

激光与光电子学进展

激光成形 GH3536 合金的显微组织与力学性能研究

刘黎明¹, 彭振武², 肖来荣^{2*}, 王欢¹, 赵小军², 蔡圳阳², 谭威²¹北京动力机械研究所, 北京 100074;²中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083

摘要 采用激光熔覆沉积(LCD)成形技术在锻造 GH3536 合金表面制备了 GH3536 合金,并对其显微组织与力学性能进行研究。结果表明,LCD 成形 GH3536 合金的激光成形区与锻造基材之间形成了宽度为 250~320 μm 的等轴晶结合区。此外,在成形区还发现了宽度为 2~2.5 mm 具有枝晶结构的鱼鳞状熔池,以及少量孔洞缺陷。在成形过程中,在结合区和成形区析出了 M_6C 和 M_{23}C_6 碳化物。由于成形区 GH3536 合金具有比基材更高的室温拉伸强度,激光熔覆沉积成形 GH3536 表现出明显的各向异性,垂直于成形方向材料的抗拉强度与屈服强度比平行于成形方向分别高 12.5% 和 9.1%,但其延伸率低 7.7%。由于成形区 GH3536 合金晶粒尺寸较大,并且存在少量孔洞缺陷,其维氏硬度比基材降低了 12.4%。

关键词 激光技术; 激光熔覆沉积; GH3536 合金; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG146.1+5

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP202259.1916002

Microstructure and Mechanical Properties of Laser-Formed GH3536 Alloy

Liu Liming¹, Peng Zhenwu², Xiao Lairong^{2*}, Wang Huan¹, Zhao Xiaojun²,Cai Zhenyang², Tan Wei²¹Beijing Power Machinery Research Institute, Beijing 100074, China;²School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, Hunan, China

Abstract Microstructure and mechanical properties of GH3536 alloy were examined using laser cladding deposition (LCD) forming technology on the surface of forged GH3536 alloy. The results show that an equiaxed crystal junction zone with a width of 250–320 μm is formed between the laser forming zone of the LCD forming GH3536 alloy and forged substrate. Additionally, the width of the molten pool in the forming zone is 2–2.5 mm. There is a dendritic structure and a few hole defects in the molten pool. The continuous distribution of M_6C and M_{23}C_6 carbides precipitated in the bonding and forming zones during the forming process. The LCD forming GH3536 exhibits evident anisotropy since the GH3536 alloy in the forming zone has a higher room temperature tensile strength than the base material. The tensile and yield strength of the material perpendicular to the forming direction are 12.5% each higher than the material parallel to the forming direction. Although, it is 9.1% longer and its elongation is 7.7% less. Its Vickers hardness is 12.4% lower than the base material owing to the large grain size of the GH3536 alloy in the laser forming zone and few hole defects.

Key words laser technique; laser cladding deposition; GH3536 alloy; microstructure; mechanical properties

1 引言

GH3536 是一种固溶强化型镍基高温合金,主要固溶元素包括 Fe、Cr 和 Mo^[1]。GH3536 合金具有良好的热加工成形性和焊接性,在 900 $^{\circ}\text{C}$ 以下持久度和蠕变强度高,常被用于制造航空航天发动机燃烧室零部件^[2]。但是,发动机零部件通常具有外形复杂、结构精

密、力学性能优良等特点,传统的加工手段(如锻造、铸造等)难以满足其加工成形要求。近年来,激光增材制造技术的迅速发展为解决燃烧室零部件的加工成形提供了一种可行的技术手段。该技术不仅具有原料利用率高、加工时间短和加工成本低等特点,还能用来直接成形外形复杂、精度要求高的零件,在航空航天、医学、汽车、模具等领域得到了广泛的应用^[3-4]。因此,采用

收稿日期: 2021-08-16; 修回日期: 2021-09-06; 录用日期: 2021-09-27

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB1106000)

通信作者: *Xiaolr@csu.edu.cn

激光增材制造技术直接成形 GH3536 合金高温零部件,可以比较容易地解决传统加工工艺难题。

目前,国内外学者针对选区激光熔化(SLM)成形 GH3536 合金开展了大量研究。结果表明,由于 SLM 成形 GH3536 合金内部存在孔洞和裂纹缺陷,易产生应力集中现象,降低了合金的力学性能。通过调整加工工艺、优化合金成分和增加后续热处理可以显著减少合金缺陷,改善合金综合性能^[5-6]。Tomus 等^[7]发现,适当降低 C 元素含量可以减少 GH3536 合金缺陷的数量,提升合金的力学性能。研究表明^[8-9],对 GH3536 合金进行热等静压+固溶处理可以提高 SLM 成形 GH3536 合金的致密度,基本消除合金内部存在的缺陷,但是后续热处理过程会增加 GH3536 合金的生产成本。此外,受限于逐层铺粉和逐层扫描的整体成形方式,SLM 技术很难在制件基础上实现局部精细结构成形或破损区域修复。激光熔覆沉积技术(LCD)作为另一种常用的激光增材制造技术,主要采用同轴送粉的方式进行粉料输送,其加工不受基材限制,可以在不同形状平面上完成精细结构加工^[7]。

目前,使用 LCD 技术在已成形制件上制备 GH3536 合金的研究还较少。因此,本文利用 LCD 技术,以锻造态 GH3536 合金作为基材,模拟在传统

加工制件上直接进行局部增材制造成形 GH3536 合金,并对成形后合金的显微组织和力学性能进行了研究。

2 试验材料与方法

以厚度为 5 mm 的锻造态 GH3536 合金板材为基体。利用型号为 BLT-C1000 的激光熔覆沉积设备在基材的上下表面均进行了成形加工。LCD 成形使用的是气雾化 GH3536 合金粉末,其粒度为 35~40 μm ,粉末实际化学成分如表 1 所示。成形前,对金属粉末进行 120 $^{\circ}\text{C}$ 下的真空干燥处理。送粉方式为同轴送粉,采用往复编织扫描工艺,使用氩气作为保护气体,具体成型工艺参数如下:激光功率为 1100 W,扫描速度为 500 mm/min,送粉速度为 8 g/min,载粉气体流量为 180 L/h。成形完成后试样如图 1 所示,图中虚线为基材所在位置。由图 1 可知,基材在成型过程中受到热应力的作用产生了一定的弯曲^[7]。成形后合金试样未经过后续热处理。

表 1 GH3536 合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of GH3536 alloy powder

Element	Cr	Fe	Mo	Co	W	C	Ni
Mass fraction %	21.80	18.90	8.84	1.46	0.62	0.52	Bal.

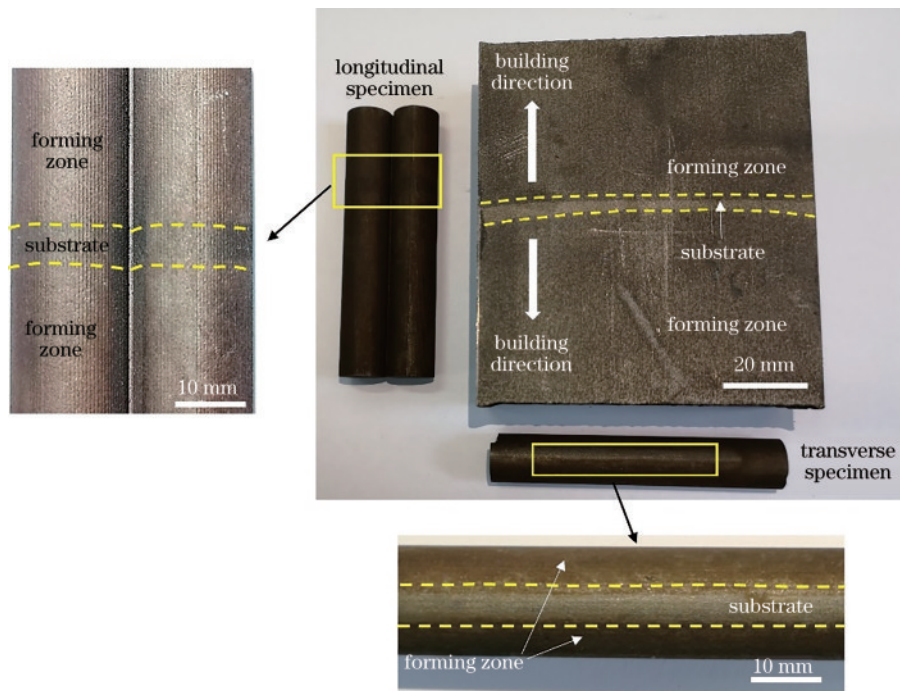


图 1 LCD 成形 GH3536 合金试样

Fig. 1 LCD forming GH3536 alloy specimen

利用 LEICA MC120 HD 光学显微镜和带有电子背散射衍射(EBSD)探头的 JSM-7900 型场发射扫描电镜观察材料的显微组织。观察的试样先用砂纸进行磨抛处理,然后超声清洁,最后再对其表面进行腐蚀处理。使用的腐蚀剂为盐酸、硝酸和冰醋酸的混合溶液,

其体积比为 3:2:2,腐蚀时间为 5 s (25 $^{\circ}\text{C}$ 条件下)。进行 EBSD 组织观察的试样在磨抛处理完成后,使用体积比为 1:5 的硫酸与甲醇混合溶液对其进行电解抛光处理,电解电压为 12 V,电解时间 5~10 s。

利用 200HBVS-30 数显布氏硬度计测定合金的

硬度,加载载荷为 500 g,保载时间为 10 s。先对结合区进行打点硬度测试,再以 5 mm 为测试间隔,分别对基材以及成形区进行测试,以保证测试到试样每个区域的硬度值。

按照《GB/T 228—2010 金属材料拉伸试验》标准,利用 MTS landmark 型电子万能力学性能试验机对其室温拉伸强度进行测试,其拉伸试样具体尺寸如图 2 所示。材料屈服前,使用引伸计控制其应变速率 (0.005 min^{-1}),屈服后取下引伸计,保持拉伸速率为 2 mm/min ,直至试样断裂。为了便于区分试样,将长度方向与成形方向一致的试样称为纵向试样,将长度方向与成形方向垂直的试样称为横向试样。对于横向拉伸试样,要确保基材横穿整个拉伸试样,且基本位于拉伸试样的中轴线上(即沿试样长度方向轴线上为基材,基材上下两侧为激光成形的 GH3536 合金);对于纵向拉伸试样,应确保基材位于长度方向的正中间位置。为了进行对比试验,另外制备了一批不含基材的纵向试样,用于测试激光成形区的拉伸性能。

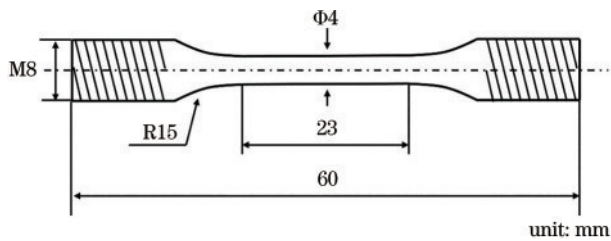


图 2 拉伸试样尺寸图

Fig. 2 Dimension diagrams of tensile specimen

3 结果与分析

3.1 LCD 成形 GH3536 合金的显微组织

图 3 为 LCD 成形 GH3536 合金缺陷的金相照片。由图 3(a)可知,采用 LCD 成形制备的 GH3536 合金致密度较高,局部区域还存在少量孔洞缺陷,但并没有观察到明显的裂纹缺陷。从图 3(b)能够清楚地观察到合金中孔洞直径约为 $5 \sim 10 \mu\text{m}$ 。这主要是在 LCD 成形过程中,保护气体的使用、原料粉末自身缺陷以及熔池之间融合不充分等原因造成的^[14]。缺陷的存在会降低合金的致密度,从而影响到合金本身力学性能,但相比于裂纹缺陷,孔洞缺陷周围不易出现应力集中,对材

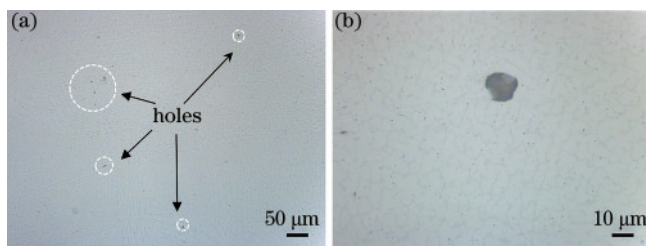


图 3 GH3536 合金内部缺陷。(a) $\times 50$ 倍;(b) $\times 500$ 倍

Fig. 3 Internal defects of GH3536 alloy. (a) $\times 50$; (b) $\times 500$

料性能的影响相对较小^[15]。

LCD 成形 GH3536 合金表面显微组织照片如图 4 所示。由图 4(a)可知,成形区与基材之间结合良好,能观察到宽度为 $2 \sim 2.5 \text{ mm}$ 的鱼鳞状熔池,相邻熔池之间紧密结合,在熔池底部与基体之间分布着一条宽度为 $250 \sim 320 \mu\text{m}$ 的结合区。从图 4(b)和(c)可以发现,结合区内晶粒大部分为等轴状,且存在粗晶和细晶两种等轴晶,粗等轴晶的尺寸为 $50 \sim 80 \mu\text{m}$,较小的细等轴晶则只有 $5 \sim 20 \mu\text{m}$ 。与焊接热影响区发生的现象相似,激光成形区与基材界面附近的结合区存在着较为严重的过热现象,在此区域内合金的晶粒尺寸会发生明显的长大^[18]。由图 4(d)可知,激光成形区熔池内部分布着垂直于熔池边界生长的枝晶结构,部分枝晶成长条状,在沿垂直于径向被截断后,呈现为胞状枝晶。枝晶宽度约为 $7.79 \mu\text{m}$ 。在高倍数显微镜下[图 4(e)]可以发现在枝晶间分布着细小的第二相(如箭头所示)。

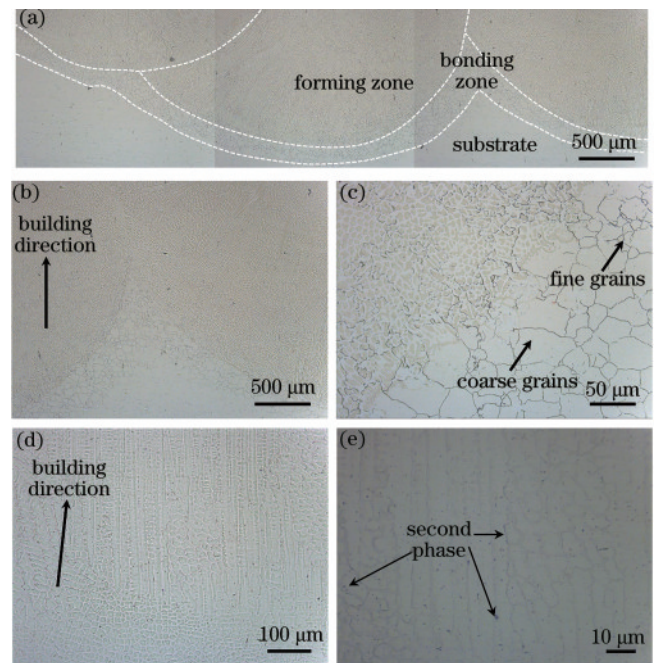


图 4 LCD 成形 GH3536 合金显微组织。(a) 成形区、结合区和基材整体形貌;(b) $\times 100$ 倍结合区形貌;(c) $\times 500$ 倍结合区形貌;(d) $\times 200$ 倍成形区形貌;(e) $\times 500$ 倍成形区形貌

Fig. 4 Microstructure of GH3536 alloy formed by LCD. (a) Morphology of forming zone, bonding zone, and substrate; (b) $\times 100$ morphology of bonding zone; (c) $\times 500$ morphology of bonding zone; (d) $\times 200$ morphology of forming zone; (e) $\times 500$ morphology of forming zone

图 5 是 LCD 成形 GH3536 合金结合区的 EBSD 分析结果。可以发现:合金在成形方向上晶粒形貌和尺寸存在明显差异,基材为细小的等轴晶,晶粒尺寸为 $5 \sim 15 \mu\text{m}$;结合区晶粒明显变大,除等轴晶外还发现了柱状晶粒,柱状晶的生长方向与激光成形方向大致相同;在激光成形区,柱状晶的尺寸要大于结合区内的柱状晶。研究表明^[11],激光成形的过程中,由于激光的能

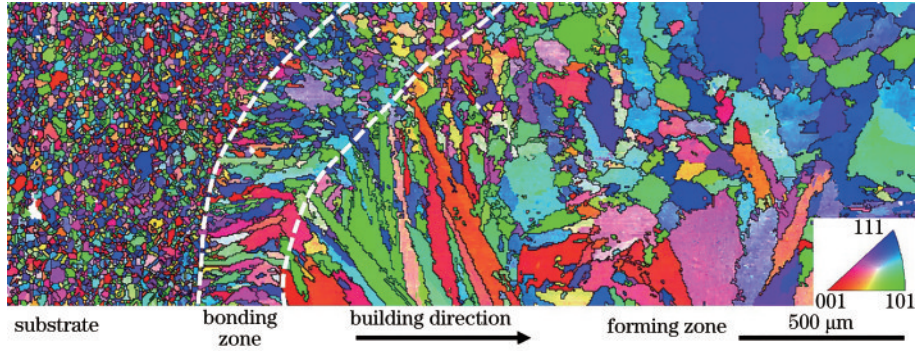


图 5 LCD 成形 GH3536 合金 EBSD 图像

Fig. 5 EBSD image of the LCD forming GH3536 samples

量高,在沿直线扫过粉料后熔池的冷却速度快,使得熔池内部产生了较大的温度梯度。在沿成形方向上散热最快,冷却的速度最大,故晶粒沿着成形方向生长成为柱状晶。同时,由于熔池中心位置较边界处散热更慢,使得熔池中心位置的晶粒相对于边界位置产生了粗化,其尺寸为 100~300 μm

LCD 成形 GH3536 合金的析出相扫描电镜 (SEM) 照片及能谱仪 (EDS) 分析结果如图 6 所示。从图 6(a) 可以看出,成形区的枝晶间存在着第二相 (如

箭头 P1 所示)。EDS 分析结果[图 6(c)]表明,第二相富含 Cr 与 Mo, 结合文献[19-20]可知,该第二相应为 $M_{23}C_6$ 碳化物。此外,在合金的结合区和基材区晶间位置还发现了连续分布的第二相[图 6(b) 箭头 P2 所示]。EDS 分析结果[图 6(d)]表明,第二相富含 Mo 元素,但是 Cr 元素的含量非常少,结合文献[19-20]可知,该第二相应为 M_6C 碳化物。由于碳化物属于硬脆相,在晶界上连续分布时,易在拉伸过程中产生应力集中,从而诱发微裂纹的产生,进而降低了合金力学性能。

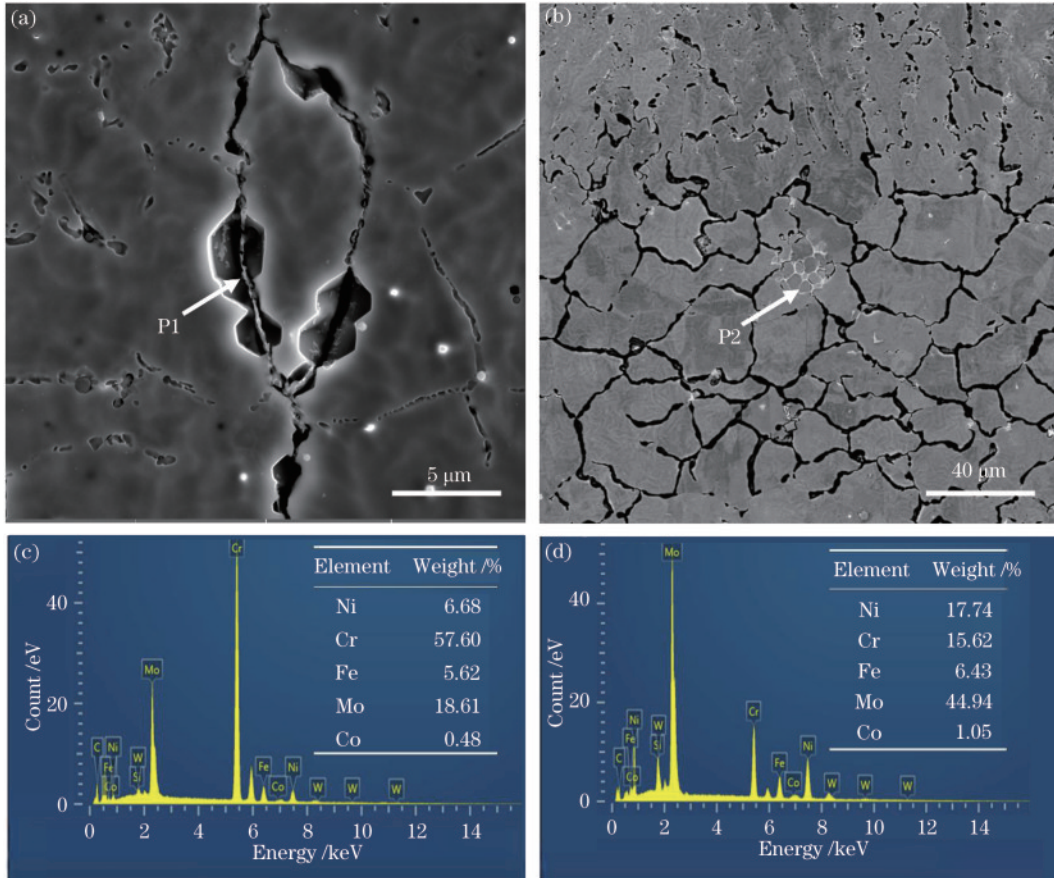


图 6 LCD 成形 GH3536 合金 SEM 形貌及 EDS 分析结果。(a) 成形区第二相图像; (b) 结合区第二相图像; (c) P1 的 EDS 分析结果; (d) P2 的 EDS 分析结果

Fig. 6 SEM images and EDS analysis results of LCD forming GH3536 alloy. (a) Second phase image of forming zone; (b) second phase image of bonding zone; (c) EDS analysis result of P1; (d) EDS analysis result of P2

3.2 LCD 成形 GH3536 合金的力学性能

LCD 成形 GH3536 合金的维氏硬度测试结果如图 7 所示。可以看出,在成形区试样的硬度没有明显的区别,硬度平均值为 275.5 HV,结合区的硬度为 287.3 HV,基材的硬度值最大,达到了 299.3 HV,基材部分的硬度值与成形区合金的硬度值产生了明显的差异。硬度值产生差别的原因主要有两点:1)成形区内部存在的孔洞缺陷使得合金的致密度下降,因此合金成形区的硬度值要低于合金基材处的硬度值^[13];2)合金基材的晶粒尺寸要远小于合金成形区的晶粒(图 7)。根据霍尔-佩奇公式,在微米尺寸范围内,合金的晶粒越细,硬度越高,故基材的硬度值要大于成形区硬度值^[22]。

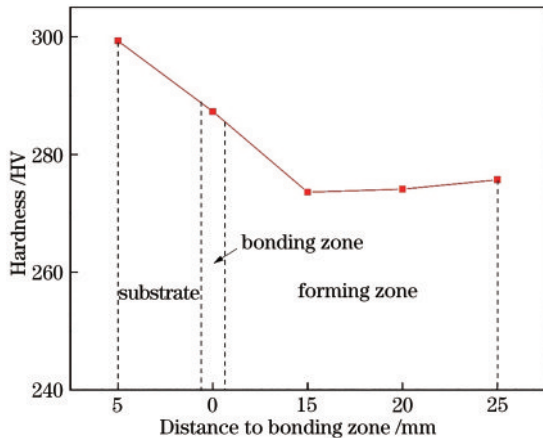


图 7 LCD 成形 GH3536 合金在不同区域的维氏硬度

Fig. 7 Vickers hardness of LCD forming GH3536 alloy in different regions

激光成形 GH3536 合金室温力学性能测试结果如表 2 所示。可以看出,合金在不同方向上呈现出明显的各向异性,横向试样的抗拉强度和屈服强度要明显大于纵向试样,但其伸长率却低于纵向试样。另外,分别对合金基材和不含基材的拉伸纵向试样进行了性能测试,结果表明,基材的拉伸性能最低。合金成形区沿成形方向上的抗拉强度为 824.2 MPa、屈服强度为 540.9 MPa,其延伸率为 23.4%,各项性能均高于含有

表 2 激光成形 GH3536 合金力学性能

Table 2 Mechanical properties of laser forming GH3536 alloy

Testing direction	Tensile strength / MPa	Yield strength / MPa	Elongation / %	Elastic modulus / GPa
Transverse specimen	855.3	581.2	19.7	220
Longitudinal specimen	760.2	530.6	27.4	207
Forming zone	824.2	540.9	23.4	213
Substrate	704.5	294.4	17.1	191

基材的纵向拉伸试样。因此沿成形方向上,合金的力学性能薄弱点为基材区域,在拉伸过程中合金在基材处产生断裂的可能性较大。成形区合金的综合力学性能要优于基材,当沿横向进行拉伸时,拉伸试样轴线上的基材上下表面为性能更好的成形区,此时合金力学性能的薄弱点相当于被成形区增强,故合金表现出了横向试样的力学性能更高的现象。

图 8 为激光成形 GH3536 合金纵向试样的拉伸断口形貌图。由图 8(a)可知,纵向试样的断裂发生在 GH3536 合金基材,说明在沿成形方向上, GH3536 合金基材和成形区的结合强度高,与拉伸试验得到的结果相一致。由于基材中存在存在着在等轴晶间连续分布的碳化物(图 6)使得基材的强度降低,所以成为了沿成形方向上力学性能的薄弱点。从图 8(b)可以看到,断口附近没有发生明显的颈缩,其断裂方式主要为穿晶断裂,断口呈现明显的台阶状。此外,从图 8(c)可以看到,断口上存在大量细小的等轴状韧窝,放大后测得韧窝尺寸为 2~5 μm[图 8(d)]。

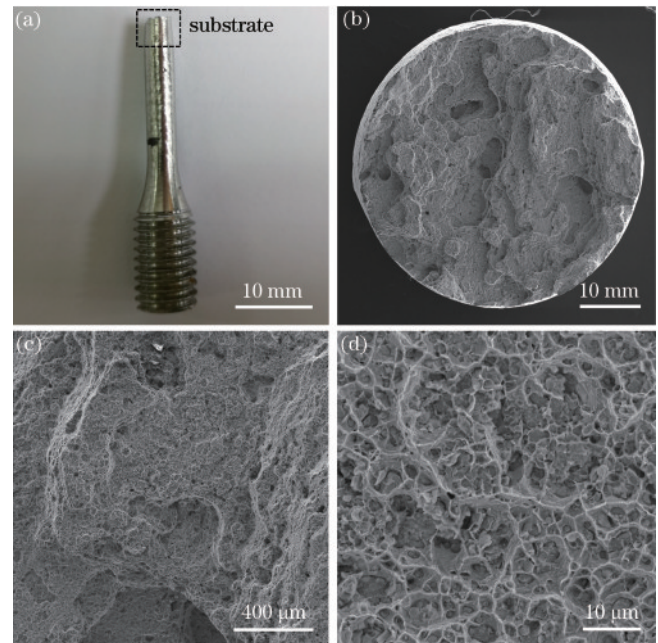


图 8 纵向拉伸试样室温断口形貌。(a)拉断后试样;(b)断口整体形貌;(c)×2000倍;(d)等轴韧窝

Fig. 8 Fracture morphology of longitudinal tensile specimen at room temperature. (a) Sample morphology after breaking; (b) tensile fracture morphology; (c) ×2000; (d) isometric dimple

图 9 为激光成形 GH3536 合金横向试样拉伸断口形貌图。断口分为基材与成形区[图 9(b)]。横向试样的断口没有纵向试样的断口平整,断口呈现两端高、中间低的形貌,不同区域上断口形貌也不同。在断口的上部和下部,激光成形区产生了一定程度的颈缩。成形区内观察到了沿枝晶间产生的二次裂纹。这是因为枝晶间存在析出相,且枝晶间结合力低于枝晶本身

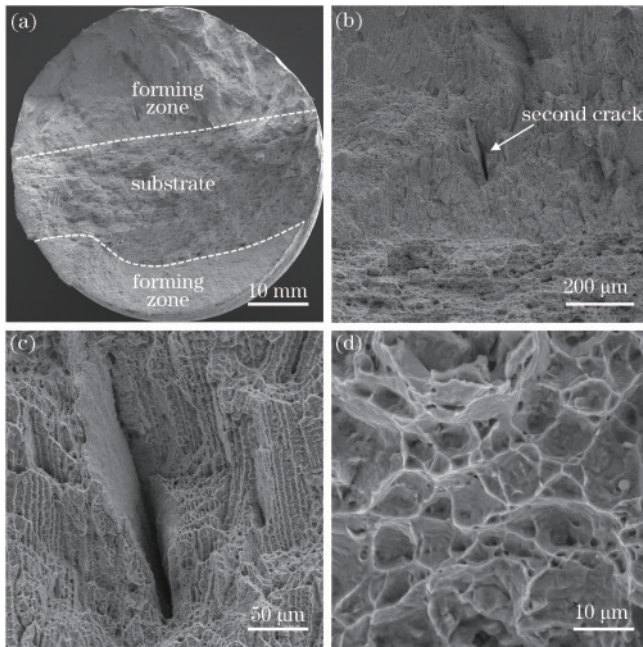


图9 横向拉伸试样室温断口形貌。(a)断口整体形貌;(b)二次裂纹;(c)×5000倍;(d)等轴韧窝

Fig. 9 Fracture morphology of transverse tensile specimen at room temperature. (a) Tensile fracture morphology; (b) second cracks; (c) ×5000; (d) isometric dimple

的强度,在变形过程中析出相与基体变形不协调导致应力集中,从而萌生裂纹。中间部位基材为穿晶韧性断裂,在基材上分布着尺寸为 $2\sim 5\ \mu\text{m}$ 的细小等轴韧窝[图9(d)]。

4 结 论

本文采用LCD成形技术在锻造态基材表面成形了GH3536合金,对成形后试样的显微组织与力学性能进行了研究,得到结论如下:

1) 合金内部观察到少量孔洞缺陷,鱼鳞状熔池宽度为 $2\sim 2.5\ \text{mm}$ 。熔池内部沿成形方向存在尺寸为 $7.79\ \mu\text{m}$ 的枝晶, M_{23}C_6 型碳化物存在于枝晶间。基材与成形区之间结合良好,二者之间的结合区宽度为 $250\sim 320\ \mu\text{m}$,结合区内的晶粒形貌为等轴晶,在晶粒间发现了连续分布的 M_6C 型碳化物。

2) 成形区合金内部存在少量孔洞缺陷且晶粒大于基材与结合区的晶粒,因此成形区合金的硬度最低($275.5\ \text{HV}$),基材处硬度值最大($299.3\ \text{HV}$),由基材沿成形方向上合金的硬度值不断下降。

3) LCD成形GH3536合金的室温拉伸性能在不同方向上存在明显的各向异性,具体表现在成形区的综合力学性能要好于基材,当沿横向拉伸时,基材两侧激光成形GH3536合金的增强,使得合金横向试样的力学性能要高于纵向试样。GH3536合金试样的断裂形式为韧性断裂且沿成形方向上塑性较好。合金基材部位为成形方向上的力学性能薄弱点。

参 考 文 献

- [1] 黄乾尧,李汉康.高温合金[M].北京:冶金工业出版社,2000.
Huang Q Y, Li H K. Superalloy[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000.
- [2] 师昌绪,陆达,荣科.中国高温合金四十年[M].北京:中国科学技术出版社,1996:5-21.
Shi C X, Lu D, Rong K. Forty years of China's superalloys[M]. Beijing: China Science and Technology Press, 1996: 5-21.
- [3] 顾冬冬,张红梅,陈洪宇,等.航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J].中国激光,2020,47(5):0500002.
Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.
- [4] Chen X M, Lin Y C, Wen D X, et al. Dynamic recrystallization behavior of a typical nickel-based superalloy during hot deformation[J]. Materials & Design, 2014, 57: 568-577.
- [5] Wu K, Liu G Q, Hu B F, et al. Effect of processing parameters on hot compressive deformation behavior of a new Ni-Cr-Co based P/M superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(13/14): 4620-4629.
- [6] Tomus D, Jarvis T, Wu X, et al. Controlling the microstructure of Hastelloy-X components manufactured by selective laser melting[J]. Physics Procedia, 2013, 41: 823-827.
- [7] Tomus D, Tian Y, Rometsch P A, et al. Influence of post heat treatments on anisotropy of mechanical behavior and microstructure of Hastelloy-X parts produced by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 667: 42-53.
- [8] 张金智,张安峰,王宏,等.微锻造激光熔覆沉积高性能TC4组织与各向异性[J].中国激光,2019,46(4):0402009.
Zhang J Z, Zhang A F, Wang H, et al. Microstructure and anisotropy of high performance TC4 obtained by micro forging laser cladding deposition[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(4): 0402009.
- [9] 赵亮,王丽芳,李广琪,等.激光金属增材制造同轴送粉喷嘴的研究进展[J].激光与光电子学进展,2020,57(5):0500002.
Zhao L, Wang L F, Li G Q, et al. Research progress on coaxial powder feeding nozzle for laser metal additive manufacturing[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2020, 57(5): 0500002.
- [10] 郑寅岚,何艳丽,陈晓晖,等.选区激光熔化成形GH3536合金的高温拉伸性能及断裂行为分析[J].中国激光,2020,47(8):0802008.
Zheng Y L, He Y L, Chen X H, et al. Elevated-temperature tensile properties and fracture behavior of GH3536 alloy formed via selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(8): 0802008.
- [11] 薛珈琪,陈晓晖,雷力明.激光选区熔化GH3536合金组织对力学性能的影响[J].激光与光电子学进展,

- 2019, 56(14): 141401.
- Xue J Q, Chen X H, Lei L M. Effects of microstructure on mechanical properties of GH3536 alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(14): 141401.
- [12] 王鹏飞, 杨坤, 陈明智, 等. 倾斜基板激光熔覆 GH3536 熔池形貌的仿真与实验研究[J]. *中国激光*, 2021, 48(10): 1002121.
- Wang P F, Yang K, Chen M Z, et al. Simulation and experimental research on the GH3536 molten pool laser cladding on inclined substrate[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(10): 1002121.
- [13] 刘婷婷, 廖文和, 张凯, 等. SLM 成形钴铬合金试件硬度变化规律及其预测模型[J]. *中国激光*, 2016, 43(3): 0303007.
- Liu T T, Liao W H, Zhang K, et al. Selective laser melting forming hardness rule of cobalt chromium alloy and its prediction model[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(3): 0303007.
- [14] 李时春, 莫彬, 肖罡, 等. 金属材料的激光增材制造微观组织结构特征及其影响因素[J]. *激光与光电子学进展*, 2021, 58(1): 0100007.
- Li S C, Mo B, Xiao G, et al. Microstructure characteristics and their influence factors during laser additive manufacturing of metal materials[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2021, 58(1): 0100007.
- [15] Murr L E, Martinez E, Pan X M, et al. Microstructures of Rene 142 nickel-based superalloy fabricated by electron beam melting[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(11): 4289-4296.
- [16] Nalawade S, Sundararaman M, Singh J B, et al. Comparison of deformation induced precipitation behaviour in alloy 718 under two microstructural conditions[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2010, 63(1): 35-41.
- [17] Wang F D. Mechanical property study on rapid additive layer manufacture Hastelloy® X alloy by selective laser melting technology[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 58(5/6/7/8): 545-551.
- [18] Jiao Z H, Lei L M, Yu H C, et al. Experimental evaluation on elevated temperature fatigue and tensile properties of one selective laser melted nickel based superalloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2019, 121: 172-180.
- [19] Wang F D. Mechanical property study on rapid additive layer manufacture Hastelloy® X alloy by selective laser melting technology[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 58(5/6/7/8): 545-551.
- [20] Sakthivel T, Laha K, Nandagopal M, et al. Effect of temperature and strain rate on serrated flow behavior of Hastelloy X[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 534: 580-587.
- [21] Pourbabak S, Montero-Sistiaga M L, Schryvers D, et al. Microscopic investigation of as built and hot isostatic pressed Hastelloy X processed by selective laser melting [J]. *Materials Characterization*, 2019, 153: 366-371.
- [22] Wang Y, Wang Y T, Li R D, et al. Hall-Petch relationship in selective laser melting additively manufactured metals: using grain or cell size? [J]. *Journal of Central South University*, 2021, 28(4): 1043-1057.