CMT 电弧增材制造 GH4169 合金的组织和 拉伸性能

黄崇权,刘奋成,王晓光

(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,南昌 330063)

摘要:目的研究冷金属过渡 CMT 电弧增材制造 GH4169 合金单道多层薄壁试样的组织和拉伸性能。方法 利用 CMT 增材制造成形系统进行 GH4169 合金的单壁墙增材制造试验,分析了成形薄壁试样的组织演化和力学性能,讨论了柱状晶组织的各向异性以及均匀化处理对合金力学性能的影响。结果 成形试样的显微组织主要为 y 相和共晶(y+Laves)相,试样沿沉积方向具有[100]择优取向。枝晶组织随着沉积层数的增加变得粗大,枝晶间距变大且二次枝晶臂变小,Laves 相的取向特征越明显。从底部区域到顶部区域,试样枝晶臂间距 λ₁ 从 13.76 µm 增大到 23.27 µm。沿柱状晶生长方向的抗拉强度最大,约为 774 MPa;而沿电弧行走方向的抗拉强度随沉积层数的增加逐渐减小,断后伸长率逐渐增大,最大抗拉强度约为 763 MPa。1170 ℃固溶+时效处理后,原粗大柱状晶形成较小的多边形晶粒,成形试样组织的均匀性提高,沉积方向最大抗拉强度为 1222 MPa, 沿电弧行走方向最大抗拉强度为 1085 MPa。结论 CMT 增材制造 GH4169 合金组织特征与激光增材制造的试样基本一致,热处理前后 CMT 成形 GH4169 合金试样抗拉强度均小于激光立体成形,但伸长率更大。

关键词:冷金属过渡; GH4169 合金; CMT 电弧增材制造; 组织; 拉伸性能 DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2019.04.012 中图分类号:V261.3⁺4 文献标识码:A 文章编号:1674-6457(2019)04-0089-08

Microstructure and Tensile Property of GH4169 Superalloy Fabricated by CMT-arc Additive Manufacturing

HUANG Chong-quan, LIU Fen-cheng, WANG Xiao-guang

(National Defense Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

ABSTRACT: The paper aims to study microstructure and tensile property of GH4169 superalloy single run and multi-layer thin walled samples formed by cold metal transfer wire arc additive manufacturing (CMT-WAAM). Thin-walled samples of GH4169 superalloy were formed by the system of cold metal transfer wire arc additive manufacturing. The microstructure evolution and mechanical properties of the thin-walled samples were analyzed. The influences of the anisotropy of columnar crystal structure and homogenization on the mechanical properties of the alloy were discussed. The microstructures of the formed samples were mainly γ phase, Laves phase and eutectic (γ + Laves) phase, and the sample had [100] preferred orientation along the deposition direction. With the increase of the number of deposition layers, the dendritic structure became thicker and thicker, the spacing

收稿日期: 2019-06-04

基金项目:国家自然科学基金(51565041);江西省自然科学基金(20171BAB206004);江西省教育厅科研项目(GJJ170581) 作者简介:黄崇权(1994—),男,硕士研究生,主要研究方向为金属材料高能束快速成形和先进连接技术等。 通讯作者:刘奋成(1981—),男,博士,硕士生导师,主要研究方向为金属材料高能束快速成形和先进连接技术、金 属基复合材料制备技术等。

between dendrites and the two dendrite arm were getting smaller and smaller, and the orientation characteristics of Laves phase became more and more obvious. The maximum dendrite arm spacing increased from 13.76 μ m in the bottom region to 23.27 μ m in the top region. The tensile strength of the specimen along the columnar crystal growth was the largest, it was about 774 MPa; the tensile strength along the arc direction gradually decreased with the increase of the number of sedimentary layers, and the elongation at post increased gradually, and the maximum tensile strength was about 763 MPa. After solid solution + aging at 1170 °C, the coarse columnar crystals were broken into small columnar crystals. The uniformity of the microstructure was improved, the maximum tensile strength in the deposition direction was 1222 MPa, and the maximum tensile strength in the horizontal direction was 1085 MPa. The microstructural characteristics of GH4169 alloy formed by CMT are basically the same as the samples formed by the laser. The tensile strength of GH4169 alloy formed by CMT before and after heat treatment are lower than that of the samples by laser solid forming, but the elongation is higher.

KEY WORDS: cold metal transfer; GH4169 superalloy; CMT-WAAM; microstructure; tensile property

GH4169 合金是一种铁-镍-铬基的沉淀强化高温 合金, 在较高温度下具有良好的耐腐蚀、抗氧化、抗 疲劳性能,广泛应用于航空发动机涡轮盘、涡轮轴、 叶片等, 且合金的裂纹敏感性系数较低, 具有良好的 成形性能[1-3]。常用的传统热加工方法如铸造、锻压 和焊接等均能很好地用于此合金的生产,但是,传统 制造方法在大尺寸或复杂结构件的生产中存在材料 利用率低、生产周期长等缺点,随着装备性能要求的 提高,零件结构愈发复杂,传统热加工技术已不能满 足需要。在此情况下,大尺寸结构复杂镍基高温合金 构件的快速成形成为增材制造领域的研究热点。冷金 属过渡(Cold Metal Transfer, CMT)焊接是一种先 进的焊接工艺:当焊丝与熔池接触时发生短路,开始 引弧焊接, 然后电流减小, 电极回缩, 增强了焊丝的 液滴分离能力,在熔滴过渡中,电流较小,实现了熔 融态金属的"冷"过渡^[4-7]。以 CMT 作为增材制造热 源,可有效改善电弧增材成形中的热输入大与严重飞 溅问题。同时,相比于以激光和电子束等为热源的增 材方法相比, CMT 电弧增材成形又具有设备简易、 熔敷率高、生产周期短、生产成本较低等明显优势, 有望成为一种可以经济、快速成形大中型高质量金属 构件的成形工艺[8-9]。

增材制造的成形原理决定了材料特殊的组织和 性能。成形材料在热源的作用下快速熔化并凝固,先 后成形的材料组织具有一定的差异,随后每一熔覆层 都受到后续成形复杂的热循环作用,进一步引起组织 的差异。同时,作为一种沉淀强化镍基高温合金,成 形后的材料需要后续热处理进行均匀化和强化,因 此,在 GH4169 合金的增材制造研究中,成形组织的 一次调控与后续热处理二次调控一直是研究的热点。 Liu等^[10]对激光立体成形 Inconel 718 合金薄壁试样的 组织变化进行了分析,发现成形试样组织主要为 y 相 和共晶(y+Laves)相,且从成形试样底部到顶部, 一次枝晶臂间距逐渐增大,微观偏析有所增加。Ni 等^[11]对选择性激光熔覆增材制造 Inconel 718 合金组 织的各向异性进行了研究,发现成形过程中选用高激 光功率有利于减少空隙率;因为相邻柱状晶产生的摩 擦能够减缓裂纹的生长与扩展,垂直于柱状晶生长方 向的抗拉强度较低,但伸长率较高。宋衎等^[12]和刘奋 成等^[13]分别提出激光立体成形中熔池高凝固速度降 低了激光立体成形 Incone 718 合金中低熔点相出现 的几率,使合金具有更高的热处理温度极限,在 1100 ℃固溶1h后基本可以消除层带结构,三级热处 理后材料强度和塑性已达到锻件标准。

文中采用冷金属过渡 CMT 增材制造方法成形了 GH4169 合金薄壁试样,分析了成形试样组织的演化 规律和力学性能,并讨论了均匀化热处理前后试样组 织演变及力学性能差异,以期通过文中的试验研究为 冷金属过渡 CMT 增材制造 GH4169 合金组织和性能 调控提供依据。

1 试验方法

GH4169 合金的 CMT 增材成形试验在南昌航空大 学搭建的 CMT 增材制造成形系统上完成,该系统由三 轴可编程移动工作平台、Transpulse Synerigic 2700 型 CMT 焊接系统、工装夹具、气体保护箱等组成。所用 成形材料为 HGH4169 合金焊丝,焊丝直径为 1.2 mm, 化学成分如表 1 所示。保护气氛采用纯度大于 99.9%的 氩气,气体流量为 10 L/min,保护箱内氩气以流量为 5 L/min 持续通入,保持正压。基板材料选用 304 奥氏体 不锈钢,尺寸为 200 mm×60 mm×10 mm。

表 1 HGH4169 合金焊丝化学成分(质量分数) Tab.1 Chemical composition of HGH4169 alloy wire (mass fraction) %

				,		
С	S	Si	Al	Ti	В	Fe
< 0.08	< 0.015	< 0.30	0.20	0.65	< 0.06	余量
Mn	Р	Ni	Mo	Nb	Cr	
< 0.35	< 0.015	50.0	2.80	4.75	17.0	

试样成形采用"一"字形单向单道多层沉积扫描 路径。成形中始终保持焊丝与基板垂直,在预试验的 基础上,设定送丝速度(v_{wfs} =3.6 m/min)和焊接速度 (v_{ts} =0.3 m/min),采用 CMT 焊机的非一元化功能设 定成形电流波形参数,起弧电流 I_b =210 A,短路电流 I_{scwait} =80 A,短路电流持续时间 t_b =4.2 ms,短路电流 上升速率 $v_{current-rise rate}$ =500 A/ms,短路电流下降速率 $v_{current-drop rate}$ =300 A/ms,颈缩电流 I_{sc2} =60 A,颈缩电 流持续时间 $t_{an-current down}$ =1.4 ms。成形过程中焊枪的层 间提升高度为 2.1 mm,道间冷却时间约为 60 s。

图 1a 所示为试验成形试样,图 1b 给出了拉伸试 样的取样位置,平行于柱状晶生长方向的试样标记为 SD(Solidification direction)试样。拉伸试样经车削 加工成哑铃型棒状拉伸试样,其中试样总长度为 8 mm,夹持端直径为 6 mm,平行段直径为 3 mm、长 度为 20 mm。拉伸前对拉伸试样打磨至 2000[#]砂纸, 进行室温拉伸测试。所用拉伸设备型号为 WDW-E200D 型万能材料试验机,拉伸速率为 1 mm/min。





为进一步对比热处理前后各试样的组织与力学性 能差异,采用高温均匀化固溶处理+中间δ时效处理+ 双级时效处理对不同位置的沉积态试样进行热处理。采 用 SX2-5-12 箱式电阻炉进行热处理,测温误差为±1℃, 热处理之前对沉积态试样进行固溶处理温度试验来确 定合适的固溶温度和固溶时间。试验中采用的固溶温度 分别为 1070, 1130, 1170℃,固溶时间为 120 min。拉伸 试样的热处理参数(SIDA)为:1170℃保温 1 h 后空 冷至室温,980℃保温 1 h 后空冷至室温,720℃保温 8 h,以 50℃/h 的冷却速度冷至 620℃保温 8 h 再空冷至 室温。金相试样经研磨和抛光后,用 5 g FeCl₃+20 mL HCl+100 mL C₂H₃OH 进行化学腐蚀。用 MR5000 型光 学显微镜、SVS3020 3Dvision 轮廓扫描仪和 NANOSEM 450 场发射扫描电子显微镜观察显微组织,并用 EDS 测定合金元素分布及偏析情况。

2 试验结果与讨论

2.1 沉积态试样显微组织

图 2 为 CMT 电弧增材制造 GH4169 合金试样显 微组织,可见沉积态试样显微组织主要由沿沉积方向 外延连续生长的柱状晶组成,粗大柱状晶贯穿多个沉 积层,且成形组织致密,无气孔、裂纹等冶金缺陷形 成。随着沉积层数的增加,熔池的散热方向主要是沿 着已成形部分向下,即平行于沉积方向向下。由于在 沉积方向的温度梯度最大,所以柱状晶的生长方向与 沉积方向基本一致,即平行于散热方向向上。图 2a 为垂直于柱状晶生长方向的截面组织, 枝晶干 y 相呈 十字状,说明二次枝晶得到一定程度的发展。图 2b 为平行于柱状晶方向沿电弧行走方向的截面组织,不 同柱状晶的生长方向基本一致,在光学显微镜下表现 为衬度略有差别的灰色区域。图 2c 为沿平行于柱状 晶(y-z 方向)的截面组织,可见在层与层之间的过 渡区域,上下两层重熔界面处枝晶的生长方向基本一 致,组织较为连续。

图 3 给出了 CMT 电弧增材制造 GH4169 的沉积 面的 XRD 能谱,可以看到沉积态组织为奥氏体 y 相 组织,并显示出极强的晶体取向性,其<100>晶向具 有明显的优势。在所分析的截面上可获得 111y、200y 和 220y 这 3 个晶面及 Laves 相的衍射峰,试样中 NbC 相和 TiC 相含量较少,衍射峰的强度较弱。



a Vertical view

b Main view

c Side view

图 2 CMT 电弧增材制造 GH4169 合金试样显微组织

Fig.2 Microstructure of GH4169 superalloy specimens fabricated by CMT-arc additive manufacturing



图 3 CMT 电弧增材制造 GH4169 合金沿沉积方向 截面的 XRD 谱线

Fig.3 XRD spectrum along the deposition direction of GH4169 alloy fabricated by CMT-arc additive manufacturing

图 4 为显微组织析出相的化学成分 EDS 分析结 果。由分析结果可知, Laves 相周围白色块状析出相 中 Nb 元素的含量较高,结合析出相形貌认为此白色 块状物相为 NbC 相。而相邻不远处的灰黑色块状析 出相的 Ti 含量较高,初步认为是 TiC 相。同时可见, 材料内的 Laves 相主要以网状结构的共晶(y+Laves) 相的方式存在。

图 5 为 CMT 电弧增材制造 GH4169 合金试样不同位置的显微组织。从图 5 可见,试样除 y 相外在枝晶间存在较大数量的共晶(y+Laves)组织以及分布在 Laves 相周围的碳化物组成,这与激光增材制造GH4169 合金的典型显微组织基本一致^[14—15],但是共晶(y+Laves)组织体积分数明显增多,且尺寸增大。图 5a—c 为不同区域 Laves 相的形貌。在成形试样顶部,Laves 相呈长条连续状分布,且尺寸较大,其方向与沉积方向基本一致。在成形试样底部,熔池的散热较快,温度梯度较大,非平衡凝固特征更明显,其中的 Laves 相尺寸较小。由于成形的连续性,枝晶和Laves 相的变化也有一定的连续性,这种连续性主要由成形中的热环境决定。

为了进一步对 Laves 相以及枝晶变化特征进行分 析,采用 Image-pro Plus 图像分析软件对成形试样不 同位置的枝晶间距进行统计,结果如图 6 所示。在成 形试样底部,基材的初始温度较低,凝固过程中熔池 的散热较快,温度梯度大,二次枝晶的生长不发达, 因此,枝晶干间距 λ₁最小,平均约为 13.76 μm。在 成形试样顶部,由于沉积层数的增加,顶部的热积累



图 4 CMT 电弧增材制造 GH4169 合金的沉积态试样显微组织及物相 EDS 分析结果 Fig.4 Microstructure and EDS analysis of GH4169 alloy deposited by CMT-arc additive manufacturing



a Upper part

b Middle part

c Bottom part

图 5 CMT 电弧增材制造 GH4169 合金试样不同位置的显微组织 Fig.5 Microstructure of GH4169 superalloy specimen fabricated by CMT-arc additive manufacturing





Fig.6 Statistics of dendrite arms spacing in GH4169 superalloy fabricated by CMT-arc additive manufacturing

最多, 熔池的初始温度也最大, 熔池的散热主要沿着 已沉积的薄壁层, 散热能力变差, 温度梯度减小, 枝 晶干间距 λ_1 最大且取向特征最明显。从统计结果来 看, 此处枝晶干间距分布在 20 μm 左右的频数最多。 在成形试样顶部, 平均枝晶干间距 λ_1 最大, 约为 23.27 μm。在成形试样中部, 热积累介于顶部与底 部之间, 枝晶干与 Laves 相的变化也介于顶部与底 部的枝晶干和 Laves 相之间, 其中, 平均枝晶干间距 λ_1 约为 16.49 μm。

在枝晶的定向生长过程中,较大的热积累会促使 熔池的温度升高,枝晶生长时前端的温度梯度会促进 热扩散到固相中,等温线的推进则驱动枝晶尖端以给 定速率向液相中生长,因此,枝晶最终的生长特性由 枝晶尖端附近的溶质分布来决定^[10]。此外,枝晶间距 λ_1 取决于凝固冷却速率,冷却速率越快,固-液界面 处的散热能力也越强,因此枝晶间距也就越小^[17]。在 成形试样顶部热积累大,散热慢,散热方向固定的特 征使枝晶定向生长的特性最明显。从显微组织中能够 观察到由偏析形成粗大且取向明显的链条状 Laves 相。枝晶干间距以及 Laves 相形貌的变化表明,在成 形中其他参数一定时,热历史特征决定了成形组织变 化特征。

2.2 均匀化处理试样显微组织

与激光立体成形 GH4169 合金组织相比, CMT 电弧增材制造薄壁试样中柱状晶的尺寸以及枝晶间 距增大了1倍以上[18-19],且沉积态试样的取向特征 明显,枝晶间共晶组织的存在说明仍存在合金元素的 枝晶间微观偏析,这可通过均匀化热处理使合金的组 织均匀性得到提高。图7为不同温度和不同时间固溶 处理后 CMT 电弧增材制造 GH4169 合金试样显微组 织。发现随着固溶温度和时间的增加,试样中发生了 Laves 相的溶解以及柱状晶的"断裂"。对比图 2b 及图 7a 可见, 1070 ℃固溶处理后, 大部分 Laves 相发生 了溶解,柱状晶的晶界较平直,部分原粗大的柱状晶 晶界发生迁移,形成了尺寸较小的短小晶粒,但仍具 有柱状晶特征,断裂后的柱状晶长轴方向仍平行于沉 积方向。1130 ℃固溶处理后, Laves 相的溶解程度增 加,体积分数减少,如图 7b 所示,柱状晶的晶界变 得较为弯曲,但是此时柱状晶特征仍然明显。1170℃ 固溶处理后,Laves 相充分溶解,但是可见碳化物 NbC 均匀分布在基体上,并且基体上柱状晶逐渐变为较小 的晶粒并呈多边形分布,组织上的各向异性有了很大 程度的消除。刘奋成等^[20]在对激光立体成形 GH4169 试样的再结晶机制研究中发现,较快的非平衡凝固特 征使成形组织的残余应力存在,在后续加热过程中会 有再结晶现象,其中再结晶初期以原始晶界的亚晶形 核和晶界弓出机制为主,而在再结晶晶粒的长大阶 段,孪晶以原始晶界分解的方式形核并长大,进一步 细化晶粒,并对晶粒细化起重要作用。与激光相比, 电弧的能量密度较低,熔池凝固固液界面温度梯度 小,冷却速度慢,由此造成的材料内部残余应力较小, 再结晶的驱动力较小。根据图 7 及上述分析, CMT 增材制造GH4169合金试样柱状晶的变化开始于原粗 大柱状晶边界位置以及部分层间过渡位置,在位错、 残余应力等高能量区域,粗大的柱状晶"断裂"为短柱 ;状晶。随后,在破碎的柱状晶晶界以晶界弓出形核机 制形核,形成部分局部较小的多边形晶粒,由于再晶 界的驱动力较弱,破碎的晶粒仍保持较大的尺寸,未 能形成等轴晶。



图 7 固溶处理后 CMT 增材制造 GH4169 成形试样显微组织 Fig.7 Microstructure of GH4169 forming sample by CMT additive manufacturing after solution treatment

2.3 成形试样的力学性能

图 8 为热处理前后 CMT 电弧增材制造 GH4169 合金的室温拉伸应力-应变曲线。图 8a 为沉积态试样 的室温拉伸应力-应变曲线,沿电弧行走方向试样的 抗拉强度随着沉积层数的增加逐渐下降,伸长率逐渐 增加,最小抗拉强度 700 MPa 时的伸长率为 42%, 最大抗拉强度 763 MPa 时伸长率为 33%。沿沉积高 度方向试样的抗拉强度最大,为 774 MPa,此时伸长 率为 27%。可见,沉积态试样的拉伸性能表现出明显 的各向异性特点。沿沉积方向拉伸时,应力轴方向与 柱状晶、枝晶间 Laves 相的生长方向基本一致,材料 表现出高强度低塑性的特点。沿电弧行走方向拉伸 时,应力轴方向与柱状晶、Laves 相的生长方向接近 垂直,材料表现出低强度高塑性的特点。

图 8b 给出了热处理后各试样的室温拉伸应力应 变曲线。热处理以后各区域试样的抗拉强度均有了较 大的提升,水平方向试样的抗拉强度最大为 1085 MPa,此时伸长率均大于 30%,沉积方向试样的抗拉 强度最大为 1222 MPa,伸长率均大于 20%。同时发 现,热处理后沉积方向试样的抗拉强度仍大于水平方 向,但变化幅度有所减小。热处理以后,材料组织的 均匀程度有所提高,水平方向各区域试样的抗拉强度 基本一致,沿沉积高度方向试样的抗拉强度均大于水 平方向。这说明,原组织的各向异性特征仍对热处理 以后各试样的拉伸性能有影响。在单道多层薄壁的成 形过程中,由于散热的方向主要依靠已成形的底层处 理,散热方向自上而下,柱状晶的生长方向自下而上, 具有明显的定向凝固特征,且成形过程试样内部的残 余应力较小,再结晶的驱动力也较小,在后续热处理 中粗大的柱状晶很难完全断裂形成等轴晶,组织的各 向异性未能完全消除。

图 9 显示了热处理前后不同取向试样的断口形 貌, 其中图 9a 和 9b 为热处理前后沿电弧行走方向试 样拉伸断口的显微形貌,可见此时断口保持着柱状晶 一定取向分布的特征,由于柱状晶之间的关系基本为 平行, 滑移阻力较小, 拉伸过程中柱状晶会沿柱状晶 生长方向发生一定的滑移,因此,在电弧行走方向合 金的伸长率较大。图 9c 和 9d 为热处理前后沿沉积方 向试样拉伸断口显微形貌,沿沉积方向拉伸时,应力 轴与柱状晶、Laves 相生长方向基本一致,晶界的横 向约束较小,滑移阻力较大,因此沉积方向试样的抗 拉强度较大,伸长率较低。由于沉积态枝晶间 Laves 相的作用, 拉伸过程中硬脆相 Laves 相对枝晶干变形 具有较强的钉扎作用,沉积态的断口能观察到 Laves 相与枝晶相互作用留下的粒状聚集区域。热处理以后 Laves 相基本消除,断口存在大量韧窝,大韧窝的尺 寸一般可达到 4~6 µm, 这些韧窝主要是由碳化物 相所形成的微孔聚集而产生,因此材料具有良好 的塑性。







c As-deposited, SD

d After heat treatment, SD

图 9 CMT 增材制造 GH4169 成形试样拉伸断口显微形貌

Fig.9 Microstructure of tensile fracture surface of GH4169 specimen formed by CMT additive manufacturing

processes under room temperature					
Tab.2 Tensile properties of GH4169 alloy produced by					
	拉伸性能比较				
表 2	个同上艺 CMT 电弧增材制造 GH4169 合金的室温				

成形方式及 热处理状态	抗拉强度/MPa	伸长率/%
TIG ^[21] solid	569	25.00
CMT wall	774	27.32
LSF ^[13] solid	931	19.82
Wrought standard	1340	12.00
TIG solid+SIDA	1063	21.00
CMT wall+SIDA	1221	24.51
LSF solid+SIDA	1351	17.20

与文献[13]和[21]中报导的激光增材制造和 TIG 电弧 GH4169 合金试样热处理前后室温拉伸性能比较 发现(见表 2), CMT 电弧增材制造成形 GH4169 合 金薄壁的抗拉强度与伸长率比 TIG 电弧增材制造 GH4169 合金试样均有大幅度提升,这与 CMT 电弧 增材制造工艺的热输入较小、成形过程中的热积累较 小等因素有关。但是与激光增材制造 GH4169 合金相 比,由于激光热源的能量密度较大,熔池具有更大的 凝固速率,非平衡特征更加明显,枝晶干间距更小, 偏析进一步减弱,内部残余应力增大,因此激光立体 成形的试样能够在较低的温度、较短的时间完成再结 晶,热处理以后组织的各向异性消除,强度得到大幅 度提高。由于 CMT 电弧热源的特性,其熔池凝固速 率有限,成形组织内部的残余应力较小,因此,热处 理过程中粗大的柱状晶只发生了断裂、破碎,未能完 全发生再结晶而得到细小等轴晶组织。热处理后组织 仍有一定的各向异性。热处理前后 CMT 电弧增材制 造成形 GH4169 合金试样抗拉强度均小于激光立体成 形,但伸长率更大。

3 结论

1) CMT 电弧增材制造 GH4169 合金组织表现出 明显的各向异性,沿沉积方向具有<001>择优取向, 随着沉积层数的增加,枝晶干间距越来越大、Laves 相的取向特征增强。顶部区域枝晶臂间距 λ_1 最大,平 均为 23.27 μ m,底部区域枝晶臂间距 λ_1 最小,平均 为 13.76 μ m。

2) CMT 增材 GH4169 合金薄壁经 1170 ℃保温 2 h 的固溶处理后,粗大的柱状晶破碎为短柱状晶, 组织的均匀性提高,但组织内部的残余应力较小,再 结晶的驱动力较低,组织的各向异性未能完全消除。

3)随着沉积层数的增加,沿电弧行走方向试样 的抗拉强度越来越小,伸长率越来越大,沿沉积方向 无横向晶界约束的组织特征使试样的抗拉强度最大 约为 774 MPa。热处理(SIDA)以后,沿电弧行走 方向试样的抗拉强度基本一致,沉积方向抗拉强度最 大约为 1222 MPa。

参考文献:

- 庄景云. 变形高温合金 GH4169[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.
 ZHUANG Jing-yun. Deformed Superalloy GH4169[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006.
- [2] "中国航空材料手册"编辑委员会编.中国航空材料手册:变形高温合金、铸造高温合金[M].北京:中国标准出版社,2011.
 Editorial Board of China Aviation Material Manual. China Aviation Material Manual: Deformation Superalloy, Cast Superalloy[M]. Beijing: China Standard Press, 2011.
- [3] 张丽, 吴学仁, 黄新跃. GH4169 合金自然萌生小裂纹扩展行为的试验研究[J]. 航空学报, 2015, 36(3): 840—847. ZHANG Li, WU Xue-ren, HUANG Xin-yue. Experimental Investigation on the Growth Behavior of Naturally-initiated Small Cracks in Superalloy GH4169[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2015, 36(3): 840—847.
- [4] PINTO. Aditive Manufacturing of Nickel Components Using CMT Process[D]. Rovisco Pais: Instituto Superior Técnico, 2015.
- [5] WANG F, WILLIAMS S, RUSH M. Morphology Investigation on Direct Current Pulsed Gas Tungsten Arc Welded Additive Layer Manufactured Ti6Al4V Alloy[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2011, 57(5/6/7/8): 597—603.
- [6] MARTINA F, MEHNEN J, WILLIAMS S W, et al. Investigation of the Benefits of Plasma Deposition for the Additive Layer Manufacture of Ti-6Al-4V[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(6): 1377—1386.
- [7] DING J, COLEGROVE P, MEHNEN J, et al. Thermo-mechanical Analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing Process on Large Multi-Layer Pares[J]. Computational Materials Science, 2011, 50(12): 3315— 3322.
- [8] 张纪奎,陈百汇,张向. 电弧增材制造钛合金界面处残 余应力及其影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(3): 920—926.
 ZHANG Ji-kui, CHEN Bai-hui, ZHANG Xiang. Residual Stress at the Interface of Wire+Arc Additive Manufactured Titanium Alloy and Its Influence[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47(3): 920—926.
- [9] 王华明. 高性能大型金属构件激光增材制造: 若干材料 基础问题[J]. 航空学报, 2014, 35(10): 2690—2698.
 WANG Hua-ming. Materials' Fundamental Issues of Laser Additive Manufacturing for High-performance Large Metallic Components[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2014, 35(10): 2690—2698.
- [10] LIU F, LIN X, LENG H, et al. Microstructural Changes in a Laser Solid Forming Inconel 718 Superalloy Thin Wall in the Deposition Direction[J]. Optics & Laser Technology, 2013, 45(1): 330—335.
- [11] NI M, CHEN C, WANG X, et al. Anisotropic Tensile Be-

havior of In Situ Precipitation Strengthened Inconel 718 Fabricated by Additive Manufacturing[J]. Materials Science & Engineering A, 2017, 701: 344—351.

- [12] 宋衎, 喻凯, 林鑫, 等. 热处理态激光立体成形 Inconel 718 高温合金的组织及力学性能[J]. 金属学报, 2015, 51(8): 935—942.
 SONG Kan, YU Kai, LIN Xin, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Heat Treatment Laser Solid Forming Superalloy Inconel 718[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(8): 935—942.
- [13] 刘奋成. 激光立体成形 GH4169 合金的组织和强化机理
 [D]. 西安: 西北工业大学, 2011.
 LIU Fen-cheng. Microstructures and Strengthening Mechanism of GH4169 Superalloy Fabricated by Laser Solid Forming[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2011.
- [14] XIAO H, LI S, HAN X, et al. Laves Phase Control of Inconel 718 Alloy Using Quasi-continuous-wave Laser Additive Manufacturing[J]. Materials & Design, 2017, 122: 330–339.
- [15] LONG Y T, NIE P L, LI Zhu-guo, et al. Segregation of Niobium in Laser Cladding Inconel 718 Superalloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(2): 431–436.
- [16] FISHER D J. Fundamentals of Solidification[M]. Trans Tech Publication Switzerland, 1998.
- [17] 顾林喻. 高温合金定向凝固枝晶间距与冷却速率的关系
 [J]. 西安工业大学学报, 1999, 19(2): 147—150.
 GU Lin-yu. The Relationship Between Dendritic Arm Spacings and Cooling Rate of Superalloy under the Directional Solidification[J]. Journal of Xi'an Technological University, 1999, 19(2): 147—150.
- [18] NI M, CHEN C, WANG X, et al. Anisotropic Tensile Behavior of In Situ Precipitation Strengthened Inconel 718 Fabricated by Additive Manufacturing[J]. Materials Science & Engineering A, 2017, 701: 344—351.
- [19] ZHANG Y C, LI Z G, NIE P L, et al. Effect of Cooling Rate on the Microstructure of Laser-Remelted INCONEL 718 Coating[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2013, 44(12): 5513—5521.
- [20] 刘奋成,林鑫,余小斌,等.激光立体成形 GH4169 合金 再结晶过程中的界面和晶体取向演化[J].金属学报, 2014, 50(4): 463—470.
 LIU Fen-cheng, LIN Xin, YU Xiao-bin, et al. Evolution of Interface and Crystalorientation of Laser Solid Formed GH4169 Superalloy during Recrystallization[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 50(4): 463—470.
- [21] 陈鹏. 电磁辅助焊接快速成形 GH4169 合金的组织和力 学性能研究[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2016.
 CHEN Peng. Microstructure and Mechanical Properties of GH4169 Superalloy Fabricated by Electromagnetic Stirring Aided Arc Welding Rapid Forming[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2016.