

热处理对选区激光熔化 GH3230 高温合金显微组织及高温拉伸力学性能的影响

宋志坤¹, 刘元富^{1,2}, 陈德强², 李伟¹, 孙广宝³, 于鸿焄³, 王睿³, 张乐乐¹

(1. 北京交通大学, 北京 100044)

(2. 河南科技大学, 河南 洛阳 471023)

(3. 高温合金新材料北京市重点实验室, 北京 100081)

摘要: 为有效提高 GH3230 高温合金的综合高温力学性能, 本研究利用选区激光熔化技术成形了 GH3230 试样, 按照设计的热处理制度做了固溶处理。分析了固溶处理前后合金的显微组织结构, 测试了合金的高温拉伸力学性能, 研究了析出碳化物的形态和分布对高温拉伸力学性能的影响规律, 探讨了高温拉伸断裂机制。结果表明: 选区激光熔化 GH3230 合金显微组织由生长方向与材料堆积方向一致的单一 γ 固溶体柱状晶构成。固溶处理后, 沿 γ 固溶体柱状晶界析出了呈链状分布的 M_6C 型碳化物颗粒, 在柱状晶内部析出了弥散分布的 M_6C 型超细碳化物颗粒, 柱状晶变粗, 晶粒取向差异减小, 出现向等轴晶转变的趋势; 高温拉伸力学性能各向异性程度减弱, 由于显微组织仍为具有定向凝固特征的柱状晶组织, 不同方向的高温拉伸力学性能仍存在差异; 纵向及横向高温拉伸断裂机制均为沿晶韧性断裂。

关键词: 选区激光熔化; GH3230; 显微组织; 强度; 塑性

中图分类号: TG132.3³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)07-2654-08

GH3230 是固溶强化型 Ni-Cr 基变形高温合金, 具有强度高、抗冷热疲劳、抗氧化、耐腐蚀、组织稳定性好等性能优势, 最高使用温度可达 1050 °C, 被广泛用于制造先进航空发动机燃烧室主体零部件、熔盐塔式电站聚热系统吸热器以及其它在高温及氧化腐蚀等恶劣环境下服役的关键结构件^[1-4]。

同大多数合金化程度较高的高温合金一样, GH3230 也存在机加工困难的问题。随着航空发动机设计及制造技术的不断发展, 为了追求高推重比、高燃油效率、长使用寿命等关键指标, 航空发动机燃烧室内部结构变得越来越复杂^[5]。这样一来, 更增加了采用传统机加工方法制造以 GH3230 为主要高温结构材料的先进航空发动机燃烧室的困难, 有时甚至根本无法实现。选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 技术作为激光增材制造技术之一, 可以根据零件的三维切片模型, 采用激光逐点逐线逐层选择性熔化合金粉末层, 在不需要模具的条件下, 直接成形全致密金属结构件^[6-10]。SLM 技术有效避免了采用传统技术制造复杂结构件时存在的工艺复杂, 制造成本高, 材料利用率低, 生产周期长等缺点, 尤其适合高熔点、

难加工、内部结构复杂的金属结构件的直接成形制造^[11-15]。SLM 技术的出现, 无疑为解决先进航空发动机燃烧室中材质为 GH3230 的复杂结构件制造困难的问题提供了利器。

SLM 沉积过程中, 熔池中的熔体处于高温梯度、高冷却速率的特殊凝固条件下, 容易获得具有明显定向凝固特征、固溶度高、位错密度高的细柱状晶组织, 使材料表现出高强度、低塑性, 力学性能呈各向异性, 而且存在分布复杂的热应力^[16]。因此, SLM 成形件大都会进行后续热处理, 用于消除热应力, 均匀组织, 消除力学性能的各向异性^[17]。

GH3230 作为一种典型的固溶强化型高温合金, 其常规热处理是固溶处理。如果采用 SLM 技术成形 GH3230 结构件, 沉积态的 GH3230 合金本就处于过饱和固溶态, 再进行以促使碳化物回溶获得均匀奥氏体组织为目的的常规固溶处理显然没有必要。如果通过固溶处理在保持材料较高强度的基础上提高塑性、改善力学性能的各向异性, 同时消除热应力, 这样就很有意义了。目前, 针对 GH3230 的研究大都集中在合金成分优化及热处理工艺优化方面^[18-20]。据调研, 目

收稿日期: 2021-07-17

基金项目: 高端轴承摩擦学技术与应用国家地方联合工程实验室开放基金 (201904); 中央高校基本科研业务费专项基金 (2019JBZ106)

作者简介: 宋志坤, 男, 1972 年生, 博士, 副教授, 北京交通大学机械与电子控制工程学院, 北京 100044, 电话: 010-51688614, E-mail: zksong@bjtu.edu.cn

前鲜见利用 SLM 技术成形 GH3230，并通过热处理提高其综合高温力学性能的研究报道。

本研究利用 SLM 技术，以 GH3230 合金粉末为原料，沉积了 GH3230 合金试样，按照设计的固溶处理制度对其做了固溶处理。研究了沉积态及固溶态 GH3230 合金的显微组织结构，测试了沉积态及固溶态合金的高温拉伸力学性能，研究了析出碳化物的形态和分布对合金的高温拉伸力学性能的影响规律，探讨了合金的高温拉伸断裂机制。

1 实验

采用中航迈特粉冶科技有限公司生产的 GH3230 粉末作为选区激光熔化试验的粉末原材料，粉末粒径范围为 15~45 μm，粉末标称化学成分及实测化学成分如表 1 所示。利用 SLM Solutions GmbH 公司生产的 SLM 125HL 型选区激光熔化系统制备试样。SLM 工艺参数为：激光功率 230 W，光斑直径 70 μm，铺粉层厚度 30 μm，激光扫描速度 800 mm/s，扫描间距 40 μm，采用 S 形扫描模式。工作腔内充入氩气进行保护，氧含量控制在 100 μL/L 以内，基板为 AISI 304 不锈钢，基板预热温度 200 °C。

图 1a 为 SLM 沉积 GH3230 棒状试样，试样直径约 12 mm，高度约 68 mm。利用线切割机床，按照图 1b 所示取样方式，将试样切成 Φ10 mm×5 mm 的圆盘和 8 mm×8 mm×5 mm 的长方块，用于制备金相试样。

direction) 的端面用于观察横向显微组织形貌；长方块试样上平行于材料堆积方向的端面用于观察纵向显微组织形貌。采用常规金相试样制备流程制备金相试样，试样经过机械抛光后再进行电解抛光以去除应力及微细划痕。电解抛光液成分为 20 mL 高氯酸+80 mL 无水乙醇，抛光电压 20 V，抛光时间 3~5 s。采用电化学腐蚀方法来腐蚀晶界，腐蚀液成分为 15 g 硫酸铜+50 mL 盐酸+3.5 mL 硫酸，工作电压 3~5 V，腐蚀时间 3~5 s。电化学腐蚀时，镍板接电源负极，试样接电源正极。

本研究以获得综合高温力学性能为目的，利用箱式电阻炉，对 SLM 沉积 GH3230 进行固溶处理。固溶处理制度为：1230 °C/1 h，随炉升温，炉冷。考虑到潜在的应用背景为采用 SLM 技术直接成形 GH3230 航空发动机燃烧室关键部件，按照标准 GB/T228.1-2015，在 1000 °C（接近航空发动机燃烧室工作温度上限）进行高温拉伸试验，测试抗拉强度、屈服强度、延伸率及断面收缩率。拉伸试样零件图如图 2 所示。

采用 JSM-7800F 型场发射扫描电镜 (SEM) 及 GX-71 型光学金相显微镜 (OM) 观察分析显微组织形貌。利用 XD-3 型 X 射线衍射仪 (XRD) 结合电子探针微区分析 (EPMA) 表征物相组成。利用 JSM-7200F 型场发射扫描电镜进行电子背散射衍射 (EBSD) 观察晶粒取向分布特征。利用 JXA-8530F 型场发射扫描电镜进行电子探针微区分析，对合金中碳化物的分布、元素组成和含量进行测定。利用

表 1 GH3230 合金粉末的实际化学成分及标称化学成分

Table 1 Analyzed and nominal chemical composition of GH3230 alloy powder (ω/%)

Element	Cr	W	Mo	Fe	Si	Al	Ti	La	Mn	B	C	Ni
Analyzed	22	14	2.0	0.5	<0.03	0.4	0.01	0.005	0.3	0.01	0.15	Bal.
Nominal	20~24	13~15	1~3	≤3	0.25~0.75	0.2~0.5	≤0.01	0.005~0.05	0.3~1.0	≤0.015	0.15~0.5	Bal.

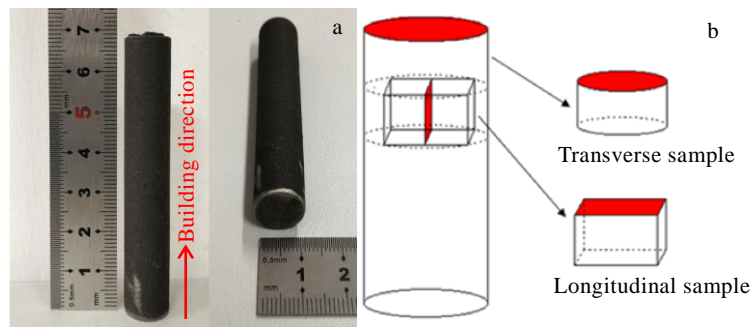


图 1 选区激光熔化沉积 GH3230 棒状试样照片和金相试样线切割取样示意图

Fig.1 GH3230 rod-shaped specimen deposited by selective laser melting technique (a) and schematic diagram of cutting metallographic samples by wire (b)

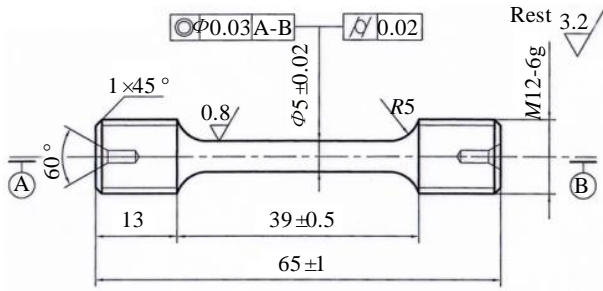


图 2 高温拉伸试样零件图

Fig.2 Part drawing of high temperature tensile specimen

ZEISS-EVO18 型钨灯丝扫描电镜 (SEM) 观察高温拉伸断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 物相分析

图 3 为选区激光熔化 GH3230 合金沉积态及固溶处理态的 X 射线衍射图谱。由图 3 可以看出, 沉积态 GH3230 合金由单相 γ 固溶体组成, 固溶处理态 GH3230 合金的相组成为 γ 固溶体和 M_6C 型碳化物。选区激光熔化沉积过程中, 合金熔池中的熔体处于高温梯度、高冷却速率的特殊凝固条件下, 产生快速凝固, 原子扩散受到抑制, 碳化物及第二相来不及析出, 因此得到了单相 γ 固溶体组织。沉积态 GH3230 合金经过 1230 °C/1 h (随炉升温, 炉冷) 的固溶处理后, 获得了由 γ 固溶体和 M_6C 型碳化物为主要组成相的显微组织。

图 4 为利用 JMatPro 软件进行模拟计算所获得的 GH3230 合金热力学平衡相图。相图直观地揭示了激光选区熔化 GH3230 合金进行固溶处理后 M_6C 型碳化物的析出过程。由图 4 可知, M_6C 型碳化物析出温度

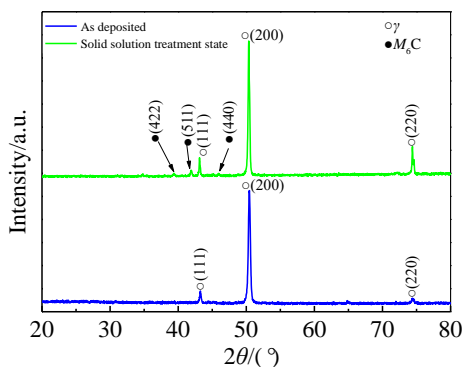


图 3 沉积态及固溶处理态 GH3230 高温合金 X 射线衍射图谱
Fig.3 X-ray diffraction patterns of GH3230 superalloy in deposition and solid solution treatment state

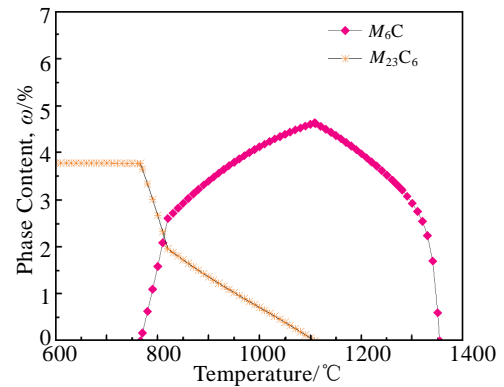


图 4 利用 JMatPro 软件计算获得的 GH3230 合金热力学平衡相图
Fig.4 Thermodynamic equilibrium phase diagram of GH3230 alloy obtained by calculation with JMatPro software

范围为 770~1350 °C, 在此温度范围内, 随着温度升高, M_6C 型碳化物的析出量逐渐增加, 到 1110 °C 左右时开始缓慢降低, 大约 1300 °C 以后, M_6C 型碳化物急剧减少, 大约 1350 °C 时完全溶解; $M_{23}C_6$ 型碳化物析出温度范围为 600~1110 °C, 大约从 770 °C 开始, 随着温度升高, $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出量逐渐降低, 至大约 1110 °C 时完全溶解。从相图来看, 在 1230 °C 固溶处理条件下 $M_{23}C_6$ 型碳化物完全溶解, 仅有 M_6C 型碳化物析出。需要说明的是, 在本研究所述固溶处理制度下, 由 1230 °C 随炉冷却过程中, 经过 $M_{23}C_6$ 型碳化物析出温度区间时, 可能会有少量 $M_{23}C_6$ 型碳化物析出, 只是由于其含量太低, XRD 未能检出。

2.2 显微组织分析

图 5 为选区激光熔化 GH3230 合金典型显微组织的 SEM 照片。由图 5a 可见, 平行于材料堆积方向的截面 (定义为纵截面) 上, 显微组织由生长方向不同的超细柱状晶集束构成, 生长方向不同的柱状晶集束之间的界面上以及柱状晶内部无任何析出相。生长方向不同的柱状晶集束形成原因归结如下: 粉末层被光斑直径 70 μm 的超细激光束扫描后快速熔化形成微熔池, 熔池内的熔体在高温梯度、高冷却速率的凝固条件下, 在熔池底部 (也是固/液分界面, 此处形核功最低) 率先形核, 形核之后的合金熔体沿着与散热方向相反的方向定向快速凝固, 形成生长方向垂直于熔池壁的细柱状晶组织; 由于激光束能量密度呈高斯分布, 导致熔池壁横截面呈弧形, 合金熔体在弧形熔池壁的不同位置形核, 从而分别形成生长方向垂直于其形核核心所依附的熔池壁、逆散热方向生长的结晶方向不同的柱状晶集束; 加之激光选区熔化工实施过程中, 同一铺粉层内激光扫描路径交错纵横, 受上述

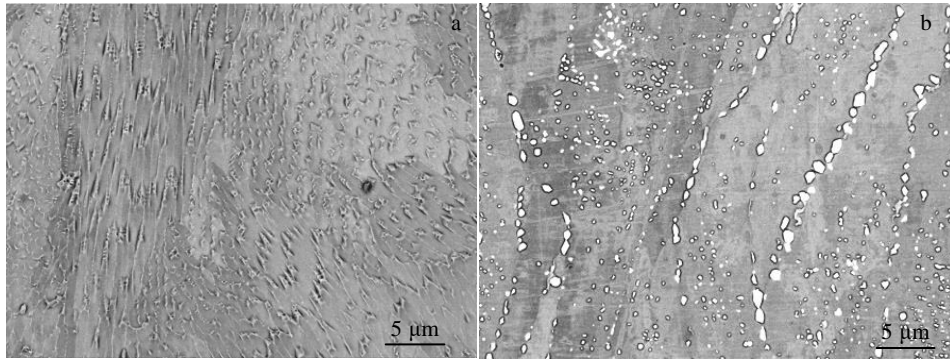


图 5 选区激光熔化沉积 GH3230 高温合金典型显微组织 SEM 像

Fig.5 SEM images of typical microstructure of GH3230 superalloy deposited by selective laser melting technique: (a) longitudinal section and (b) cross section

综合因素的影响,使得选区激光熔化 GH3230 合金的凝固组织在纵截面内呈现出生长方向不同的柱状晶集束形貌。图 5b 给出了垂直于材料堆积方向的截面(定义为横截面)上凝固组织的形貌特征。如图 5b 所示,在横截面上可以清晰地观察到柱状晶枝干的截面形貌,同时可以观察到不同柱状晶集束的凝固方向差异,相邻柱状晶之间晶界区域非常细小,结合非常紧密。利用 Image Pro 图像分析软件测量了柱状晶集束的尺寸,测量结果为:柱状晶集束近似呈长方体,长度、宽度和厚度分别为:15~20 μm、5~8 μm 和 1~2 μm。可见,选区激光熔化 GH3230 凝固组织非常细小,具有明显的快速凝固特征。

选区激光熔化 GH3230 合金固溶处理后典型显微组织形貌如图 6 所示。由图 6a 可见,固溶处理后,在纵截面上,显微组织仍保留了沿着与熔池散热相反方向凝固生长的柱状晶的形貌特征,但与固溶处理前相比,柱状晶明显长大,超细柱状晶集束之间的亚晶界消失,位向不同的柱状晶集束之间的平直晶界变得弯

曲,出现了向等轴晶转变的趋势;另外,柱状晶之间的晶界上呈链状分布着平均粒径约 0.5 μm 的白色颗粒状碳化物,柱状晶内部弥散分布着平均粒径约 0.1 μm 的白色颗粒状碳化物。由图 6b 可见,固溶处理后,在横截面上能够清晰地观察到柱状晶集束之间发生合并、亚晶界消失的形貌,位向不同的柱状晶集束之间的平直晶界变得弯曲,出现了向等轴晶转变的趋势;此外,也观察到了晶界上呈链状分布、晶内弥散分布的超细白色颗粒状碳化物。

对图 6 中晶界及晶内析出的白色颗粒状碳化物进行电子探针(EPMA)微区成分分析,如图 7 所示。由图 7 可知,晶界上呈链状分布的大颗粒碳化物以及晶内弥散分布的小颗粒碳化物中,Mo 和 W 的信号强度都比较高,结合 XRD 分析结果可以确定,晶界及晶内析出的碳化物均属富含 Mo 和 W 的 M_6C 型碳化物。如图 7 所示,在晶界右下侧以及中上部的晶粒内,均观察到了 Cr 元素富集现象,由此证实了前面的推断,即:GH3230 合金进行固溶处理,在随炉缓慢冷

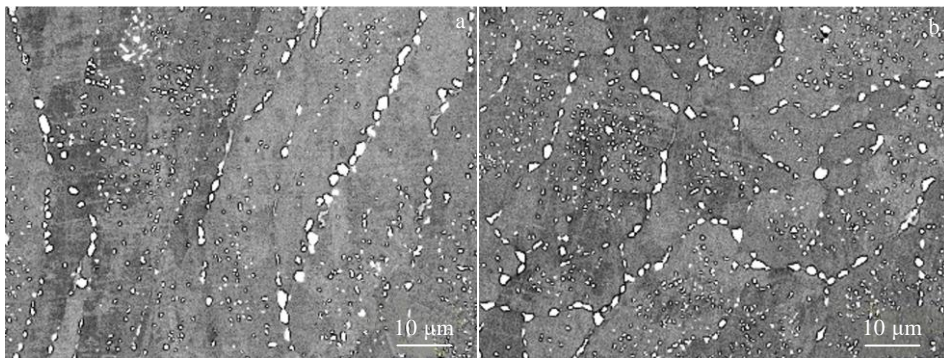


图 6 固溶处理后的选区激光熔化沉积 GH3230 高温合金典型显微组织 SEM 像

Fig.6 SEM images of typical microstructure of GH3230 superalloy deposited by selective laser melting technique after solid solution treatment: (a) longitudinal section and (b) cross section

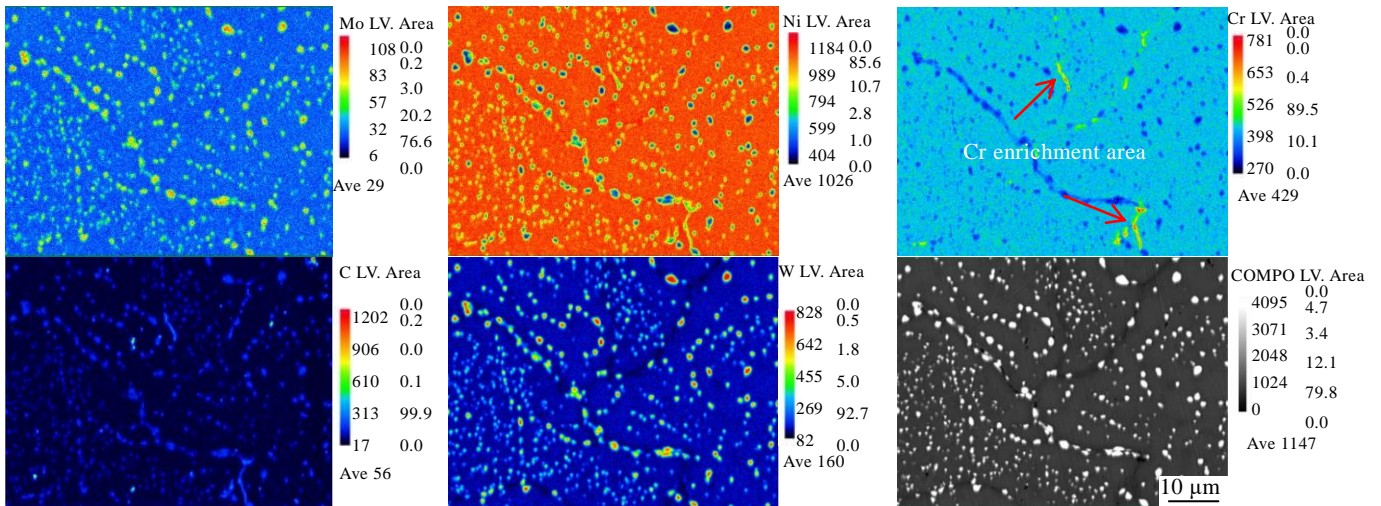


图 7 固溶处理态 GH3230 高温合金 EPMA 面扫描结果

Fig.7 EPMA area scanning results of solid solution treated GH3230 superalloy

却过程中,进入到 $M_{23}C_6$ 型碳化物析出温度区间时,析出了少量富 Cr 的 $M_{23}C_6$ 型碳化物。对晶界上粗颗粒碳化物成分进行定量分析,结果表明其平均化学成分(质量分数为,%)为 64.76W-22.76Ni-16.69Cr-6.64Mo-2.27C。由于晶界碳化物平均粒径约 $0.5 \mu\text{m}$,晶内碳化物更细,EPMA 最小有效探测范围为直径 $1 \mu\text{m}$,明显大于碳化物的粒径,因此,EPMA 结果肯定受碳化物周边组织的影响,但可以借此定性的分析碳化物的元素组成。EPMA 结合 XRD (图 3) 以及相图计算结果 (图 4),可以确定晶界及晶内析出的碳化物为富含 Mo 和 W 的 M_6C 型碳化物以及少量富含 Cr 元素的 $M_{23}C_6$ 型碳化物。

对于合金化程度非常高的 GH3230 合金,在选择性激光熔化过程中,高温度梯度、高冷却速率使得熔体产生非平衡快速凝固,抑制了原子扩散,从而形成了过饱和单相 γ 固溶体组织。固溶处理以后,将导致以下 4 个方面的变化:首先,固溶处理将会有效去除选择性激光熔化过程中由于熔体快速凝固所导致的热应力;第二,随温度的改变, γ 固溶体固溶度下降,原子扩散获得了驱动力,使得碳化物得以形核、长大;第三,随着晶界原子的扩散,晶界发生迁移,沿散热相反方向凝固结晶的柱状晶形态不再明显,出现了向等轴晶转变的趋势,这对于减小柱状晶组织力学性能的各向异性无疑是有益的;第四,晶界迁移使相邻晶粒发生合并,导致晶粒长大,但得益于晶界上弥散分布的超细碳化物颗粒的钉扎作用,晶粒长大受到抑制,从而使得 GH3230 高温合金仍然保持了细晶显微组织结构,这对于提高材料的力学性能无疑是有益的。

2.3 高温拉伸力学性能分析

图 8 给出了沉积态及固溶态 GH3230 合金在 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 高温拉伸试验条件下横向和纵向的抗拉强度及屈服强度。如图 8 所示,沉积态 GH3230 合金纵向抗拉强度及屈服强度分别为 215 和 153 MPa,横向分别为 190 和 135 MPa,可见,原始沉积态 GH3230 的高温拉伸力学性能呈明显的各向异性。固溶态 GH3230 纵向抗拉强度及屈服强度分别为 175 和 130 MPa,横向分别为 172 和 128 MPa。可见,固溶处理后,纵向及横向抗拉强度及屈服强度均十分接近。结合固溶态显微组织形貌 (图 6) 可以看出,固溶处理减小了晶粒取向差异,从而减小了不同方向上抗拉强度及屈服强度的差异程度。需要注意的是,固溶态 GH3230 合

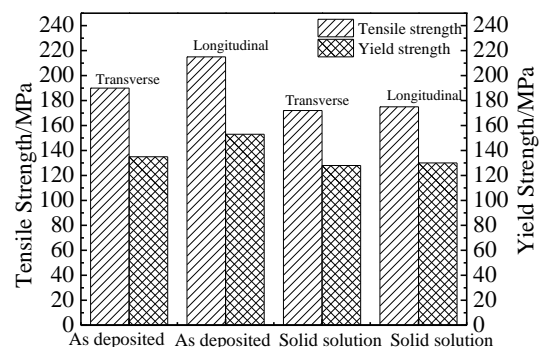


图 8 沉积态及固溶态 GH3230 高温合金的抗拉强度及屈服强度 (拉伸试验温度 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$)

Fig.8 Tensile strength and yield strength of GH3230 superalloy in deposition state and solid solution treatment state (tensile test temperature: $1000 \text{ }^\circ\text{C}$)

金纵向及横向的抗拉强度和屈服强度都低于原始沉积态。这是由于固溶处理过程中，温度升高不可避免地导致固溶度降低、位错密度降低、晶粒长大，受上述因素综合影响，导致抗拉强度及屈服强度均相应降低。

图 9 为沉积态及固溶态 GH3230 合金在 1000 °C 高温拉伸试验条件下所测得的横向和纵向的延伸率及断面收缩率。如图 9 所示，沉积态 GH3230 合金纵向延伸率及断面收缩率分别为 47.5% 和 47.5%，横向分别为 4% 和 5.5%，横向的延伸率比纵向低了近 12 倍，横向断面收缩率比纵向低了近 9 倍。可见，沉积态 GH3230 合金不同方向上塑性差异比强度差异更为显著。原因在于，激光选区熔化得到的柱状晶具有明显的取向性，柱状晶晶界分布方向与材料堆积方向（纵向）相平行，在此方向产生塑性变形时，位错移动受到晶界的阻碍作用显然要低于横向，因此在纵向上，材料具有更强的均匀塑性变形能力，因此表现出比横向更好的延伸率及断面收缩率。如图 9 所示，固溶态 GH3230 合金的纵向延伸率及断面收缩率分别达到 60.5% 和 60%，横向分别为 6.5% 和 8.5%。与沉积态相比，纵向的延伸率及断面收缩率均有显著提高，横向的延伸率及断面收缩率也都有小幅提高，但纵向与横向相比，无论是延伸率还是断面收缩率都存在显著差异。固溶处理使沉积态 GH3230 塑性提高的原因归结如下：首先，固溶处理消除了选区激光熔化过程中因快速凝固导致的热应力，消除了因热应力分布复杂使局部产生裂纹源

的可能性；第二，固溶处理降低了固溶度，减小了晶格畸变程度，同时，也降低了位错密度，使合金的塑性得以恢复；第三，固溶处理过程中，晶界上弥散析出的超细碳化物对晶界的钉扎作用，有效抑制了晶粒的过度长大，从而使合金能够保持良好的塑性。固溶处理后，虽然减小了晶粒的取向性，但柱状晶凝固组织特征依然存在，从而使得纵向及横向的延伸率及断面收缩率仍存在差异。

图 10 为固溶态 GH3230 合金在 1000 °C 高温拉伸试验条件下的拉伸断口 SEM 形貌。纵向试样拉伸断口

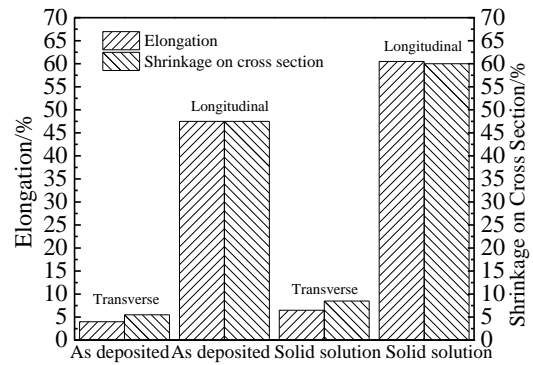


图 9 沉积态及固溶态 GH3230 高温合金的延伸率及断面收缩率（拉伸试验温度 1000 °C）

Fig.9 Elongation and shrinkage on cross section of GH3230 superalloy in deposition state and solid solution state (tensile test temperature: 1000 °C)

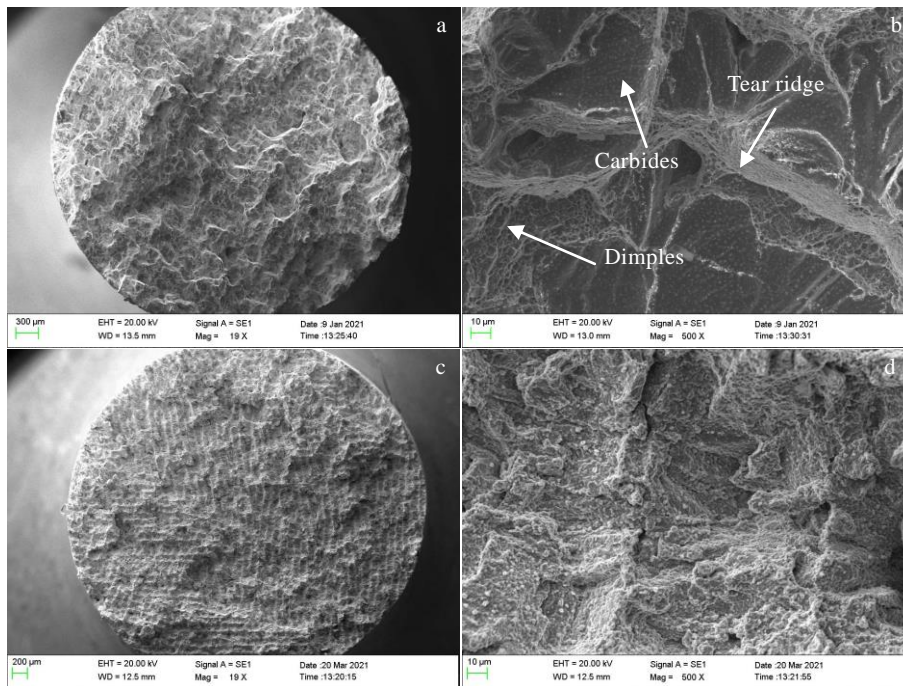


图 10 固溶态 GH3230 高温合金拉伸断口 SEM 形貌

Fig.10 Longitudinal (a, b) and transverse (c, d) tensile fracture SEM morphologies of solid solution treated GH3230 superalloy

具有典型的沿晶韧性断裂特征,裂纹从沿晶界呈链状分布的相对粗大的碳化物处萌生,然后沿着晶界扩展,从而形成表面粗糙、凹凸不平的具有韧性断裂特征的断口形貌,如图 10a 所示。高倍 SEM 观察发现,断口表面存在较多的撕裂脊、细小等轴韧窝及尺寸较大的不规则韧窝,不规则韧窝的底部清晰可见弥散分布的超细碳化物颗粒,如图 10b 所示。大量撕裂脊及韧窝的存在,说明经过固溶处理的 GH3230 合金在纵向上有较好的塑性,这与在该方向上具有较高的延伸率(60.5%)和断面收缩率(60%)这一事实相吻合。

如图 10c 及 10d 所示,横向试样拉伸断口表现出沿着具有定向凝固特征的柱状晶晶界断裂的形貌特征,撕裂脊的数量明显少于纵向试样,撕裂脊所围成的断裂坑的深度明显比纵向的浅,在撕裂坑的底部也观察到了弥散分布的白色细颗粒状碳化物。横向试样拉伸断口形貌特征表明,固溶处理的 GH3230 合金横向塑性明显低于纵向,这与横向上具有相对较低的延伸率(6.5%)和断面收缩率(8.5%)这一事实相吻合。

经过 1230 °C/1 h, 随炉升温, 随炉冷却条件下的固溶处理后, GH3230 合金虽然出现了等轴化趋势,但仍然保留了柱状晶的形貌特征。对于横向拉伸试样,在与拉伸方向相垂直的方向上,柱状晶晶界面积远大于纵向试样;另外,晶界上存在呈链状分布的碳化物颗粒,晶界碳化物的尺寸也大于晶内碳化物,众所周知,碳化物的形态与尺寸决定了其阻碍裂纹扩展的能力,实际上晶界上呈链状分布的碳化物弱化了晶界。受上述 2 个方面因素的影响,裂纹会从碳化物与晶界的结合处萌生,并沿晶界扩展贯通。横向试样由于存在面积较大的弱化的晶界,所以其塑性显著低于晶界面积极小的纵向试样。基于上述分析可以确定,固溶处理态 SLM 沉积 GH3230 合金纵向及横向试样的高温拉伸断裂机制均为沿晶韧性断裂。

3 结 论

1) SLM 成形 GH3230 高温合金为具有定向凝固特征的细柱状晶组织,由单一 γ 固溶体构成。合金在 1000 °C 高温拉伸条件下纵向及横向的抗拉强度、屈服强度、延伸率及断面收缩率分别为 215, 153 MPa, 47.5%, 47.5% 和 190, 135 MPa, 4%, 5.5%, 高温拉伸力学性能呈明显各向异性。

2) SLM 成形 GH3230 合金经固溶处理后,显微组织及力学性能发生了如下变化:在晶界及晶内均析出了以 M_6C 为主的超细颗粒状碳化物,晶界上碳化物呈链状分布,晶内碳化物弥散分布,碳化物对晶界的钉扎作用有效抑制了晶粒过度长大;晶粒粗化,晶粒取

向差异减小,出现等轴化趋势,力学性能各向异性程度减弱;由于显微组织仍为具有定向凝固特征的柱状晶组织,不同方向的力学性能仍存在差异。

3) 固溶态 GH3230 合金纵向拉伸断口表面存在较多的撕裂脊、细小等轴韧窝及尺寸较大的不规则韧窝;横向拉伸断口表面撕裂脊的数量明显少于纵向,断裂坑的深度明显浅于纵向;纵向及横向断口形貌特征与实测塑性指标相吻合;高温拉伸断裂机制均为沿晶韧性断裂。

参考文献 References

- [1] Ou Xinzhe(欧新哲), Ma Tianjun(马天军). *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2020, 27(4): 93
- [2] Du Jinhui(杜金辉), Zhao Guangpu(赵光普), Deng Qun(邓群) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(3): 27
- [3] Hu Man(胡曼), Ma Huiping(马惠萍), Ju Quan(鞠泉) et al. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2018, 30(4): 334
- [4] Du Xinglin(杜星霖), Ju Quan(鞠泉), Ma Huiping(马惠萍) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2021, 46(2): 50
- [5] Zhao Chuanliang(赵传亮), Guo Shu(郭舒). *Aeroengine*(航空发动机)[J], 2020, 46(6): 22
- [6] Yan Xiang(燕翔), Chen Xiaoyu(陈小雨), Liu Jufeng(刘巨峰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(4): 1296
- [7] Zheng Yinlan(郑寅岚), He Yanli(何艳丽), Chen Xiaohui(陈晓晖) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2020, 47(8): 802 008
- [8] Zhao Zhiguo(赵志国), Bai Lin(柏林), Li Li(李黎) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2014, 57(19): 46
- [9] Dou Enhui(窦恩惠), Xiao Meili(肖美立), Ke Linda(柯林达) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021, 48(6): 602 117
- [10] Fan Zhenhua, Yan Xingchen, Fu Zhiyong et al. *Vacuum*[J], 2021, 188: 110 179
- [11] Ishimoto Takuya, Ozasa Ryosuke, Nakano Kana et al. *Scripta Materialia*[J], 2021, 194: 113 658
- [12] Periane S, Duchosal A, Vaudreuil S et al. *Procedia Structural Integrity*[J], 2019, 19: 415
- [13] Huang Liang, Cao Yan, Li Gaohong et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2019, 9(2): 2440
- [14] Zhang Hang, Zhao Yizhen, Cai Jiangle et al. *Materials &*

- Design*[J], 2021, 201: 109 462
- [15] Sun Yuzhou, Chen Lan, Li Lin *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2020, 132: 106 509
- [16] Zhang Duyao, Qiu Dong, Gibson Mark A *et al. Nature*[J], 2019, 576: 91
- [17] Geng Yaoxiang(耿遥祥), Tang Hao(唐浩), Luo Jinjie(罗金杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(3): 939
- [18] Zhang Dongxu, Wen Zhixun, Yue Zhufeng. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2015, 44(11): 2601
- [19] Wang Ming(王明), Ju Quan(鞠泉), Tian Shuixian(田水仙) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2011, 23(2): 84
- [20] Ma Huiping(马惠萍), Lei Jiufang(雷玖芳), Wang Ming(王明) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2011, 23(2): 88

Effect of Heat Treatment on Microstructure and High Temperature Tensile Mechanical Properties of Selective-Laser-Melted GH3230 Superalloy

Song Zhikun¹, Liu Yuanfu^{1,2}, Chen Deqiang², Li Wei¹, Sun Guangbao³, Yu Hongyao³, Wang Rui³, Zhang Lele¹

(1. Beijing Jiaotong University, Beijing 100044, China)

(2. Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, China)

(3. Beijing Key Laboratory of Superalloy New Materials, Beijing 100081, China)

Abstract: In order to effectively improve the comprehensive high temperature mechanical properties of GH3230 superalloy, the GH3230 sample was formed by selective laser melting technology, and the solid solution treatment was carried out according to the designed heat treatment system. The microstructure of the alloy before and after solution treatment was analyzed, the high temperature tensile mechanical properties of the alloy were tested, the influence of the morphology and distribution of precipitated carbides on the high temperature tensile mechanical properties was studied, and the mechanism of high temperature tensile fracture was discussed. The results show that the microstructure of GH3230 superalloy by selective laser melting is composed of single γ solid solution columnar crystals with the same growth direction as the material stacking direction. After solution treatment, M_6C type fine carbide particles with chain distribution are precipitated along the grain boundary of γ solid solution columnar grains, and M_6C type ultrafine carbide particles with dispersion distribution are precipitated inside the columnar grains. The columnar grains become coarser, and the grain orientation difference decreases, showing a trend of equiaxed grain transformation. The degree of anisotropy of high temperature tensile mechanical properties is weakened. Because the microstructure is still columnar grain with directional solidification characteristics, the mechanical properties of high temperature tensile in different directions are still different. Both longitudinal and transverse high temperature tensile fracture mechanisms are intergranular ductile fracture.

Key words: selective laser melting; GH3230; microstructure; strength; plasticity

Corresponding author: Song Zhikun, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical, Electronic and Control Engineering, Beijing Jiaotong University, Beijing 100044, P. R. China, Tel: 0086-10-51688614, E-mail: zksong@bjtu.edu.cn