

热工艺对激光选区熔化 Hastelloy X 合金组织及拉伸性能的影响

Effect of heat processing on microstructures and tensile properties of selective laser melting Hastelloy X alloy

李雅莉,雷力明,侯慧鹏,何艳丽

(中国航发上海商用航空发动机制造有限责任公司,上海 201306)

LI Ya-li, LEI Li-ming, HOU Hui-peng, HE Yan-li

(AECC Shanghai Commercial Aircraft Engine Manufacturing Co., Ltd.,
Shanghai 201306, China)

摘要: 采用激光选区熔化技术制备 Hastelloy X 试样,研究热等静压和固溶处理对 Hastelloy X 试样显微组织及拉伸性能的影响。结果表明:沉积态组织中可观察到熔池形貌、柱状晶及晶内的胞晶结构,无析出物,其拉伸性能表现出高强度低塑性特点,高温拉伸断口沿激光扫描熔化道断裂。经热等静压后,组织演变为等轴晶,晶界及晶内存在较多的析出物,裂纹愈合,试样拉伸强度降低,塑性提升,尤其是高温屈服强度降低了约 48%,高温伸长率提升了约 59%。经热等静压+固溶处理后,晶粒尺寸及形貌与热等静压态相比近乎无差异,但晶内析出物明显减少,该状态下的综合拉伸性能最优。

关键词: 激光选区熔化;Hastelloy X;热工艺;组织;拉伸性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2018.000422

中图分类号: TG113 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2019)05-0100-07

Abstract: The technology of selective laser melting was used to fabricate Hastelloy X samples. The effect of hot isostatic pressing (HIP) and solution treatment on microstructures and tensile properties of Hastelloy X samples was investigated. The results show the as-deposited samples exhibit clear melt pool morphologies, columnar grain with embedded cellular structures and no obvious precipitates are detected. The corresponding tensile properties are characterized by high strength and low ductility. High temperature tensile fracture surface reveals that the as-deposited samples crack along laser scan tracks. After HIP, the microstructures evolved into equiaxed grains, and large amount of precipitates are found to distribute within grain boundaries and grain interiors. Besides, solidification cracks are effectively healed by HIP. In this circumstance, the tensile strength is decreased by about 48% combined with improved ductility up to 59% after high temperature tensile tests. After HIP+solution treatment, the grain size and morphology keep similar with that in HIP processed state, while the amount of precipitates inside grain areas is significantly reduced and an overall sound tensile property is achieved.

Key words: selective laser melting; Hastelloy X; heat processing; microstructure; tensile property

Hastelloy X 合金是一种固溶强化型镍基高温合金,主要的固溶强化元素为 Mo、W 和 Cr,具有良好的耐蚀性能和抗氧化性能。该合金高温性能良好,可以在 900℃ 以下长期使用,主要被用于制造航空发动机的叶片、燃烧室部件和其他高温部件。目前,已有较多关于 Hastelloy 系列合金的研究^[1-3],但是大多数成形方法为传统轧制和铸造。本研究采用激光选区熔化技

术(selective laser melting, SLM)成形 Hastelloy X 合金。

SLM 技术是最具发展潜力的增材制造技术之一,利用高能激光束依据零件三维模型的切片数据逐层熔化粉末材料,从而堆积成任意形状的高致密三维零件^[4-6]。尤其对于一些具有复杂几何结构的小尺寸零件的成形,SLM 技术相比传统铸造和锻造可节省大量

的时间和经济成本^[7],其应用范围已拓展到航空航天、生物医学及中小型模具等领域。然而,由于 SLM 过程中的粉体材料发生快速熔化凝固复杂相变过程,其温度、温度梯度和体积等变化较大,致使该过程的内应力积聚,在 SLM 制件中存在较高的残余应力,最终导致产生裂纹。此外,圆形粉末颗粒铺展后,颗粒之间存在缝隙,粉末颗粒在激光作用下形成熔池,其凝固速率较快,如液相不能充分铺展,则易形成微孔,这些缺陷对 SLM 制件的最终使用性能有不利影响。热等静压(hot isostatic pressing, HIP)技术可有效地消除零件内部裂纹、孔洞等缺陷,提高组织致密性,已在国内外得到广泛应用^[8-11],此外,由于 Hastelloy X 合金是一种固溶强化型合金,因此,热等静压后再进行固溶处理这种热工艺对其组织及其拉伸性能影响的研究也十分有意义。

目前国内外关于 SLM 成形 Hastelloy X 合金组织和性能的研究也取得一定成果。Wang 等研究了激光功率、扫描速率、扫描间距对 Hastelloy X 合金显微组织、拉伸性能、尺寸精度、表面质量等的影响,通过优化成形工艺参数,获得质量最优的零件^[12]。Tomus 等研究了热处理及热等静压工艺对 Hastelloy X 合金 SLM 试样显微组织和室温拉伸性能的影响,热处理和热等静压工艺可消除枝晶结构和熔池边界,减少力学各向异性,提高制件塑性^[13]。侯慧鹏等对比分析了沉

积态、热处理态及热处理+热等静压态的 Hastelloy X 合金 SLM 试样显微组织,并研究了热处理+热等静压工艺下不同成形方向的室/高温拉伸性能,初步建立晶粒形态及析出物与拉伸性能的关联^[14]。Xu 等研究了 SLM 成形 K536 合金试样的高温疲劳及拉伸性能,结果表明试样成形方向对拉伸性能影响较大,但是对疲劳性能影响不明显^[15]。

以上研究表明,目前还缺少热等静压+固溶处理工艺对 Hastelloy X 合金 SLM 制件组织及拉伸性能的详细研究。因此,本研究对 Hastelloy X 合金 SLM 成形件进行了两种不同的热工艺处理:HIP 处理和 HIP 之后再固溶处理,研究这两种热工艺对 SLM 成形 Hastelloy X 合金件组织及拉伸性能的影响,以期优化 SLM 成形 Hastelloy X 合金热工艺提供参考。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验所用原材料为 Hastelloy X 合金粉末,其化学成分见表 1。粉末粒度范围为 15~45 μm ,粉末颗粒形貌近球形,其 SEM 形貌如图 1 所示。在实验进行之前,对 Hastelloy X 合金进行真空烘干处理,以除去粉末中所吸附的水分,同时用酒精将成形基板清洗干净。

表 1 Hastelloy X 合金粉末化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of Hastelloy X alloy powder (mass fraction/%)

Ni	Cr	Fe	Mo	Co	W	B	Mn	C	P	S
48.58	21.58	18.59	8.91	1.52	0.6	<0.002	0.014	0.082	<0.002	0.002

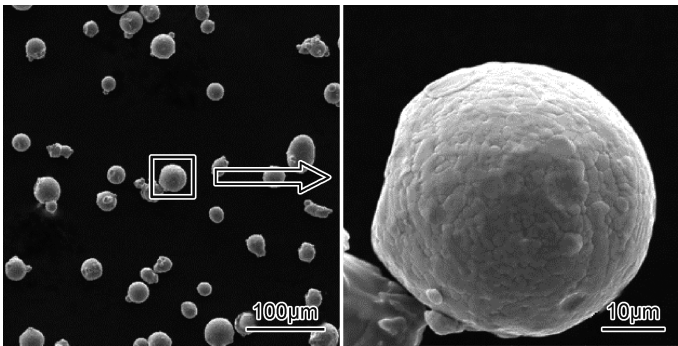


图 1 Hastelloy X 合金粉末 SEM 形貌

Fig. 1 SEM images of Hastelloy X alloy powders

1.2 试样成形方法

采用 EOS M280 SLM 成形设备打印 Hastelloy X 试样,成形室保护气氛为氩气,成形工艺参数如表 2 所示,试样摆放方式为长度方向垂直于成形基板。SLM

成形结束后采用线切割方法将试样从基板上分离,然后按照热等静压(1175 $^{\circ}\text{C}$,150MPa,1h,炉冷)、热等静压(1175 $^{\circ}\text{C}$,150MPa,1h,炉冷)+固溶处理(1175 $^{\circ}\text{C}$,0.5h,空冷)两种不同热工艺分别处理试样,测试 SLM

表 2 SLM 成形 Hastelloy X 工艺参数

Table 2 Process parameters for selective laser melting of Hastelloy X

Layer thickness/ μm	Spot diameter/ μm	Hatch spacing/ μm	Preheating temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Laser power/W	Scan speed/ ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	Rotation angle of laser scanning direction/ $(^{\circ})$
20	100	90	80	200	1100	67

成形沉积态、热等静压态及热等静压态+固溶态试样的组织及拉伸性能。

1.3 组织分析及性能测试

用于金相分析的试样经过打磨、抛光后,用成分为 30mL HCL+20mL 乙酸+20mL HNO₃ 的腐蚀液进行化学腐蚀,采用 DMI 5000M 型光学显微镜(OM)、QUANTA 400FEG 型二次电子扫描电镜(SEM)观察 Hastelloy X 合金显微组织。

参照 ASTM E21—09 和 ASTM E8/E8M—15a 中的方法,使用 INSTRON 5982 型万能试验机分别对试样进行室温和高温(815℃)拉伸性能测试,每种状态下试样各取 3 支进行实验,实验结果取平均值。最后采用扫描电镜观察拉伸断口,以分析拉伸断裂机制。

2 结果与分析

2.1 Hastelloy X 合金 SLM 试样显微组织演变

图 2 为不同状态下的 Hastelloy X 合金 SLM 制件显微组织。从图 2(a-1)原始沉积态试样形貌中可观

察到呈鱼鳞状相互搭接的熔池形貌,熔池深度约为 50 μm ,贯穿约 2.5 层铺粉厚度,层与层之间冶金结合良好,但是存在沿 Z 轴方向生长的裂纹。此外,还可看到沿 Z 轴生长的柱状晶,且晶粒内部为细小的胞晶组织,这分别与晶粒易沿着温度梯度较大的热流方向生长和 SLM 过程熔化凝固速率极快有关^[16-17]。沉积态组织中无第二相析出(见图 2(a-2)),这主要是由于 SLM 成形过程中极快的冷却速率导致发生“溶质捕获”,第二相无充分时间析出,终得到过饱和的 γ 固溶体^[14]。当试样进行热等静压处理后(随炉冷却),熔池形貌消失,组织演变为等轴晶,晶界及晶内溶质元素扩散并聚合,形成较多的析出物(见图 2(b-1),(b-2)),这些析出物主要为 $M_6\text{C}$, $M_{23}\text{C}_6$, σ 和 μ ^[18-21]。此外,经过热等静压后 SLM 试样的裂纹消失,这是由于在热等静压高温高压的作用下,裂纹缺陷逐渐收缩,直至其表面相互接触,材料进一步扩散后使缺陷愈合。当试样进行热等静压+固溶处理后,晶粒尺寸及形貌与热等静压态相比近乎无差异,晶内析出物大部分溶解到基体组织中,其数量明显减少(见图 2(c-1),(c-2))。

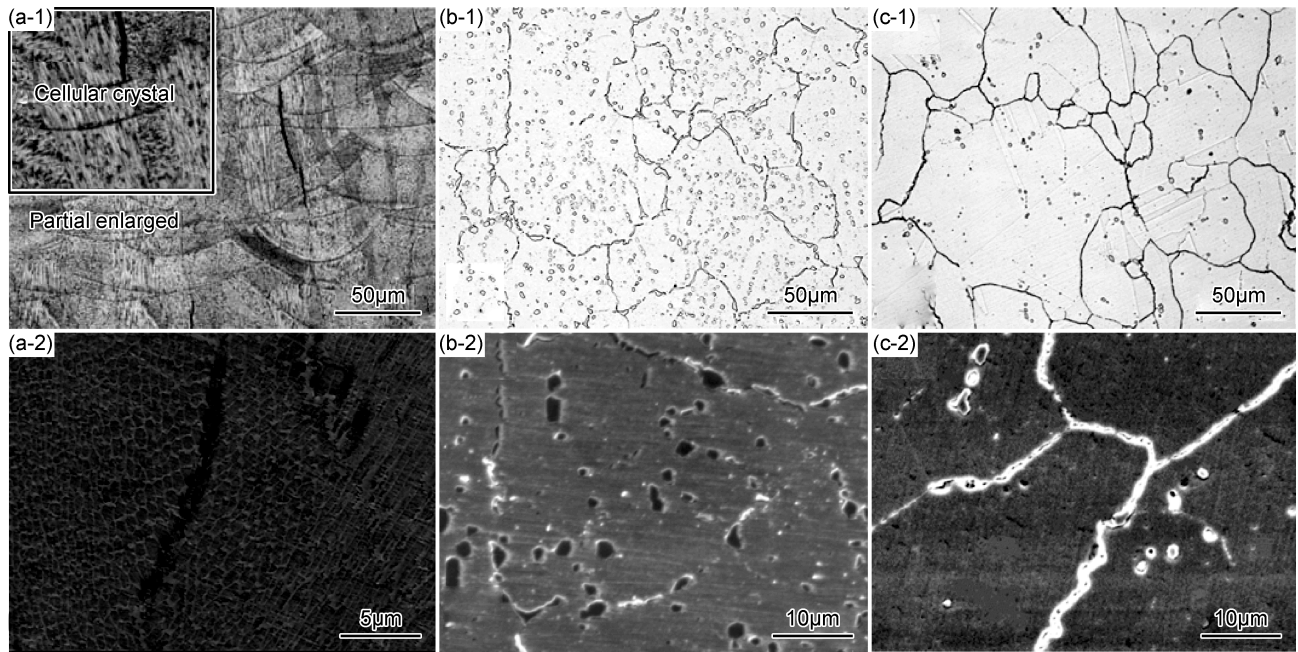


图 2 Hastelloy X 合金 SLM 试样 OM(1)和 SEM(2)图

(a) 沉积态;(b)热等静压处理;(c)热等静压+固溶处理

Fig. 2 OM(1) and SEM(2) images of SLM-processed Hastelloy X alloy samples

(a) as-deposited; (b) HIP processed; (c) HIP + solution treatment

2.2 Hastelloy X 合金 SLM 试样室温拉伸性能

表 3 为 Hastelloy X 合金 SLM 试样在不同状态下的室温拉伸性能,并与 HB 5497—1992 锻件标准进行了对比。可以发现,3 种状态下的室温拉伸性能均超过了锻件标准要求。室温条件下沉积态试样抗拉强度和屈服强度最高($\sigma_b=770\text{MPa}$, $\sigma_{0.2}=565\text{MPa}$),但是伸长率较低($\delta_5=34\%$),断面收缩率高($\psi=59\%$)。经过热等静压后,试样的抗拉强度降低了约 7.8%,屈服强度降低了约 48%,伸长率提升了约 35%,断面收缩降低了 23%。经过热等静压+固溶处理后,抗拉强度降低了约 7.1%,屈服强度降低了约 50.5%,伸长率提升了约 50%,断面收缩率近乎无差异。综上,室温条件下沉积态试样强度最高,塑性差;热等静压态和热等静压+固溶态强度相当,但是塑性优异,且热等静压+固溶态塑性略优于热等静压态。

表 3 Hastelloy X 合金 SLM 试件室温拉伸性能

Table 3 Tensile properties at room temperature of SLM-processed Hastelloy X samples

Treatment condition	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta_5/\%$	$\psi/\%$
As-deposited	770	565	34	59
HIP processed	710	292	46	45
HIP+solution treatment	715	294	51	57
HB 5497—1992	≥ 690	≥ 275	≥ 30	

图 3 为不同状态下 Hastelloy X 合金 SLM 试样室温拉伸断口 SEM 形貌。沉积态宏观断口为典型的杯锥状,颈缩比较明显,与表 3 中沉积态断面收缩率较大相一致。此外,断口表面有大量的孔洞(图 3(a-1))。微观断口显示,属于韧性断裂,断面上具有韧窝,且个别韧窝壁上有明显的蛇形滑移特征(图 3(a-2))。热等静压态宏观断口无颈缩,断口相对较平坦(图 3(b-1))。

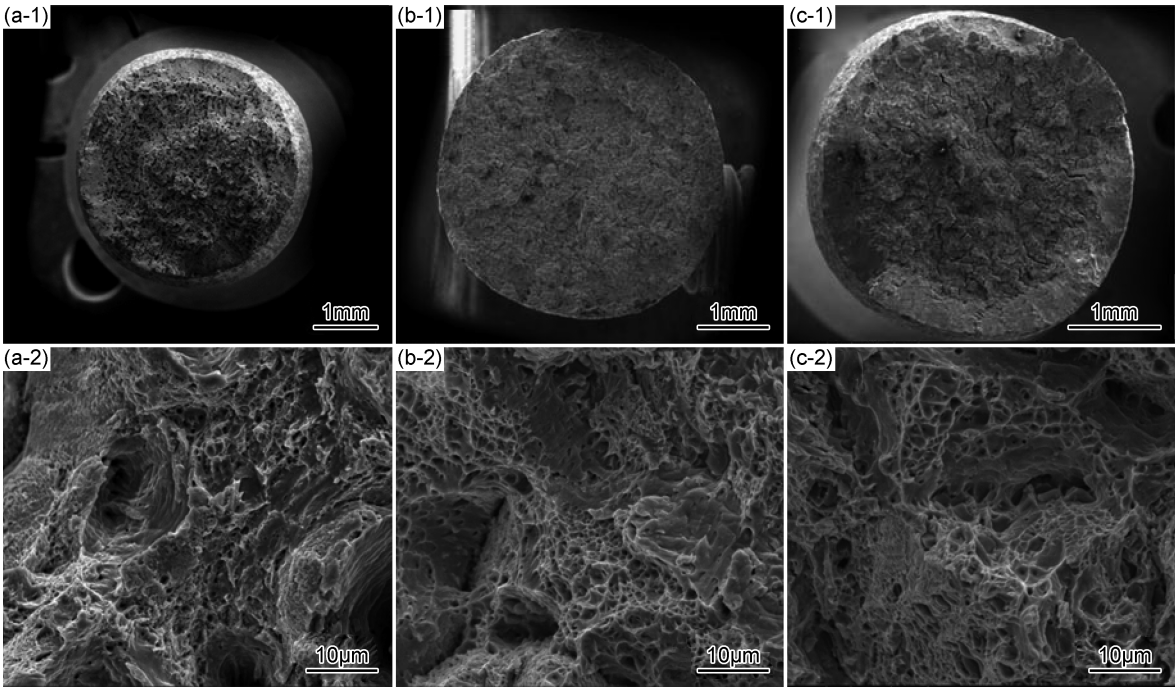


图 3 Hastelloy X 合金 SLM 试样室温拉伸断口宏观(1)和微观(2)SEM 形貌

(a)沉积态;(b)热等静压处理;(c)热等静压+固溶处理

Fig. 3 Tensile fracture macro(1) and micro(2) SEM morphologies at room temperature of SLM-processed Hastelloy X alloy samples

(a)as-deposited;(b)HIP processed;(c)HIP+solution treatment

微观断口显示,整个断面属于韧性断裂,断面上具有明显的韧窝和撕裂特征,且韧窝比沉积态的更密集(图 3(b-2)),表现出更好的塑性。热等静压+固溶态宏观断口为杯锥状断口,由纤维区和剪切唇区组成。纤维区所占面积较大,剪切区较小,且纤维区有较多的二次裂纹(图 3(c-1))。微观纤维区断口为大小不同的等轴韧窝,韧窝比沉积态断面的大而深,该状态下材料断口也为韧性断裂,表现出很好的塑性(图 3(c-2))。

从不同工艺条件下室温强度的变化趋势看,沉积态强度最高,热等静压和热等静压+固溶态强度相当,从不同工艺条件下室温塑性的变化趋势看,3 种工艺条件下室温拉伸断口均为塑性断裂,但是沉积态塑性较差,热等静压态和热等静压+固溶态塑性优异,且热等静压+固溶态塑性略优于热等静压态的。这种变化趋势主要与 Hastelloy X 合金的固溶强化机制及晶粒内部的微观结构有关。由于 SLM 成形的快速熔化凝

固特点,沉积态柱状晶粒内出现较多细长的胞晶组织,且第二相无充分时间析出,沉积态为过饱和的 γ 固溶体,这导致其高强度低塑性的特点。而经过热等静压和固溶处理后胞晶组织消失,晶粒长大,这导致这两种状态下的强度低于沉积态。热等静压后晶界及晶内形成较多的第二相,再经过短时间固溶处理后,晶内析出物减少,这利于改善塑性,因此热等静压+固溶态塑性略优于热等静压态的。

2.3 Hastelloy X 合金 SLM 试样高温拉伸性能

表 4 为 Hastelloy X 合金 SLM 试样在不同状态下的高温拉伸性能,并与 HB 5497—1992 锻件标准进行了对比,本研究中的 Hastelloy X 合金试样高温拉伸性能均超过了锻件标准要求。815℃ 测试条件下, Hastelloy X 合金 SLM 沉积态试样抗拉强度和屈服强度最高($\sigma_b=422\text{MPa}$, $\sigma_{0.2}=322\text{MPa}$),但是伸长率最低($\delta_5=26.8\%$),断面收缩率也略低($\psi=36.5\%$)。沉积态试样经过热等静压处理后,试样的抗拉强度降低了约 32%,屈服强度降低了约 48%,伸长率显著提升了近乎 59%,断面收缩率提升了 7% 左右。经热等静压+固溶处理后,与沉积态相比抗拉强度降低了约 6%,屈服强度降低了约 44%,伸长率提升了约 59%,断面收缩率提升了约 26%。3 种工艺条件的高温拉伸性能趋势如下,沉积态具有高强度,但是塑性最差;热等静压态

高温拉伸强度最低,塑性优异,和热等静压+固溶态的塑性差异不大;热等静压+固溶态的高温拉伸强度中等,塑性优异,该状态下的高温拉伸综合性能最优。

表 4 Hastelloy X 合金 SLM 试件 815℃ 高温拉伸性能

Table 4 Tensile properties at 815℃ of SLM-processed Hastelloy X samples

Treatment condition	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta_5/\%$	$\psi/\%$
As-deposited	422	322	26.8	36.5
HIP processed	285	165	42.5	39
HIP+solution treatment	397	181	42.5	46
HB5497—1992	≥ 240	—	≥ 12	—

图 4 为不同状态下 Hastelloy X 合金 SLM 试样高温拉伸断口 SEM 形貌。沉积态宏观断口表面可以看到沿激光扫描熔化道断裂的痕迹、明显的微孔和裂纹(图 4(a-1))。微观断口表面可看到明显的撕裂台阶特征,无韧窝(图 4(a-2)),对应表 4 材料的塑性指标较差。热等静压处理后宏观断口无明显颈缩(图 4(b-1)),微观断口特征为浅韧窝和二次裂纹,该状态下材料断口为韧性断裂(图 4(b-2))。热等静压+固溶处理后宏观断口也无颈缩现象,表面凸凹不平,呈颗粒状(图 4(c-1));微观断口显示,断面较崎岖,且布满韧窝,也有明显的二次裂纹特征,断口为韧性断裂(图 4(c-2))。

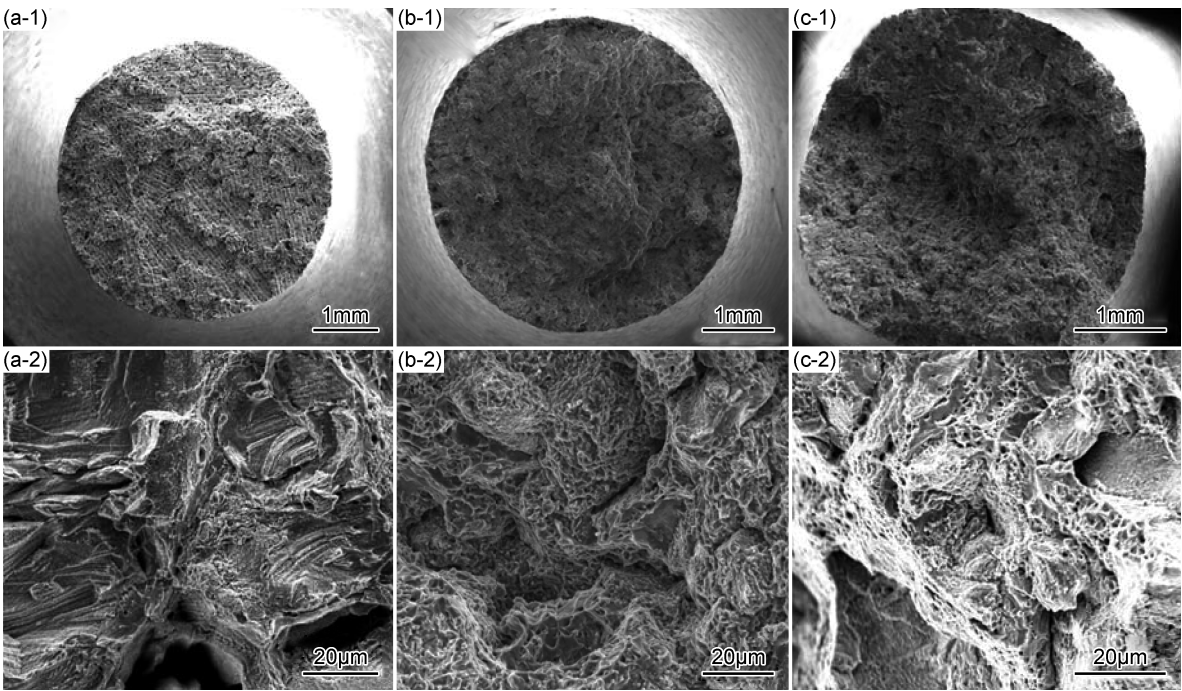


图 4 Hastelloy X 合金 SLM 试样 815℃ 拉伸断口宏观(1)和微观(2)形貌

(a) 沉积态;(b) 热等静压处理;(c) 热等静压+固溶处理

Fig. 4 Tensile fracture macro(1) and micro(2) morphologies at 815℃ of SLM-processed Hastelloy X alloy samples

(a) as-deposited; (b) HIP processed; (c) HIP+solution treatment

3 种工艺状态下高温强度的变化趋势主要还是与 Hastelloy X 合金固溶强化机制有关,溶质元素溶解到基体越多,其强度就越高。因此无析出相的过饱和沉积态强度最高,较少析出相的热等静压+固溶态强度次之,有较多析出相的热等静压态强度最低。从塑性的测试结果看,沉积态的高温拉伸试样塑性最差,结合图 4(a-1)分析这种现象的出现极大可能与高温下熔化道之间冶金结合力的弱化密切相关^[13]。

3 结论

(1) Hastelloy X 合金 SLM 沉积态组织中可观察到清晰的熔池形貌和沿 Z 轴方向生长的裂纹。此外,还存在沿 Z 轴生长的柱状晶,晶粒内部为细小的胞晶组织,组织无析出物。沉积态拉伸性能表现出高强度低塑性特点,高温拉伸断口沿激光扫描熔化道断裂。

(2) 经热等静压后,熔池形貌消失,裂纹愈合,组织演变为等轴晶,晶界及晶内存在较多的析出物。与沉积态相比试样拉伸强度降低,塑性提升,尤其是高温屈服强度降低约 48%,高温伸长率提升约 59%。这种变化趋势主要与 Hastelloy X 合金的固溶强化机制及晶粒内部的微观结构有关。

(3) 经热等静压+固溶处理后,晶粒尺寸及形貌与热等静压态相比近乎无差异,但晶内析出物明显减少,与前两种状态相比,该状态下的综合拉伸强度中等,塑性优异,综合拉伸性能最优。

(4) 3 种状态下的 Hastelloy X 合金室温及高温拉伸性能均达到 HB5497—1992 锻件标准。

参考文献

- [1] BHATTACHARYYA D, DAVIS J, DREW M, et al. Characterization of complex carbide-silicide precipitates in a Ni-Cr-Mo-Fe-Si alloy modified by welding[J]. *Materials Characterization*, 2015, 105: 118-128.
- [2] ABUZAIID W, SEHITOGLUA H, LAMBROS J. Plastic strain localization and fatigue micro-crack formation in Hastelloy-X[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 561: 507-519.
- [3] WANG F D. Mechanical property study on rapid additive layer manufacture Hastelloy® X alloy by selective laser melting technology[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 58(5/8): 545-551.
- [4] BREMEN S, MEINERS W, DIATLOV A. Selective laser melting[J]. *Laser Technik Journal*, 2012, 9(2): 33-38.
- [5] KRUTH J P, FROYEN L, VAN VAERENBERGH J, et al. Selective laser melting of iron-based powder[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 149(1/3): 616-622.
- [6] GU D D. Laser additive manufacturing of high-performance materials[M]. Berlin, Germany: Springer, 2015.

- [7] MUMTAZ K A, ERASENTHIRAN P, HOPKINSON N. High density selective laser melting of Waspaloy®[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 195(1): 77-87.
- [8] 李爱兰, 汤鑫, 曹腊梅, 等. 热等静压温度对 K447A 高温合金显微组织及性能的影响[J]. *航空材料学报*, 2012, 32(2): 13-19.
LI A L, TANG X, CAO L M, et al. Effects of HIP temperature on microstructure and mechanical properties of K447A superalloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2012, 32(2): 13-19.
- [9] 呼和. 镍基铸造高温合金的热等静压处理[J]. *金属学报*, 2002, 38(11): 1199-1203.
HU H. Hot isostatic pressing treatment of cast Ni-base superalloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2002, 38(11): 1199-1203.
- [10] SWINKELS F B, WILKINSON D S, ARZT E, et al. Mechanisms of hot-isostatic pressing[J]. *Acta Metallurgica*, 1983, 31(11): 1829-1840.
- [11] CHLEBUS E, GRUBER K, KU ŻNICKA B, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 639: 647-655.
- [12] WANG F, WU X H, CLARK D. On direct laser deposited Hastelloy X: dimension, surface finish, microstructure and mechanical properties[J]. *Materials Science and Technology*, 2011, 27: 344-356.
- [13] TOMUS D, TIAN Y, ROMETSCH P A, et al. Influence of post heat treatments on anisotropy of mechanical behaviour and microstructure of Hastelloy-X parts produced by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 667: 42-53.
- [14] 侯慧鹏, 梁永朝, 何艳丽, 等. 选区激光熔化 Hastelloy-X 合金组织演变及拉伸[J]. *中国激光*, 2017, 44(2): 263-268.
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): 263-268.
- [15] XU R D, JIAO Z H, YU H C. Experimental evaluation of fatigue behaviors and tensile properties of selective laser melted K536 alloy at elevated temperatures[J]. *Procedia Structural Integrity*, 2017, 7: 84-91.
- [16] 杨慧慧, 杨晶晶, 喻寒琛, 等. 激光选区熔化成形 TC4 合金腐蚀行为[J]. *材料工程*, 2018, 46(8): 127-133.
YANG H H, YANG J J, YU H C, et al. Corrosion behaviour of selective laser melted TC4 alloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2018, 46(8): 127-133.
- [17] 杜博睿, 张学军, 郭绍庆, 等. 激光快速成形 GH4169 合金显微组织与力学性能[J]. *材料工程*, 2017, 45(1): 27-32.
DU B R, ZHANG X J, GUO S Q, et al. Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited GH4169 superalloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2017, 45(1): 27-32.
- [18] 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.

[19] KIRCHHÖFER H, SCHUBERT F, NICKEL H. Precipitation behavior of Ni-Cr-22Fe-18Mo (Hastelloy-X) and Ni-Cr-22Co-12Mo (Inconel-617) after isothermal aging[J]. Nuclear Technology, 1984, 66(1): 139-148.

[20] 魏振伟,陶春虎,顾玉丽,等. GH536 镍基高温合金焊接组织演变[J]. 航空材料学报, 2015, 35(6): 41-47.

WEI Z W, TAO C H, GU Y L, et al. Microstructure evolution of GH536 Ni-based superalloy welded by GTAW[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2015, 35(6): 41-47.

[21] 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.

ZHANG Y Z, HOU H P, PENG S, et al. Anisotropy of micr-

ostructure and mechanical properties of hastelloy X alloy produced by selective laser melting[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2018, 38(6): 50-56.

基金项目: 国家科技部 2018 年“增材制造及激光制造”重点专项资助(2018YFB1106400); 国家科技部 2017 年“增材制造及激光制造”重点专项资助(2017YFB1103803)

收稿日期: 2018-04-15; **修订日期:** 2019-01-15

通讯作者: 雷力明(1976—), 男, 研究员, 博士, 主要从事航空发动机材料及关键零部件制造技术研发工作, 联系地址: 上海市浦东新区鸿音路 77 号(201306), E-mail: biamfirst@126.com

(本文责编: 杨 雪)