

# Hastelloy-X 粉末成分对激光选区熔化成形各向成形性能的影响

魏菁\*, 李雅莉, 何艳丽, 侯慧鹏, 雷力明

中国航发上海商用航空发动机制造有限责任公司, 上海 201306

**摘要** 采用相同工艺参数和热处理/热等静压技术,激光选区熔化成形两种不同粉末成分(A批原材料中碳和锰含量较高,B批原材料中硅含量较高)Hastelloy-X合金试样,测试了室温/高温拉伸性能,分析了微观组织特征及室温拉伸断口。结果表明:两种材料成形横向制件的组织形态相似,纵向制件的组织晶粒形态和晶内碳化物析出差别较大;A批组织为等轴晶,晶内碳化物析出较多,B批组织为沿纵向的柱状晶;A批材料的室温/高温拉伸性能均达到了棒材锻件标准,B批材料的横纵向拉伸性能存在较大各向异性,纵向拉伸试样呈现低强度高塑性的特点,且受硅、碳元素的影响;两批材料的室温拉伸断口均存在明显的塑性变形,为杯锥状沿晶韧窝断口。

**关键词** 激光技术; 激光选区熔化; Hastelloy-X合金; 粉末成分; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TG456.7

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.1202011

## Influence of Hastelloy-X Powder Composition on Anisotropic Forming Performance of Selective Laser Melting

Wei Jing\*, Li Yali, He Yanli, Hou Huipeng, Lei Liming

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

**Abstract** With the same process parameters and the heat treatment/hot isostatic pressure technique, two batches of Hastelloy-X alloy specimens with different powder compositions are processed by selective laser melting, in which batch A is high in carbon and manganese contents and while batch B is high in silicon content. The tensile properties at room and high temperatures are tested. The microstructural characteristics and tensile fractures at room temperature are investigated. The results show that the transverse structural morphologies of forming parts from two kinds of materials are similar, but the grain morphologies and the intragranular carbides are quite different in the longitudinal structures. The microstructures of batch A materials are equiaxed grains and the intragranular carbides precipitate more, and while the microstructures of batch B materials are columnar crystals along the longitudinal direction. The tensile properties of batch A specimens at room and high temperatures reach the standard of bar forgings, and while those of batch B specimens exhibit much a more obvious anisotropy in the transverse and longitudinal directions. The longitudinal tensile properties of batch B materials are characterized by low strength and high plasticity, and are subject to the effects of carbon and silicon elements. There exist an obvious plastic deformation for the fractures of the two batches of materials at room temperature, which are cup-like intergranular dimple.

**Key words** laser technique; selective laser melting; Hastelloy-X alloy; powder composition; microstructure; mechanical property

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 160.6990

## 1 引言

Hastelloy-X合金是一种典型的镍基固溶强化

高温合金,具有良好的抗氧化性、耐腐蚀性,以及冷、热加工成形性能和焊接性能,在900℃以下有中等的持久强度和蠕变强度,短时工作温度可达到

收稿日期: 2018-06-22; 修回日期: 2018-08-15; 录用日期: 2018-08-24

基金项目: 科技部重点研发计划(2018YFB1106400,2017YFB1103803)

\* E-mail: danningshui@126.com

1080 °C,主要用于制造航空发动机的燃烧室部件及其他高温部件。采用传统制造工艺(如锻压、精密铸造、机械加工等方法)加工 Hastelloy-X 合金航空发动机零部件,可能存在加工周期长、成本高、零件复杂程度受限等不足<sup>[1-5]</sup>。增材制造(AM)技术提供了全新的技术途径,该技术以数字模型为基础,通常以金属粉末为原材料,通过层层堆积得到实体零件。激光选区熔化(SLM)技术是一种典型的金属增材制造技术,具有成形精度高、表面质量好及可加工形状结构复杂的零部件等优点,特别适用于航空发动机燃烧室等复杂结构零部件的加工<sup>[6-8]</sup>。

激光选区熔化技术的影响因素复杂,国内外在成形参数和后处理制度对致密度、表面质量、显微组织和力学性能等方面开展了研究,实现了激光选区熔化技术在商用航空发动机中的应用<sup>[9-13]</sup>。除成形参数和后处理制度,粉末原材料影响不可小觑。吴

鑫华等<sup>[14]</sup>研究了哈氏粉末合金成分对激光选区熔化成形裂纹产生特性的影响,指出了碳和硅元素能避免裂纹产生,而锰含量变化对裂纹影响不大。为进一步研究粉末合金成分对组织和性能的影响,本文选择两批不同成分的粉末原材料,采用优化的同种成形工艺参数及后处理制度,加工了高致密度的 Hastelloy-X 合金试样,分别分析了成形的微观组织特征,测试了室温(RT)和高温(HT)下合金的拉伸性能,并对比分析了差异较大的力学性能试样断口。

## 2 实验方案

本实验采用气雾化球形 Hastelloy-X 合金粉末,A、B两批粉末的化学成分如表 1 所示,主要成分差别是 A 批原材料中碳和锰含量较高,B 批原材料中硅含量较高。粉末粒度为 15~45 μm,使用粉末前对其进行烘干。

表 1 两批 Hastelloy-X 合金粉末的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of two batches of Hastelloy-X alloy powders (mass fraction) %

Element	C	Cr	Co	Mo	Fe	Mn	B	Si
Batch A	0.081	21.56	1.57	9.11	18.51	0.016	0.003	0.071
Batch B	0.050	21.38	1.59	9.16	18.53	0.006	0.001	0.365
ASTM	0.05-0.15	20.50-23.00	0.50-2.50	8.00-10.00	17.00-20.00	≤1.00	≤0.010	≤1.00

实验采用德国 EOS 公司的 M280 设备进行激光选区熔化加工,工艺参数为:激光功率为 200 W,扫描速度为 1100 mm/s,扫描间距为 0.096 mm,层厚为 20 μm,层间扫描转角为 67°,如图 1 所示<sup>[15]</sup>。使用 A、B 两批粉末各成形至少 20 板试样,经过热处理(HT)和热等静压(HIP)处理,对比观察两批粉末成形的横向(与 Z 轴垂直的方向)和纵向(与 Z 轴平行的方向)的微观组织。试样包括室温拉伸和高温拉伸试样若干,按照图 2 进行机械加工,用于测试横向/纵向室温拉伸性能及 1088 K(815°C)条件下的高温拉伸性能。

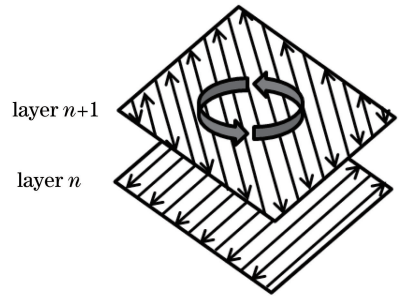


图 1 扫描方向转角示意图

Fig. 1 Schematic of rotation angle in scanning direction

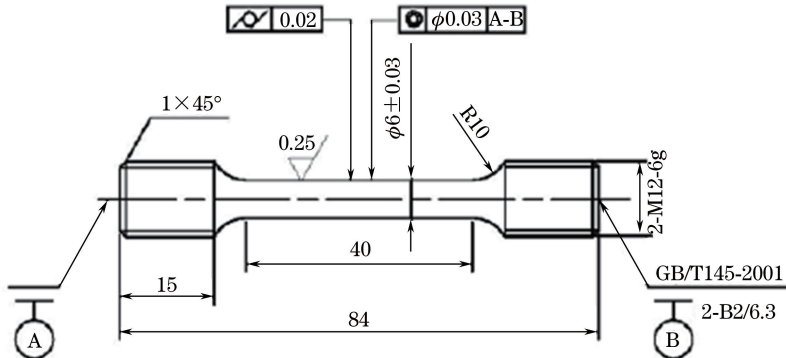


图 2 室温/高温拉伸试样

Fig. 2 Tensile specimen at room/high temperatures

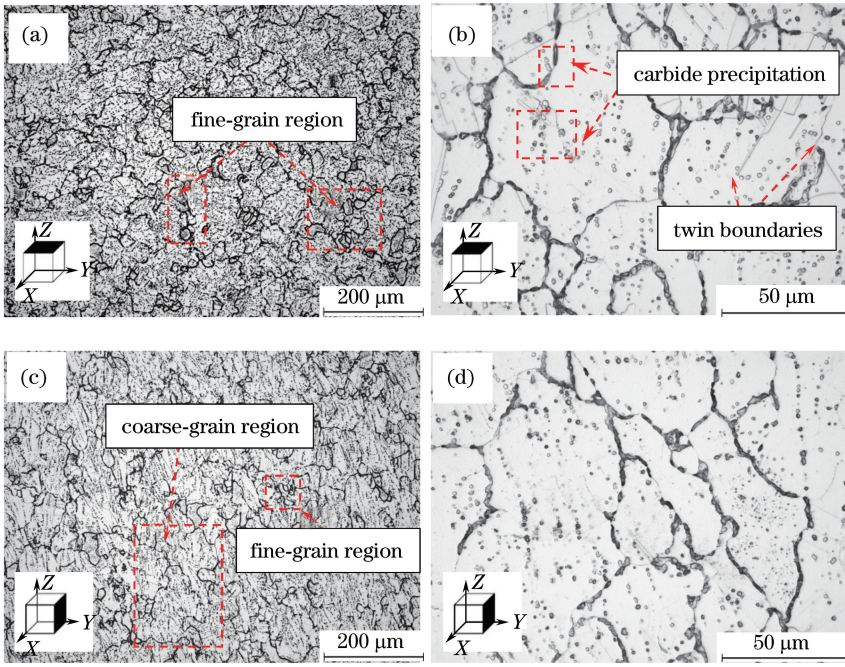


图 3 A 批材料激光选区熔化成形 Hastelloy-X 合金显微组织。(a)  $M=100$  时的横向组织；(b)  $M=500$  时的横向组织；(c)  $M=100$  时的纵向组织；(d)  $M=500$  时的纵向组织

Fig. 3 Microstructures of Hastelloy-X alloys from batch A materials by selective laser melting. (a) Transverse structure at  $M=100$ ; (b) transverse structure at  $M=500$ ; (c) longitudinal structure at  $M=100$ ; (d) longitudinal structure at  $M=500$

### 3 结果与讨论

#### 3.1 显微组织

图 3(a)~(d) 分别为 A 批材料经热处理和热等静压态后在放大倍数 ( $M$ ) 为 100 和 500 时横向和纵向的微观组织。从图 3(a) 可以看出, 横向组织为均匀的等轴形貌, 显微组织为  $\gamma$ +碳化物, 晶粒度为 6.570, 缺陷面积百分比为 0.009, 尺寸范围为 20~270  $\mu\text{m}$ , 存在少量细晶区, 细晶区尺寸范围为 4~20  $\mu\text{m}$ 。从图 3(b) 可以看出, 晶内和晶界均有块状碳化物析出, 晶内碳化物弥散分布均匀, 晶界碳化物呈连续链状分布, 晶内碳化物尺寸为 0.3~5  $\mu\text{m}$ , 晶内有孪晶界; 从图 3(c) 可以看出, 纵向组织为均匀的等轴形貌, 尺寸范围为 25~300  $\mu\text{m}$ , 显微组织为  $\gamma$ +碳化物, 晶粒度为 5.828, 缺陷面积百分比为 0.009, 存在少量细晶区, 细晶区尺寸范围为 4~20  $\mu\text{m}$ ; 从图 3(d) 可以看出, 晶界有连续块状碳化物析出, 晶内碳化物沿  $Z$  方向呈链状分布, 晶内碳化物尺寸为 0.2~3  $\mu\text{m}$ 。

对比 A 批横纵向组织发现, 横纵向组织均为等轴形貌, 由  $\gamma$  基体和碳化物组成, 裂纹或气孔缺陷面积百分比约为 0.01, 纵向晶粒度比横向略大 1 个数量级, 碳化物分布存在差异, 横向组织晶内碳化物均

匀分布, 纵向组织晶内碳化物明显沿  $Z$  方向呈链状分布, 且纵向晶内碳化物尺寸比横向略小。

图 4(a)~(d) 分别为 B 批材料经热处理和热等静压态在放大倍数为 100 和 500 时横向和纵向的微观组织, 图 4(e) 为 B 批材料热处理和热等静压态在放大倍数为 100 时纵向的抛光态微观组织。B 批粉末成形试样组织为沿纵向的柱状晶, 图 4(a) 中横截面表现为等轴形貌, 显微组织为  $\gamma$ +碳化物, 晶粒度为 6.912, 缺陷面积百分比为 0.010, 晶粒尺寸范围为 10~210  $\mu\text{m}$ , 沿激光扫描轨迹粗细等轴形貌交错分布, 细晶区尺寸范围为 5~25  $\mu\text{m}$ 。从图 4(b) 可以看出, 晶界析出连续的碳化物, 晶内基本无碳化物析出; 从图 4(c) 可以看出, 纵向组织表现为细长晶粒形貌, 显微组织为  $\gamma$ +碳化物, 晶粒度为 4.958, 晶粒短轴尺寸范围为 10~150  $\mu\text{m}$ , 长轴尺寸范围为 45~700  $\mu\text{m}$ ; 从图 4(e) 可以看出, B 批纵向组织抛光态下统计缺陷面积百分比为 0.03, 几乎是 B 批横向和 A 批缺陷面积百分比的 3 倍, 观察缺陷为细小孔洞, 形状不规则, 最大缺陷尺寸约为 9.58  $\mu\text{m}$ , 最小缺陷尺寸约为 3.19  $\mu\text{m}$ ; 从图 4(d) 可以看出, 晶界析出连续的碳化物, 晶内基本无碳化物析出, 这主要与粉末原材料中 B 批材料中碳含量较低有关, 根据热力学计算结果, 合金中的碳元素几乎全部以碳化物形式

存在,因此粉末原材料中的碳含量决定了碳化物析出量<sup>[16]</sup>。

B 批粉末成形试样组织为沿纵向的柱状晶,横纵向组织形态差异较大,横向组织表现为沿激光扫描

轨迹粗细等轴形貌交错分布,纵向组织表现为细长晶粒形貌,纵向组织晶粒度比横向大 2 个数量级,纵向组织内有形状不规则细小孔洞缺陷,晶内均基本无碳化物析出,晶界析出连续碳化物。

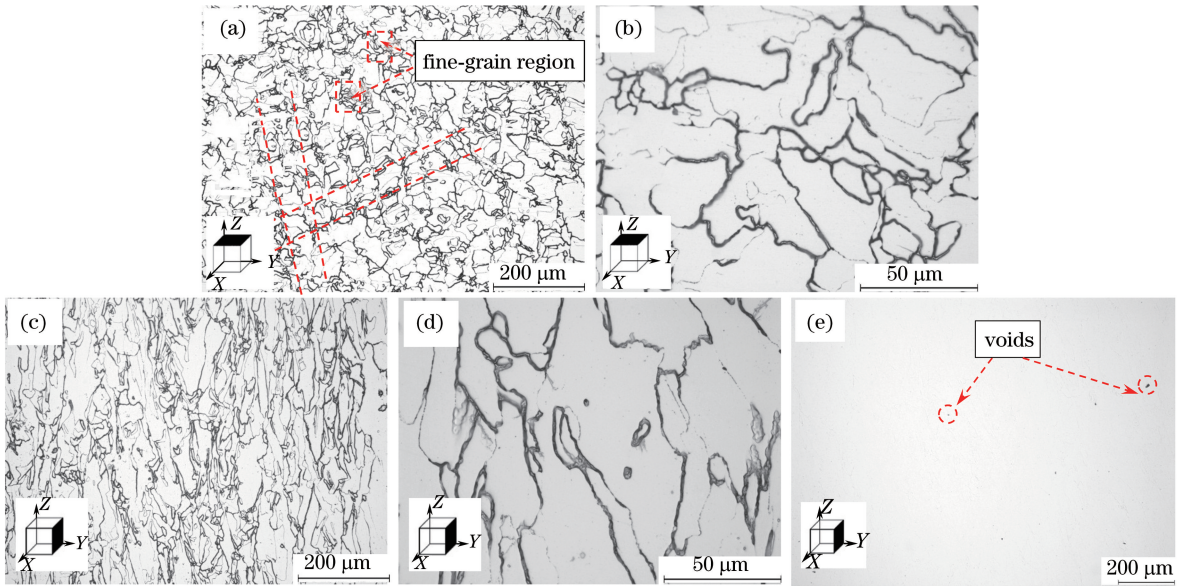


图 4 B 批激光选区熔化成形 Hastelloy-X 合金显微组织。(a)  $M=100$  时的横向组织;(b)  $M=500$  时的横向组织;(c)  $M=100$  时的纵向组织;(d)  $M=500$  时的纵向组织;(e)  $M=100$  时的纵向组织抛光态

Fig. 4 Microstructures of Hastelloy-X alloys from batch B materials by selective laser melting. (a) Transverse structure at  $M=100$ ; (b) transverse structure at  $M=500$ ; (c) longitudinal structure at  $M=100$ ; (d) longitudinal structure at  $M=500$ ; (e) polishing state of longitudinal structure at  $M=100$

A 批粉末成形金相组织内裂纹或气孔缺陷面积百分比约为 0.01,观察到 B 批材料纵向金相组织有尺寸不超过  $10 \mu\text{m}$  的气孔,存在一定量的细晶区,这是由于热处理后,晶粒形态存在不均匀性,交错分布的粗晶区和细晶区在热等静压再结晶过程中,由于晶粒之间取向差异较大或与周围粗晶的取向差异较大,部分细晶不能充分合并长大,因此热等静压后仍存在少量相对较细的晶粒。

两批原材料成分的主要区别在于:A 批原材料中碳和锰含量较高,B 批原材料中硅含量较高。对于不同碳、锰和硅含量的 Hastelloy X 合金,经过相同热处理和热等静压后,横向组织形态相似,但 A 批材料平均晶粒尺寸比 B 批大约  $35 \mu\text{m}$ ,B 批细晶

区更多;两批材料纵向组织晶粒形态差别较大,A 批粉末成形试样组织为等轴晶,B 批为沿纵向的柱状晶,A 批晶内和晶界碳化物析出比 B 批多。由此可见,碳含量显著影响晶内和晶界的碳化物数量,进而影响晶粒尺寸变化和晶粒形态,晶界碳化物对晶粒尺寸长大的抑制作用更明显。

### 3.2 拉伸性能

表 2 和表 3 分别列出了两批粉末材料激光选区熔化成形 Hastelloy-X 合金(去应力退火+热等静压)的室温和高温拉伸力学性能。从表中可以看出,A 批材料力学性能达到了棒材锻件标准,B 批材料除室温拉伸强度和高温持久延伸率外,基本达到了锻件标准。

表 2 两批粉末成形试样的室温拉伸性能

Table 2 Tensile properties at room temperature of forming samples from two batches of powders

Material	Direction	Average tensile strength /MPa	Average yield strength /MPa	Average ductility /%
Batch A	Horizontal	754	337	41
Batch A	Vertical	717	328	45
Batch B	Horizontal	766	438	28
Batch B	Vertical	677	411	47
ASTM	-	690	275	30

表 3 两批粉末成形试样的高温(815 ℃)拉伸性能

Table 3 Tensile properties at high temperature (815 ℃) of forming samples from two batches of powders

Material	Direction	Average tensile strength /MPa	Average yield strength /MPa	Average ductility /%
Batch A	Horizontal	322	199	23
Batch A	Vertical	312	198	32
Batch B	Horizontal	336	256	20
Batch B	Vertical	314	246	66
ASTM	-	240	-	12

A 批材料室温下横向拉伸强度平均值比纵向高 5.21%，横向屈服强度平均值比纵向高 2.91%，横向延伸率比纵向低 9.39%；A 批材料高温下横向拉伸强度平均值比纵向高 3.40%，横向屈服强度平均值比纵向高 0.61%，横向延伸率比纵向低 26.47%。B 批材料室温下横向拉伸强度平均值比纵向高 13.16%，横向屈服强度平均值比纵向高 6.62%，横向延伸率比纵向低 41.73%；B 批材料高温下横向拉伸强度平均值比纵向高 7.18%，横向屈服强度平均值比纵向高 4.05%，横向延伸率比纵向低 69.87%。

可见，相比 A 批材料，B 批材料的横纵向试样力学性能存在较大各向异性，纵向室温/高温拉伸呈现低强度、高塑性的特点。研究表明<sup>[17]</sup>，添加硅元素有利于  $M_6C$  型碳化物的形成，形成更多的裂纹源，导致拉伸强度降低。B 批材料的硅含量较高，为 0.365%，但含碳量较低，晶内未观察到大量碳化物；相反，A 批材料的硅含量较低，为 0.071%，晶内和晶界均观察到较多碳化物，这些碳化物作为裂纹源，导致 A 批材料室温和高温拉伸强度低于 B 批材料。B 批材料的纵向试样延伸率是横向的 2 倍甚至更高，这主要与 B 批横纵向组织形态和层间熔池边界、同层之内道间的熔池边界数量差异较大有关。现有研究表明<sup>[18-20]</sup>，试样力学性能主要受熔池边界的影响，层间边界滑移表面空间比同层之内道间熔池边界滑移表面空间小，横向试样延伸率主要受道间熔池边界滑移影响，纵向试样延伸率受道间熔池边界和层间熔池边界滑移共同影响。因此，纵向试样的滑移空间比横向试样的大，纵向试样延伸率明显高于横向。

两批原材料成分的主要区别在于：A 批原材料中碳和锰含量较高，B 批原材料中硅含量较高。对于不同碳、锰和硅含量的 Hastelloy X 合金，经过相同热处理和热等静压后，A 批在试样内部形成较多的碳化物。碳化物为脆性相，在拉伸过程中容易形成微裂纹，导致室温和高温拉伸强度低于 B 批材料。B 批材料试样的力学性能存在较大各向异性，纵向室温/高温拉伸呈现低强度高塑性的特点，而 A

批材料没有明显的各向异性。

### 3.3 室温拉伸断口

图 5 为激光选区熔化成形 Hastelloy-X 合金(经去应力退火和热等静压后)室温拉伸断口的扫描电子显微镜(SEM)图，可以发现室温拉伸断口均存在明显塑性变形，为杯锥状沿晶韧窝断口，除 B 批材料的横向断口外，其余断口较平齐，晶粒断裂形态与两组材料的横纵向金相组织对应，并存在沿晶二次裂纹。A 批材料的横向拉伸试样断口韧窝较纵向多，纵向二次裂纹多，这与横向拉伸/屈服强度高于纵向相符，B 批材料的纵向拉伸试样断面上有不少撕裂特征。

两批原材料成分的主要区别在于：A 批材料中碳和锰含量较高，在试样内部形成较多的碳化物。碳化物为脆性相，拉伸试样断口韧窝较多，而 B 批纵向拉伸试样断面上有撕裂特征。

## 4 结 论

通过对激光选区熔化成形两批不同粉末成分(A 批原材料中碳和锰含量较高，B 批原材料中硅含量较高)的 Hastelloy-X 高温合金在相同热处理和热等静压状态下的组织、室温/高温拉伸性能及室温拉伸断口的分析，得出以下结论：

1) A 批材料金相组织基本未见裂纹或气孔等缺陷，B 批材料纵向有尺寸不超过 10  $\mu\text{m}$  的气孔，横向组织形态与 A 批相似，但 A 批材料平均晶粒尺寸比 B 批大约 35  $\mu\text{m}$ ，B 批细晶区更多；纵向组织晶粒形态差别较大，A 批材料为等轴晶，B 批为沿纵向的柱状晶；A 批晶内和晶界碳化物析出比 B 批多。碳含量显著影响晶内和晶界的碳化物数量，进而影响晶粒尺寸变化和晶粒形态，晶界碳化物对晶粒尺寸长大的抑制作用更明显。

2) A 批材料的拉伸力学性能达到了棒材锻件标准，受碳化物影响，A 批材料室温和高温拉伸强度低于 B 批材料。B 批材料试样的力学性能存在较大各向异性，纵向室温/高温拉伸呈现低强度高塑性的特点，而 A 批材料没有明显的各向异性。

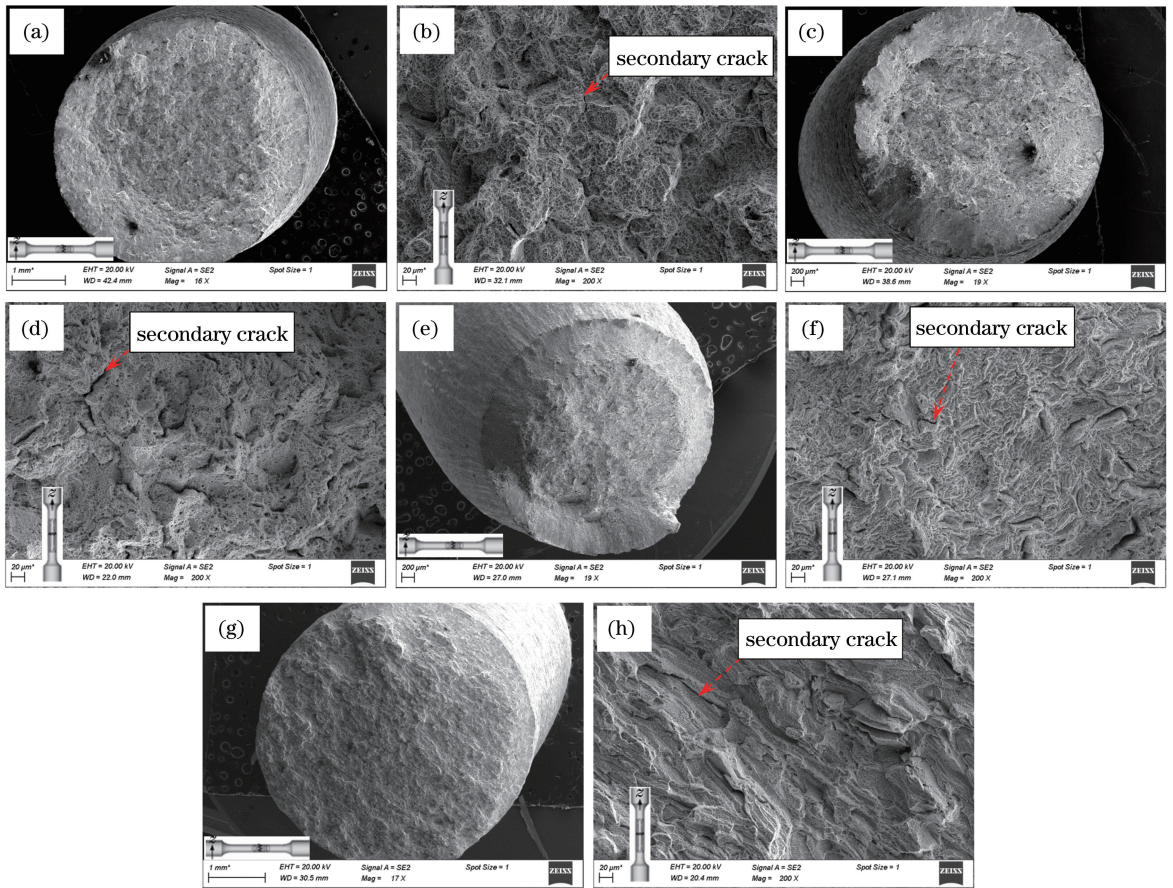


图 5 激光选区熔化成形 Hastelloy-X 合金的室温拉伸断口的 SEM 图。(a) A 批横向组织,  $M=16$ ; (b) A 批横向组织,  $M=200$ ; (c) A 批纵向组织,  $M=19$ ; (d) A 批纵向组织,  $M=200$ ; (e) B 批横向组织,  $M=19$ ; (f) B 批横向组织,  $M=200$ ; (g) B 批纵向组织;  $M=17$ ; (h) B 批纵向组织,  $M=200$

Fig. 5 SEM images of tensile fractures at room temperature of Hastelloy-X alloys by selective laser melting. (a) Transverse structure of batch A at  $M=16$ ; (b) transverse structure of batch A at  $M=200$ ; (c) longitudinal structure of batch A at  $M=19$ ; (d) longitudinal structure of batch A at  $M=200$ ; (e) transverse structure of batch B at  $M=19$ ; (f) transverse structure of batch B at  $M=200$ ; (g) longitudinal structure of batch B at  $M=17$ ; (h) longitudinal structure of batch B at  $M=200$

3) 室温拉伸断口均存在明显塑性变形,为杯锥状沿晶韧窝断口,晶粒断裂形态与两组材料的横纵向金相组织对应,并存在沿晶二次裂纹。A 批材料中碳和锰含量较高,在试样内部形成较多的碳化物。碳化物为脆性相,拉伸试样断口韧窝较多,而 B 批材料的纵向拉伸试样断面上有撕裂特征。

### 参 考 文 献

- [1] Herzog D, Seyda V, Wycisk E, *et al.* Additive manufacturing of metals[J]. Acta Materialia, 2016, 117: 371-392.
- [2] Yadollahi A, Shamsaei N. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: challenges and opportunities [J]. International Journal of Fatigue, 2017, 98:14-31.
- [3] Gong S L, Suo H B, Li H X. Development and application of metal additive manufacturing technology [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2013(13): 66-71.  
巩水利, 锁红波, 李怀学. 金属增材制造技术在航空领域的发展与应用[J]. 航空制造技术, 2013(13): 66-71.
- [4] Liu Q, Liang X K, Chen J L, *et al.* Current status of research and application of additive manufacturing technology in foreign aerospace fields[J]. Missile and Space Transportation Technology, 2016 (6): 103-106.  
刘琦, 梁晓康, 陈济轮, 等. 增材制造技术在国外航天领域的研究应用现状[J]. 导弹与航天运载技术, 2016(6): 103-106.
- [5] Wu K, Zhang J L, Wu B, *et al.* Research and

- development of Ni-based superalloy fabricated by laser additive manufacturing technology[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2017, 29(12): 953-959.  
吴楷, 张敬霖, 吴滨, 等. 激光增材制造镍基高温合金研究进展[J]. 钢铁研究学报, 2017, 29(12): 953-959.
- [6] Zhang X W. Application of metal additive manufacturing technology in aero engine industry[J]. Journal of Aerospace Power, 2016, 31(1): 10-16.  
张小伟. 金属增材制造技术在航空发动机领域的应用[J]. 航空动力学报, 2016, 31(1): 10-16.
- [7] Liu Y S, Han P L, Hu S F, *et al.* Development of laser additive manufacturing with metallic materials and its application in aviation engines [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014(10): 62-67.  
刘业胜, 韩品连, 胡寿丰, 等. 金属材料激光增材制造技术及在航空发动机上的应用[J]. 航空制造技术, 2014(10): 62-67.
- [8] Lu B, Li D, Tian X Y. Development trends in additive manufacturing and 3D printing [J]. Engineering, 2015, 1(1): 085-089.
- [9] 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.
- [10] Li Y L, Qi H, Hou H P, *et al.* Effects of hot isostatic pressing on microstructure and mechanical properties of Hastelloy X samples produced by selective laser melting[C]. International Conference on Mechanics, Materials and Structural Engineering, 2017.
- [11] Zhao J C, Larsen M, Ravikumar V. Phase precipitation and time-temperature-transformation diagram of Hastelloy X[J]. Materials Science & Engineering A, 2000, 293(1/2): 112-119.
- [12] 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(5/6/7/8): 545-551.
- [13] Etter T, Kunze K, Geiger F, *et al.* Reduction in mechanical anisotropy through high temperature heat treatment of Hastelloy X processed by Selective Laser Melting (SLM) [C]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2015: 307-308.
- [14] Dacian Tomusa, Rometsch P A, Heilmaier M, *et al.* Effect of minor alloying element on crack-formation characteristics of Hastelloy-X manufacturing by selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2017, 16: 65-72.
- [14] 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.
- [15] 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 Hastelloy-X 合金组织演变及拉伸性能[J]. 中国激光, 2017, 44(2): 0202007.
- [16] Zhou L, Wang Y, Zou J W. Effect of carbon content on the microstructure and mechanical properties of powder metallurgy superalloy FGH96 [J]. Powder Metallurgy Technology, 2017, 35(1): 46-52.  
周磊, 汪煜, 邹金文. C 元素对 FGH96 粉末高温合金显微组织和力学性能的影响[J]. 粉末冶金技术, 2017, 35(1): 46-52.
- [17] Xu Z F, Jiang L, Dong J S, *et al.* The effect of silicon on precipitation and decomposition behaviors of M6C carbide in a Ni-Mo-Cr superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 620: 197-203.
- [18] Wen S, Shuai L, Wei Q, *et al.* Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2014, 214(11): 2660-2667.
- [19] 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 & Engineering A, 2016, 667:42-53.
- [20] Chen H Y, Gu D D, Gu R H, *et al.* Study on microstructure evolution and mechanical properties of laser melting additives in 5CrNi4Mo die steel [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(2): 0203003.  
陈洪宇, 顾冬冬, 顾荣海, 等. 5CrNi4Mo 模具钢选区激光熔化增材制造组织演变及力学性能研究[J]. 中国激光, 2016, 43(2): 0203003.