

文章编号: 0258-7025(2009)12-3220-06

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

赵卫卫 林 鑫 刘奋成 赵晓明 陈 静 黄卫东

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要 研究了热处理对激光立体成形(LSF)Inconel 718 微观组织和力学性能的影响规律。结果表明,激光立体成形 Inconel 718 经直接时效(DA)处理后,与沉积态相比,组织特征变化不大,具有较强生长取向性的外延枝晶组织特征,硬度和拉伸强度均明显提高,而经均匀化、固溶和双级时效(960STA)热处理后,枝晶间 Laves 相颗粒完全固溶,Nb 偏析降低,细针状 δ 相沿晶界析出,合金性能得到进一步改善,室温、高温拉伸强度和塑性都达到了高强锻件的技术标准 Q/3B 548-1996(高强)。DA 状态下合金断口形貌与沉积态相似,韧窝具有沿列状枝晶取向排布的各向异性特点,而经过 960STA 热处理后,各向异性现象消失。

关键词 激光技术;激光立体成形;Inconel 718;微观组织;拉伸性能

中图分类号 TN249;TG156.99 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL20093612.3220

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Solid Forming Inconel 718 Superalloy

Zhao Weiwei Lin Xin Liu Fencheng Zhao Xiaoming Chen Jing Huang Weidong

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an, Shaanxi 710072, China)

Abstract The effects of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of laser solid forming Inconel 718 superalloy have been investigated. As compared with as-deposited samples, direct aged (DA) microstructure of laser solid formed (LSF) Inconel 718 changed little, and still presents the microstructural characteristic of columnar dendrites which grow epitaxially from the substrate. However, the hardness and tensile strength of DA samples increase obviously. Three technology of homogenization, solution and double aging heat-treatment (960STA) result in complete dissolution of interdendritic Laves phase and the reduction of Nb segregation. Further the solution treatment results in the precipitation of acicular δ phase along grain boundaries, and the tensile strength and plasticity both reach the wrought standard of Q/3B 548-1996 at room and high temperature. The tensile fracture surface of DA samples presents anisotropic feature of dimples along deposition orientation of columnar dendrites array, which is similar to that of the as-deposited samples. It is found that the distribution anisotropy of dimples in LSF samples disappeared through 960STA treatment.

Key words laser technique; laser solid forming; Inconel 718; microstructure; tensile properties

1 引 言

Inconel 718(国内牌号 GH4169)是一种沉淀强化型镍基高温合金,该合金在 650 °C 以下屈服强度高、塑性好;同时,具有良好焊接性能和较高的耐腐蚀性能。目前主要用于制造航空发动机的高温零部

件,如涡轮盘、鼓筒轴等。Inconel 718 高温合金传统的成形方式主要有锻造和铸造,锻造 Inconel 718 力学性能良好,但不易成形复杂零件,复杂零件尽管可以采用铸造方法制造,但通常铸件的力学性能较低,特别是当铸锭尺寸较大时,容易产生元素 Nb 的

收稿日期:2009-01-15;收到修改稿日期:2009-03-18

基金项目:国家 863 计划(2006AA03Z0449)、国家 973 计划(2007CB613805)和新世纪优秀人才支持计划(NCET-06-0879)资助项目。

作者简介:赵卫卫(1984—),女,硕士研究生,主要从事激光成形等方面的研究。E-mail:fangfang20021454@yahoo.cn

导师简介:林 鑫(1973—),男,教授,主要从事激光成形等方面的研究。E-mail:xlin@nwpu.edu.cn

偏析,导致 Laves 相的析出、白斑和黑斑等严重问题^[1~3]。20 世纪 60 年代,粉末冶金工艺开始应用于航空发动机叶片、涡轮盘和其他发动机零件的制造。粉末冶金法成形的零件组织均匀、晶粒细小,但容易存在异质夹杂、热诱导孔洞和原始颗粒边界等缺陷^[4,5]。激光立体成形(LSF)技术是 20 世纪 90 年代以来兴起的具有快速、低成本、短周期、高柔性、快响应,高性能零件自由实体成形,无需模具和近终成形等特点,比起传统的成形方式,可以显著地缩短产品开发时间和成本,特别在制备成形梯度功能材料、高硬度材料和金属间化合物材料等时具有其他加工手段难以替代的优越性^[6~10]。

P. L. Blackwell^[11]通过对激光立体成形 Inconel 718 合金进行热等静压和热处理,发现 Inconel 718 成形件热处理后的强度和塑性完全超过了锻造 Inconel 718 的力学性能。钟敏霖等^[6]则采用激光立体成形技术对 Inconel 738 单晶叶片进行了修复,修复后工件的常温和高温力学性能达到了基体拉伸性能的 80%。赵晓明等^[12]对激光立体成形 Inconel 718 合金的组织 and 性能进行初步研究,发现 Inconel 718 成形件经热处理后的室温拉伸和持久强度超过铸件的强度并接近锻件的强度,但是高温时的持久塑性还比较低。从以上报道来看,激

光立体成形制备 Inconel 718 高温合金零件在某些方面展现出了优异的性能,为国防或民用工业的应用提供新的高性能零件制造途径,但激光立体成形制备 Inconel 718 高温合金零件力学性能还有待于进一步优化。这是由于激光立体成形本身具有快速熔凝特征,因此得到的通常是亚稳态的组织,同时,快速冷却也抑制了强化相的充分析出,因此有必要通过热处理进一步优化成形件的微观组织,改善成形件力学性能。目前对激光立体成形 Inconel 718 合金热处理方面的研究报道很少。本文采用微观分析测试方法,研究了热处理对激光立体成形 Inconel 718 合金微观组织和力学性能影响规律。

2 实验材料和方法

激光立体成形系统由 RS-850 CO₂ 连续激光器, LPM-408 四轴三联动数控工作台, DPSF-1 型高精度可调自动送粉器,侧向送粉喷嘴等组成。实验中基材为 316 不锈钢(尺寸 150 mm × 60 mm × 6 mm),粉末采用 Inconel 718 球形粉,尺寸约为 150 μm。沉积成形件设计尺寸为 100 mm × 30 mm × 18 mm。实验所用粉末材料化学成分和激光立体成形工艺参数如表 1 和表 2 所示。

表 1 Inconel 718 粉末的化学成分(质量分数,%)

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

Element	Fe	Cr	Ti	Al	Mo	Nb	C	Ni
Inconel 718 powders	18.435	19.7	1.04	0.64	3	5.17	0.033	Bal.
AMS: 5663	16~20	17~21	0.65~1.15	0.2~0.8	2.8~3.3	4.75~5.5	0.08max	Bal.

表 2 激光立体成形工艺参数

Table 2 Processing parameters of the LSF route

Laser powder /kW	2~2.3
Scanning velocity / (mm/min)	360~480
Powder feeding rate / (g/min)	5~8
Spot diameter /mm	3
Increment of z /mm	0.3~0.5

需要说明的是, Inconel 718 合金主要强化相 γ' 相析出温度范围为 620~750 °C, 锻件常用热处理手段是固溶(960 °C, 1 h/空冷)与双级时效(DA)(720 °C, 8 h/炉冷至 620 °C, 8 h/空冷)相结合。为此, 实验采用的热处理手段分别为: 1) 均匀化(1100 °C, 1.5 h/空冷)、固溶(960 °C, 1 h/空冷)与双级时效(720 °C, 8 h/炉冷至 620 °C, 8 h/空冷)(960STA)结合; 2) 双级时效(960STA, 720 °C, 8 h/炉冷至 620 °C, 8 h/空冷)。对激光立体成形 Inconel 718 试样进行 25 °C 和 500 °C 拉伸性能(拉伸

试棒尺寸如图 1 所示)和硬度测试。显微硬度测试在 HX-1000TM 型显微硬度计上进行, 所用载荷为 200 g, 加载时间为 20 s; 利用 OLYMPUS 光学显微镜, H-800 型透射电子显微镜, TESCAN VEGA II-LMH 型扫描电子显微镜及其附带的能谱仪对成形件微观组织和断口形貌进行分析。光学显微组织

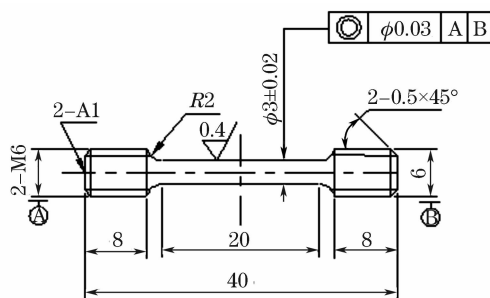


图 1 拉伸性能测试样尺寸

Fig. 1 Sketch of tensile testing bars

腐蚀采用盐酸过氧化氢水混合液 ($V(H_2O) : V(H_2O_2) : V(HCl) = 1 : 1 : 2$), 扫描电镜 (SEM) 组织腐蚀采用电解腐蚀 (电解液为体积分数 10% 草酸, 电压为 4~6 V, 时间为 25~45 s)。

3 分析和讨论

3.1 微观组织

图 2 和图 3 给出了激光立体成形 Inconel 718 不同热处理状态下光学显微组织和高倍 SEM 组织。从图 2(a) 可以看出, 激光立体成形 Inconel 718

沉积态组织呈现出外延柱状生长枝晶组织特点, 枝晶生长取向性较强, 趋于平行沉积方向。同时, 枝晶间存在一些不规则的 Laves 相颗粒 [图 3(a)], Laves 相的能谱分析 (EDS) 结果如图 4 所示。图 5 是激光立体成形 Inconel 718 合金沉积态组织透射电镜 (TEM) 照片, 可以看到组织中还存在很多细小碳化物颗粒 (图 5 中所示的黑色颗粒)。激光立体成形 Inconel 718 合金经过直接双时效 (DA) 处理后的组织如图 2(b) 和图 3(b) 所示。可以看到, 与沉积态相比组织变化不大, 枝晶间的析出相有一定溶解, 但

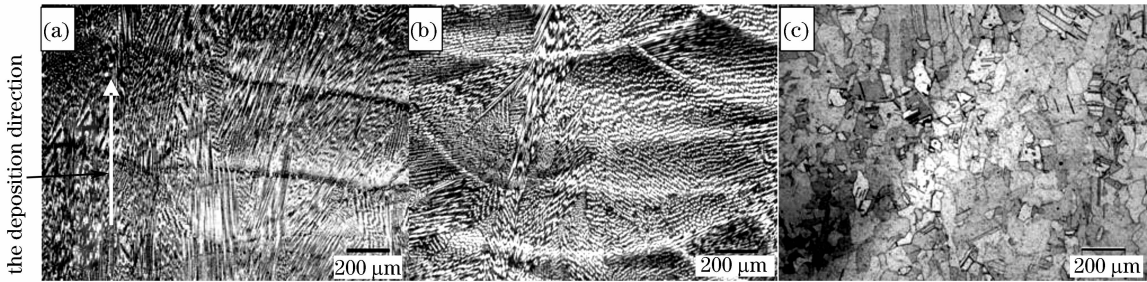


图 2 激光立体成形 Inconel 718 的光学显微低倍组织。(a) 沉积态; (b) DA 处理态; (c) 960STA 处理态
Fig. 2 Optical microstructure of LSF Inconel 718. (a) as-deposited; (b) DA; (c) 960STA

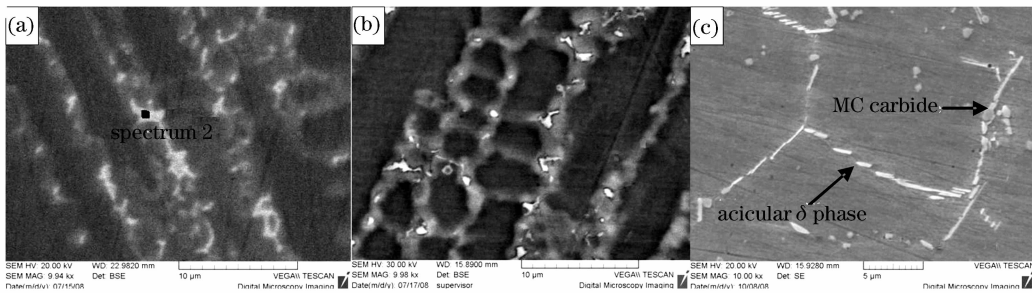


图 3 激光立体成形 Inconel 718 的 SEM 组织。(a) 沉积态; (b) DA 处理态; (c) 960STA 处理态
Fig. 3 SEM analysis of LSF Inconel 718. (a) as-deposited; (b) DA; (c) 960STA

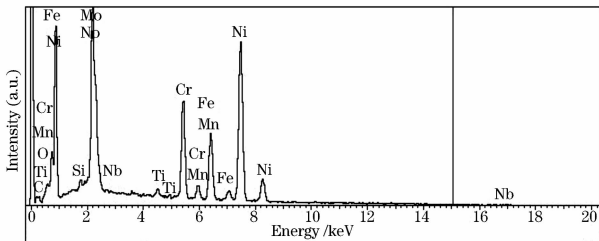


图 4 枝晶间区域 Laves 相 EDS 分析
Fig. 4 EDS spectrum of interdendritic Laves phase of LSF Inconel 718

仍然存在一些略微细化的 Laves 相颗粒。经过 960STA 处理后, 成形件的组织照片如图 2(c) 所示。可以看到, 此时的组织发生了再结晶, 产生退火孪晶组织。960STA 处理的高倍 SEM 背散射组织如图 3(c) 所示。可以看到, 细针状 δ 相在晶界析出, 同

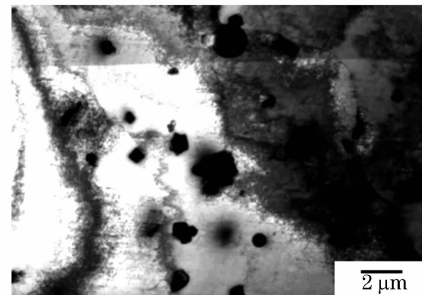


图 5 激光立体成形 Inconel 718 合金沉积态组织 TEM 照片
Fig. 5 TEM photo of as-deposited microstructure of LSF Inconel 718

时富 Nb 的 MC 碳化物在枝晶间与晶界上析出。在平衡凝固过程中, 合金 Inconel 718 的凝固过程为: $L \rightarrow \gamma \rightarrow (\gamma + NbC) \rightarrow (\gamma + Laves)$ [13,14], 金属凝固起

初主要是 $L \rightarrow \gamma$ 反应, 随着时间的推移, 引起枝晶间 Nb, Mo, Ti, C 等元素的富集, 导致共晶反应 $L \rightarrow (\gamma + NbC)$ 发生, 消耗了合金中大量的 C 原子, 随着 $L \rightarrow \gamma$ 反应的继续和推进, 致使枝晶间液体溶质原子进一步富集, 直到共晶反应 $L \rightarrow (\gamma + Laves)$ 发生, 终止凝固过程。 δ 相为 Ni_3Nb 斜方晶体结构, 含 Nb 的原子数分数为 6%~8%, 其析出温度范围为 860~995 °C^[15]。在 Inconel 718 合金凝固过程中, 枝晶区域 Nb 元素的原子数分数富集通常可达 6%~10% 以上, 而 Laves 相形成区 Nb 的原子数分数将有可能达 10% 以上^[16]。表 3 显示出激光立体成形 Inconel 718 沉积态枝晶间区域 Laves 相中 Nb 元素的原子数分数平均为 15.2%。Laves 相的大量富 Nb 将导致其附近 Nb 含量的降低, 使得 δ 相进一步析出的难度加大。同时, 在激光立体成形过程中, 由于冷却速度较快, 使得 δ 相在这些区域通常无法析出。因此, 在激光立体成形沉积态组织中未观察到 δ 相的析出。激光立体成形过程中虽未析出 δ 相, 但由于快速凝固的原因, 造成了沉积态合金具有很大溶质过饱和度, 具有较高的相析出驱动力。

表 3 沉积态枝晶间区域 Laves 相元素 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis results of LSF Inconel 718 as-deposited specimen

Element	Cr	Ti	Al	Mn	Fe	Ni	Nb	Mo
Mass fraction / %	13.4	0.8	0.1	0.4	12.3	46.1	22.3	4.6
Fraction of number of atoms / %	16.3	1.0	0.3	0.4	14.0	49.7	15.2	3.1

3.2 力学性能

3.2.1 硬度

图 6 给出了激光立体成形 Inconel 718 沉积态显微硬度沿沉积方向的变化情况。可以看到, 沿着沉积方向从底部到顶部, 合金硬度值分布是基本均匀的。表 4 给出了激光立体成形 Inconel 718 在不同热处理工艺条件下的平均硬度值。与沉积态相

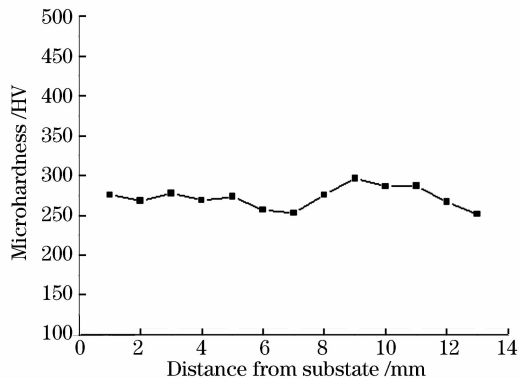


图 6 激光立体成形 Inconel 718 沉积态显微硬度

Fig. 6 Results of LSF Inconel 718 as-deposited microhardness measurements

这有利于热处理期间固态相变的发生。例如 δ 相的析出, γ' 和 γ'' 强化相的充分析出。早期研究显示, 当热处理温度超过 1080 °C, Laves 相将固溶消失^[16], 同时, γ' 和 γ'' 相的固溶温度通常也低于 1100 °C, 这样, 在 960STA 处理过程中, 1100 °C, 1.5 h 的均匀化处理实际上将有利于 Laves 相以及 γ' 和 γ'' 相的固溶, 同时, Laves 相的溶解, 将在晶间释放出更多的 Nb 原子。由于 δ 相的析出温度范围是 860~995 °C, 这样, 960 °C, 1 h 的固溶处理虽然进一步促进了 γ' 和 γ'' 相的固溶, 但是也导致细针状 δ 相沿晶界析出。 δ 相作为合金的稳定相, 其含量、形貌及分布对合金缺口敏感性有着重要的影响, 适量的 δ 相对控制合金晶粒度, 提高合金的塑性是有益的, 并对晶界状态, 晶界、晶内强度的匹配起着协调作用。但由于 δ 相本身占用强化相形成元素 Nb, 大量 δ 相的析出会导致 γ'' 相数量的减少, 基体弱化, 强度下降, 因此, 处理中要注意控制 δ 相的析出量, 以获得具有良好性能的材料组织。而双时效处理 (720 °C, 8 h/炉冷至 620 °C, 8 h/空冷) 主要是进一步通过促进 γ' 和 γ'' 相的充分弥散析出来强化合金。

比, 合金经过热处理后硬度显著提高, 这是因为在双时效阶段强化相 γ' 和 γ'' 的析出, 而 960STA 条件下的硬度比 DA 状态下略高, 这主要是由于经过 1100 °C/h 均匀化处理和 960 °C/h 固溶处理, 尽管消除了 Laves 相, 但是导致了 δ 相沿晶界析出, 导致晶界强化, 而低温时晶界强度明显高于晶内强度。同时, 经过均匀化和固溶处理, 在双时效阶段强化相 γ' 和 γ'' 的析出将更加弥散均匀, 使得 960STA 条件下硬度比 DA 状态下有轻微的提高。

表 4 不同状态下激光立体成形 Inconel 718 的显微硬度

Table 4 Results of hardness measurements

(average of 10 measurements)

Condition	As-deposited	LSF+960STA	LSF+DA
Mircorhardness / HV	267	465	450

3.2.2 拉伸性能

激光立体成形 Inconel 718 合金室温 25 °C 和高温 500 °C 拉伸性能分别如表 5 和表 6 所示。从表 5 可以看到, 激光立体成形 Inconel 718 沉积态的强度 σ_{ad} 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 比较低, 但是塑性 δ 很高且断面

收缩率 ψ 也较高,经过 960STA 热处理后,合金强度大幅度提高,塑性降低(由 33.5% 降到 18%),达到了锻造技术标准 Q/3B 548-1996(高强)。由表 6 可以看到,随着使用温度升高,合金拉伸强度略有降低,但是塑性相对室温变化不大。对于高温 500 °C 拉伸性能,Inconel 718 激光立体成形件经 DA 处理后,合金强度有一定提高,但强度仍未达到锻造技术标准 Q/3B 548-1996(高强),经 960STA 热处理,合金拉伸性能得到很大的改善,不论是强度还是塑性都比 DA 条件下高,并达到了锻造技术标准 Q/3B 548-1996(高强)。激光立体成形 Inconel 718 合金室温 25 °C 和高温 500 °C 拉伸断口形貌分别如图 7

和图 8 所示。从图 7 和图 8 可以看到,无论室温还是高温拉伸,激光立体成形 Inconel 718 合金沉积态断口呈现出沿列状枝晶排布方向明显的韧窝,断裂方式是穿晶断裂,合金经直接时效 DA 处理后的断口形貌相比沉积态变化不大,仍是穿晶断裂方式,韧窝内部小颗粒是 Laves 相,而经过 960STA 热处理后,合金发生了再结晶,消除了各向异性现象,断裂方式还是穿晶断裂,而韧窝内部小颗粒是强化相 γ' 或 γ'' 。

不同热处理状态下激光立体成形 Inconel 718 合金在拉伸性能上的变化趋势与硬度一致。一般认为,Laves 相对材料力学性能是有害的,在合金

表 5 激光立体成形 Inconel 718 合金 25 °C 拉伸性能

Table 5 25 °C temperature tensile testing results of LSF Inconel 718

Material condition	σ_{ad}/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta / \%$	$\psi / \%$
As-deposited	860	535	33.5	33
LSF+960STA	1340	1140	18	32
LSF+DA	1120	890	10.3	16.5
Wrought standard (Q/3B 548-1996)	1340	1100	12	15

表 6 激光立体成形 Inconel 718 合金 500 °C 拉伸性能

Table 6 500 °C temperature tensile testing results of LSF Inconel 718

Material condition	σ_{ad}/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta / \%$	$\psi / \%$
As-deposited	755	550	21.5	31
LSF+960STA	1140	1020	17.5	26.5
LSF+DA	1010	815	15.5	18
Wrought standard (Q/3B 548-1996)	1030	930	12	15

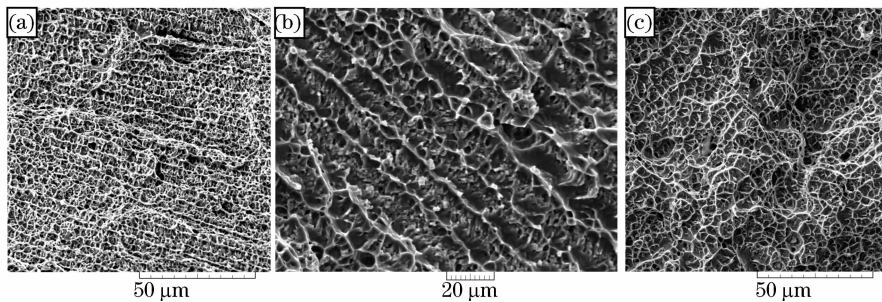


图 7 激光立体成形 Inconel 718 合金 25 °C 拉伸断口形貌。(a) 沉积态;(b) DA 处理态;(c) 960STA 处理态

Fig. 7 Tensile fracture surfaces of LSF Inconel 718 alloy at 25 °C temperature. (a) as-deposited; (b) DA; (c) 960STA

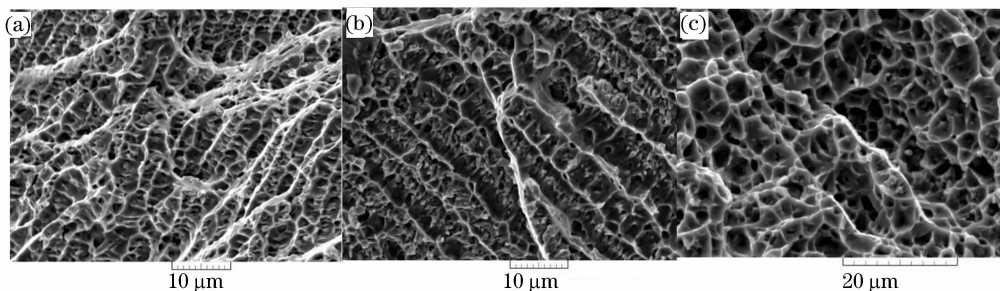


图 8 激光立体成形 Inconel 718 合金 500 °C 拉伸断口形貌。(a) 沉积态;(b) DA 处理态;(c) 960STA 处理态

Fig. 8 Tensile fracture surfaces of LSF Inconel 718 alloy at 500 °C temperature. (a) as-deposited; (b) DA; (c) 960STA

Inconel 718 熔焊和铸件微观组织中存在 Laves 相, 会降低塑性、断裂韧性、疲劳和蠕变断裂性能。Laves 相不仅占用基体的有用元素, 尤其是 Nb 元素, 导致强化相 γ'' 析出减少, 而且作为一个脆性相, 为裂纹的起源和扩展提供了有利的位置^[17,18]。激光立体成形 Inconel 718 沉积件经过热处理 960STA 后, 与 DA 条件下相比, 合金塑性略高, 虽然都沿着枝晶断裂, 但是 960STA 热处理状态下合金高温断口形貌显示出更多、更深的韧窝。合金 Inconel 718 在 960STA 条件下的塑性比 DA 状态下有所改善, 应该主要是由于 Laves 相的溶解所致。

4 结 论

1) 激光立体成形 Inconel 718 沉积态组织呈现出沿沉积方向外延柱状生长的枝晶组织特征, 并有少量 Laves 相在枝晶间析出, 拉伸性能呈现低强度高塑性特征。断裂特征表现为韧窝断裂, 韧窝呈现出沿列状枝晶方向排布, 断裂方式为穿晶断裂。

2) 激光立体成形 Inconel 718 合金经直接双时效 (720 °C, 8 h/炉冷至 620 °C, 8 h/空冷) 后组织变化不大, 硬度和强度均明显提高。断口形貌仍具有与沉积态相同的各向异性特点。

3) 激光立体成形 Inconel 718 合金在 960STA (1100 °C, 1.5 h/空冷至 960 °C, 1 h/空冷至 720 °C, 8 h/炉冷至 620 °C, 8 h/空冷) 热处理后, Laves 相溶解, 有细针状 δ 相沿晶界析出, 合金的拉伸性能得到进一步改善, 室温与高温的塑性和强度均高于直接双时效处理的性能, 达到了锻造技术标准 Q/3B 548-1996(高强)。拉伸时效形式属于典型的韧性断裂, 各向异性现象消失, 与 DA 处理态相比, 韧窝变大变深。

参 考 文 献

- Bai Bingzhe, Yang Luyi, Zhao Yaofeng. Exploration of process "isothermal forging + direct aging" for GH4169 alloy [J]. *J. Rare Metals*, 2002, **26**(1):7~32
白秉哲, 杨鲁义, 赵耀峰. GH4169 合金“等温锻造+直接时效”工艺探讨[J]. *稀有金属*, 2002, **26**(1):7~32
- J. M. Oblak, K. F. Paulonis, D. S. Duvall. Coherency strengthening in Ni base alloys hardened by DO₂₂ γ'' precipitates [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1974, **5**(1):143~153
- M. W. Mahoney. Superplastic properties of alloy 718 [C]. *Superalloy 718 Metallurgy and Applications*, 1989. 391~405
- Hu He. Hot isostatic pressing treatment of cast Ni-base superalloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2002, **38**(11):1199~1202
呼和. 镍基铸造高温合金的热等精压处理[J]. *金属学报*, 2002, **38**(11):1199~1202
- Wang Shuyun, Li Huiqu, Li Huizhong *et al.*. Study on isothermal forging technology of FGH95 alloy [J]. *J. Rare Metals*, 2003, **27**(4):452~454
王淑云, 李惠曲, 李辉忠等. FGH95 合金等温锻造工艺研究[J]. *稀有金属*, 2003, **27**(4):452~454
- Minlin Zhong, Hongqing Sun, Wenjin Liu *et al.*. Boundary liquation and interface cracking characterization in laser deposition of Inconel 738 on directionally solidified Ni-based superalloy [J]. *Scripta Materialia*, 2005, (53):159~164
- J. Mazumder, D. Dutta, N. Kikuchi *et al.*. Closed loop direct metal deposition: art to part [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2000, **34**(4-6):397~414
- Yang Haiou, Lin Xin, Chen Jing *et al.*. Functionally gradient materials prepared with laser rapid forming [J]. *Chinese J. Lasers*, 2005, **32**(4):567~570
杨海鸥, 林鑫, 陈静等. 利用激光快速成形技术制造高温合金-不锈钢梯度材料[J]. *中国激光*, 2005, **32**(4):567~570
- Zhong Minlin, Yang Lin, Liu Wenjin *et al.*. Laser direct manufacturing W/Ni telescope collimation component [J]. *Chinese J. Lasers*, 2004, **31**(4):482~486
钟敏霖, 杨林, 刘文今等. 激光快速直接制造 W/Ni 合金太空望远镜准直器[J]. *中国激光*, 2004, **31**(4):482~486
- Zhong Minlin, He Jinjiang, Liu Wenjin *et al.*. Al₅-Nb₃Al/B₂ laminated-structure intermetallic composites produced by laser deposition [J]. *Chinese J. Lasers*, 2007, **34**(12):1694~1699
钟敏霖, 何金江, 刘文今等. 激光沉积制备 Al₅-Nb₃Al/B₂ 叠层金属间化合物复合材料[J]. *中国激光*, 2007, **34**(12):1694~1699
- P. L. Blackwell. The mechanical and microstructural characteristics of laser-deposited IN718 [J]. *J. Materials Processing Technol.*, 2005, **170**:240~246
- Xiaoming Zhao, Jing Chen, Xin Lin *et al.*. Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718 [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, **478**:119~124
- M. J. Cieslak, G. A. Knorovsky, T. J. Headley *et al.*. Solidification metallurgy of alloy 718 and other Nb-containing superalloys [C]. *Superalloy 718-Metallurgy and Applications*, 1989. 59
- J. N. DuPont, C. V. Robino, A. R. Marder *et al.*. Solidification and weldability of Nb bearing superalloys [J]. *Welding*, 1998, **77**:417s
- J. F. Radavich. The physical metallurgy of cast and wrought alloy 718 [C]. *Superalloy 718-Metallurgy and Applications*, 1989. 229
- G. D. Janaki Ram, A. Venugopal Reddy, K. Prasad Rao *et al.*. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds [J]. *J. Materials Processing Technol.*, 2005, **167**:73~82
- W. J. Mills. Effect of heat treatment on the tensile and fracture toughness behaviour of Inconel 718 weldments [J]. *Welding*, 1984, **8**:237s
- L. A. James. Fatigue crack growth in Inconel 718 weldments at elevated temperatures [J]. *Welding*, 1978, **1**:17