

热处理对激光选区熔化 IN718 合金 室温低周疲劳性能的影响

冯星涛^{1,2,3}, 李健民^{1,2,3}, 耿硕^{1,2,3}, 池煜璟^{1,2,3}, 仪登豪^{1,2,3}, 张冬云^{1,2,3*}

¹北京工业大学材料与制造学部激光工程研究院, 北京 100124;

²北京市数字化医疗 3D 打印工程技术研究中心, 北京 100124;

³数字化医疗 3D 打印北京市国际科技合作基地, 北京 100124

摘要 Inconel 718 高温合金被广泛用于制造航天发动机等的热端零部件, 提高其疲劳性能对于零部件的长期稳定服役意义重大。研究了不同热处理制度对激光选区熔化成形 Inconel 718 合金微观组织、相分布及疲劳性能的影响。采用电镜和电子背散射衍射仪分析了热处理试样的断口形貌、断口纵剖面应力分布及微观特征, 详细阐述了热处理合金的低周疲劳断裂机理。结果表明: 相较于成形态, 热处理合金内部析出了 δ 相和 γ'' 、 γ' 强化相, 内部应力得以释放, 疲劳性能显著提升。经过均匀化+固溶+双时效热处理后, Inconel 718 合金的疲劳循环周次能够达到 31990 次。基于 Orowan 强化机制, 晶粒内弥散分布的 γ'' 、 γ' 强化相以及晶界上析出的 δ 相会阻碍位错滑移, 从而延缓基体中微裂纹的扩展, 增加疲劳过程中的循环周次。本次试验采用的热处理制度为激光选区熔化成形 Inconel 718 零部件提供了参考。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; Inconel 718 合金; 低周疲劳; 热处理

中图分类号 TG146.1+5 **文献标志码** A

DOI: 10.3788/CJL221526

1 引言

随着空天探索向深空化、高速化进一步迈进, 航空航天飞行器面临的服役环境愈加恶劣, 如何提高飞行器零部件的性能成为当前亟待解决的关键问题。在传统航空航天器服役过程中, 疲劳是导致其零部件失效的关键因素。以涡轮叶片为例, 受离心力、温度、气动压力等循环载荷的影响, 长期处于工作状态的叶片的低周疲劳破坏现象显著, 严重影响了发动机的使用寿命及安全性。因此, 研究激光选区熔化 (SLM) 成形零部件的低周疲劳性能具有十分重要的意义。为便于分析研究, 通常按照破坏循环次数和疲劳载荷的应力水平将疲劳分为高周疲劳和低周疲劳。高周疲劳作用在零件上的应力水平较低, 通常为零件抗拉强度的 50%, 破坏循环次数高于 10^5 , 常见于传动轴等零件; 低周疲劳作用在零件上的应力水平较高, 通常接近抗拉强度, 破坏循环次数通常低于 10^5 ^[1-3]。

Inconel 718 (IN718) 合金是一种沉淀强化型镍基高温合金, 具有良好的抗氧化性能、高温性能、力学性能和焊接性能, 主要被用于制造喷气发动机、燃气轮机、高速机体和涡轮增压器等关键部件^[4-5]。IN718 合

金的传统制造工艺不仅生产周期长, 而且需要后续变形处理及切削加工才能得到合适的零部件。SLM 技术具有成形率高、设计自由度高、生产周期短等特点, 是制造复杂零部件的最佳选择之一。基于粉末快速熔化及凝固的特点, SLM 成形的零部件具有细小的晶粒尺寸; SLM 的大冷速抑制了强化相的析出, 组织中仅有少量脆性 Laves 相析出。但是, 重复的加热和冷却过程会导致试样产生残余应力, 同时, SLM 试样的组织和性能具有一定的各向异性。因此, 对 SLM 成形 IN718 零部件进行后续的热处理是必要的。目前的研究显示, 热处理后, SLM 成形 IN718 合金在室温拉伸性能、高温拉伸性能、高温持久性能等方面可以媲美甚至超过锻件^[6-13]。

对于 SLM 成形的 IN718 合金来说, 研究其疲劳性能至关重要。对于传统工艺制造的 GH4169 合金来说, 由于加载工况不同, 其在疲劳试验过程中会兼具循环硬化和循环软化的特性, 但表现出来的是更为强烈的循环软化特性。这是因为位错在滑移过程中剪切 γ'' 相形成了一条析出物少、位错滑移临界应力低的平面滑移带。高圣勇等^[14]认为锻造 GH4169 合金的疲劳断裂机制为位错的平面滑移, 并且在断口上未观察到

收稿日期: 2022-12-14; 修回日期: 2023-01-17; 录用日期: 2023-02-07; 网络首发日期: 2023-02-12

基金项目: 国家重点研发计划 (2018YFE0197100)

通信作者: *zhangdy@bjut.edu.cn

孪晶组织。曾旭等^[15-16]认为不同的热处理制度对锻造 GH4169 的疲劳性能没有显著影响。

国内外对增材制造 IN718 高温合金的高周疲劳性能进行了广泛研究^[17-21]。Yu 等^[18]采用激光定向能量沉积 (LDED) 技术制备 IN718 试样,并对热处理后的试样进行了疲劳裂纹扩展试验,结果发现热处理 (1100 °C/1.5 h 水淬 + 980 °C/1 h 水淬 + 720 °C/8 h + 50 °C/h 炉冷至 620 °C/8 h 空冷) 试样的疲劳裂纹扩展阈值应力强度因子为 10.8 MPa·m^{1/2},可以媲美锻造 IN718 试样。Konečná 等^[17]发现传统锻造 IN718 试样的高周疲劳性能明显优于 SLM 成形试样,分析后他们认为这归因于 SLM 成形试样细小的晶粒及更高的残余应力。

所查资料显示,目前国内外针对 SLM 成形 IN718

合金低周疲劳性能的研究较少,鉴于此,笔者从微观结构方面详细分析了三种热处理制度对 SLM 成形 IN718 合金低周疲劳性能的影响,着重分析了低周疲劳断口的形貌以及断口附近应力的分布状况。本文研究成果对于提高 SLM 成形 IN718 合金的疲劳性能具有一定的参考价值。

2 试验材料及方法

SLM 成形过程中采用的是气雾化法制备的 IN718 合金粉末,粉末的形貌和粒径分布如图 1 所示。粉末的球形度良好,粒径分布在 15~55 μm 之间,粉末的主要化学成分如表 1 所示。实验前,将 IN718 粉末在 80 °C 烘干箱中干燥处理 6 h,以去除粉末中的水分,确保粉末具有良好的流动性。

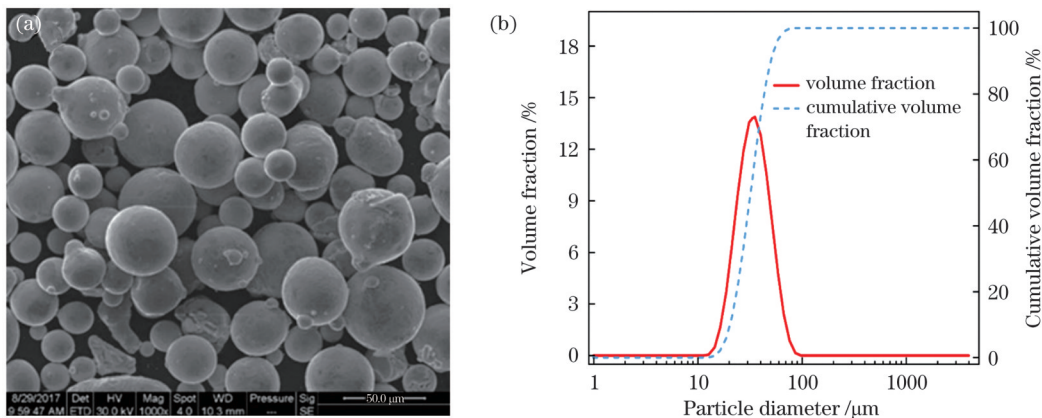


图 1 气雾化 IN718 合金粉末。(a) 电镜形貌;(b) 粒径分布

Fig. 1 Aerosolized IN718 alloy powder. (a) Morphology captured by microscopy; (b) particle size distribution

表 1 气雾化 IN718 合金粉末的名义成分

Table 1 Nominal composition of the aerosolized powder of IN718 alloy

Element	Mass fraction / %
Fe	Bal.
Ni	50-55
Cr	17-21
Nb	4.75-5.5
Mo	2.8-3.3
Ti	0.65-1.15
Al	0.2-0.8
C	0.08

采用德国 EOS 公司的 EOSINT M280 设备进行成形试验,该设备由 YLR-400 光纤激光器(最大功率为 400 W,光斑直径为 100 μm)、自动送粉装置、气体保护系统和控制计算机系统等组成。长方体试样的成形尺寸为 15 mm × 15 mm × 80 mm,成形过程中试样的主轴垂直于成形方向。成形过程中以高纯(99.999%)氩气作为保护气体,以防止熔池发生不必要的氧化、氮化。成形参数如下:激光功率为 280 W,

激光扫描速度为 1200 mm/s,层厚为 0.03 mm,搭接率为 30%,扫描策略为条纹式扫描,层间转角 67°,基板预热温度为 80 °C。

将 SLM 成形后的试样置于 RVS-106 型真空烧结炉中进行热处理。依据 Q/3B 548—1996 标准规定的 IN718 合金锻件的热处理制度制定本次试验的三种热处理制度,如图 2 所示。第一种热处理制度为:固溶(980 °C/1 h) + 双时效(720 °C/8 h + 55 °C/h 炉冷至 620 °C/8 h),炉冷,记为 SA;第二种热处理制度为:均匀化(1080 °C/1.5 h) + 双时效(720 °C/8 h + 55 °C/h 炉冷至 620 °C/8 h),炉冷,记为 HA;第三种热处理制度为:均匀化(1080 °C/1.5 h) + 固溶(980 °C/1 h) + 双时效(720 °C/8 h + 55 °C/h 炉冷至 620 °C/8 h),炉冷,记为 HSA。

依据 GB/T 15248—2008《金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法》,将热处理后的零件加工成标准试样,如图 3 所示。在疲劳试验机上进行恒应力控制的室温低周疲劳试验,载荷波形为三角波,频率为 1 Hz,应力比为 0.1,加载的最大载荷分别为 36、38、40 kN,加载直至试样断裂终止。所有试样的应变随加载时间的变化趋势如图 4 所示。

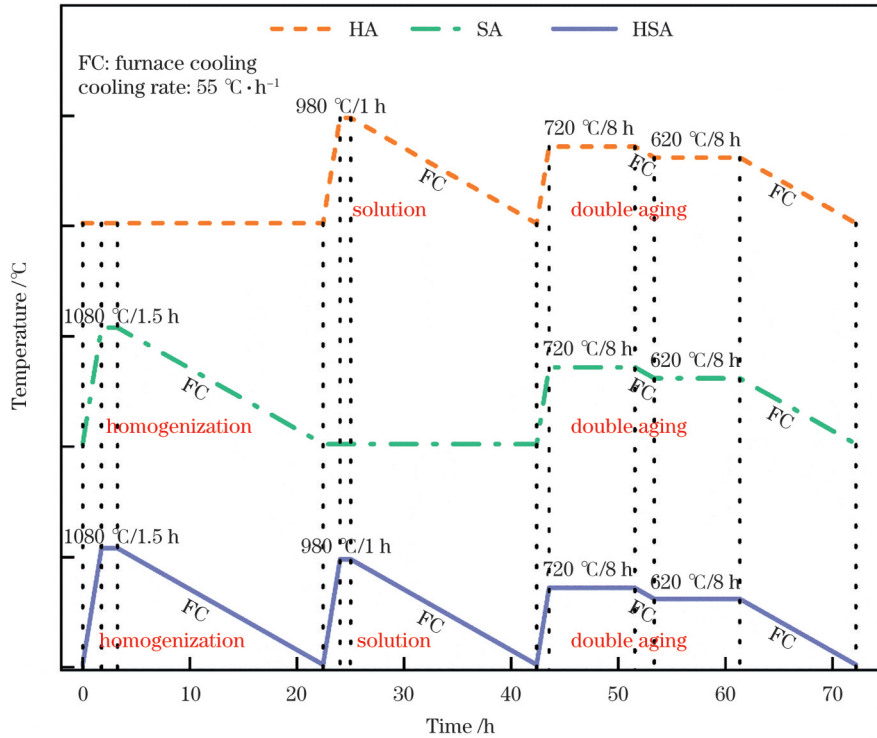


图 2 SLM 成形 IN718 合金采用的热处理制度

Fig. 2 Heat treatment processes used in selective laser melted IN718 alloy

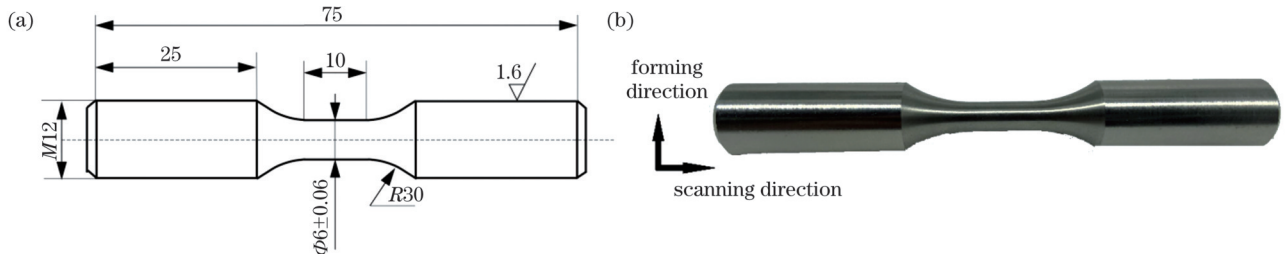


图 3 疲劳试样。(a)疲劳试样尺寸图；(b)SLM 成形 IN718 合金疲劳试样的照片

Fig. 3 Fatigue sample. (a) Dimension of fatigue specimen; (b) photo of selective laser melted IN718 fatigue specimen

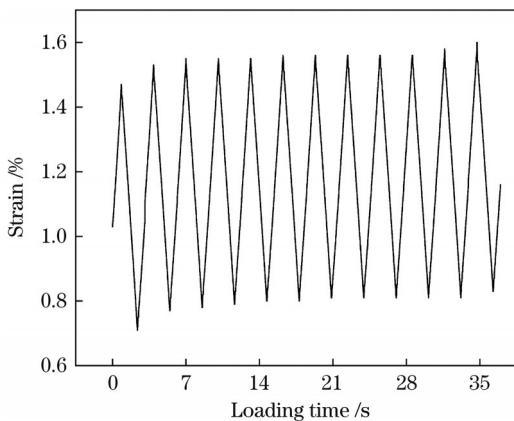


图 4 IN718 合金低周疲劳开始阶段应变随加载时间的变化
Fig. 4 Strain changes with loading time at the beginning of low cycle fatigue of IN718 alloy

用场发射扫描电镜 Gemini SEM 300 对热处理试样的微观结构、断口形貌和晶粒取向差进行表征。选取疲劳断裂试样并沿其长轴垂直于扫描方向进行切割制取组织分析试样,对试样进行抛光处理,其中:一部

分试样用 Kallings 腐蚀液 (100 mL C₂H₅OH+100 mL HCl+5 g CuCl₂) 腐蚀 1 min, 进行 SEM 观察;另一部分试样在高氯酸与乙醇溶液按体积比为 1:9 配制的溶液中用 EP-06 型电解抛光腐蚀仪进行电解抛光,电压为 30 V,抛光 10 s 后对试样距断口 1 mm 的区域进行电子背散射衍射 (EBSD) 拍摄及分析。

3 结果及讨论

3.1 热处理态组织和相分布

热处理后,试样内部表现出不同的再结晶组织并析出了 δ 相、γ'' 相和 γ' 相,图 5 为 SLM 成形 IN718 合金热处理后平行于成形方向 [如图 5(d) 所示] 的微观组织形貌。如图 5(a) 所示,SA 热处理后,试样晶界和晶粒内部析出了大量短棒状 δ 相 (尺寸约为 1.25 μm),晶粒内部存在针状交错的 γ'' 相和点状分布的 γ' 相。如图 5(b) 所示,HA 热处理后,试样晶界上有微量 δ 相析出,晶粒内部没有明显的 δ 相析出。相较于 HA 试样,HSA 试样晶界上有一定角度的短棒状 δ 相析出,δ 相

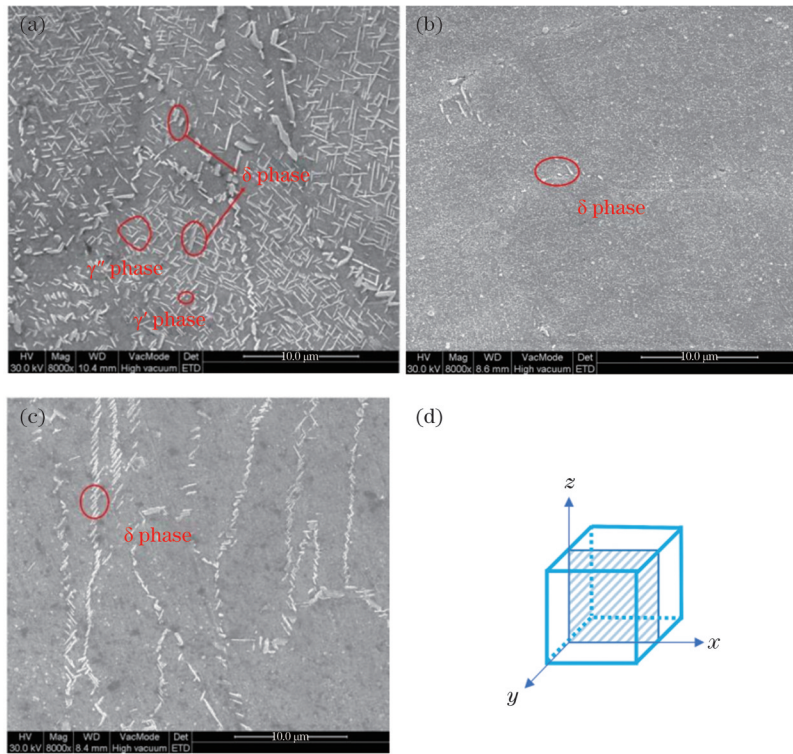


图 5 热处理 IN718 合金的显微组织。(a)SA 试样;(b)HA 试样;(c)HSA 试样;(d)电镜观察示意图

Fig. 5 Microstructures of heat-treated IN718 alloy captured by microscopy. (a) SA specimen; (b) HA specimen; (c) HSA specimen; (d) electron microscopy observation diagram

尺寸约为 $1.02\ \mu\text{m}$;相较于 SA 试样, HSA 试样晶界上析出的 δ 相尺寸更小,且在晶粒内部没有明显的 δ 相析出,如图 5(c)所示。

热处理过程中的均匀化温度高于 δ 相的溶解温度 ($980\sim 1020\ ^\circ\text{C}$)^[22-24],使得成形态合金中的 Laves 相和 δ 相固溶到基体中;固溶处理时,大量的 Nb 元素在晶界上优先析出形成 δ 相。因此, HSA 试样在晶界处析出 δ 相,基体中没有足够多的 Nb 元素,不满足 δ 相析出的条件。相比于 SA 试样,经过双时效处理的 HA 和 HSA 试样的晶粒内部仅析出了弥散分布的纳米级 γ'' 及 γ' 强化相^[22]。

3.2 低周疲劳性能

经历不同热处理的 IN718 合金在疲劳试验中的表现明显不同。SLM 成形态试样内部存在较大的残余应力,导致其在加载过程中直接断裂。经过热处理后, IN718 合金试样内部的残余应力消除,疲劳试验后均可取得有效数据。低周疲劳试验过程中加载的最大应力均高于材料的屈服强度,试样在疲劳试验过程中发生塑性变形。IN718 合金在加载初期的循环峰值快速增大,这是一种循环软化现象;循环过程稳定后,随着非对称应力的加载,塑性变形量逐渐累积,试样出现了明显的棘轮行为。棘轮行为是低周疲劳过程中的一种现象。

三种热处理试样的疲劳试验结果如图 6 所示。热处理制度和负载均会影响 SLM 成形 IN718 合金的疲劳寿命。在相同的热处理制度下,负载越大,试样的循

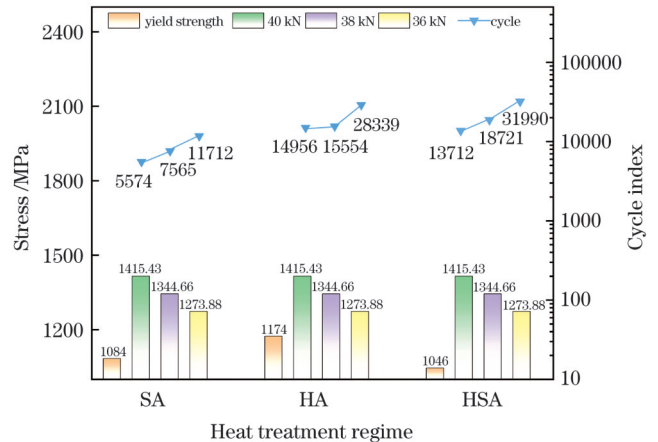


图 6 不同热处理态 IN718 合金的疲劳试验结果

Fig. 6 Fatigue testing results of IN718 alloy with different heat treatment processes

环周次越小,疲劳寿命越短。这是因为负载远高于屈服强度并接近抗拉强度,塑性变形程度更大。在相同的负载下, HSA 试样的循环周次要明显多于另外两种试样。HSA 试样在 36 kN 负载时的循环周次能够达到 31990 次,约为 SA 试样的 2.55 倍,约为 HA 试样的 1.1 倍。依据 Basquin 公式^[25-26]对三种热处理试样进行疲劳寿命拟合,结果显示,在疲劳寿命为 10^7 时, SA、HA、HSA 试样的疲劳极限分别约为 491.8、614.8、631.5 MPa。锻造态 IN718 合金的疲劳极限要求大于 640 MPa^[27],经 HSA 处理的 SLM 成形 IN718 合金的疲劳极限达到了锻造态的 98.67%。从测试数据可以看

出,热处理制度对 SLM 成形 IN718 试样室温低周疲劳性能具有显著影响,其中 HSA 试样具有更加优异的疲劳性能。

3.3 断口形貌分析

图 7(a)、(b)、(c)分别为 SA、HA 和 HSA 试样疲劳断裂后的断口宏观形貌。三种热处理试样的断裂源均在试样表面或靠近表面的细小缺陷处,这是由于在疲劳过程中试样表面存在更高程度的应力集中。三种热处理试样表现出的形貌基本相似,断口整体较为平整,断口上均呈现出疲劳裂纹源区、疲劳裂纹扩展区和疲劳瞬断区。试样表面存在多个突起,突起向试样内部延伸并趋于平缓,说明试样表面形成了多个疲劳源区。

对 HSA 热处理态 36 kN 负载试样进行断口形貌分析。图 7(d)为 HSA 试样的疲劳源区形貌,在该图中可以看到试样表面的多个裂纹源和明显的解理断裂面,裂纹由试样表面向内部延伸,裂纹萌生机制为滑移形核。图 7(e)为裂纹扩展区,可以明显观察到疲劳辉纹,在疲劳辉纹中存在很多细小的二次裂纹。疲劳辉纹是在交变应力作用下的疲劳裂纹扩展过程中形成的,疲劳辉纹弧线的曲率中心是裂纹源区。图中疲劳辉纹没有呈现明显的弧度,这是因为试样存在多个裂纹源,导致疲劳辉纹在局部范围内发生改变。图 7(f)为疲劳裂纹瞬断区,这一区域存在分布均匀、尺寸较小且较深的韧窝,呈现出微孔聚集型特点;同时,瞬断区还存在粗大的二次裂纹,与拉伸断裂相似。

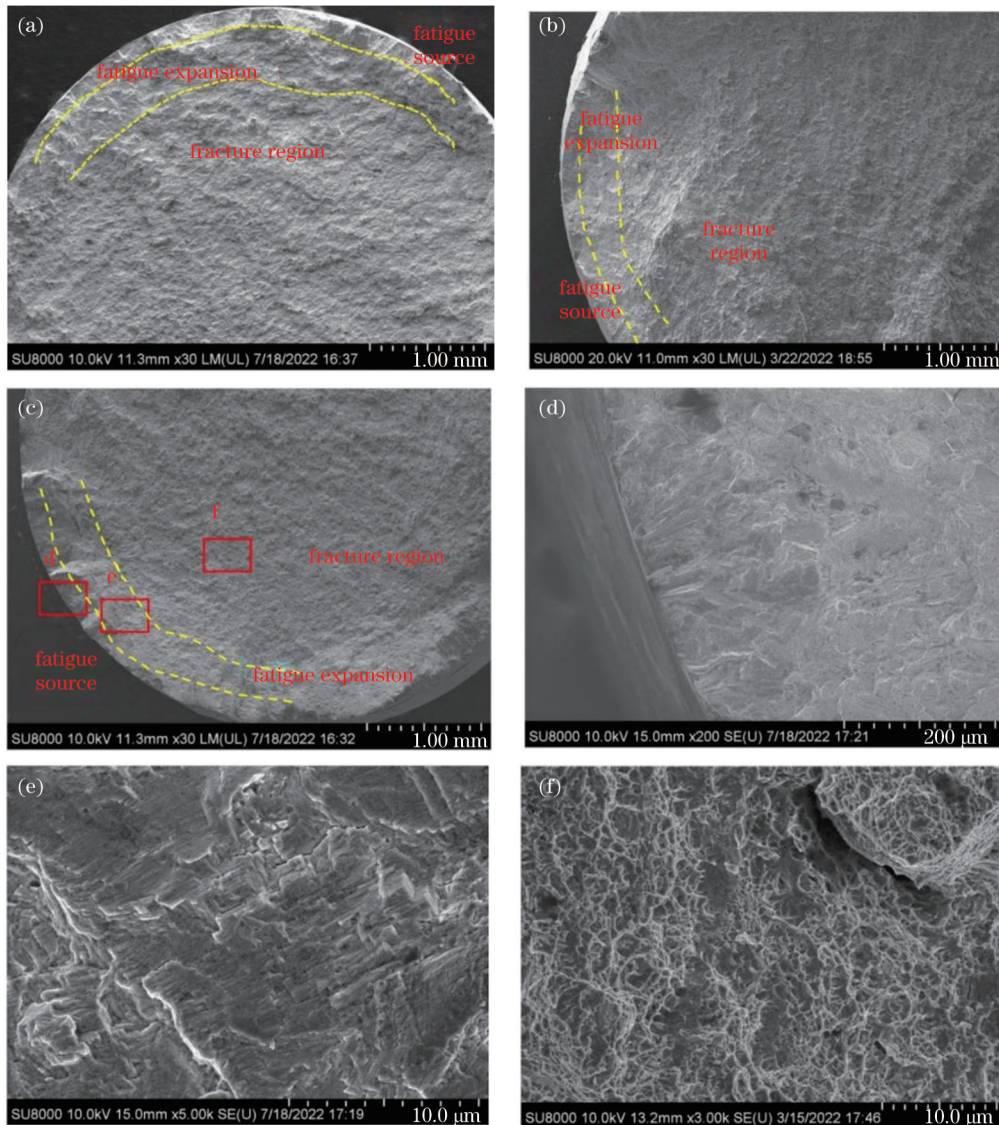


图 7 热处理试样疲劳试验后的断口形貌。(a)SA 试样;(b)HA 试样;(c)HSA 试样;(d)疲劳源区;(e)疲劳扩展区;(f)瞬断区
 Fig. 7 Fracture images of heat-treated specimens after fatigue test. (a) SA specimen; (b) HA specimen; (c) HSA specimen; (d) fatigue source area; (e) fatigue expansion area; (f) transient fracture area

3.4 断口显微组织分析

对距断口 1 mm 的区域进行 EBSD 观察,分析热处理后 IN718 合金中强化相分布对应力分布的影响。

图 8(a)为 SA 试样的晶粒取向分布图,在晶粒内部出现了明显的析出相,析出相尺寸较小且分布均匀。SA 试样带衬度的晶界复合图如图 8(b)所示,其中:晶界

取向差角在 $2^{\circ} \sim 15^{\circ}$ 的界面为小角度晶界, 用红线表示; 晶界取向差角大于 15° 的界面为大角度晶界, 用黑线表示。能够明显观察到晶粒内部及晶界处均存在大量的小角度晶界, 小角度晶界占比为 0.779%, 同时在析出相附近分散着大角度晶界。图 8(c) 为 SA 试样的局部取向差(KAM)图, 绿色区域表示应力集中, 可以观察到晶粒内部和晶界上存在明显的应力集中, 经计算可知 KAM 值为 15.79。

相较于 SA 试样, HA 试样的晶粒尺寸明显增大, 在晶粒内部也能够观察到弥散分布的析出相; 大部分

小角度晶界分布在晶界处, 在晶粒内部仅有少量小角度晶界分布, 小角度晶界的占比为 0.328%; 同时, 应力集中部分出现在晶界上, KAM 值为 8.61, 晶粒内部没有出现应力集中, 如图 8(e)、(d)、(f) 所示。

HSA 试样的 EBSD 分析结果如图 8(g)、(h)、(i) 所示。可以看到, HSA 试样晶粒内部存在弥散分布的析出相。与 HA 试样相比, HSA 试样中小角度晶界在晶界处分布得更多, 占比约为 0.569%; HSA 试样在晶界处有更明显的应力集中, 同时晶粒内部也存在应力集中现象, KAM 值为 10.03。

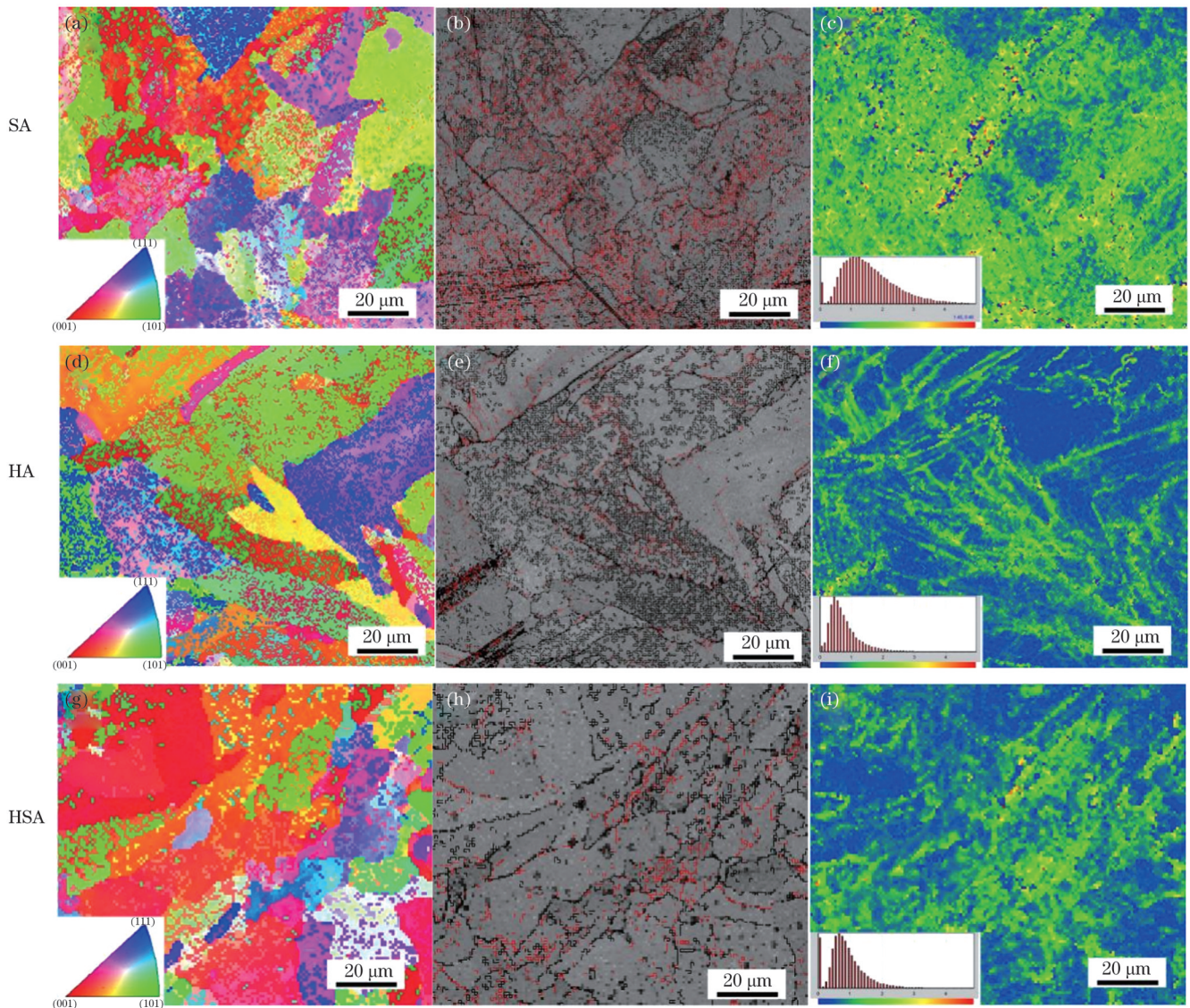


图 8 不同热处理后试样的 EBSD 分析。(a)(d)(g) 晶粒取向图; (b)(e)(h) 带衬度和晶界复合图; (c)(f)(i) 局部取向差(KAM)图
Fig. 8 EBSD analysis of specimens after different heat treatments. (a)(d)(g) Grain orientation diagrams; (b)(e)(h) contrast and grain boundary composite diagrams; (c)(f)(i) KAM diagrams

经过 EBSD 对比分析得出如下结论: 与 SA 处理相比, HSA 和 HA 处理后的 KAM 值更小, 应力集中分布在晶界上, 晶粒内部没有出现较强的应力集中; 与 HA 试样相比, HSA 试样的晶界处存在更强的应力集中(这是因为析出相能够阻碍疲劳试验过程中的位错滑移); 对比 SA 与 HA 试样可知前者晶粒内部分布的 δ

相周围存在更多小角度晶界, 说明位错滑移在试验过程中被 δ 相阻碍, 从而形成了小角度晶界; 对比 HSA 和 HA 试样能够得到相似的结论, 即 HSA 试样晶界处析出的 δ 相周围有更多小角度晶界形成。

3.5 断裂过程分析

疲劳试验过程中, 在拉-拉应力的作用下, 晶粒内

部的位错开始滑移。三种热处理试样的基体中均存在扁椭圆形强化相 γ'' 和点状强化相 γ' ，基于 Orowan 强化^[28]机制，基体中弥散分布的 δ 相及 γ'' 、 γ' 强化相会对位错产生钉扎作用，从而提高基体的变形抗力。因此，热处理之后的试样比 SLM 直接成形试样具有更好的疲劳性能。

热处理之后， δ 相以及 γ'' 、 γ' 等强化相的尺寸、形貌和分布位置不同，导致试样的疲劳性能存在差异。热处理对疲劳性能的影响机理如图 9(a) 所示。经过 SA 处理后，基体中存在微米级 γ'' 、 γ' 强化相和少量 δ

相，晶界处存在大量 δ 相；经过 HA 处理后，基体中存在纳米级 γ'' 、 γ' 强化相，晶界处存在少量 δ 相；经过 HSA 处理后，基体中存在纳米级 γ'' 、 γ' 强化相，晶界处存在 δ 相。在疲劳性能测试过程中，位错在交变载荷作用下开始滑移，析出相通过阻碍位错运动提高疲劳性能。在晶粒内部，位错自由滑移；当位错滑移到点状 γ' 强化相时，基于 Orowan 强化机制，位错会绕过 γ' 相，阻碍后续位错滑移，从而提高了疲劳性能；当位错滑移至扁椭圆形 γ'' 强化相时， γ'' 相会阻碍位错运动，随着位错的累积，位错会切过 γ'' 相；当位错滑移到 δ 相时，由

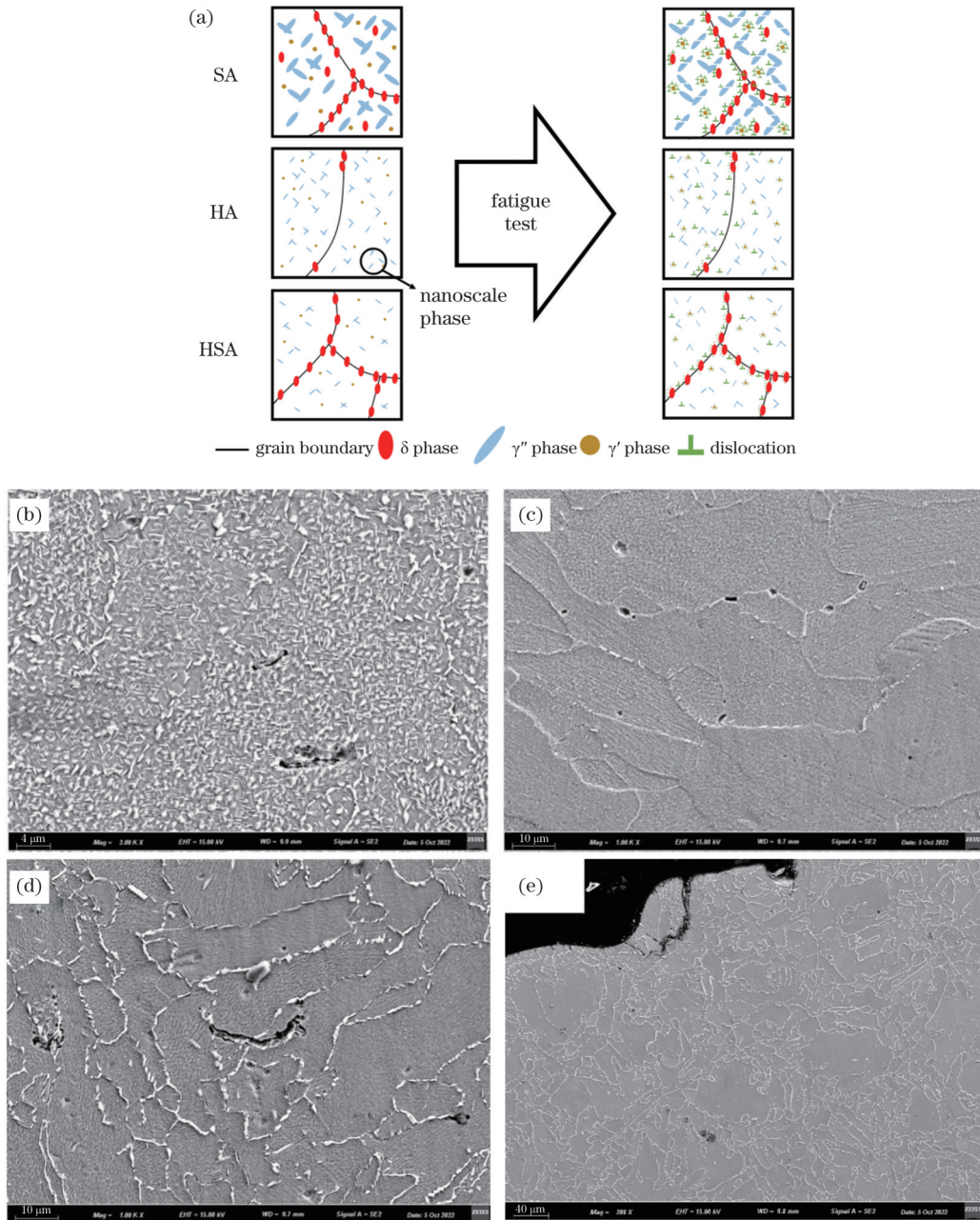


图 9 热处理试样的强化机理及纵剖面形貌。(a)疲劳性能的强化机理；(b)SA 试样纵剖面；(c)HA 试样纵剖面；(d)HSA 试样纵剖面；(e)HSA 试样断面

Fig. 9 Strengthening mechanism and profile images of specimens after heat treatments. (a) Strengthening mechanism of fatigue performance; (b) profile image of SA specimen; (c) profile image of HA specimen; (d) profile image of HSA specimen; (e) fracture of HSA specimen

于 δ 相与基体 γ 相是非共格关系,位错会在 δ 相周围塞积,并相互缠结形成位错胞,最终在应力的反复作用下演化成为裂纹源^[29-31];位错滑移到晶界时,晶界能够阻碍位错滑移及裂纹扩展,当晶界处存在析出相 δ 时,能够提高晶界强度,延缓疲劳裂纹的扩展,提高疲劳性能。

经过 SA 热处理之后,晶内和晶界上均有 δ 相分布,易产生更多微裂纹,如图 9(b)所示。在高应力作用下,分散的裂纹逐渐扩展、融合,形成一条主裂纹并沿最大剪应力面扩展。因此,SA 试样表现出最少的循环次数。

对于 HA 试样,因为晶界强度不足,随着循环次数增加,位错聚集在晶界处,激活邻近晶粒中的位错,使其滑移,从而影响了疲劳性能。如图 9(c)所示,微孔会从晶界处形成,并在应力的作用下汇聚形成一条主裂纹。相比 SA 试样,HA 试样基体中的纳米级 γ'' 、 γ' 强化相会钉扎变形过程中的位错,因而具有更好的疲劳性能。

根据 Gao 等^[8]的研究,HSA 试样中 γ'' 析出相的数量最多,且其平均尺寸约为 55 nm。同时,与 HA 试样相比,HSA 试样晶界上的 δ 相增强了晶界强度,进一步延缓位错聚集形成微孔;如图 9(d)所示,当循环达到一定次数时,沿晶界形成的微孔会相互连接形成一条穿晶裂纹。疲劳断裂之后,在 HSA 试样的疲劳断口区域可以看到扩展裂纹,疲劳断裂方式为穿晶断裂,如图 9(e)所示。因此,HSA 热处理能够提高 SLM 成形 IN718 合金试样的疲劳性能。

4 结 论

采用 SLM 技术制备 IN718 合金并对其进行了 SA、HA 和 HSA 三种热处理,研究不同热处理制度对合金微观组织、断口形貌和应力分布的影响,进一步分析了热处理制度对室温低周疲劳性能的影响。得出如下结论:

1) SA 处理后,IN718 晶界上有短棒状 δ 相析出,晶粒内部有针状交错的 γ'' 相、点状分布的 γ' 相和少量短棒状 δ 相析出;HA 处理后仅有微量 δ 相在晶界处析出;相比 HA 处理,HSA 处理导致更多 δ 相析出并钉扎在 IN718 晶界处。

2) 与 SLM 制备 IN718 合金的成形态相比,三种热处理制度均可有效提高室温低周疲劳性能,拟合的 SA、HA、HSA 试样的疲劳极限分别约为 491.8、614.8、631.5 MPa。HSA 试样在 36、38、40 kN 负载时的循环周次分别为 31990、18721、13712 次。

3) HSA 试样的小角度晶界占比为 0.569%,KAM 值为 10.3,小角度晶界主要分布在晶界处。HSA 处理后,晶界处的 δ 相强化了晶界,进而延缓了变形过程中的微孔形成;基于 Orowan 强化,晶粒内部的 γ'' 、 γ' 强化相阻碍了位错滑移,从而延缓了基体内部微裂纹的

扩展。因此,HSA 处理后的试样相比另两种试样表现出了更优异的疲劳性能。

参 考 文 献

- [1] Song Z X, Gao W B, Wang D P, et al. Very-high-cycle fatigue behavior of Inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting at elevated temperature[J]. *Materials*, 2021, 14(4): 1001.
- [2] 肖来荣, 谭威, 刘黎明, 等. 激光增材制造 GH3536 合金的低周疲劳行为[J]. *中国激光*, 2021, 48(22): 2202009.
Xiao L R, Tan W, Liu L M, et al. Low cycle fatigue behavior of GH3536 alloy formed via laser additive manufacturing[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(22): 2202009.
- [3] 翟战江, 赵琳, 彭云, 等. DP980 钢激光焊接头的低周疲劳性能[J]. *中国激光*, 2021, 48(18): 1802003.
Zhai Z J, Zhao L, Peng Y, et al. Low cycle fatigue behavior of laser welded DP980 steel joints[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(18): 1802003.
- [4] 郭建亭. 高温合金材料学-中册-制备工艺[M]. 北京: 科学出版社, 2008: 3-17.
Guo J T. *Materials science and engineering for superalloys*[M]. Beijing: Science Press, 2008: 3-17.
- [5] 张杰, 张群莉, 姚建华, 等. 激光熔覆 IN718 合金工艺优化及界面组织性能分析[J]. *中国激光*, 2022, 49(16): 1602021.
Zhang J, Zhang Q L, Yao J H, et al. Process optimization and interfacial microstructure and properties analysis of laser clad IN718 alloy[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(16): 1602021.
- [6] Zhang D Y, Niu W, Cao X Y, et al. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 644: 32-40.
- [7] Zhang D Y, Feng Z, Wang C J, et al. Comparison of microstructures and mechanical properties of Inconel 718 alloy processed by selective laser melting and casting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 724: 357-367.
- [8] Gao Y, Zhang D Y, Cao M, et al. Effect of δ phase on high temperature mechanical performances of Inconel 718 fabricated with SLM process[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 767: 138327.
- [9] Cao M, Zhang D Y, Gao Y, et al. The effect of homogenization temperature on the microstructure and high temperature mechanical performance of SLM-fabricated IN718 alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 801: 140427.
- [10] Zhang D Y, Yi D H, Wu X P, et al. SiC reinforced AlSi10Mg composites fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 894: 162365.
- [11] Huang S, Sun B B, Guo S Q. Microstructure and property evaluation of TA15 titanium alloy fabricated by selective laser melting after heat treatment[J]. *Optics & Laser Technology*, 2021, 144: 107422.
- [12] 窦振, 王豫跃, 张安峰, 等. 不同热处理对 SLM TC4 组织性能及各向异性的影响[J]. *中国激光*, 2022, 49(8): 0802009.
Dou Z, Wang Y Y, Zhang A F, et al. Effect of different heat treatments on microstructure, properties, and anisotropy of SLM TC4[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(8): 0802009.
- [13] 宋长辉, 付厚雄, 严仲伟, 等. 激光粉末床熔融成形内部质量缺陷及其调控方法[J]. *中国激光*, 2022, 49(14): 1402801.
Song C H, Fu H X, Yan Z W, et al. Internal defects and control methods of laser powder bed fusion forming[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(14): 1402801.
- [14] 高圣勇, 王一雯, 苏孺, 等. GH4169 高温合金低周疲劳变形行为研究[J]. *稀有金属*, 2022, 46(3): 289-296.
Gao S Y, Wang Y W, Su R, et al. Low-cycle fatigue behavior of GH4169 superalloy[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2022, 46(3): 289-296.
- [15] 曾旭, 张显程, 涂善东, 等. 热处理对 GH4169 合金组织及低周

- 疲劳寿命的影响[J]. 机械工程材料, 2016, 40(4): 21-24.
- Zeng X, Zhang X C, Tu S D, et al. Effects of heat treatment on microstructure and low cycle fatigue life of GH4169 alloy[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2016, 40(4): 21-24.
- [16] 曾旭. δ 相对镍基高温合金 GH4169 低周疲劳行为的影响[D]. 上海: 华东理工大学, 2015.
- Zeng X. Effect of δ phase on low cycle fatigue behavior of Ni-based superalloy GH4169[D]. Shanghai: East China University of Science and Technology, 2015.
- [17] Konečná R, Nicoletto G, Kunz L, et al. Microstructure and directional fatigue behavior of Inconel 718 produced by selective laser melting[J]. Procedia Structural Integrity, 2016, 2: 2381-2388.
- [18] Yu X B, Lin X, Liu F C, et al. Influence of post-heat-treatment on the microstructure and fracture toughness properties of Inconel 718 fabricated with laser directed energy deposition additive manufacturing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 798: 140092.
- [19] 刘树裕. 激光选区熔化 IN718 合金的组织与疲劳性能研究[D]. 淄博: 山东理工大学, 2021.
- Liu S Y. Study on microstructure and fatigue properties of IN718 alloy based on selective laser melting[D]. Zibo: Shandong University of Technology, 2021.
- [20] Zhang Y Y, Duan Z, Shi H J. Comparison of the very high cycle fatigue behaviors of Inconel 718 with different loading frequencies [J]. Science China Physics, Mechanics and Astronomy, 2013, 56 (3): 617-623.
- [21] Sun R, Li W, Zhang Y C, et al. Interior long-life-fatigue cracking behavior and life prediction of a selective laser melted GH4169 superalloy at different temperatures and stress ratios[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2022, 45(7): 2112-2126.
- [22] Radavich J F. The physical metallurgy of cast and wrought alloy 718[EB/OL]. [2022-12-08]. https://www.tms.org/SuperAlloys/10.7449/1989/SuperAlloys_1989_229_240.pdf.
- [23] Azadian S, Wei L Y, Warren R. Delta phase precipitation in Inconel 718[J]. Materials Characterization, 2004, 53(1): 7-16.
- [24] Cai D Y, Zhang W H, Nie P L, et al. Dissolution kinetics of δ phase and its influence on the notch sensitivity of Inconel 718[J]. Materials Characterization, 2007, 58(3): 220-225.
- [25] Wegener T, Haase C, Liehr A, et al. On the influence of κ -carbides on the low-cycle fatigue behavior of high-Mn light-weight steels[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 150: 106327.
- [26] 齐世文, 荣鹏, 黄丹, 等. 激光粉末床熔融增材制造铝合金的室温和高温力学性能研究[J]. 中国激光, 2022, 49(8): 0802001.
- Qi S W, Rong P, Huang D, et al. Room- and high-temperature mechanical properties of aluminum alloys fabricated using laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(8): 0802001.
- [27] 屈华鹏, 王留兵, 王东辉, 等. 时效强化高镍 Inconel-718 合金低周疲劳性能及寿命预测[J]. 金属热处理, 2021, 46(7): 1-6.
- Qu H P, Wang L B, Wang D H, et al. Low-cycle fatigue properties and life prediction of aging strengthened high-nickel Inconel-718 alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2021, 46(7): 1-6.
- [28] Liu H D, Wang D Z, Zhou L P, et al. Excellent double-aging strengthening effect with the high density γ' phase of 945A nickel-based alloy[J]. Crystals, 2022, 12(2): 175.
- [29] 安金岚, 王磊, 刘杨, 等. 长期时效对 GH4169 合金组织演化及低周疲劳行为的影响[J]. 金属学报, 2015, 51(7): 835-843.
- An J L, Wang L, Liu Y, et al. Influences of long-term aging on microstructure evolution and low cycle fatigue behavior of GH4169 alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(7): 835-843.
- [30] Gribbin S, Ghorbanpour S, Ferreri N C, et al. Role of grain structure, grain boundaries, crystallographic texture, precipitates, and porosity on fatigue behavior of Inconel 718 at room and elevated temperatures[J]. Materials Characterization, 2019, 149: 184-197.
- [31] 魏先平, 郑文杰, 宋志刚, 等. 热处理对 Inconel 718 合金组织及力学性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(8): 53-58.
- Wei X P, Zheng W J, Song Z G, et al. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Inconel 718 alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33(8): 53-58.

Effect of Heat Treatment on Low-Cycle Fatigue Properties of Selective Laser Melted IN718 at Room Temperature

Feng Xingtiao^{1,2,3}, Li Jianmin^{1,2,3}, Geng Shuo^{1,2,3}, Chi Yujing^{1,2,3}, Yi Denghao^{1,2,3}, Zhang Dongyun^{1,2,3*}

¹Institute for Laser Engineering, Faculty of Materials and Manufacturing, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China;

²Beijing Engineering Research Center of 3D Printing for Digital Medical Health, Beijing 100124, China;

³Beijing International Science and Technology Cooperation Base for Digital Medical 3D Printing, Beijing 100124, China

Abstract

Objective Inconel 718 (IN718) superalloy is widely used in aerospace engines and other high-temperature components. Improving its fatigue properties is crucial for ensuring the long-term stability of the components in service. Selective laser melting (SLM) technology is one of the best choices for the manufacturing of complex aerospace components owing to its high molding rate, high design freedom, and short production cycle time. However, the rapid melting and solidification of IN718 powder during SLM leads to the precipitation of a brittle Laves phase instead of a strengthening phase, inside the component. The characteristics of layer-by-layer scanning of SLM lead to the existence of high residual stress inside SLM-fabricated parts. Therefore, heat treatment is essential. This study investigates the influence of different heat treatment processes on the microstructure, phase distribution, and fatigue properties of SLM-fabricated IN718 alloy.

Methods In this study, an IN718 alloy powder was prepared using a gas atomization method with particle size distributions between 15 and 55 μm . The IN718 specimens were prepared by EOSINT M280 from EOS, Germany and then cut along the plane of the substrate via wire cutting and removed. Subsequently, the IN718 specimens were subjected to three different heat treatments, as

shown in Fig. 2. The three heat treatments is: 1) solution + double aging (SA); 2) homogenization + double aging (HA); 3) homogenization + solution + double aging (HSA). After heat treatment, the specimens were processed into fatigue specimens and subjected to a constant stress-controlled low-cycle fatigue test, at room temperature. Finally, after sample preparation and polishing, scanning electron microscopy (SEM) and electron back-scattered diffraction (EBSD) photographic analyses were performed.

Results and Discussions The distribution of precipitated phases differs significantly after different heat treatments (Fig. 5). After SA treatment, micron-level γ'' and γ' strengthening phases and a small number of distributed δ phases exist in the matrix, whereas a large number of δ phases distribute at the grain boundaries. After HA treatment, nano-sized γ'' and γ' strengthening phases exist in the matrix, and a small number of δ phases distribute at the grain boundaries. After HSA treatment, nano-sized γ'' and γ' strengthening phases exist in the matrix, and δ phases exist at the grain boundaries. Differences in the distribution of the resolved phases leads to differences in fatigue performance (Fig. 6). Among them, the fatigue performance of the HSA treated IN718 specimen is the best, and the fatigue performance reaches 98.6% of the fatigue performance of the forged part. Subsequently, the specimens were prepared by wire cutting and the fracture morphologies were observed, and the fatigue morphologies of the specimens with different heat treatments were basically same (Fig. 7), that is, there are multiple fatigue source areas, obvious fatigue glow lines, and fatigue transient fracture areas with dimples and secondary cracks. The EBSD results (Fig. 8) show that the stress concentration is mainly in the δ -phase and grain boundary regions. Via analysis, it is found that dislocations slide freely inside the grain. When dislocations slide to the punctate γ' phase, dislocations bypass the γ' phase based on the Orowan strengthening mechanism and hinder the subsequent dislocation sliding. When dislocations slide to the flat elliptical γ'' phase, the γ'' phase hinders the dislocation movement and then γ'' phase will be cut with the accumulation of dislocations. Because the δ phase and matrix γ phase are non-conglomerative, dislocations accumulate around the δ phase. When dislocations slide to the grain boundary, the grain boundary can hinder the dislocation sliding and crack expansion. At the same time, the δ phase at the grain boundary can nail the grain boundary and delay the expansion of fatigue crack, thus improving the fatigue performance.

Conclusions In this study, the microstructure and phase distribution of the IN718 alloy fabricated using SLM are regulated via heat treatment, to further analyze the effect of heat treatment on the low-cycle fatigue properties, at room temperature. The experimental results indicate that the alloy exhibited precipitation of the internal δ phase, as well as γ'' and γ' strengthening phases precipitate inside the alloy following heat treatment, as opposed to the as-built conditions. The presence of these phases contributed to the alleviation of internal stresses within the alloy and led to a significant improvement in its fatigue performance. Based on the Orowan strengthening mechanism, the diffusely distributed γ'' and γ' strengthening phases within the grain prevent the dislocations from sliding within the grain. The δ phase precipitated at the grain boundary can enhance the strength of the grain boundary, thus retarding microcrack extension in the matrix and increasing the fatigue cycles. Therefore, after HSA treatment, the IN718 specimen has optimized fatigue performance. The improvement of the microstructure and mechanical properties via heat treatment processes presented in this study provides a reference for the application of the SLM-fabricated IN718 components.

Key words laser technique; selective laser melting; Inconel 718 alloy; low-cycle fatigue; heat treatment