.1
HT AM40/H13	1319±21	1436±55	7.3±0.8
HT AM40	1222±13	1329±33	8.0±1.3
HT H13	1550±48	1807±22	14.0±0.5

3.3 断口形貌分析

图 13 为 AM40/H13、AM40 和 H13 的拉伸纵向断口形貌。沉积态 AM40/H13 双金属结构在远离界面的基体 H13 中发生断裂,并呈现出明显的颈缩现象。这是由于退火态 H13 的屈服强度远低于沉积态 AM40,故拉伸过程中优先在 H13 侧出现屈服、颈缩并断裂的现象,并表现出较低的强度和较高的断裂

延伸率。经过淬火+回火热处理后,基材 H13 发生马氏体相变并在回火中析出碳化物,使得 H13 强度(1807 MPa)超过热处理的 AM40(1329 MPa),导致拉伸过程中优先在远离界面的 AM40 处出现屈服和断裂的现象[图 13(b)]。另外,AM40 断口附近存在孔洞缺陷[图 13(c)],导致 AM40 塑性也低于 H13。总之,热处理前后 AM40/H13 双金属结构均断裂于远离

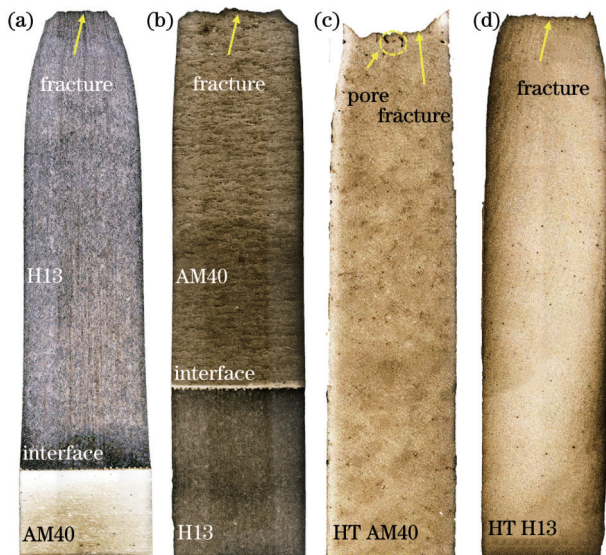


图 13 拉伸纵向断口形貌。(a)沉积态 AM40/H13;(b)热处理态 AM40/H13;(c)热处理态 AM40;(d)热处理态 H13
Fig. 13 Tensile longitudinal fracture morphologies. (a) As-deposited AM40/H13; (b) HT AM40/H13; (c) HT AM40; (d) HT H13

界面的位置,表明连接界面具有较强的冶金结合,并非双金属结构中的脆弱区域。

图 14 为热处理前后 AM40/H13 双金属结构及热处理态 AM40、H13 的横向断口形貌。从图 14(a)可以观察到,沉积态 AM40/H13 双金属结构出现明显的颈缩特征,包含外部的剪切唇和内部的韧性区,并在断口内部观察到大量细小的韧窝形貌[图 14(c)],为典型的韧性断裂^[30]。而热处理后 AM40/H13 的宏观断口形貌比较平整[图 14(b)],表现出解理断裂的河流花样,并伴随着少量的韧窝形貌[图 14(d)],这说明热处理后 AM40/H13 的断口是准解理和韧窝型断裂的混合断口,整体塑性较低,与拉伸结果吻合。AM40 的断口特征与 AM40/H13 的断口特征类似[图 14(e)],断口形貌呈现出河流花样、韧窝与撕裂棱,同样为准解理和韧窝型断裂的混合断口。热处理后 H13 的断口存在大量的韧窝[图 14(f)],这是由于热处理后 H13 析出物增多,在拉伸过程中,位错的堆积增加了应力集中,故析出物和基体分离,从而形成韧窝,整体表现为韧性断裂。

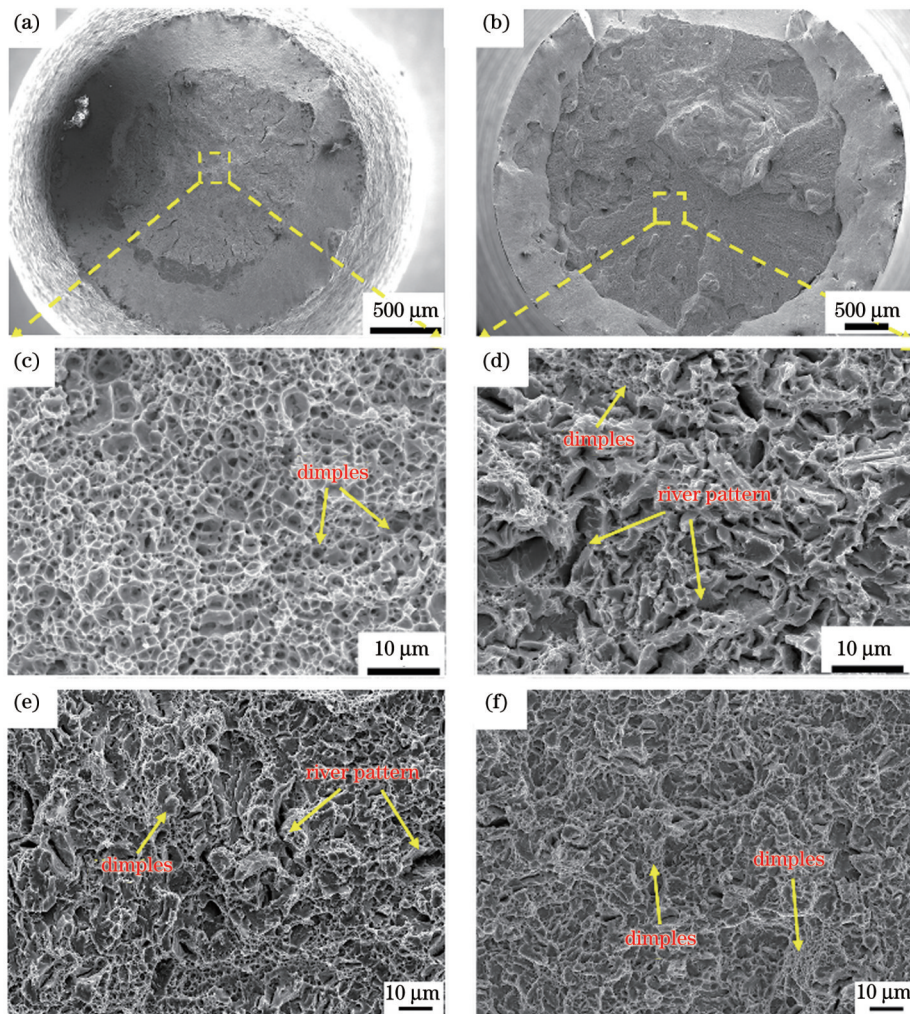


图 14 拉伸横向断口形貌。(a)(c)沉积态 AM40/H13;(b)(d)热处理态 AM40/H13;(e)热处理态 AM40;(f)热处理态 H13
Fig. 14 Tensile transverse fracture morphologies. (a)(c) As-deposited AM40/H13; (b)(d) HT AM40/H13; (e) HT AM40; (f) HT H13

4 结 论

通过激光选区熔化技术制备了 AM40/H13 双金属结构,研究了 AM40/H13 双金属结构热处理前后的界面特征、微观组织、显微硬度和拉伸性能,主要研究结果如下:

1) 沉积态 AM40/H13 双金属材料连接界面无裂纹缺陷,组织不均匀,AM40 侧为细小的马氏体组织, H13 侧为粗大奥氏体组织,在连接界面熔池处发现 Marangoni 对流以及胞状和柱状组织,但合金元素在界面处呈均匀的梯度过渡分布,具有良好的冶金结合。

2) 经淬火+回火热处理后,AM40 侧熔池特征及柱晶组织消失, H13 侧发生马氏体相变,形成板条马氏体,界面附近的晶粒尺寸和位错密度相似,消除了界面组织的不均匀性;连接界面处的元素发生互扩散,扩散距离从沉积态的 440 μm 增加到 500 μm 。

3) 沉积态 AM40/H13 双金属 H13 侧的硬度最低 (202 HV), AM40 硬度次之 (529 HV), 界面硬度最高 (642 HV); 双金属拉伸优先在 H13 侧发生变形和开裂,强度为 644 MPa,断裂延伸率为 29%,表现为韧性断裂;经过热处理后, H13 硬度提高至 483 HV,与热处理后的 AM40 硬度 (479 HV) 相当,消除了硬度的不均匀性,拉伸强度提高至 1436 MPa,拉伸优先在 AM40 侧孔洞缺陷处出现断裂,表现为解理性断裂。

4) AM40/H13 双金属材料经过淬火+回火热处理后,微观组织和硬度的不均匀分布得到消除,元素间的扩散得到促进,拉伸强度得到大幅提升,抗拉强度介于 AM40 和 H13 之间,断裂位置处于远离界面的 AM40 一侧。

参 考 文 献

- DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components—Process, structure and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 112-224.
- Culmone C, Smit G, Breedveld P. Additive manufacturing of medical instruments: a state-of-the-art review[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 27: 461-473.
- Galante R, Figueiredo-Pina C G, Serro A P. Additive manufacturing of ceramics for dental applications: a review[J]. *Dental Materials*, 2019, 35(6): 825-846.
- Li N, Huang S, Zhang G D, et al. Progress in additive manufacturing on new materials: a review[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(2): 242-269.
- Park H S, Dang X P. Development of a smart plastic injection mold with conformal cooling channels[J]. *Procedia Manufacturing*, 2017, 10: 48-59.
- Zhou Y, Duan L C, Ji X T, et al. Comparisons on microstructure, mechanical and corrosion resistant property of S136 mold steel processed by selective laser melting from two pre-alloy powders with trace element differences[J]. *Optics & Laser Technology*, 2018, 108: 81-89.
- Bai Y C, Yang Y Q, Xiao Z F, et al. Selective laser melting of maraging steel: mechanical properties development and its application in mold[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2018, 24(3): 623-629.
- 黄永建, 刘军会, 杨进航, 等. 增材制造模具的研究进展[J]. *中国冶金*, 2019, 29(11): 6-15.
- Huang Y J, Liu J H, Yang J H, et al. Research progress on additive manufactured molds[J]. *China Metallurgy*, 2019, 29(11): 6-15.
- Ambrogio G, Gagliardi F, Muzzupappa M, et al. Additive-incremental forming hybrid manufacturing technique to improve customised part performance[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 37: 386-391.
- Bambach M D, Bambach M, Sviridov A, et al. New process chains involving additive manufacturing and metal forming—a chance for saving energy? [J]. *Procedia Engineering*, 2017, 207: 1176-1181.
- Luo C, Zhang Y S. Fusion zone characterization of resistance spot welded maraging steels via selective laser melting[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 273: 116253.
- Marin F, de Souza A F, Ahrens C H, et al. A new hybrid process combining machining and selective laser melting to manufacture an advanced concept of conformal cooling channels for plastic injection molds[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 113(5): 1561-1576.
- Cyr E, Asgari H, Shamsdini S, et al. Fracture behaviour of additively manufactured MS1-H13 hybrid hard steels[J]. *Materials Letters*, 2018, 212: 174-177.
- 陈帅, 陶凤和, 贾长治. 选区激光熔化成形 4Cr5MoSiV1 钢回火处理后显微组织和力学性能[J]. *中国激光*, 2019, 46(10): 1002005.
- Chen S, Tao F H, Jia C Z. Microstructure and mechanical properties of 4Cr5MoSiV1 steel fabricated via selective laser melting post tempering[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(10): 1002005.
- 张金祥, 黄进峰, 王和斌, 等. 喷射成形 H13 钢的组织与力学性能[J]. *金属学报*, 2014, 50(7): 787-794.
- Zhang J X, Huang J F, Wang H B, et al. Microstructures and mechanical properties of spray formed H13 tool steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 50(7): 787-794.
- Bai Y C, Zhao C L, Zhang Y, et al. Microstructure and mechanical properties of additively manufactured multi-material component with maraging steel on CrMn steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 802: 140630.
- Uematsu Y, Kakiuchi T, Nakajima M, et al. Microstructures and fatigue behavior of additively manufactured maraging steel deposited on conventionally manufactured base plate[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30(7): 4902-4910.
- Santos L M S, de Jesus J, Ferreira J M, et al. Fracture toughness of hybrid components with selective laser melting 18Ni300 steel parts[J]. *Applied Sciences*, 2018, 8(10): 1879.
- Shakerin S, Hadadzadeh A, Amirkhiz B S, et al. Additive manufacturing of maraging steel-H13 bimetallics using laser powder bed fusion technique[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 29: 100797.
- Azizi H, Ghiaasiaan R, Prager R, et al. Metallurgical and mechanical assessment of hybrid additively-manufactured maraging tool steels via selective laser melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 27: 389-397.
- 白玉超, 王迪, 李朝将. 激光定向能量沉积制造 A131 EH36/AISI 1045 双金属结构性能研究[J]. *中国激光*, 2022, 49(14): 1402304.
- Bai Y C, Wang D, Li C J. Research on A131 EH36/AISI 1045 bimetallic material fabricated by laser directed energy deposition[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(14): 1402304.
- Samei J, Asgari H, Pelligra C, et al. A hybrid additively manufactured martensitic-maraging stainless steel with superior strength and corrosion resistance for plastic injection molding dies [J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 45: 102068.
- Kučerová L, Zetková I, Jeníček Š, et al. Hybrid parts produced by deposition of 18Ni300 maraging steel via selective laser melting

- on forged and heat treated advanced high strength steel[J]. Additive Manufacturing, 2020, 32: 101108.
- [24] Shakerin S, Sanjari M, Amirkhiz B S, et al. Interface engineering of additively manufactured maraging steel-H13 bimetallic structures [J]. Materials Characterization, 2020, 170: 110728.
- [25] Shinde T. Influence of carbide particle size on the wear performance of cryogenically treated H13 die steel[J]. Surface Engineering, 2021, 37(9): 1206-1214.
- [26] Ning A G, Mao W W, Chen X C, et al. Precipitation behavior of carbides in H13 hot work die steel and its strengthening during tempering[J]. Metals, 2017, 7(3): 70.
- [27] Chen R C, Wang Z G, Qi L A, et al. The carbides, tensile properties, and work-hardening behavior of annealed H13 die steels with varied yttrium contents[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 806: 140856.
- [28] Wang H, Li J, Shi C B, et al. Evolution of carbides in H13 steel in heat treatment process[J]. Materials Transactions, 2017, 58(2): 152-156.
- [29] Olakanmi E O, Cochrane R F, Dalgarno K W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: processing, microstructure, and properties[J]. Progress in Materials Science, 2015, 74: 401-477.
- [30] Wang Y L, Song K X, Zhang Y M, et al. Microstructure evolution and fracture mechanism of H13 steel during high temperature tensile deformation [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 746: 127-33.
- [31] Basak A, Das S. Epitaxy and microstructure evolution in metal additive manufacturing[J]. Annual Review of Materials Research, 2016, 46: 125-149.
- [32] de Souza A F, Al-Rubaie K S, Marques S, et al. Effect of laser speed, layer thickness, and part position on the mechanical properties of maraging 300 parts manufactured by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 767: 138425.

Influence of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Selective Melting Bimetal Structure Connection Interface

Zhang Siyuan^{1,2}, Zhang Youzhao², Li Xiangwei^{2*}, Zhang Tao^{1**}, Yuan Chao², Zhang Shuyan²

¹College of Physics and Materials Science, Guangzhou University, Guangzhou 511442, Guangdong, China;

²Centre of Excellence for Advanced Materials, Dongguan 523808, Guangdong, China

Abstract

Objective Selective laser melting (SLM) technology offers a wide range of design freedom, high density, and strong metallurgical bonding; thus, it is highly suitable for processing workpieces with complex shapes. A conformal cooling mold formed via SLM can improve the cooling efficiency and decrease the injection cycle time. However, only a few types of mold steel materials are suitable for 3D printing because of long processing time and high costs. First, conventional processes can be employed to manufacture conventional parts; subsequently, complex parts can be built using SLM. With this approach, the manufacturing efficiency can be improved and costs can be reduced. In this study, a new type of 3D printing die steel material (AM40) is deposited on a commercial H13 substrate using SLM. The effects of heat treatment (HT) on the microstructure and mechanical properties of AM40/H13 bimetallic structural materials are studied, and the deformation and cracking behaviors of the bimetallic molds are revealed.

Methods In this study, AM40 steel powder and annealed H13 steel sheets are used. SLM is used to deposit AM40 onto the H13 substrate. Subsequently, quenching and tempering are performed to study the effects of the heat treatment. The particle size distribution is characterized using a laser particle size analyzer, whereas the microstructure and fracture morphology are characterized using optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM). The grain morphology, orientation, and local misorientation of the bonding interface are characterized using electron backscatter diffraction (EBSD). Additionally, a Vickers microhardness tester is employed to measure the microhardnesses of the as-built and heat-treated samples. Tensile tests are performed using a fatigue testing machine.

Results and Discussions No crack defect is observed at the interface of the as-built AM40/H13 bimetallic structure and the unique Marangoni molten pool at the interface (Fig. 7). Moreover, fine cellular and columnar martensite structures are observed in the AM40 region (Fig. 8). The microstructure of H13 is coarsened austenite (Fig. 5), and the distinct microstructural inhomogeneity is observed at the bonding interface. After quenching and tempering, the characteristics of the molten pool disappear, and uniform lath martensite microstructures form in the H13 region (Fig. 8). The inhomogeneity of the grain size and misorientation at the interface are eliminated (Fig. 10). Moreover, the diffusion width of element at the interface increases from 440 μm to 500 μm (Fig. 9). Additionally, the hardness of the as-built AM40/H13 at the bonding interface is 642 HV, which is higher than those of AM40 (529 HV) and H13 (202 HV). The average hardness of HT-AM40/H13 at the bonding interface decreases to 480 HV (Fig. 11), thus indicating that the hardness difference between AM40 and H13 is eliminated by the heat treatment. The tensile strength of HT-AM40/H13 increases significantly from 644 MPa to 1436 MPa (Fig. 12). Furthermore, some dimples, along with a cleavage pattern,

are observed in the fracture (Fig. 14), thus indicating that the fracture mode is a combination of ductile and brittle. The increase in the tensile strength and ductility of the heat-treated AM40/H13 bimetallic alloy is analyzed based on the microstructure and fracture morphology of the bonding interface.

Conclusions In this study, the as-built AM40/H13 bimetallic structure does not exhibit crack defects at the interface, and the microstructure is heterogeneous. Marangoni convection and cellular and columnar structures are observed in the weld pool at the interface. The alloying elements are evenly distributed at the interface, thus indicating good metallurgical bonding. After heat treatment, the grain size and dislocation density near the interface are similar, thus eliminating the inhomogeneity of the interface structure. The elements at the interface diffuse, and the diffusion width increases by 60 μm . The hardness at the as-built AM40/H13 bimetallic H13 side is the lowest (202 HV), followed by that at the AM40 side (529 HV); by contrast, the interface hardness is the highest (642 HV). Tensile deformation and cracking of the bimetal preferentially occur at the H13 side, with a strength of 644 MPa and fracture elongation of 29%, thus indicating ductile fracture. After heat treatment, the hardness of H13 increases to 483 HV, which is equivalent to that of AM40 (479 HV) after heat treatment, and the inhomogeneity of the hardness is eliminated. In addition, the tensile strength of HT-AM40/H13 increases significantly from 644 MPa to 1436 MPa, which is between those of AM40 and H13. The fracture is preferentially located at the AM40 side, far from the interface. Further, some dimples and cleavage patterns are observed, thus indicating that the fracture mode is a combination of ductile and brittle.

Key words laser technique; selective laser melting; bimetallic structure; heat treatment; connecting interface; microstructure; tensile property