

激光与光电子学进展

后处理对增材制造 GH3536 合金组织
与性能的影响肖来荣¹, 谭威¹, 刘黎明², 王欢², 彭振武¹, 赵小军^{1*}¹中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083;²北京动力机械研究所, 北京 100074

摘要 采用选区激光熔化技术制备了 GH3536 合金, 并研究了热等静压和固溶处理对 GH3536 合金的组织、力学性能和疲劳裂纹扩展性能的影响。结果表明: 沉积态合金中存在熔池、枝晶、柱状晶以及孔洞和裂纹缺陷; 热等静压能有效愈合缺陷, 消除熔池和枝晶, 并使晶粒长大为等轴晶, 但是会导致碳化物沿晶界连续析出; 固溶处理后大量碳化物回溶到基体。沉积态合金的抗拉强度、硬度和伸长率分别为 782.1 MPa、227.9 HV 和 17.7%, 缺陷是影响合金塑性的重要因素; 热等静压处理后, 合金的抗拉强度和硬度分别降为 693.7 MPa 和 170.4 HV, 伸长率上升到 34.7%; 再经固溶处理, 合金的抗拉强度和硬度分别回升至 741.0 MPa 和 180.6 HV, 伸长率为 48.7%。相比较而言, 沉积态合金的疲劳裂纹扩展抗力较低, 而热等静压+固溶处理使合金的疲劳裂纹扩展抗力得到了提升。

关键词 激光光学; 选区激光熔化; GH3536 合金; 力学性能; 后处理; 疲劳裂纹扩展

中图分类号 TG146.1+5

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202158.1714010

Effect of Post Treatment on the Microstructure and Properties of the
GH3536 Alloy Formed by Additive ManufacturingXiao Lairong¹, Tan Wei¹, Liu Liming², Wang Huan², Peng Zhenwu¹, Zhao Xiaojun^{1*}¹School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha, Hunan 410083, China;²Beijing Power Machinery Research Institute, Beijing 100074, China

Abstract Selective laser melting was used to fabricate a GH3536 alloy. The effects of hot isostatic pressing (HIP) and solution treatment (ST) on the microstructure, mechanical properties, and fatigue crack growth properties of the GH3536 alloy were investigated. The results show that there are molten pool, columnar grains, dendrites, holes, and cracks in the as-deposited alloy. The HIP process can effectively heal defects, eliminate molten pools and dendrites, and make all grains grow into equiaxed grains. Besides, it can lead to the continuous precipitation of carbides along the grain boundary. After ST, many carbides dissolve back into the matrix. The tensile strength, hardness, and elongation of the as-deposited alloy are 782.1 MPa, 227.9 HV, and 17.7%, respectively, and defects are essential factors affecting the plasticity. After the HIP process, the strength and hardness of the alloy decrease to 693.7 MPa and 170.4 HV, and its elongation increases to 34.7%. After the ST process, the strength, hardness, and elongation of the alloy increase to 741.0 MPa, 180.6 HV, and 48.7%, respectively. In comparison, the fatigue crack growth resistance of the as-deposited alloy is less than that of the alloy after HIP and ST are improved.

收稿日期: 2020-12-01; 修回日期: 2020-12-13; 录用日期: 2020-12-22

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB1106000)

通信作者: zhaoxj@csu.edu.cn

Key words laser optics; selective laser melting; GH3536 alloy; mechanical properties; post treatment; fatigue crack growth

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3850

1 引言

GH3536 合金是一种以 Cr、Mo 为主要强化元素的固溶强化型镍基高温合金,具有优良的加工性能和耐高温氧化性能,在 900 °C 以下拥有良好的蠕变和持久性能,短期工作温度可达 1080 °C,主要用于制造燃烧室和燃气轮机的高温零部件^[1-2]。近年来,由于发动机零部件的结构设计逐渐复杂化,使用传统工艺制造 GH3536 零部件面临着加工难度大、效率低、费用高昂等问题。选区激光熔化(SLM)成形技术是利用激光束逐层熔化粉末,并凝固累积成三维结构的增材制造方式,它打破了传统工艺对成形件形状特征的限制,能在相对较短的时间内使成形件具有较高的致密度和优良的力学性能^[3],成为解决航空发动机复杂零部件制造难题的热门方法之一。

基于上述原因,国内外开展了对 SLM 成形技术制备 GH3536 合金的研究,发现经 SLM 成形的 GH3536 合金中通常存在孔洞,甚至还有明显的裂纹^[4-12]。为了提高 GH3536 合金成形件的质量,一些研究人员通过优化 SLM 成形工艺参数和合金成分,可在一定程度上减少 SLM 成形 GH3536 合金中的缺陷数量,但无法完全消除裂纹^[4-7]。另一些科研究人员采用热等静压(HIP)处理得到了内部无裂纹缺陷的 SLM 成形 GH3536 合金^[8-12]。目前对 SLM 成形 GH3536 合金后处理工艺的研究主要集中在热等静压处理^[8]和去

应力退火+热等静压处理^[9-12]等方面,对热等静压+固溶处理的研究较少。然而,热等静压工艺的缓慢冷却过程会降低合金中固溶元素的固溶度,影响合金的性能^[8],故有必要再进行固溶处理(ST)。此外,目前关于 SLM 成形 GH3536 合金性能的研究主要集中在拉伸性能和高温持久性能方面^[8-12],对疲劳裂纹扩展性能方面的研究还极为少见,而疲劳裂纹扩展性能的研究对 SLM 成形 GH3536 合金的损伤容限设计至关重要。

本文对 SLM 成形 GH3536 合金进行热等静压和固溶两种后处理,研究后处理对 SLM 成形 GH3536 合金的显微组织、力学性能和疲劳裂纹扩展性能的影响,为 SLM 成形 GH3536 合金的应用提供一定的理论依据。

2 实验材料与方法

实验选用雾化球形 GH3536 合金粉末为原料,其粒度范围为 16~45 μm,粉末实际化学成分见表 1。采用 FS271M 型 SLM 成形设备制备沉积态 GH3536 试样,基板为 304 不锈钢,预热温度为 80 °C。制备过程中向成形腔内通入氩气作为保护气,优化后的成形工艺参数如下:激光功率为 250 W,扫描速率为 1100 mm/s,扫描间距为 90 μm,层厚为 30 μm,单层采用光栅式扫描,层间转角为 67°,其成形扫描策略如图 1 所示。对沉积态(as-deposited)试样分别进行热等静压(1175 °C/160 MPa/3 h/炉冷)、热等静压+固溶(1175 °C/真空/2 h/氩气冷却)处理。

表 1 GH3536 合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of GH3536 alloy powder

Element	Cr	Fe	Mo	Co	Si	W	Al	Mn	C	Ni
Mass fraction / %	21.53	18.74	9.10	1.72	0.61	0.53	0.30	0.025	0.062	Bal.

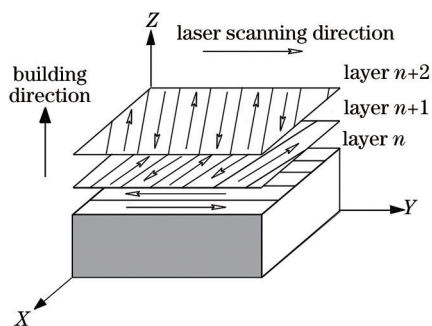


图 1 SLM 成形扫描策略示意图

Fig. 1 Schematic of scanning strategy of SLM forming

采用阿基米德排水法测量试样的相对密度。采用 200HBVS-30 型数显布氏硬度计测量试样的硬度,载荷为 4.9 N,加载时间为 10 s,单个试样的硬度值为 X-Y 面和 X-Z 面的平均值,每种状态下各取 5 个试样进行硬度测试,结果取 5 个试样测试结果的平均值。采用 MTS landmark 型拉伸试验机,按照 GB/T 228.1—2010《金属材料拉伸试验第 1 部分:室温试验方法》进行室温拉伸试验。采用 MTS landmark 型拉伸试验机,按照 GB/T 6398—2017《金属材料疲劳试验疲劳裂纹扩展方法》进行室温疲劳

裂纹扩展试验,采用恒幅加载方式,载荷波形为正弦波,应力比为 0.1,频率为 10 Hz。为了保证加载方向的一致性,拉伸试样沿 X-Y 面取样,疲劳裂纹扩展试样沿 X-Z 面取样,裂纹扩展方向为 Z 方向。拉伸试样和疲劳裂纹扩展试样的尺寸分别如图 2(a)、(b) 所示。

采用 Leica MC120 HD 型光学显微镜和配有能谱仪的 TESCAN MIRA3 型场发射扫描电镜观察试样截面(分别沿 X-Y 面和 X-Z 面)和疲劳断口的显微组织。显微组织试样都经过打磨、抛光和腐蚀处理,腐蚀剂为盐酸、硝酸、冰醋酸的混合液,体积比为 3:2:2。

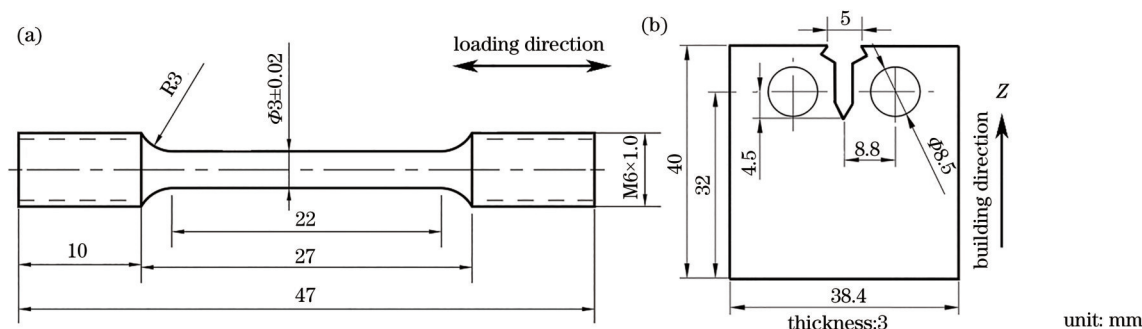


图 2 试样尺寸图。(a) 拉伸试样; (b) 疲劳裂纹扩展试样

Fig. 2 Dimension diagrams of specimen. (a) Tensile specimen; (b) fatigue crack growth specimen

3 结果与分析

3.1 后处理对相对密度的影响

图 3 所示为不同处理状态下 GH3536 合金的相对密度。从图 3 可以清楚地看到,沉积态 GH3536 合金中存在微裂纹和孔洞,微裂纹长度集中在 40~120 μm,孔洞尺寸集中在 5~40 μm,用排水法测得其相对密度为 99.43%。微裂纹的产生主要与合金反复受热有关,而孔洞的形成则与激光的能量密度、粉末粒径和形状等因素有关^[13]。经过热等静压处理后,合金中的裂纹缺陷消失,仅剩少数孔洞,相对密度达到了 99.94%。再经过固溶处理,合金相对密度达到 99.96%。热等静压+固溶处理通过高温、高压提高了合金的致密度,但并未完全消除缺陷。

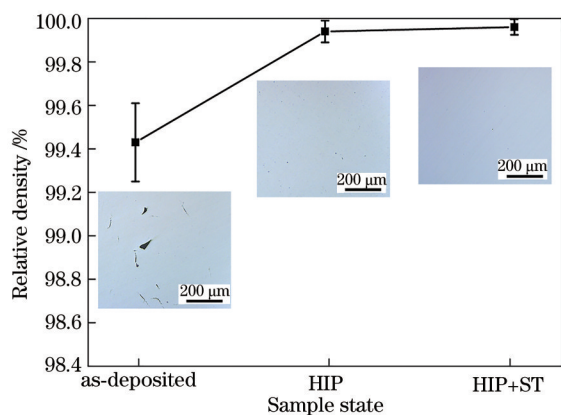


图 3 不同状态 GH3536 合金的相对密度

Fig. 3 Relative density of GH3536 alloy in different states

3.2 后处理对显微组织的影响

沉积态 GH3536 合金的显微组织如图 4 所示。沉积态合金中无明显析出相,呈现为过饱和的单相组织。X-Y 面中同一沉积层间的熔池相互平行,相邻沉积层的熔池呈 67° 夹角,熔池的平均宽度约为 110 μm, X-Z 面中存在深度为 50~100 μm 的鱼鳞状熔池。由图 4(c) 可知, X-Y 面中还有沿沉积方向贯穿多个熔池层的柱状晶,柱状晶由许多细小的平行枝晶构成,枝晶直径为 0.5~1 μm。这是因为在凝固过程中,凝固界面前沿的枝晶会逆着最大温度梯度的方向外延生长,而最大温度梯度方向与沉积方向大致相同,因此形成了近似沿沉积方向分布的柱状晶。值得注意的是,合金中的微裂纹倾向于在柱状晶的晶界处产生,这在文献^[14-16]中也有相应的报道。如图 4(d) 所示,枝晶内部颜色较暗,而枝晶间隙相对较亮。用能谱仪对枝晶内部 (spot 1) 和枝晶间隙 (spot 2) 进行成分分析,结果如表 2 所示。由表 2 可知,枝晶间隙的 Mo 质量分数明显高于枝晶内部,这证实合金的枝晶间隙存在一定程度的成分偏析。相关研究表明,Mo 元素在枝晶间隙偏析会导致亚晶界的强化,进而提高强度和硬度^[17]。

经后处理的 GH3536 合金显微组织如图 5 所示。可以看到,热等静压态合金中熔池消失,枝晶全部溶解,柱状晶转变为等轴晶,合金的组织明显均匀化,并且热等静压态的晶粒形貌及尺寸与热等静压+固溶态合金的相近。此外,经过处理后的合金 X-Y 面中的晶粒形态及分布均存在粗大等轴晶区

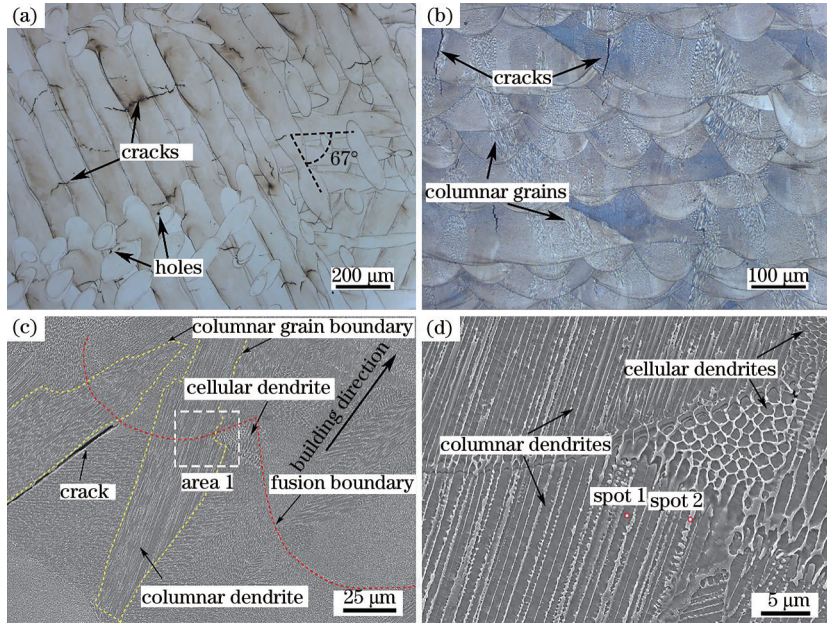


图 4 沉积态 GH3536 合金显微组织。(a)X-Y 面;(b)(c)X-Z 面;(d)area 1 的放大图像

Fig. 4 Microstructures of as-deposited GH3536 alloy. (a) X-Y plane; (b) (c) X-Z plane; (d) amplified view of area 1

表 2 图 3(d)中部分区域的化学成分

Table 2 Chemical composition of some areas in Fig. 3 (d)

Area	Mass fraction / %					
	Ni	Cr	Fe	Mo	C	Co
Spot 1	47.12	21.12	18.59	8.48	3.37	1.32
Spot 2	38.37	21.68	16.34	15.82	6.48	1.31

与细小等轴晶区交替排列的现象,如图 5(a)、(c)所示。这是因为在 SLM 成形过程中,相邻两道熔池的重叠区存在较大的残余应力,为后处理时的再结晶提供了更多的畸变能,因此,后处理后位于原重叠区的等轴晶晶粒尺寸较小,位于熔池中心的等轴晶晶粒尺寸较大^[18]。采用人工截点法统计了热等静压态和热等静压+固溶态的平均晶粒尺寸,结果表

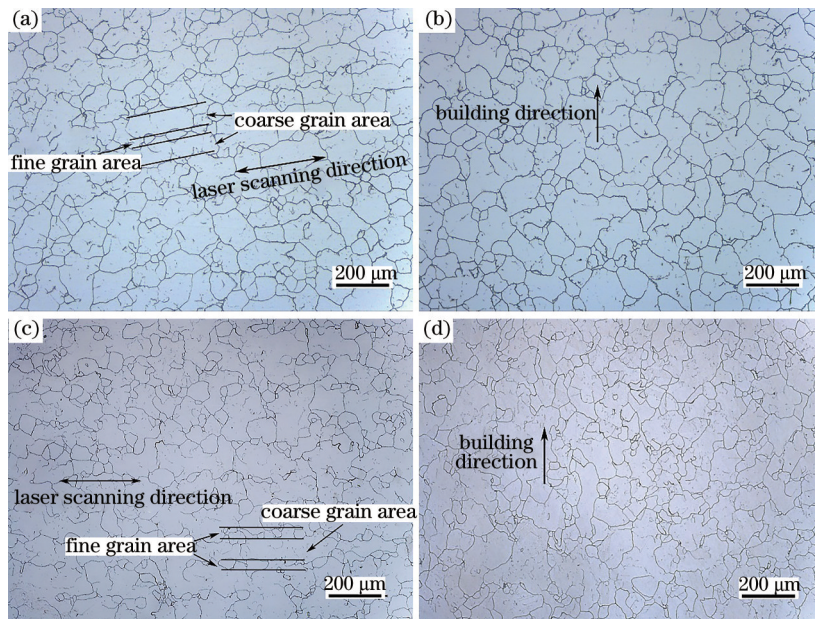


图 5 经后处理的 SLM 成形 GH3536 合金显微组织。(a)热等静压态,X-Y 面;(b)热等静压态,X-Z 面;(c)热等静压+固溶态,X-Y 面;(d)热等静压+固溶态,X-Z 面

Fig. 5 Microstructures of SLM GH3536 alloy after post treatment. (a) X-Y plane of HIP state; (b) X-Z plane of HIP state; (c) X-Y plane of HIP+ST state; (d) X-Z plane of HIP+ST state

明两者的晶粒尺寸相近, X-Y面和 X-Z面的晶粒尺寸均为 44~48 μm, 这与沉积态合金的平均晶粒尺寸(X-Y面为 11.23 μm, X-Z面为 25.96 μm)^[19]相比明显增大。

经后处理的 GH3536 合金的析出相形貌及 EDS 分析结果如图 6 所示。可以看到, 热等静压态合金的析出相[图 6(a)]主要沿晶界连续分布, 数量较多、尺寸较大, 它主要是由大量的灰色相和少量的白色相组成。而热等静压+固溶态合金内的析出相[图 6(b)]为尺寸较小的灰色相, 主要在晶界位置呈片状分布, 极少量在晶内呈颗粒状。这是因为在

热等静压处理后, 合金的成分逐渐均匀化, 但由于冷却时降温速度较慢, 合金元素 Cr、Mo 等碳化物形成元素在晶界偏聚, 有充足的时间在晶界处形核并长大成网状碳化物; 再经过固溶处理, 大部分在热等静压过程中析出的碳化物回溶进基体, 因此, 热等静压+固溶态合金的碳化物主要分布在晶界位置, 并且其尺寸较小。由图 6(c)~(e)的成分分析结果可知, 灰色相(spot 1、spot 3)和白色相(spot 2)分别为富 Cr 碳化物和富 Mo 碳化物, 再结合相关文献^[9, 20-24]中的报道, 判断这两种碳化物分别为 M₂₃C₆型和 M₆C型碳化物。

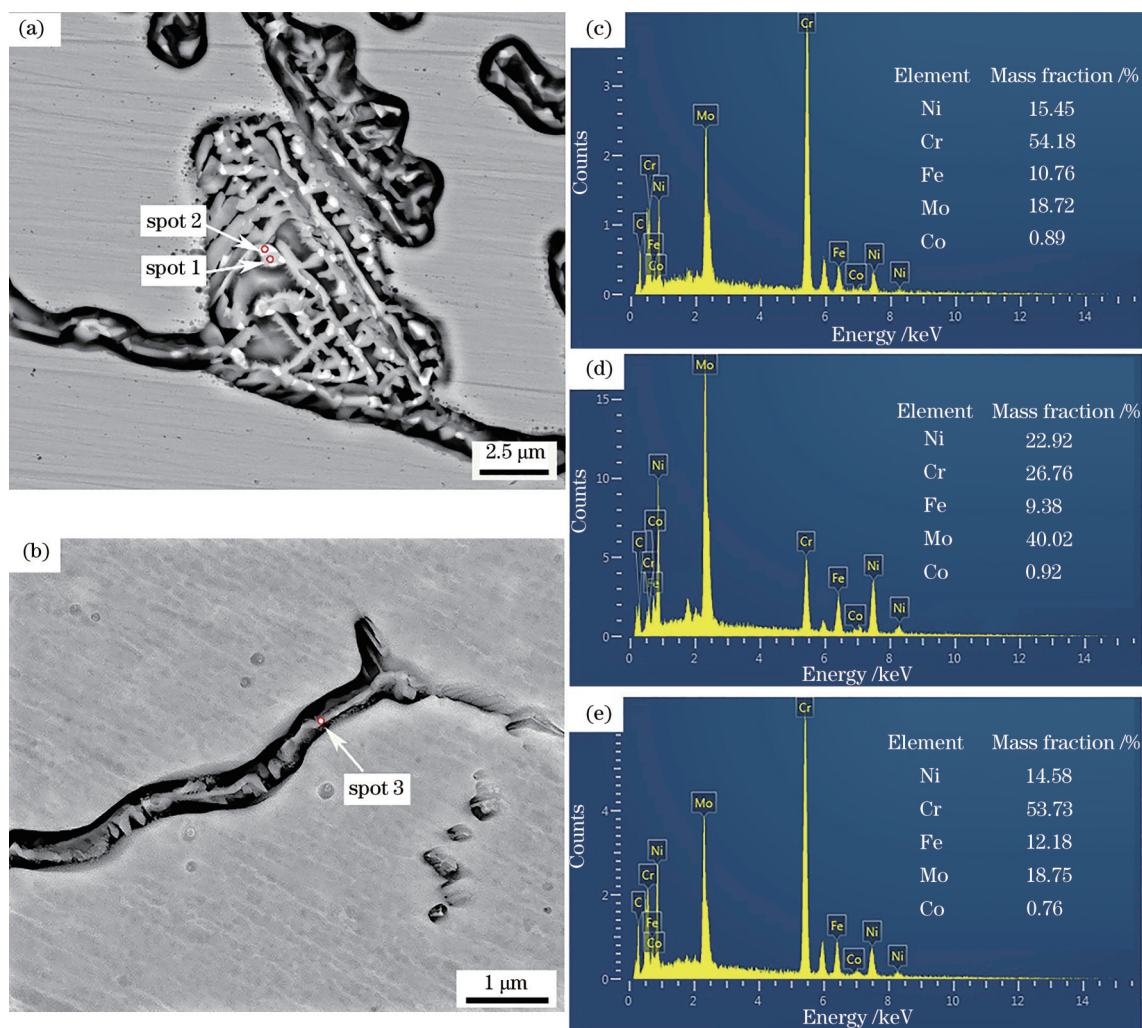


图 6 不同处理态的 SLM 成形 GH3536 合金背散射电子图像及 EDS 分析结果。(a)热等静压态析出相图像;(b)热等静压+固溶态析出相图像;(c) spot 1 的 EDS 分析结果;(d) spot 2 的 EDS 分析结果;(e)spot 3 的 EDS 分析结果

Fig. 6 BSE images and EDS analysis results of SLM GH3536 alloy in different treatment states. (a) Precipitation image of HIP state; (b) precipitation image of HIP+ST state; (c) EDS analysis result of spot 1; (d) EDS analysis result of spot 2; (e) EDS analysis result of spot 3

3.3 后处理对力学性能的影响

不同处理状态下 GH3536 合金的室温拉伸性能

和硬度分布如图 7 所示。由图 7 可知, 沉积态 GH3536 合金的抗拉强度、屈服强度、硬度和伸长率

分别为 782.1 MPa、607.5 MPa、227.9 HV 和 17.7%；经过热等静压处理后，合金的抗拉强度、屈服强度和硬度分别降低至 693.7 MPa、320.9 MPa 和 170.4 HV，但伸长率增长至 34.7%；再经过固溶处理，合金的抗拉强度、屈服强度和硬度分别提升至 741.0 MPa、328.3 MPa 和 180.6 HV，伸长率达到 48.7%。沉积态合金的强度和硬度较高，主要有 3 个方面的原因：1) 晶粒尺寸细小，晶内存在许多直径为 0.5~1 μm 的枝晶亚结构，这些枝晶亚结构起到了细晶强化的作用；2) 基体中的溶质原子为过饱

和状态，固溶强化效果好；3) 合金内部存在较多位错^[23]，阻碍了变形时位错的运动。沉积态合金的伸长率较低，主要是因为裂纹和孔洞缺陷加速了合金变形时的断裂；热等静压处理，合金的枝晶亚结构的消失及晶粒的长大导致其强度和硬度明显下降，而缺陷的愈合则在一定程度上改善了合金的塑性；再经过固溶处理，合金晶界处大量的碳化物回溶到基体中，基体的固溶强化效果增加，且晶界处连续分布的网状碳化物对裂纹萌生的促进效果下降，因此合金的强度、硬度和塑性均得到了进一步提高。

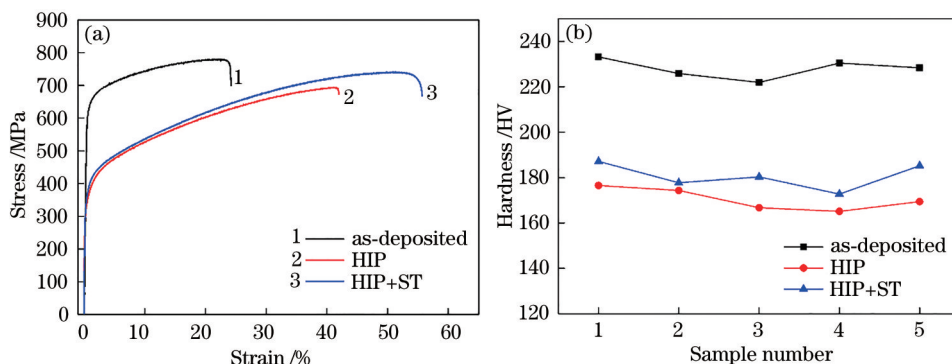


图 7 不同状态 SLM 成形 GH3536 合金的力学性能。(a) 室温拉伸性能；(b) 维氏硬度

Fig. 7 Mechanical properties of SLM GH3536 in different states. (a) Tensile property at room temperature; (b) Vickers hardness

3.4 后处理对疲劳裂纹扩展性能的影响

由拉伸试验结果可知，热等静压+固溶态合金的综合力学性能明显优于热等静压态合金，故本小节只对比了沉积态与热等静压+固溶态合金的疲劳裂纹扩展性能，其结果如图 8 所示。由图 8(a) 可知，沉积态合金的裂纹长度约为 21.5 mm，而热等静压+固溶态合金的裂纹长度较短，约为 18.5 mm。但是沉积态合金断裂得更早，其疲劳裂纹扩展寿命

仅为热等静压+固溶态合金的一半。由图 8(b) 可知，沉积态试样的应力强度因子范围为 25~74 MPa·m^{1/2}，热等静压+固溶态合金的应力强度因子范围为 25~67 MPa·m^{1/2}。当应力强度因子 $\Delta K < 55$ MPa·m^{1/2} 时，沉积态合金的疲劳裂纹扩展速率 da/dN 比热等静压+固溶态的要大，且随着应力强度因子的增加，两者之间的差距逐渐缩小。而当应力强度因子 $\Delta K > 55$ MPa·m^{1/2} 时，沉积态合金的疲劳

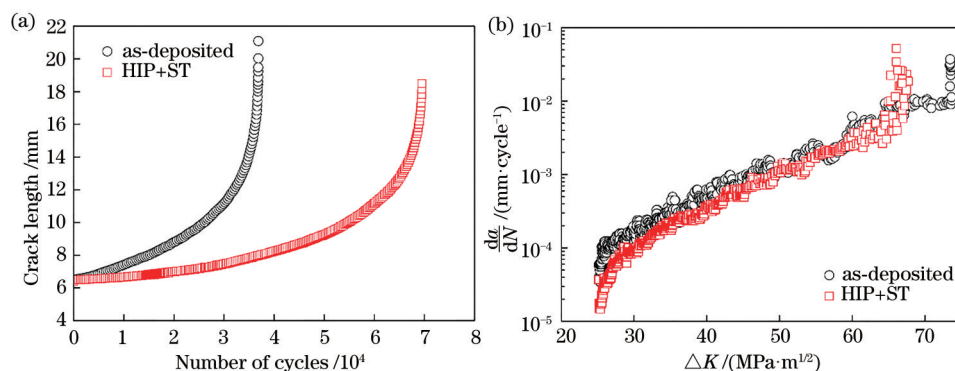


图 8 不同状态 SLM 成形 GH3536 合金疲劳裂纹扩展试验结果。(a) 裂纹长度-寿命曲线；(b) 疲劳裂纹扩展速率曲线

Fig. 8 Fatigue crack growth test results of SLM GH3536 in different states. (a) Crack length versus number of cycles; (b) fatigue crack growth rate curve

裂纹扩展速率与热等静压+固溶态合金的相近,直至试样各自失稳断裂。显然,热等静压+固溶态合金的疲劳裂纹扩展抗力优于沉积态合金的疲劳裂纹扩展抗力。

采用 Paris 公式描述稳态扩展阶段的疲劳裂纹扩展速率,其表达式为

$$da/dN = C(\Delta K)^m, \quad (1)$$

式中: da/dN 为疲劳裂纹扩展速率; ΔK 为应力强度因子; C 和 m 均为 Paris 常数。

对(1)式两边取对数,得到

$$\lg(da/dN) = \lg C + m \lg(\Delta K)。 \quad (2)$$

依据(2)式对 Paris 区数据进行线性拟合,拟合结果如表 3 所示。

表 3 不同状态 SLM 成形 GH3536 合金 Paris 公式拟合结果
Table 3 Paris formula fitting results of SLM GH3536 alloy in different states

Sample state	$C / 10^{-11}$	m	R^2
As-deposited	2.9588	4.5261	0.9683
HIP + ST	1.3763	4.6289	0.9841

不同状态 GH3536 合金的疲劳裂纹扩展断口形貌如图 9 所示。对于沉积态合金:其 Paris 区域[图 9(a)]存在初始的孔洞和裂纹缺陷;在区域 1 的放大图[图 9(b)]中有轮廓完好的柱状枝晶区域、裂纹缺陷

和疲劳条带;在瞬断区[图 9(c)]能够看到孔洞、枝晶和少量细小的韧窝;沉积态合金的疲劳裂纹以穿晶的形式扩展。对于热等静压+固溶态合金:其 Paris 区域[图 9(d)、(e)]有沿晶二次裂纹和大量的疲劳条带;瞬断区[图 9(f)]布满了韧窝和沿晶二次裂纹。显然,热等静压+固溶态合金的裂纹扩展形式在 Paris 区是以穿晶为主的穿晶+沿晶混合扩展,而在瞬断区则转变成沿晶扩展。在沉积态合金疲劳裂纹扩展的过程中,当裂纹缺陷与扩展中的主裂纹相遇,裂纹缺陷会直接成为主裂纹的一部分。其中裂纹缺陷的尖端处出现了局部应力集中的情况,导致塑性变形较大,而非裂纹尖端处的合金基体经历的塑性变形较小,使得位于该处的枝晶保留完好。这也是沉积态合金疲劳裂纹扩展速率较快的一个重要原因。同时,与沉积态合金相比,热等静压+固溶态合金在 Paris 区和瞬断区产生了较多的沿晶二次裂纹,这是因为在塑性变形过程中,碳化物与基体之间的变形不协调,致使裂纹在两者的界面处萌生并扩展。而二次裂纹的产生释放了裂纹尖端的能量,起到了减缓裂纹扩展的作用^[24]。此外,沉积态 GH3536 合金的平均晶粒尺寸比热等静压+固溶态的平均晶粒尺寸要小,而相关研究表明^[25-26],晶粒尺寸较粗大时镍基合金的裂纹闭合效

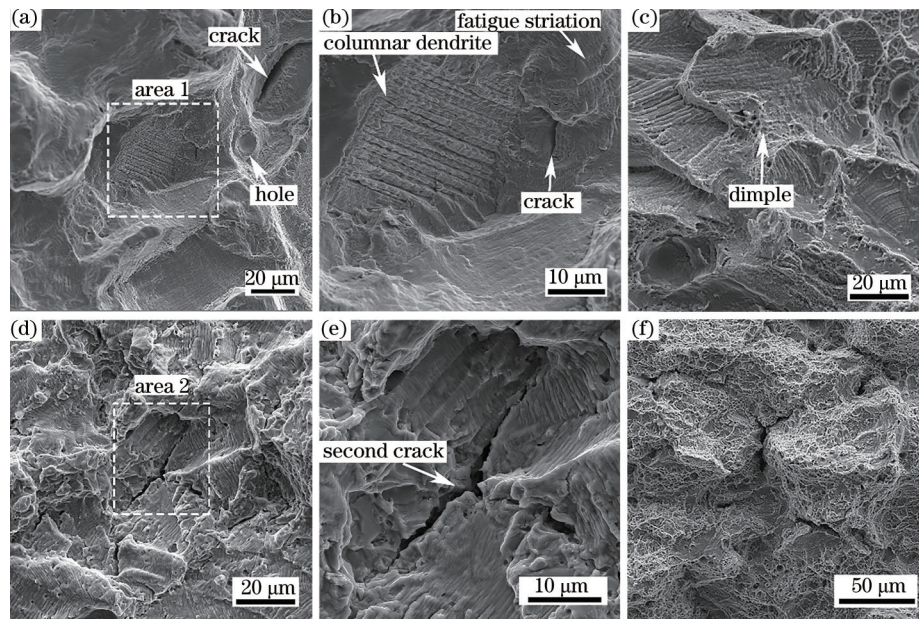


图 9 不同状态 SLM 成形 GH3536 合金疲劳裂纹扩展断口形貌。(a)沉积态合金 Paris 区;(b)区域 1 放大图;(c)沉积态合金瞬断区;(d)热等静压+固溶态合金 Paris 区;(e)区域 2 放大图;(f)热等静压+固溶态合金瞬断区

Fig. 9 Fatigue crack growth fractography of SLM GH3536 in different states. (a) Paris region of as-deposited alloy; (b) amplified view of area 1; (c) final rupture region of as-deposited alloy; (d) Paris region of HIP+ST alloy; (e) amplified view of area 2; (f) final rupture region of HIP+ST alloy

应更明显,导致合金的疲劳裂纹扩展速率降低。因此,热等静压+固溶态合金表现出更好的疲劳裂纹扩展抗力。

4 结 论

采用 SLM 成形技术制备了 GH3536 合金,并对其进行了热等静压和固溶两项后处理,研究了后处理对合金的显微组织、力学性能和疲劳裂纹扩展性能的影响,得到如下结论。

1) 沉积态合金为过饱和状态,内部有熔池形貌和沿沉积方向外延生长的柱状晶,柱状晶由细小的枝晶亚结构组成。沉积态合金存在孔洞和裂纹缺陷,热等静压处理能够消除裂纹和绝大部分孔洞,并促使晶粒长大为等轴晶,但是会导致富 Cr 和富 Mo 碳化物沿晶界连续分布。固溶处理能将大部分碳化物回溶到基体,提高合金的固溶度。

2) 沉积态 GH3536 合金具有细小的组织结构和极高的固溶度,因而抗拉强度和硬度较高,分别为 782.1 MPa 和 227.9 HV,但缺陷导致其伸长率较低,为 17.7%。利用热等静压消除合金内部缺陷后,合金的伸长率提升至 34.7%,抗拉强度和硬度却下降为 693.7 MPa 和 170.4 HV。再经固溶处理后,晶界连续分布的碳化物大量溶解,合金的抗拉强度、硬度和伸长率均上升,分别为 741.0 MPa、180.6 HV 和 48.7%,综合力学性能较好。

3) 相比于沉积态合金,热等静压+固溶态合金表现出更好的疲劳裂纹扩展抗力。其中,沉积态合金的疲劳裂纹以穿晶的形式扩展,而热等静压+固溶态合金的疲劳裂纹则由 Paris 区的穿晶+沿晶混合扩展转变为瞬断区的沿晶扩展。

参 考 文 献

- [1] China aviation materials manual[M]. Beijing: China Standard Press, 2002: 224-225.
中国航空材料手册[M]. 北京: 中国标准出版社, 2002: 224-225.
- [2] Yang H Q, Wang Z Y, Xiao C B, et al. Microstructure and mechanical properties of alloy GH22 as insulate plates against heat in industrial gas turbine[J]. Journal of Materials Engineering, 2010, 38(9): 15-19.
杨海青, 王钊勇, 肖程波, 等. 燃气轮机隔热板 GH22 合金的组织 and 力学性能[J]. 材料工程, 2010, 38(9): 15-19.
- [3] Ma M M, Wang Z M, Wang D Z, et al. Control of shape and performance for direct laser fabrication of precision large-scale metal parts with 316L stainless steel[J]. Optics & Laser Technology, 2013, 45: 209-216.
- [4] 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.
- [5] Tomus D, Rometsch P A, Heilmaier M, et al. Effect of minor alloying elements on crack-formation characteristics of Hastelloy-X manufactured by selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2017, 16: 65-72.
- [6] Harrison N J, Todd I, Mumtaz K. Reduction of micro-cracking in nickel superalloys processed by selective laser melting: a fundamental alloy design approach[J]. Acta Materialia, 2015, 94: 59-68.
- [7] Li Y, Xu H J, Li K, et al. Effect of volumetric energy density on microstructure and properties of Hastelloy X alloy manufactured by selective laser melting[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2020, 44(5): 38-43.
李勇, 许鹤君, 李凯, 等. 体能量密度对选区激光熔化成形 Hastelloy X 合金组织及性能的影响[J]. 机械工程材料, 2020, 44(5): 38-43.
- [8] Xu H J, Li Y, Qi H, et al. Effect of hot isostatic pressing process on stress-rupture property of Hastelloy X alloy by selective laser melting [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2018, 42(12): 53-57, 63.
许鹤君, 李勇, 祁海, 等. 热等静压工艺对选区激光熔化成形 Hastelloy X 合金持久性能的影响[J]. 机械工程材料, 2018, 42(12): 53-57, 63.
- [9] 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.
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.
- [10] Hou H P, Liang Y C, He Y L, et al. Microstructural evolution and tensile property of Hastelloy-X alloys produced by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(2): 0202007.
侯慧鹏, 梁永朝, 何艳丽, 等. 选区激光熔化成形 Hastelloy-X 合金的组织演化及拉伸性能[J]. 激光与光电子学进展, 2017, 44(2): 0202007.

- Hastelloy-X 合金组织演变及拉伸性能[J]. 中国激光, 2017, 44(2): 0202007.
- [11] 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.
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.
- [12] Zhang Y Z, Hou H P, Peng S, et al. Anisotropy of microstructure and mechanical properties of Hastelloy X alloy produced by selective laser melting [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2018, 38 (6): 50-56.
张永志, 侯慧鹏, 彭霜, 等. 激光选区熔化 Hastelloy X 合金的显微组织与拉伸性能的各向异性 [J]. 航空材料学报, 2018, 38(6): 50-56.
- [13] Chen X J, Zhao G R, Dong D D, et al. Microstructure and mechanical properties of Inconel625 superalloy fabricated by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(12): 1202002.
陈秀娟, 赵国瑞, 董东东, 等. 选区激光熔化制造 Inconel625 高温合金的组织力学性能[J]. 中国激光, 2019, 46(12): 1202002.
- [14] Pan A Q, Zhang H, Wang Z M. Process parameters and microstructure of Ni-based single crystal superalloy processed by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(11): 1102007.
潘爱琼, 张辉, 王泽敏. 镍基单晶高温合金选区激光熔化成形工艺及组织[J]. 中国激光, 2019, 46 (11): 1102007.
- [15] Qiu C L, Chen H X, Liu Q, et al. On the solidification behaviour and cracking origin of a nickel-based superalloy during selective laser melting [J]. Materials Characterization, 2019, 148: 330-344.
- [16] Zhang X Q, Chen H B, Xu L M, et al. Cracking mechanism and susceptibility of laser melting deposited Inconel 738 superalloy [J]. Materials & Design, 2019, 183: 108105.[LinkOut]
- [17] Saeidi K, Gao X, Zhong Y, et al. Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting [J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 625: 221-229.
- [18] Wang Z M, Guan K, Gao M, et al. The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 513: 518-523.
- [19] Zong X W, Liu W J, Zhang S Z, et al. Microstructure and crystal orientation of nickel-based superalloy GH3536 by selective laser melting [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(9): 3182-3188.
宗学文, 刘文杰, 张树哲, 等. 激光选区熔化 GH3536 镍基高温合金的微观组织和晶体取向[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(9): 3182-3188.
- [20] Sakthivel T, Laha K, Nandagopal M, et al. Effect of temperature and strain rate on serrated flow behaviour of Hastelloy X [J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 534: 580-587.
- [21] Zhao J C, Larsen M, Ravikumar V. Phase precipitation and time-temperature-transformation diagram of Hastelloy X [J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 293(1/2): 112-119.
- [22] Ghasemi A, Kolagar A M, Pouranvari M. Microstructure-performance relationships in gas tungsten arc welded Hastelloy X nickel-based superalloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 793: 139861.
- [23] 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.
- [24] Qin L Y, Wu J B, Wang W, et al. Microstructures and fatigue properties of Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V titanium alloy fabricated using laser deposition manufacturing [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(10): 1002008.
钦兰云, 吴佳宝, 王伟, 等. 激光增材制造 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金组织与疲劳性能研究 [J]. 中国激光, 2020, 47(10): 1002008.
- [25] Hu D Y, Mao J X, Song J, et al. Experimental investigation of grain size effect on fatigue crack growth rate in turbine disc superalloy GH4169 under different temperatures [J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 669: 318-331.
- [26] Jiang R, Everitt S, Lewandowski M, et al. Grain size effects in a Ni-based turbine disc alloy in the time and cycle dependent crack growth regimes [J]. International Journal of Fatigue, 2014, 62: 217-227.