

激光增材制造 GH3625 高温合金激光焊接头组织及力学性能

耿志杰¹, 王善林¹, 陈玉华¹, 黄永德¹, 信纪军², 柯黎明¹, 温涛涛¹, 孙文君¹

(1. 南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330063)

(2. 中国科学院等离子体物理研究所, 安徽 合肥 230031)

摘要: 对激光增材制造 GH3625 高温合金进行激光对接焊实验, 分析了焊接接头的显微组织演变规律和力学性能。结果表明, 在热影响区, 仅在上层晶界处析出大量 Laves 相, 导致晶界发生明显粗化。沿焊缝上层至下层, 熔合区和中间区由上层的胞状晶、柱状晶和等轴细晶逐渐转变为下层的柱状晶, 且紧贴熔合线生长的等轴细晶的数量逐渐增多, 中心区均为树枝晶。细小颗粒状 γ' 相弥散分布于焊缝; 大量 Laves 相在中间区枝晶间析出, 且形态由上层的条状逐渐转变为下层的颗粒状。接头抗拉强度为 872 MPa, 达到母材抗拉强度的 98.2%, 伸长率达到母材的 90.7%。接头断面近似呈 45° 斜面, 断裂形式为脆性和韧性混合断裂方式。

关键词: 激光增材制造 GH3625; 激光焊; 组织演变; 力学性能

中图分类号: TG115.6

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)07-2480-08

诞生于 20 世纪 80 年代末期的增材制造技术以柔性的产品制造方式能够实现高性能复杂结构金属零件的无模具、快速、全致密近净成形, 被广泛应用于飞机、航天飞行器和航空发动机领域^[1-3]。例如: 2002 年, 美国 Aeromet 公司在世界上率先实现激光快速成形钛合金次承力结构件在 F/A-18 等战机上的验证考核和装机应用; 北京航空航天大学激光材料加工制造技术实验室首件激光快速成形 TA15 钛合金结构件顺利通过在某型飞机上的全部应用实验考核; 而本研究的激光增材制造 GH3625 高温合金经固溶处理后, 其组织形态与采用传统加工工艺(铸造和锻造)制作的 GH3625 高温合金的组织形态相近, 且计划将其用于制作航空超高速构件中的大型复杂整体结构件和精密复杂构件, 进而解决上述复杂构件采用传统加工手段制作所带来的技术困难以及制造成本等问题。然而, 由于受增材制造设备加工能力限制^[4], 增材制造构件尺寸有限, 导致目前增材制造构件还无法满足大型构件的迫切需求, 因此, 对于增材制造构件的焊接显得尤为必要。

目前, 增材制造技术主要聚焦于各种增材制造设备、增材工艺、增材材料、以及增材构件显微组织、性能等方面的研究, 已取得显著成果和广泛应用^[5-7]。

焊接方面, 对传统加工工艺制作的镍基高温合金的激光焊接研究较多, 然而关于增材制造高温合金构件的焊接鲜有报道。Idowo^[8]等对热轧态 Allvac 718Plus 高温合金板材进行激光焊接时发现, 当焊接热输入较大时, 在 HAZ 将产生液化裂纹缺陷, 且在焊缝中析出大量 Laves 相, 严重影响接头的力学性能。Krenz^[9]等采用激光焊接锻造态 Inconel 718 高温合金板材时发现, 焊缝中出现少量气孔, 且在 HAZ 的奥氏体晶界析出了大量富 Nb 和富 Ti 的化合物, 最终在焊接热应力的作用下导致 HAZ 产生液化裂纹。综上, 在对传统加工工艺制作的镍基高温合金进行激光焊接时, 焊缝将发生复杂的冶金反应, 焊缝易产生裂纹、气孔等焊接缺陷, 成分容易偏析、组织极不均匀、导致接头力学性能恶化。因激光增材制造高温合金构件的组织与铸造组织相近, 在对其进行焊接时, 焊接接头中是否也存在上述问题尚不清楚, 制约增材制造高温合金构件的广泛工程应用。基于此, 本研究以激光增材制造 GH3625 高温合金为研究对象, 采用激光焊接技术对其进行焊接, 主要对激光增材制造 GH3625 合金激光焊接接头的显微组织和力学性能进行分析, 为激光增材制造 GH3625 合金激光焊接大型整体结构件在航空航天中的应用提供理论和实验依据。

收稿日期: 2019-07-25

基金项目: 国家自然科学基金(51865035); 江西省优势科技创新团队项目(20171BCB24007); 航空科学基金(2017ZE56010); 江西省重点研发计划(20192BBEL50002)

作者简介: 耿志杰, 男, 1992 年生, 硕士生, 南昌航空大学轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330063, E-mail: 15170434735@163.com

1 实验

实验采用 IPG YLS-6000 型光纤激光器对由西安铂力特公司提供的经固溶处理后的激光增材制造 GH3625 高温合金板材进行激光对接焊实验(具体增材制造工艺参数及热处理制度为商业机密), 试板尺寸为 250 mm×100 mm×5 mm, 具体焊接工艺参数如下, 激光功率为 5.3 kW, 焊接速度为 1.8 m/min, 离焦量为+2.5 mm, 采用氩气作为保护气体, 焊接保护气体流量为 10 L·min⁻¹, 在上述焊接工艺参数下实现了单面焊双面成形。焊前对试板进行打磨, 去除表面油污及氧化层, 然后使用丙酮清洗后吹干。焊接完成后切取金相试样并镶嵌、磨制和抛光。采用 10 gFeCl₃+90 mLHCl 配比的腐蚀剂对磨抛后的试样进行腐蚀, 腐蚀时间为 10 s。采用 XJP-2C 型倒置光学显微镜观察母材金相显微组织和接头拉伸断口横截面的显微组织。采用 Empyrean 型 X 射线衍射仪分析焊缝中的相组成(Cu 靶, 衍射范围 20°~90°), 采用 ULTRAPLUS 型电子背散射(EBSD)仪对母材组织及其晶粒尺寸进行测量。采用 Nova Nano 型场发射扫描电子显微镜观察接头横截面的上层、中层和下层的显微组织和各析出相的形貌, 并采用能谱(EDS)仪测定焊缝中各相的元素分布情况, 并采用 Qness Q10A+型显微硬度计对接头横截面上层、中层和下层的显微硬度进行测量, 载荷为 200 N, 加载时间为 10 s(其中焊缝横截面上层、中层和下层距焊缝上表面的距离分别为 0.8、2.5 和 4.2 mm)。按照 GB/T2651-2008 切取拉伸试样, 在 WA-100 型电子万能材料试验机上测试接头抗拉强度, 加载速率为 10 mm·min⁻¹, 并采用 SEM 和 EDS 分别对断口形貌和析出相进行观察分析。

2 结果与讨论

图 1 分别为母材的金相显微组织和 EBSD 形貌。由图 1a 可知, 母材奥氏体晶粒组织呈不规则状和长条状, 且在奥氏体晶粒内部存在明显可见的孪晶晶粒组织, 母材内部存在较多的孔洞。母材的 EBSD 形貌也显示出较多的孔洞缺陷(图 1b)。母材的平均晶粒尺寸约为 10.5 μm, 如图 2 所示。分析认为: 激光增材制造技术具有冷却速度快的特性, 使得熔池中的气体不能及时逸出, 最终导致熔池凝固后形成孔洞缺陷。

图 3 为激光增材制造 GH3625 合金激光焊接接头宏观形貌, 显然, 接头正反表面的焊缝平滑、宽窄较为一致, 上表面熔宽为 2.45 mm, 下表面熔宽约为 1.98 mm; 除了少量飞溅, 未见明显的咬边、下榻、未焊透、背面驼峰等缺陷; 焊缝横截面呈“T”形, 内部存在少量

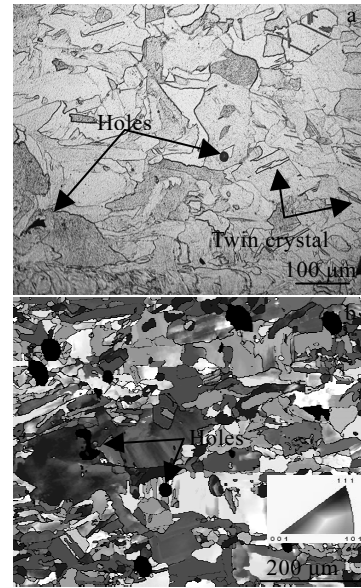


图 1 母材金相显微组织及 EBSD 形貌

Fig. 1 OM (a) and EBSD (b) images of base metal

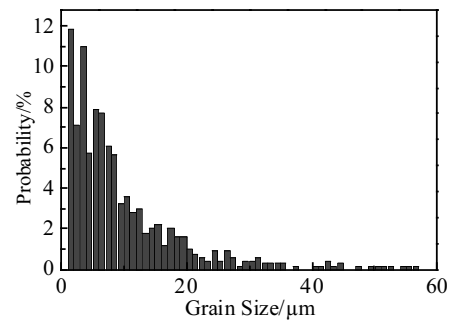


图 2 母材晶粒尺寸分布图

Fig. 2 Grain size distribution of base metal

气孔, 未发现冷隔、裂纹等焊接缺陷, 如图 3c 所示。由于焊接过程氩气保护不佳, 导致焊缝上表面呈浅黄色、背面呈黑色; 激光焊接过程中, 焊缝匙孔内部形成大量金属蒸气, 当金属蒸气的含量达到某一饱和值后将产生巨大的冲击力, 导致熔池金属向外飞出^[10]; 同时, 熔池表面张力和粘滞力的激烈变化, 容易引起焊接熔池及激光深熔小孔剧烈波动, 产生大量飞溅^[11]。

图 4 为焊缝上层不同区域的显微组织, 分别为热影响区 A、熔合区 B、中间区 C 和中心区 D。与母材区的等轴晶相比, 热影响区晶粒未见明显长大, 但有大量白色析出相在晶界析出, 如图 4a; 熔合区由胞状晶和少量柱状晶、等轴细晶组成, 柱状晶垂直于熔合线向焊缝中心方向生长(图 4b), 一直延伸到焊缝中心区, 呈对称分布。中间区二次树枝晶上有较多条状析出相, 焊缝上层各区域枝晶间弥散分布着大量细小的颗粒状析出相(图 4b~4d)。

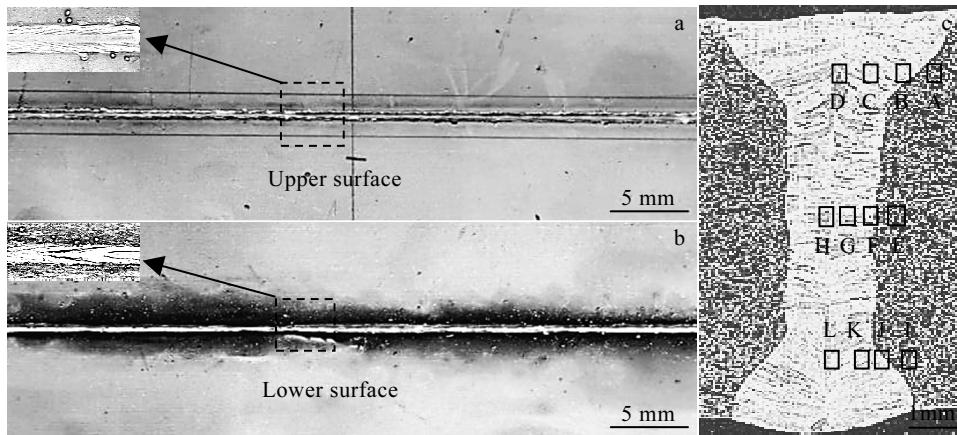


图 3 激光焊缝表面成形及横截面形貌

Fig.3 Macroscopic topographies of welded joint: (a) upper surfaces, (b) lower surface, and (c) cross-section

图 5 为焊缝中层不同区域的显微组织。总体上，各区域组织与焊缝上层类似，然而，热影响区晶界未见明显的白色析出相，如图 5a；熔合区等轴细晶的数量较上层增多，且胞状晶数量减少，而柱状晶数量增多(图 5b)；中间区柱状晶出现 2 个生长方向，如图 5c 箭头所示；中心区组织主要为二次树枝晶，且生长方向较为一致。中间区枝晶上条状析出相数量明显减少，且其体积变小，如图 5d。

图 6 为焊缝下层不同区域的显微组织。与焊缝中层各区域组织相比，熔合区由柱状晶和等轴细晶组成，且等轴细晶的数量明显增多，在紧贴熔合线的焊缝区域出现一个较窄的等轴细晶区，如图 6b；中心区右侧柱状晶生长方向并不一致，且可观察到少量三次枝晶(图 6d)；中间区条状析出相形态转变为颗粒状。对比焊缝上层、中层和下层组织发现，柱状晶的间距从上层至下层大致呈减小的趋势。

通常认为，焊缝熔池金属的结晶形态主要与溶质浓度(C_0)、结晶速度(R)和温度梯度(G)有关，当 R 和 G 不变时，熔池中液态金属的溶质浓度 C_0 越大，成分过冷越大^[12]，熔合区向焊缝中心区的结晶形态将由胞状晶过渡到柱状晶、树枝状晶；同样，当 C_0 不变时， R 越大，则熔池中液态金属的过冷度越大，而结晶形态由胞晶过渡到树枝状晶，最后到等轴晶^[13]，下层焊缝金属 R 较上层大，有利于下层等轴晶的形成。

传统加工工艺制作的镍基高温合金(含 Nb 元素)在进行激光焊接时，焊缝熔合区的组织多为柱状晶和树枝晶，而焊缝中心区的组织多为等轴晶。如 Ram^[14]对 Inconel 718 高温合金进行激光焊接时发现，焊缝组织由熔合区的柱状晶逐渐转变为焊缝中心区的等轴晶；Odabasi^[15]等对轧制态的 Inconel 718 高温合金进

行激光焊接，发现焊缝组织由熔合区的柱状树枝晶逐渐转变为焊缝中心区的等轴。

图 7 为焊缝上层热影响区(M 区)、熔合区(N 区)、中间区(O 区)的局部显微组织放大图及析出相 EDS 成分分析，显然析出相均富含 Ni、Cr、Mo、Nb 等元素；热影响区和中间区条状析出相元素(Ni, Cr):(Nb, Mo)原子比约为 2:1，而整个焊缝区细小颗粒状析出相元素(Ni, Cr):(Nb, Mo)原子比约为 3:1。焊缝 XRD 分析结果表明，除了奥氏体 γ 相以外，还存在 γ' 相[Ni₃(Al, Ti, Nb)]，如图 8 所示，而 γ' 相多呈细小颗粒状。

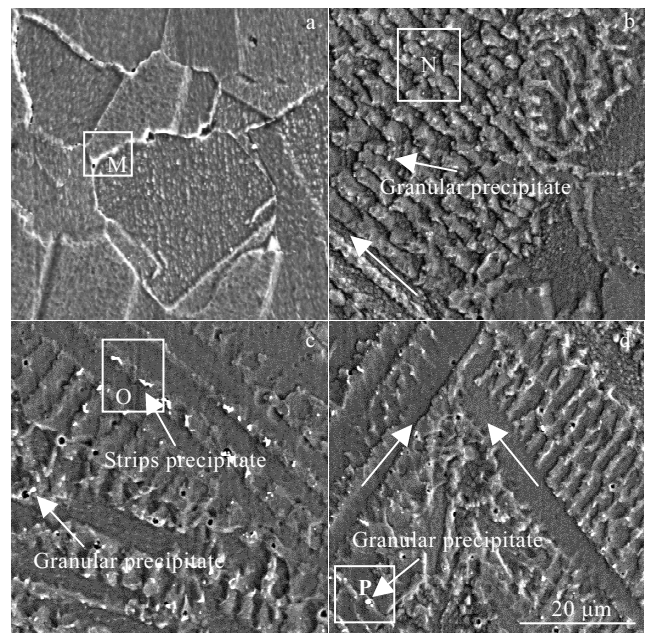


图 4 图 3c 中接头上层各区域的 SEM 组织

Fig.4 SEM images of welded joint different regions in Fig.3c: (a) region A, (b) region B, (c) region C, and (d) region D

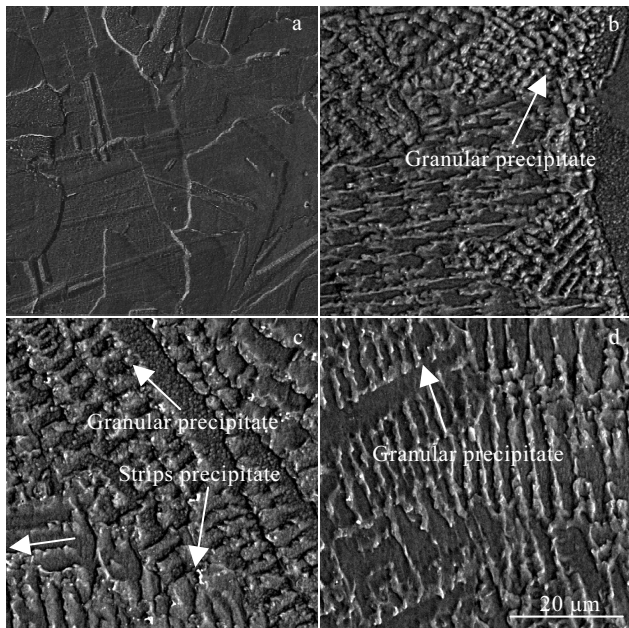


图 5 图 3c 中接头中层各区域的 SEM 组织

Fig.5 SEM images of welded joint different regions in Fig.3c: (a) region E, (b) region F, (c) region G, and (d) region H

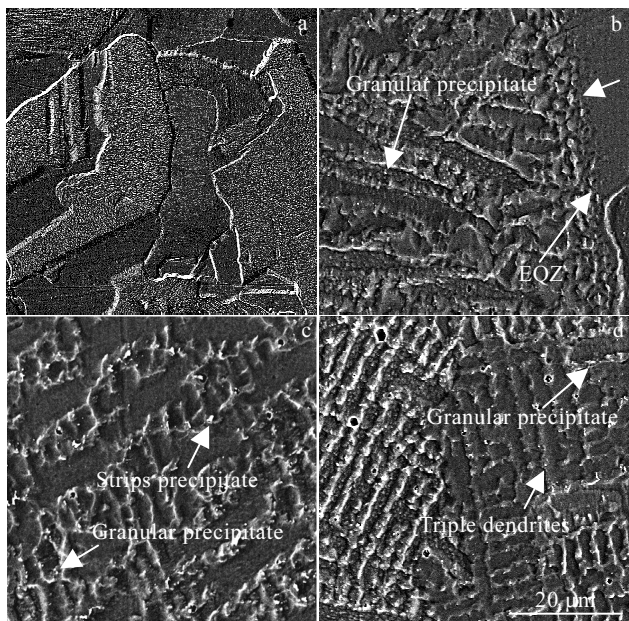


图 6 图 3c 中接头中层各区域的 SEM 组织

Fig.6 SEM images of welded joint different regions in Fig.3c: (a) region I, (b) region J, (c) region K, and (d) region L

Inconel 718 合金电子束焊接接头中, Laves 相 $[(Ni, Fe, Cr)_2(Nb, Mo, Ti)]$ 的含量随冷却速度 R 的增大而减少^[16], 且随着 R 的增大, Laves 相的形态由条状转变成颗粒状^[17]。沿焊缝上层至下层, R 不断增大, 因此

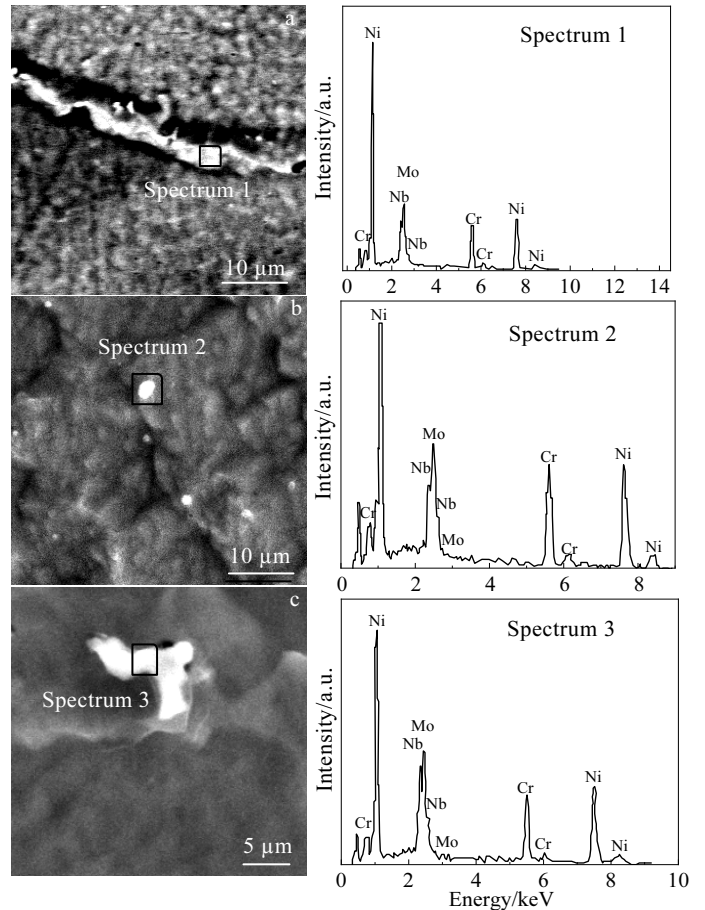


图 7 图 4 中焊缝中析出相 EDS 分析

Fig.7 EDS analysis of precipitated phase of welded joint different zones in Fig.4: (a) region M, (b) region N, and (c) region O

Laves 相的含量也逐渐减少, 且形态由上层的条状转变为下层的颗粒状。熔合区液态金属 R 最大, Nb、Cr 等偏析元素来不及偏析, 不利于 Laves 相的形成; 中间区液态金属 R 减小, 促进了 Laves 相的形成; 而中心区液态金属 R 最小, 使得 Nb、Cr 等偏析元素得到了充分的扩散, 抑制了 Laves 相的形成, 最终导致中心区和熔合区 Laves 相含量较少, 而中间区 Laves 相含量最多^[18]。焊缝 XRD 分析结果不存在 Laves 相的衍射峰, 因此焊缝中 Laves 相的含量较低。Long^[19]等人发现, 受热输入的影响, 奥氏体晶粒内部的 Nb、Mo 和 Cr 等偏析元素有向晶界偏聚的趋势, 最终在晶界形成 Laves 相。在激光焊接接头的热影响区, 沿上层至下层, 热输入逐渐减小, 偏析元素向晶界偏聚的趋势逐渐减弱, 使得热影响区奥氏体晶界粗化程度逐渐减小。

传统加工工艺制作的镍基高温合金(含 Nb 元素)在进行激光焊接时, 焊缝中析出的 Laves 相尺寸较大, 含量较多, 且 HAZ 易出现液化裂纹。如 Jelokhani-

Niaraki 等^[20]采用激光焊接铸态 Inconel 625 高温合金的研究中发现,焊缝中 Laves 相的含量较母材增多,且 Laves 相尺寸较大,严重影响了接头的力学性能,同时,较大的焊接热输入导致接头的裂纹敏感性增加。Hong^[21]等对 5 mm 厚的轧制态 Inconel 718 板材进行激光焊接时发现,当焊接能量在 200~360 kJ/m 之间时,HAZ 将产生液化裂纹缺陷。

图 9 为焊缝上层、中层和下层显微硬度曲线。从图 9 可以看出,母材显微硬度(HV)值为 2750 MPa 左右,焊缝上层、中层和下层显微硬度(HV)值分别为 2600、2800 和 2750 MPa 左右,中心线两侧显微硬度值较高,热影响区上层、中层和下层显微硬度(HV)值分别为 2600、2800 和 2900 MPa 左右。通常,显微硬度值与晶粒尺寸成反比^[22],焊缝上层多为粗大的胞状晶和柱状晶,而中层多为尺寸较小二次枝晶,下层多为粗大的柱状晶,但尺寸小于上层,由上述分析可知,焊缝中 Laves 相的含量较低,因此焊缝中 Laves 相的出现不会对显微硬度造成较大影响,最终导致焊缝中层显微硬度值最大,下层次之,而上层最小。沿焊缝上层至下层,热影响区奥氏体晶界的粗化程度逐渐减小,且熔合区等轴细晶的数量逐渐增多,使得热影响区显微硬度值呈递增的趋势。

图 10a、10b 分别为母材和接头拉伸后试样形貌和抗拉强度。观察图 10a 发现,母材和接头拉伸后的试样均发生轻微颈缩现象,接头近似呈 45°断裂。由图 10b 可知,接头的抗拉强度 872 MPa 基本与母材的抗拉强度 882.5 MPa 相当,达到母材抗拉强度的 98.2%,

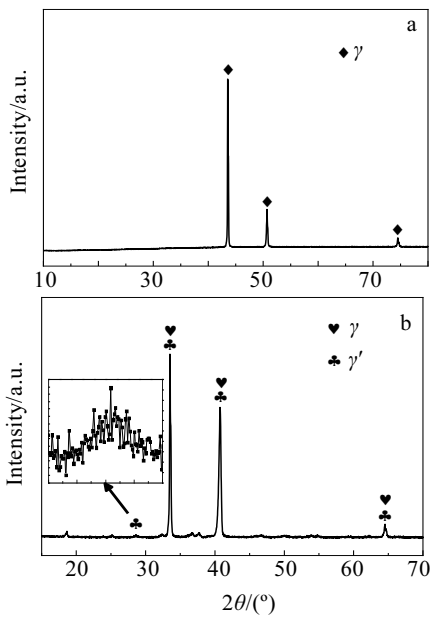


图 8 母材和焊缝的 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of BM (a) and the weld region (b)

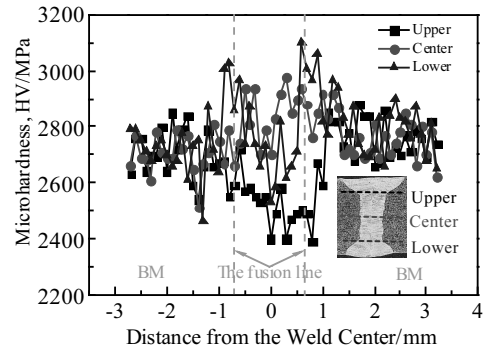


图 9 焊接接头显微硬度曲线

Fig.9 Microhardness curves of welded joint

接头伸长率达到母材的 90.7%。图 11a、11b 分别为接头拉伸后试样上表面和下表面宏观形貌。图 11c、11d 为接头拉伸后试样横截面形貌。由图可知,焊缝上层断裂位置位于左侧热影响区,而下层断裂位置位于焊缝右侧中间区。

图 12 为母材和接头的拉伸后试样断口形貌,图 12a 为母材的拉伸断口形貌,图 12b 为图 12a 中 Q 区放大图。由图 12a 可知,断口较为粗糙;断口内部分布着较多的孔洞缺陷,这与母材中存在较多的孔洞缺陷有关;母材拉伸断口形貌中存在大量等轴韧窝(图 12b),由上述分析可知,断面与主应力方向呈 45°角,

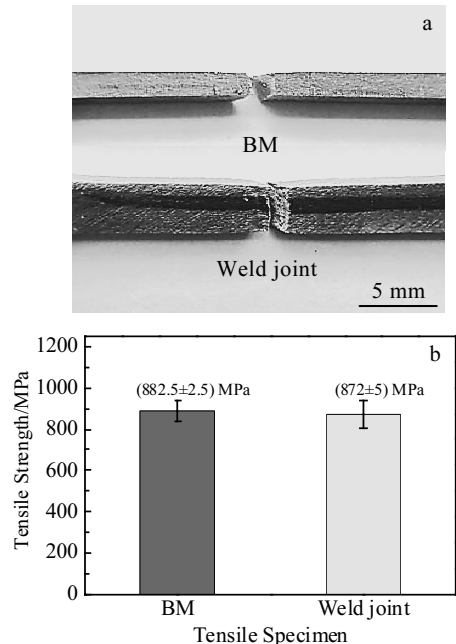


图 10 母材和焊接接头拉伸后的试样形貌及抗拉强度

Fig.10 Morphology (a) and tensile strength (b) of base metal and welded joints

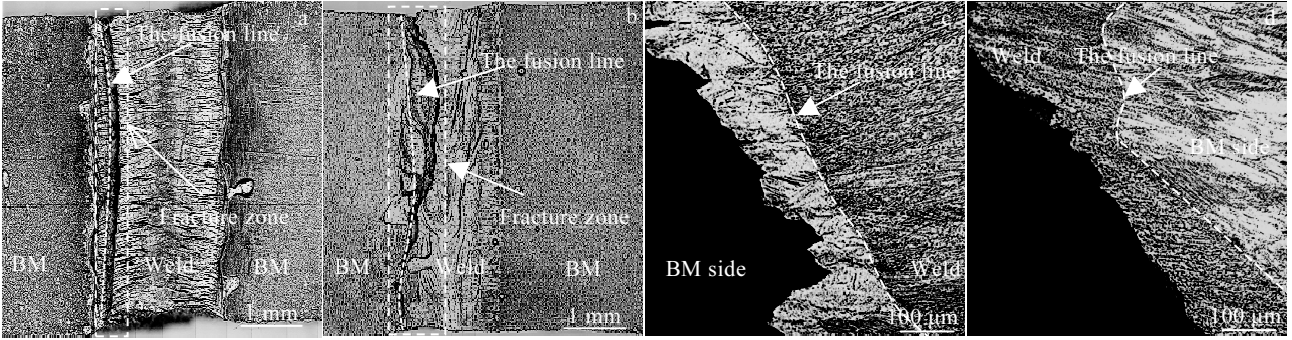


图 11 焊接接头拉伸后试样上表面、下表面及横截面形貌

Fig.11 Morphologies of the welded joint after stretching: (a) upper surface; (b) lower surface; (c) the cross section near the fusion line on the left side of the upper surface of the weld; (d) the cross section near the fusion line on the right side of the lower surface of the weld

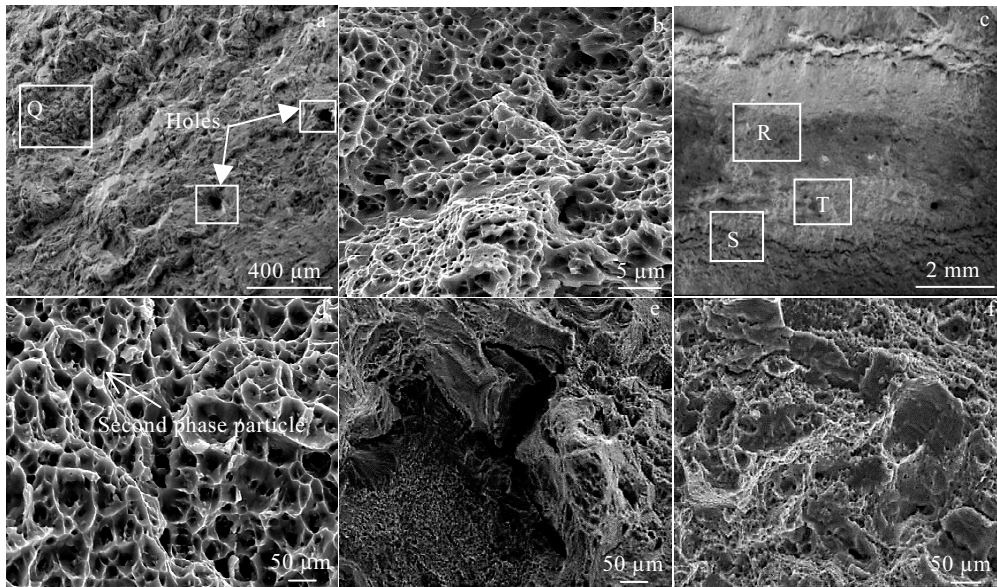


图 12 母材和焊接接头拉伸断口 SEM 照片

Fig.12 Tensile fracture SEM images of base metal (a) and weld joint (c): (b) region Q magnification in Fig.12a; (d) region R, (e) region S, and (f) region T magnification in Fig.12c

呈现出韧性断裂的特征^[23,24]。图 12c 为接头的拉伸断口形貌，图 12d、12e、12f 分别为图 12c 中 R、S 和 T 区放大图。断口中部区域较为平滑，分布着少量分散的孔洞缺陷，断口两侧粗糙不平，呈现出类似河流花样的形貌^[25]，具有脆性断裂的特征，如图 12c。断口中部呈现出韧窝形貌，韧窝中明显可见第二相颗粒(图 12d)，表现出微孔聚集型的断裂特征；能谱分析显示，第二相颗粒为 Laves 相(图 13)。因断口中部位于焊缝中间区，而中间区 Laves 脆性相的存在降低了该区韧性，使其力学性能降低。观察图 12e 发现，断口两侧出现明显的二次裂纹，具有沿晶断裂的特征。由上述分析可知，焊缝上层热影响区奥氏体晶界发生粗化，使得该

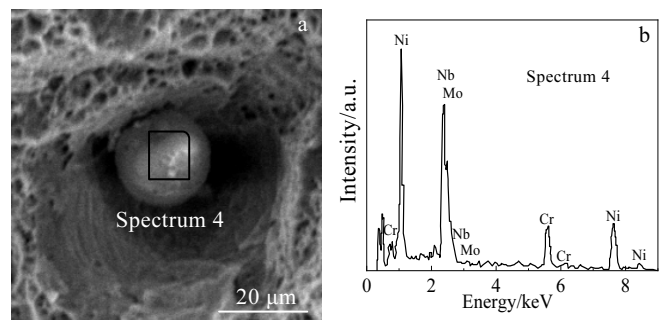


图 13 图 12d 断口中析出相 SEM 照片及 EDS 分析
Fig.13 SEM image (a) and EDS analysis (b) of precipitated phase of fractured regions in Fig.12d

区成为接头的薄弱环节,导致粗化的奥氏体晶界受拉发生沿晶断裂。从断口中心向两侧过渡的区域存在明显可见的撕裂棱,表现出脆性断裂的特征(图 12f)。综上,激光增材制造 GH3625 合金激光焊接接头的断裂形式为脆性和韧性混合断裂方式。

3 结 论

1) 激光增材制造 GH3625 合金激光焊接接头焊缝上层热影响区奥氏体晶界 Laves 相的析出,使得晶界粗化明显,而中层和下层热影响区奥氏体晶界未发生粗化。

2) 沿焊缝上层至下层,熔合区和中间区由上层的胞状晶、柱状晶和等轴细晶逐渐转变为下层的柱状晶,且紧贴熔合线生长的等轴细晶的数量逐渐增多,中心区均为树枝晶。

3) 细小颗粒状 γ' 相弥散分布于焊缝;大量 Laves 相在中间区枝晶间析出,且形态由上层的条状逐渐转变为下层的颗粒状。

4) 对于激光增材制造 GH3625 合金激光焊接接头,由于焊缝各区域组织存在差异,使得焊缝显微硬度(HV)值在 2600~2750 MPa,而热影响区显微硬度值在 2600~2900 MPa 之间。

5) 接头抗拉强度为 872 MPa,达到母材抗拉强度的 98.2%,伸长率达到母材的 90.7%。接头断面近似呈 45°斜面,断裂形式为脆性和韧性混合断裂方式。

参考文献 References

- [1] Herzog D, Seyda V, Eric W *et al. Acta Materialia*[J], 2006, 117: 371
- [2] Baufeld B, Biest O V D, Rosemary G. *Materials and Design*[J], 2010, 31: S106
- [3] Shi Xuezhong, Ma Shuyuan, Liu Changmeng *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 684:196
- [4] Zhu Yanyan(朱艳艳), Chen Bo(陈波), Tang Haibo(田海波) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(1): 36
- [5] Huang Baiying, Li Huaixue, Zhang Yuanbin *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 42(S2): 178
- [6] Arnold E, Neamtu C, Ciupan C *et al. Applied Mechanics & Materials*[J], 2015, 808: 213
- [7] Sun Hongye(孙红叶), Cong Baoqiang(从保强), Qi Zewu(祁泽武) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(8): 2203
- [8] Idowu O A, Ojo O A, Chaturvedi M C. *Materials Science & Engineering A*[J], 2007, 454-455: 389
- [9] Krenz D, Egbewande A T, Zhang H R *et al. Materials Science and Technology*[J], 2011, 27(1): 268
- [10] Quintino L, Costa A, Miranda R *et al. Materials & Design*[J], 2007, 28(4): 1231
- [11] Pang S, Hirano K, Fabbro R *et al. Journal of Laser Applications*[J], 2015, 27(2): 022 007
- [12] Zhang Wenyue(张文钺). *Welding Metallurgy*(焊接冶金学)[M]. Beijing: China Machine Press, 1999
- [13] Ramirez-Ledesma A L, Rodríguez-Díaz R A, Chavez-Carvayar J *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(5): 1391
- [14] Ram G D J, Reddy A V, Rao K P *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 167(1): 73
- [15] Odabaşı A, Ünlü N, Göller G *et al. Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2010, 41(9): 2357
- [16] Radhakrishna C H, Rao K P. *Journal of Materials Science*[J], 1997, 32(8): 1977
- [17] Sgk M, Sivakumar D, Prasad R K *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(2): 358
- [18] Reddy G M, Murthy C V S, Rao K S *et al. International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2009, 43(7-8): 671
- [19] Long Yitong, Nie Pulin, Li Zhuguo *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(2): 431
- [20] Jelokhani-Niaraki M R, Arab N B M, Naffakh-Moosavy H *et al. International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2015, 84(9-12): 2537
- [21] Hong J K, Park J H, Park N K *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 201(1-3): 515
- [22] Sato Y S, Urata M, Kokawa H *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2003, 354(1-2): 298
- [23] Shankar, Vani, Rao B S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2001, 288(2): 222
- [24] Jiang Shuyong, Zhang Yanqiu, Fan Hongtao. *Transactions of the Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(6): 1401
- [25] Ramulu P J, Babu A S, Narayanan R G *et al. Procedia Engineering*[J], 2013, 64: 862

Microstructure and Mechanical Properties of Superalloy Laser Welded Joints for GH3625 Fabricated by Laser Additive

Geng Zhijie¹, Wang Shanlin¹, Chen Yuhua¹, Huang Yongde¹, Xin Jijun², Ke Liming¹, Wen Taotao¹, Sun Wenjun¹

(1. National Defense Key Disciplines Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology,

Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(2. Institute of Plasma Physics, Chinese Academy of Sciences, Hefei 230031, China)

Abstract: The laser butt welding of GH3625 superalloy fabricated by laser additive was conducted. The microstructure evolution and mechanical properties of the welded joints were analyzed. The results show that a great amount of Laves phase is only precipitated at the grain boundary of upper layer in HAZ, resulting in significant coarsening of the grain boundary. Along the upper layer to the lower layer of the weld, the fusion zone and the intermediate zone are gradually transformed from cell crystal, the columnar crystal and the equiaxed fine crystal of the upper layer to columnar crystal of the lower layer. The number of equiaxed fine crystal growing close to the fusion line is gradually increased. And the central zone is dendritic. The particle of fine γ' phase is precipitated in the weld. A number of Laves phase is precipitated in the inter-dendritic of the intermediate zone, and the morphology gradually changes from the strip of the upper layer to the particle of the lower layer. The tensile strength of the welded joint is 872 MPa, which is up to 98.2% of the base metal. The elongation is up to 90.7% of the base metal, the fracture surface of weld joint is approximately 45° inclined plane, and the fracture mode is the mixed fracture mode of brittle and ductile.

Key words: GH3625 superalloy fabricated by laser additive; laser welding; microstructure evolution; mechanical properties

Corresponding author: Wang Shanlin, Ph. D., Associate Professor, National Defence Key Disciplines Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, E-mail: slwang70518@nchu.edu.cn