

# 激光快速成形 Inconel 718 超合金拉伸力学性能研究

席明哲 高士友

(燕山大学机械工程学院, 河北 秦皇岛 066004)

**摘要** 研究了激光快速成形 Inconel 718 超合金试样 3 个相互垂直方向的拉伸力学性能, 以及热处理对激光快速成形凝固组织与 3 个相互垂直方向拉伸力学性能的影响。结果表明, 激光快速成形 Inconel 718 超合金试样 3 个相互垂直方向的拉伸力学性能均明显低于其锻件拉伸力学性能, 且表现出明显的各向异性。经过热处理的 Inconel 718 超合金试样, 其沿沉积高度方向定向向外延生长的柱状枝晶组织转变为晶粒粗大且不均匀的等轴状再结晶组织, 随 Laves 相固溶消失及强化相  $\gamma''$  和  $\gamma'$  大量析出, 3 个相互垂直方向上的拉伸力学性能均大幅度提高, 其中, 与基板平行的两个相互垂直方向上的拉伸力学性能均达到 Inconel 718 超合金锻件拉伸力学性能标准, 但沿成形件高度方向, 出现拉伸力学性能低于 Inconel 718 超合金锻件拉伸力学性能标准的试样。

**关键词** 激光技术; 激光快速成形; Inconel 718 超合金; 拉伸力学性能; 再结晶; 显微组织

**中图分类号** O436 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201239.0303004

## Research on Tensile Properties of Inconel 718 Superalloy Fabricated by Laser Rapid Forming Process

Xi Mingzhe Gao Shiyu

(College of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao, Hebei 066004, China)

**Abstract** The tensile mechanical properties in three mutually perpendicular directions of Inconel 718 superalloy sample fabricated by laser rapid forming (LRF) are studied. The influences of heat treatment on both the solidification microstructures of and the tensile mechanical properties in three mutually perpendicular directions of Inconel 718 superalloy sample are investigated. It is shown that the tensile mechanical properties of all test specimens are clearly inferior to that of wrought Inconel 718 superalloy. After being heat treated, the coarse columnar dendrites growing epitaxially along the deposition direction of as-deposited Inconel 718 superalloy change to the coarse and non-uniform equiaxed grains due to recrystallization. With the dissolution of Laves phase and precipitation of a large number of strengthening phase  $\gamma''$  and  $\gamma'$ , the tensile mechanical properties in three mutually directions increase substantially. The tensile properties of tested specimens whose tensile directions are parallel with the base plate reach the tensile properties standard of wrought Inconel 718 superalloy. There are also tested specimens whose tensile mechanical properties in the direction perpendicular to the base plate not meeting the tensile properties standard of wrought Inconel 718 superalloy.

**Key words** laser technique; laser rapid forming; Inconel 718 superalloy; tensile mechanical properties; recrystallization; microstructure

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3390

## 1 引 言

激光快速成形(LRF)是 20 世纪 90 年代发展起来的一种先进金属零件制造和修复技术, 该技术以逐点逐层激光快速成形金属材料为手段, 数控加工平台在数字分层信息的驱动下, 快速实现金属零件

修复或复杂形状金属零件成形。由于激光快速成形金属材料组织均匀细密、无宏观偏析, 力学性能优异, 该技术在钛合金、高温合金零件的修复和成形方面得到广泛的应用和研究<sup>[1~5]</sup>。研究表明, 激光快速成形金属材料的定向凝固组织、激光扫描路径方

收稿日期: 2011-10-24; 收到修改稿日期: 2011-11-20

基金项目: 国家自然科学基金(50871022)资助课题。

作者简介: 席明哲(1968—), 男, 副教授, 主要从事激光材料制备与成形等方面的研究。E-mail: ximingzhe@ysu.edu.cn

式对所制备金属材料力学性能的方向性有明显的影  
响<sup>[6]</sup>,而这种力学各向异性,有可能使激光快速成形  
金属材料在复杂应力作用下,沿力学性能较低的方向  
发生破坏。因此,有必要研究激光快速成形金属  
材料力学性能的各向异性。Inconel 718 合金是一  
种时效沉淀强化的镍基超合金,因其良好的高温力  
学性能,被广泛应用于燃气轮机、航空发动机以及核  
工业领域。目前,Liu 等<sup>[7~11]</sup>针对 Inconel 718 合金  
研究了成形气氛、扫描方式、热处理、成形粉末对激  
光快速成形 Inconel 718 合金组织、力学性能、残余  
应力分布的影响;Taberero 等<sup>[6]</sup>研究了扫描方式  
对激光快速成形 Inconel 718 合金拉伸力学性能  
的影响。但上述研究工作没有涉及激光快速成形  
Inconel 718 合金材料的力学各向异性问题。本文  
重点研究了激光快速成形 Inconel 718 合金 3 个相

互垂直方向的拉伸力学性能以及热处理对激光快速  
成形凝固组织及 3 个相互垂直方向拉伸力学性能  
的影响。

## 2 实验材料及方法

激光快速成形实验在激光快速成形系统上完  
成,系统组成主要包括 5000 W CO<sub>2</sub> 激光器、四轴激  
光数控加工平台、双路同轴送粉头、送粉器、惰性气  
氛保护箱、进口在线氧分析仪。激光快速成形  
Inconel 718 合金工艺参数为:激光功率 1600 W;扫  
描速度 3 mm/s;光斑直径 2 mm;高度方向增量  
0.3 mm;搭接率 40%;送粉速率 5 g/min。基材采  
用 45 钢(100 mm×50 mm×8 mm),所用粉末为等  
离子旋转电极法制备的 Inconel 718 球形粉末,粒度  
为 150 μm,其化学成分如表 1 所示。

表 1 Inconel 718 粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of Inconel 718 powders (mass fraction, %)

Element	Fe	Cr	Ti	Al	Mo	Nb	C	Ni
Inconel 718 powder	18.4	19.7	1.04	0.64	3.0	5.17	0.33	Bal.
AMS	16~20	17~21	0.65~1.15	0.1~0.8	2.8~3.3	4.75~5.5	0.08Max	Bal.

为防止 Inconel 718 合金在激光快速成形过程中  
氧化,惰性气氛箱内氧体积分数小于  $5 \times 10^{-5}$ 。将激  
光快速成形的 Inconel 718 合金块体材料(70 mm×  
35 mm×35 mm)沿长度方向从中间用线切割切开,一  
半用于激光快速成形力学性能研究;另一半进行热处  
理。热处理工艺为:均匀化处理(1100 °C,1.5 h/空  
冷),固溶处理(980 °C,1 h/空冷)与双级时效  
(720 °C,8 h/炉冷至 620 °C,8 h/空冷)。用线切割切  
取三个相互垂直方向的拉伸试样,每个方向切取 3 个  
试样(如图 1 所示),用粒度为 360、600、800、1000 μm  
的水砂纸依次打磨拉伸试样表面,直至表面光滑。金  
相试样采用标准金相试样制备方法,腐蚀剂为盐酸

过氧化氢水混合液( $V_{H_2O} : V_{H_2O_2} : V_{HCl} = 1 : 1 : 2$ ),用  
Axiovert 200 MAT 金相显微镜进行组织分析。在  
Insekt100 Table 型微机控制试验机上测试力学性  
能,拉伸时采用位移控制,加载速率 1 mm/min。采  
用 S4800 型扫描电镜(SEM)进行相分析和试样拉  
伸断口形貌观察。显微硬度测试在 FM-ARS9000  
上进行,所用载荷为 200 g,加载时间为 20 s。

## 3 实验结果与分析

图 2(a)、(b)分别为激光快速成形 Inconel 718  
合金  $y-z$  和  $x-y$  截面光学显微组织,截面标记参考  
图 1 所示的坐标系。从图 2(a)可以看出,激光快速  
成形 Inconel 718 合金  $y-z$  截面的组织由贯穿多个  
沉积层的外延定向生长柱状枝晶构成,其形成主要  
是热量沿基材定向向下散失所致。定向生长枝晶  
的横断面组织如图 2(b)所示,枝晶横断面主要呈  
十字形,枝晶粗细均匀,尺寸细小。热处理后,试  
样凝固组织转变为等轴晶再结晶组织,其  $y-z$  和  
 $x-y$  截面组织形貌如图 2(c)、(d)所示,可以看  
出,再结晶晶粒不仅粗大而且尺寸不一。该再结  
晶组织的形成,说明了激光快速成形 Inconel 718  
合金试样发生了不均匀塑性变形,但变形程度较  
小,因此驱动再结晶进行的畸变能较小且分布不  
均,从而导致再结晶晶粒粗大且尺寸不均。

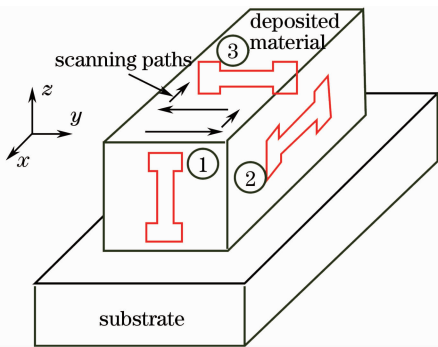


图 1 拉伸试样切取及扫描路径示意图

Fig. 1 Schematic of specimens for tensile tests cut from the deposited material and scanning strategy

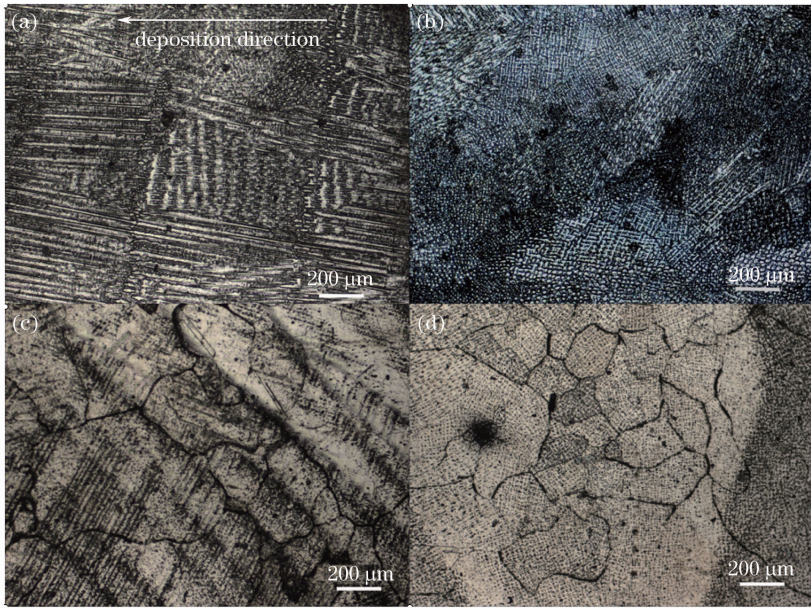


图 2 激光快速成形 Inconel 718 合金显微组织。(a)  $y-z$  截面光学显微组织；(b)  $x-y$  截面光学显微组织；  
(c) 热处理后  $y-z$  截面光学显微组织；(d) 热处理后  $x-y$  截面光学显微组织

Fig. 2 Microstructures of (a)  $y-z$  and (b)  $x-y$  sections referred to Fig. 1 of as-deposited samples and of (c)  $y-z$  and (d)  $x-y$  sections of heat treated samples

图 3(a)、(b)分别为激光快速成形 Inconel 718 合金  $y-z$  和  $x-y$  截面 SEM 组织,可以看出,定向凝固柱状枝晶间分布着通过共晶反应  $L \rightarrow (\gamma + \text{Laves})$ <sup>[12,13]</sup> 生成的大量形状不规则的 Laves 相,其能谱分析 (EDS)结果如表 2 所示。可以看出,这些 Laves 相的

Nb 含量很高,占用了大量形成  $\gamma'$  和  $\delta$  相的合金元素 Nb,又由于激光快速成形的快速冷却凝固,充分抑制了主要强化相  $\gamma'$  及减小缺口敏感性  $\delta$  相的析出,因此,在激光快速成形凝固组织中没有观察到  $\delta$  相。试样经过 1100 °C, 1.5 h/空冷均匀化处理,随着

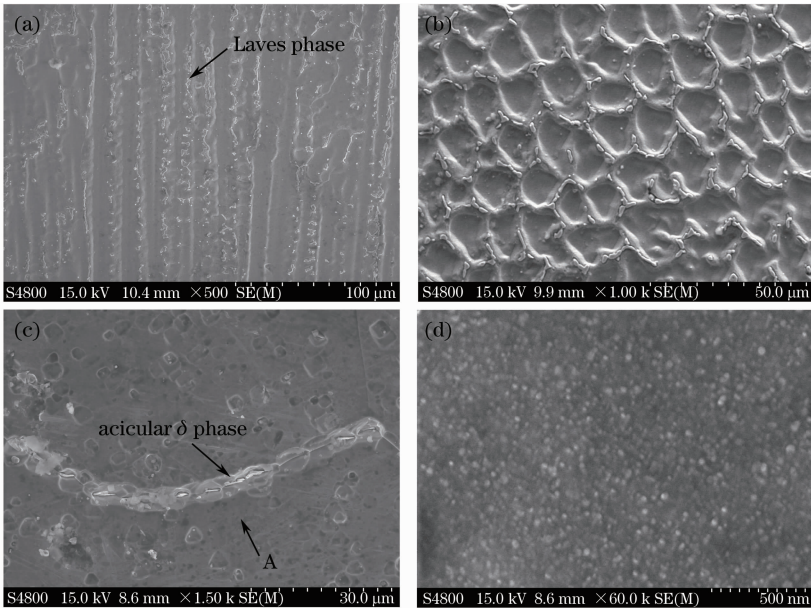


图 3 激光快速成形 Inconel 718 SEM 组织。(a)  $y-z$  截面；(b)  $x-y$  截面；(c) 热处理后针状  $\delta$  相组织；  
(d) 图(c)中 A 区域的高倍 SEM 图像

Fig. 3 Laves phases in interdendritic regions of (a)  $y-z$  and (b)  $x-y$  sections of as-deposited sample; (c) acicular  $\delta$  phases along the grain boundary of heat treated sample; (d) precipitation of gamma secondary and primary phases in the region A marked in (c) after heat treatment

Laves 相固溶消失(Laves 的固溶温度 1080 °C<sup>[14]</sup>), 释放出合金元素 Nb,再经过固溶处理(980 °C,1 h/空冷)与双级时效(720 °C,8 h/炉冷至 620 °C,8 h/空冷)将促进  $\delta$  相以及强化相  $\gamma''$  和  $\gamma'$  的析出。从

图 3(c)可以看出,试样热处理后,沿晶界析出的针状  $\delta$  相。图 3(d)为图 3(c)中 A 所指区域的高倍 SEM 图像,可以看出热处理后在等轴再结晶晶粒内析出了大量分布均匀的圆形  $\gamma''$  和  $\gamma'$  强化相。

表 2 Laves 相 EDS 分析  
Table 2 EDS analysis of Laves phase

Element	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
Mass fraction /%	0.31	1.34	13.32	12.70	34.81	28.88	8.64
Atomic percentage /%	0.77	1.84	16.89	15.00	39.09	20.49	5.93

激光快速成形 Inconel 718 合金和热处理后的拉伸力学性能(室温 25 °C)如表 3 所示。从表 3 可以看出,激光快速成形 Inconel 718 合金的 3 个垂直方向上的抗拉强度  $\sigma_b$  和屈服强度  $\sigma_{0.2}$  均低于锻造技术标准 Q/3B 548-1996,同时表现出明显的各向异性。其中,1 号拉伸试样拉伸力学性能最低,3 号拉伸试样拉伸力学性能最高。激光快速成形 Inconel 718 合金不同方向的拉伸力学各向异性,与不同拉伸方向上的组织形态密切相关。1 号试样的拉伸方向与定向柱状枝晶轴接近平行,激光快速成形过程是层层熔化沉积过程,如图 1(a)所示,沿沉积高度方向,其组织为层带定向凝固组织,可以看出层与层结合处组织明显粗化,这是由于在激光熔化沉积新层时,在前一沉积层中形成热影响区,从而导致热影区内组织粗化<sup>[15]</sup>。随着激光快速成形过程的进行,由于热量累积效应,沿沉积高度方向,定向柱状枝晶也将逐渐粗化,这也将降低沿沉积高度方向试样的拉伸力学性能。2 号和 3 号试样的拉伸方向与定向柱状枝晶轴接近垂直,但 2 号试样的拉伸力学性能明显低于 3 号试样。由于激光快速成形 Inconel 718 合金厚壁件需要激光扫描道搭接,搭接时,新的激光扫描道将在前一激光扫描道中形成热影响区,

并造成热影响区内的组织粗大。如图 1 所示,2 号试样长度方向与激光扫描道垂直,意味着由于搭接而形成的热影响区粗大组织将会对 2 号试样的拉伸性能造成比较显著的影响。由于 3 号试样长度方向与激光扫描道平行(如图 1 所示),激光扫描道搭接形成的热影响区粗大组织对其拉伸性能的影响则相对较小,所以,3 号试样的拉伸力学性能优于 2 号试样,这与 Tabernero 等<sup>[6]</sup>的研究结果相吻合。如图 3(a)、(b)所示,激光快速成形 Inconel 718 合金的枝晶间有大量的 Laves 脆性相以及 MC 相<sup>[8,12]</sup>,在塑性变形中,为裂纹产生和扩展提供了条件。同时,又由于激光熔池的快速冷却凝固,充分抑制了与基体共格的强化相  $\gamma''$  和  $\gamma'$  析出,因此,激光快速成形 Inconel 718 合金 3 个方向上的拉伸力学性能均明显低于锻造技术标准 Q/3B 548-1996。热处理后,激光快速成形 Inconel 718 合金发生了再结晶,定向柱状枝晶转变为等轴晶,且等轴晶内析出均匀分布的细小强化相  $\gamma''$  和  $\gamma'$ [如图 3(d)所示],同时,Laves 相也固溶消失,并消除了激光快速成形过程中不均匀变形产生的残余应力,因此,热处理后,Inconel 718 合金 3 个方向上的拉伸力学性能得到大幅度提高。从表 3 可知,2 号和 3 号试样经热处理后,

表 3 激光快速成形 Inconel 718 合金热处理前后拉伸力学性能

Table 3 Tensile properties of LRFed Inconel 718 before and after heat treatment

Sample	LRF			LRF+heat treatment		
	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\delta$ /%	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\delta$ /%
1	549.1	745.4	8.4	1344.9	1524.1	16.6
	680.6	869.4	9.1	1098.6	1240.3	19.1
				1101.8	1175.6	13.4
2	803.0	1174.7	15.3	1296.2	1514.9	14.9
	672.6	957.4	17.4	1168.5	1377.6	12.1
	641.7	874.4	12.1			
3	819.9	1093.9	14.1	1269.6	1471.2	12.6
	838.2	1059.7	13.7	1321.2	1477.3	13.4
	841.7	1013.8	8.5	1186.4	1360.6	15.5
Wrought standard (Q/3B 548-1996)				1100.0	1340.0	12.0

其拉伸性能均超过锻造技术标准 Q/3B 548-1996, 表现出优异的室温拉伸性能。但对于 1 号试样, 经热处理后, 两个试样的抗拉强度低于锻件力学性能标准, 其原因可能在于: 由图 2(c)、(d) 可知, 热处理后试样的组织为不均匀的粗大等轴再结晶组织。激光快速成形 Inconel 718 合金试件时, 由于热累积效应, 沿试件沉积高度方向, 各沉积层塑性变形程度逐渐减小, 热处理后, 沿试件高度方向的再结晶晶粒尺寸由下至上逐渐变大。由此可知, 1 号拉伸试样热处理后再结晶晶粒不均匀程度将大于 2 号和 3 号试样, 由于晶粒大小不均匀, 在试样拉伸变形时, 就会由于晶粒的不均匀塑性变形而影响试样的拉伸力学

性能。1 号拉伸试样在热处理后有 2 个试样的抗拉强度低于锻件力学性能标准, 可能与此有关。

如图 4 所示, 经热处理后, 随着强化相  $\gamma''$  和  $\gamma'$  大量析出, 激光快速成形 Inconel 718 合金显微硬度得到大幅提高, 其平均显微硬度沿水平方向和高度方向分别提高了 186 HV 和 215 HV, 且显微硬度分布均匀。从图 4(a)、(b) 可以看出, 激光快速成形 Inconel 718 合金试样的端部和靠近基板的下部显微硬度较高, 其原因是这两个部分在激光快速成形时冷却速率较高, 而冷却速率高, 凝固组织尺寸则细小, 相应地其显微硬度也高。

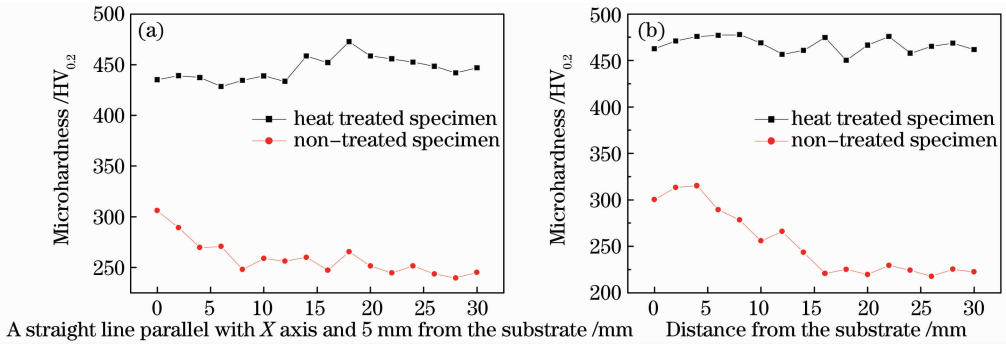


图 4 热处理对激光快速成形 Inconel 718 合金显微硬度的影响。(a)水平方向;(b)高度方向

Fig. 4 Microhardness comparison of as-deposited specimens and heat treated specimens of LRF Inconel 718 alloy (a) along a horizontal line and (b) along a vertical line

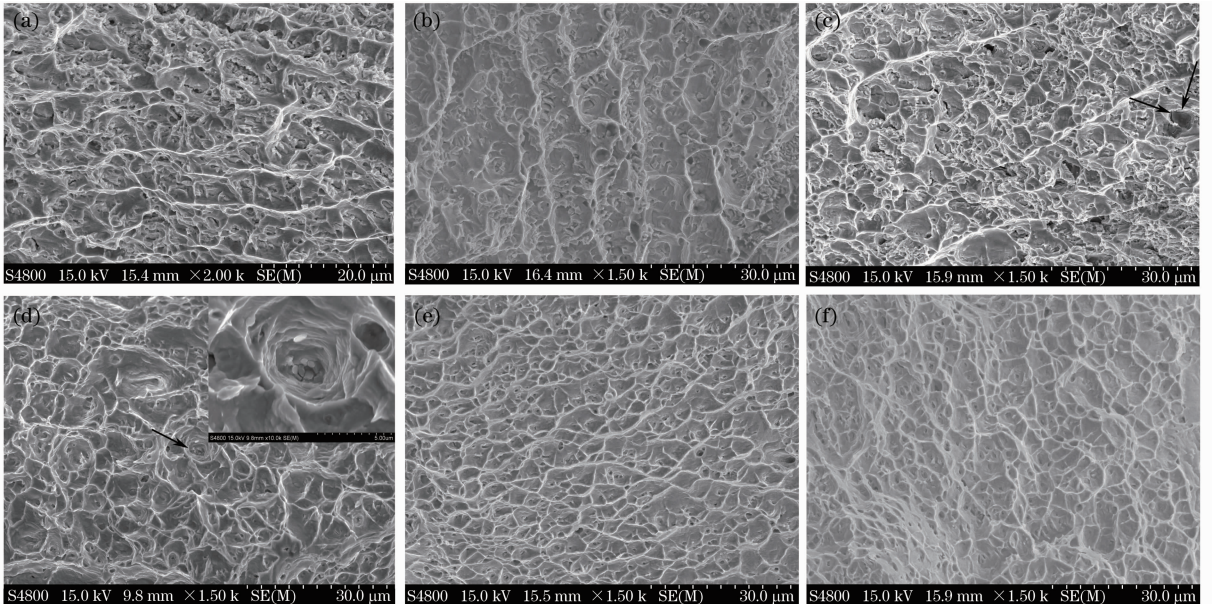


图 5 激光快速成形 Inconel 718 合金不同方向(图 1 中 1,2,3)拉伸试样室温拉伸断口形貌。(a) 1 号拉伸试样;

(b) 2 号拉伸试样;(c) 3 号拉伸试样;(d)热处理后 1 号拉伸试样;(e)热处理后 2 号拉伸试样;(f)热处理后 3 号拉伸试样  
Fig. 5 Fractographs of LRF Inconel 718 superalloy test specimens in different tensile directions indicated by number 1, 2, and 3 in Fig. 1. (a) 1, (b) 2 and (c) 3 as-deposited tensile specimens (d) 1, (e) 2 and (c) 3 heat treated tensile specimens

图 5(a)~(c)为激光快速成形 Inconel 718 合金 1、2、3 号拉伸试样(如图 1 所示)拉伸断口形貌,可以看出,三个相互垂直方向拉伸试样的断裂方式均为韧性穿晶断裂,断口形貌相似。其韧窝尺寸较大,韧窝中可看到较大尺寸的第二相颗粒,如图 5(c)箭头所指,还可以看到,箭头所指第二相颗粒与基体间有裂纹存在,其原因是基体发生塑性变形,而第二相颗粒不产生塑性变形,位错在基体与第二相颗粒界面处塞集,当应力集中到一定程度时,该处的基体与第二相颗粒剥离。韧窝中的第二相颗粒为 Laves 相、MC 碳化物以及非金属夹杂物<sup>[8,10]</sup>。图 5(d)~(f)为热处理后 Inconel 718 合金 1、2、3 号拉伸试样拉伸断口形貌,均为韧性穿晶断裂,断口上韧窝细小密集,由于 Laves 相在均匀化热处理过程中固溶消失,经 980 °C 固溶及双时效处理,强化相  $\gamma''$  和  $\gamma'$  大量析出,所以韧窝内的第二相小颗粒主要为强化相  $\gamma''$  和  $\gamma'$ ,如图 5(d)中的插图所示。

## 4 结 论

1) 激光快速成形 Inconel 718 合金试件三个相互垂直方向上的拉伸力学性能均明显低于 Inconel 718 合金锻造技术标准 Q/3B 548-1996,且表现出明显的拉伸力学性能各向异性,其中,拉伸方向沿成形试件沉积高度方向的试样的拉伸性能最低,而拉伸方向与激光扫描道平行的试样的拉伸力学性能最高。

2) 热处理后,定向外延生长的柱状枝晶凝固组织发生再结晶,转变为不均匀的粗大等轴晶组织,随着强化相  $\gamma''$  和  $\gamma'$  大量析出及 Laves 相固溶消失,热处理 Inconel 718 合金试样三个相互垂直方向上的拉伸力学性能得到大幅度提高,其中,拉伸方向与基板平行的两个相互垂直方向的试样的拉伸力学性能达到并超过 Inconel 718 合金锻造技术标准 Q/3B 548-1996,但拉伸方向沿沉积高度方向的试样的拉伸性能稍低于锻件力学性能,其原因可能在于沿沉积高度方向再结晶组织不均匀程度较大。

## 参 考 文 献

- 1 P. Ganesh, R. Kaul, C. P. Paul *et al.*. Fatigue and fracture toughness characteristics of laser rapid manufactured Inconel 625 structures [J]. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2010, **527** (29-30): 98~104
- 2 G. P. Dinda, A. K. Dasgupta, J. Mazumder. Laser aided direct metal deposition of inconel 625 superalloy: microstructural

- evolution and thermal stability[J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2009, **509**(1-2): 98~104
- 3 Wang Weifu, Wang Maocai, Zhang Jie *et al.*. Research on the microstructure and wear resistance of titanium alloy structural members repaired by laser cladding [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2008, **46**(11): 810~816
- 4 Chen Jing, Zhang Qiang, Liu Yanhong *et al.*. Research on microstructure and high-temperature properties of Ti17 titanium alloy fabricated by laser solid forming [J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(6): 0603022  
陈 静, 张 强, 刘彦红 等. 激光成形修复 Ti17 合金组织与高温性能研究 [J]. *中国激光*, 2011, **38**(6): 0603022
- 5 Chen Jing, Jiang Guozheng, Lin Xin *et al.*. Microstructure and phase structure of laser solid forming Ti2Nb-based alloy [J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(2): 593~598  
陈 静, 姜国政, 林 鑫 等. 激光立体成形 Ti2AlNb 基合金的组织 and 相结构 [J]. *中国激光*, 2010, **37**(2): 593~598
- 6 I. Tabernero, A. Lamikiz, S. Martínez *et al.*. Evaluation of the mechanical properties of Inconel 718 components built by laser cladding [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2011, **51**(6): 465~470
- 7 Liu Fencheng, Lin Xin, Huang Chunping *et al.*. The effect of laser scanning path on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel-base superalloy Inconel 718 [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, **509**(13): 4505~4509
- 8 Liu Fencheng, Lin Xin, Yang Gaolin *et al.*. Microstructure and residual stress of laser rapid formed Inconel 718 nickel-base superalloy [J]. *Optics & Laser Technology*, 2011, **43** (1): 208~213
- 9 Liu Fencheng, Lin Xin, Yang Gaolin *et al.*. Microstructure and mechanical properties of laser solid formed nickel base superalloy Inconel 718 prepared in different atmosphere [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2010, **46**(9): 1047~1054  
刘奋成, 林 鑫, 杨高林 等. 不同气氛激光立体成形镍基高温合金 Inconel 718 的显微组织和力学性能 [J]. *金属学报*, 2010, **46**(9): 1047~1054
- 10 Zhao Xiaoming, Chen Jing, Lin Xin *et al.*. Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718 [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, **478**(1-2): 119~124
- 11 Zhao Weiwei, Lin Xin, Liu Fencheng *et al.*. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser solid forming Inconel 718 superalloy [J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(12): 3220~3225  
赵卫卫, 林 鑫, 刘奋成. 热处理对激光立体成形 Inconel 718 高温合金组织和力学性能的影响 [J]. *中国激光*, 2009, **36**(12): 3220~3225
- 12 J. N. DuPont, C. V. Robino, A. R. Marder. Solidification and weldability of Nb-bearing superalloys [J]. *Welding Journal*, 1998, **77**(10): 417~431
- 13 Qunli Zhang, Jianhua Yao, J. Mazumder. Laser direct metal deposition technology and microstructure and composition segregation of Inconel 718 superalloy [J]. *International Journal of Iron and Steel Research*, 2011, **18**(4): 73~78
- 14 Ram G. D. Janaki, Reddy A. Venugopal, Rao K. Prasad *et al.*. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd: YAG laser welds [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, **167**(1): 73~82
- 15 Y. D. Wang, H. B. Tang, Y. L. Fang *et al.*. Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited 1Cr12Ni2WMoVNb steel [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2010, **527**(18-19): 4804~4809