

# 不同时效温度下激光增材再制造 IN718 合金层的组织与性能研究

张群莉<sup>1,2</sup>, 张杰<sup>1,2</sup>, 李栋<sup>1,2</sup>, 童文华<sup>1,2</sup>, Liu Rong<sup>3</sup>, 宋立军<sup>4</sup>, 姚建华<sup>1,2</sup>

(1. 浙江工业大学 激光先进制造研究院, 浙江 杭州 310023)

(2. 高端激光制造装备省部共建协同创新中心, 浙江 杭州 310023)

(3. 卡尔顿大学 机械与航空航天工程系, 加拿大 渥太华 K1S 5B6)

(4. 湖南大学 机械与运载工程学院, 湖南 长沙 410082)

**摘要:** 研究了不同时效处理对激光增材再制造 IN718 合金组织及性能的影响。结果表明, 时效处理不能改变激光增材再制造 IN718 合金的外延生长组织特征, 但在微观上能够影响 Laves 在枝晶间的含量和形态。在不同时效温度条件下, 随着时效时间的增加,  $\gamma''$ 相逐渐长大并在保温一定时间后发生  $\gamma''$ 相到  $\delta$ 相的转变, 且时效温度越高, 所需时间越短。此外, 不同时效温度下处理后的修复区显微硬度和抗拉强度随时间均表现出先增后减的趋势。720 °C条件下, 显微硬度(HV<sub>0.2</sub>)在时效 16 h 时出现峰值 4100 MPa, 而 760 和 800 °C条件下时效 4 h 时出现峰值, 分别为 3850 和 3610 MPa。720, 760 及 800 °C时效条件下不同时效时间对应的抗拉强度最大值分别为 1153, 1090 和 1026 MPa。

**关键词:** 时效处理; 激光增材再制造; IN718; 组织; 力学性能

**中图分类号:** TG146.1<sup>+</sup>5

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2020)05-1785-08

IN718 合金是一种典型的时效硬化合金, 其强化相  $\gamma''$ 和  $\gamma'$ 要经过长时间的时效热处理才能充分析出达到时效强化的效果。在工业应用中, 需要根据 IN718 合金的使用条件和要求来选择合适的热处理制度, 以控制合金的晶粒度、 $\delta$ 相和强化相形态、数量和分布, 从而达到控制 IN718 合金力学性能的效果<sup>[1-4]</sup>。目前, IN718 在实际生产中一般采用 3 种热处理制度, 即三级热处理(高温固溶+低温固溶+双时效)、二级热处理(低温固溶+双时效)、一级热处理(直接双时效)。高温固溶的目的是溶解析出相并使其回溶到奥氏体基体中, 使合金中的元素区域分布均匀, 高温固溶处理一般为 1080~1150 °C保温 1 h。低温固溶的目的是使  $\delta$ 相在合金中析出来, 从而使晶界强度提高, 通常定为 980 °C保温 1 h。双时效处理的目的是使强化相析出, 从而提高合金的强度, 热处理制度一般为 720 °C, 8 h, 炉冷至 620 °C, 8 h, 空冷至室温。

激光增材再制造过程具有快热快冷的特征, 导致修复区的组织一般为亚稳态组织, 由于熔池冷却速度过快, 修复区域的强化相没有充足的时间析出, 再加上修复过程产生了热应力, 造成激光增材再制造

IN718 合金的力学性能仅仅略高于铸件标准。为了使激光再制造 IN718 零件达到使用技术要求, 需要采取适当的后处理措施来优化再制造试样修复区的显微组织和残余应力, 并且使其强化相充分析出。研究表明, 热处理能大幅度提高激光修复 IN718 合金的力学性能。席明哲<sup>[5]</sup>等人采用三级热处理制度对激光快速成形 IN718 合金试样进行了热处理, 结果表明, 试样发生了由具有外延生长特性的柱状枝晶组织向晶粒粗大的等轴晶组织的再结晶转变, 并且由于此热处理工艺使 Laves 相完全固溶和强化相充分析出, 3 个方向试样的拉伸力学性能均得到很大程度的提升。宋衍<sup>[6]</sup>等人发现激光立体成形 IN718 合金经过三级热处理后的抗拉强度、屈服强度和延伸率能达到锻件标准。Qi<sup>[7]</sup>等人对激光增材制造 IN718 合金进行高温均匀化处理, 虽然完全消除了合金中的 Laves 相, 但也使晶粒发生了严重的粗化现象, 反而降低了合金的力学性能。但激光增材再制造与激光立体成形有一定的区别, 激光增材再制造需要考虑基体的性能变化。文献[8]报道高温固溶对基体的性能有一定的损伤, 为避免后续热处理对基体性能产生弱化, 一般采取二级热处理或一

收稿日期: 2019-05-10

基金项目: 国家重点研发计划项目(2017YFB1103600); 浙江省重点研发计划联合技术研发与示范推广项目(2019C04004); 省属高校基本科研业务费项目(RF-C2019003)

作者简介: 张群莉, 女, 1979 年生, 副教授, 浙江工业大学激光先进制造研究院, 浙江 杭州 310023, 电话: 0571-85290866, E-mail: zql@zjut.edu.cn

级热处理对 IN718 修复区进行热处理。

目前激光增材再制造 IN718 合金的热处理制度往往直接沿用锻造和铸造的热处理制度，缺乏基于激光增材再制造 IN718 合金组织特点的热处理制度研究。因此，本研究基于常用的标准双时效制度和 IN718 合金的时间-温度-转变曲线<sup>[9]</sup>，设计了二级热处理中第 1 级时效阶段不同温度、不同时间的双级时效热处理制度，对不同时效状态下激光增材再制造 IN718 合金组织和性能的演变规律进行分析，并讨论主强化相  $\gamma''$  相和  $\delta$  相的析出行为，以期为激光增材再制造 IN718 合金提供最优的热处理方法。

### 1 实验

试验基体材料为轧制态的 IN718 合金板材，尺寸为 100 mm×80 mm×15 mm，待修复的梯形槽如图 1 所示，预制坡口角度  $\alpha=140^\circ$ 。其化学成分如表 1 所示。试验修复材料选用的是气雾化 IN718 球形粉末，粒径为 53~150  $\mu\text{m}$ ，其化学成分见表 1。试验前把粉末置于烘干温度设置为 120  $^\circ\text{C}$  的真空烘箱内进行除湿，保温时间为 2 h，结束后炉冷至室温。

本试验采用德国 Laserline 公司提供的 LDF 型光纤耦合半导体激光器，光斑直径为 4 mm，送粉方式为同轴送粉，氩气作为保护气及送粉载气。激光再制造 IN718 优化后的修复工艺参数如下<sup>[3,10]</sup>：激光功率 0.9 kW，扫描速度 6 mm/s，送粉量 10 g/min，搭接率 40%，Z 轴抬升量 0.64 mm。表 2 列出了激光增材再制造 IN718 合金不同时效热处理实验方案。

金相试样经标准磨抛工艺后，选用 100 mL HCl + 100 mL C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH + 5 g CuCl<sub>2</sub> 腐蚀液进行化学腐蚀，并利用蔡司光学显微镜及 ZEISS EVO18 型扫描电镜观察试样的显微组织；采用维氏硬度计测量不同时效处理情况下的显微硬度，所用载荷为 200 g，加载时间为 10 s；利用 SANS 公司生产的万能试验机进行室温拉

伸性能测试，取样位置、方法和拉伸试样的尺寸如图 2 所示。每组取 3 个平行拉伸试样，拉伸试样保证中部全部为修复区，力学性能测试数据取其平均值。

### 2 结果与分析

#### 2.1 激光增材再制造 IN718 合金不同时效态显微组织

图 3 分别给出了激光增材再制造 IN718 合金试样在第 1 时效阶段温度为 720  $^\circ\text{C}$  情况下不同时间双时效处理后的显微组织金相照片。观察可知，激光增材再制造 IN718 合金经过直接时效处理，其组织特征均表现为定向外延生长的枝晶组织，与未经热处理的试样相差不大。由于时效温度远低于激光熔覆 IN718 合金的再结晶温度 1100  $^\circ\text{C}$ ，枝晶将保留原有的组织形态。还可以看出，时效时间越长的试样，其修复区的枝晶间越容易受到腐蚀剂的侵蚀，这与时效过程中枝晶间 Laves 相的溶解和周围强化相的析出有关，时效时间越长，Laves 相溶解越充分， $\gamma''$  和  $\gamma'$  等强化相在残余 Laves 相周围的析出越多并逐渐侵蚀到枝晶干。另外，修复区与基体之间的修复界面存在一定宽度的熔合区，该区域又称为半熔化区，与基体呈现冶金结合，形态上不同于基体和修复区，且没有出现平面晶<sup>[11,12]</sup>。这是因为修复区所用粉末成分与基体成分相似且均为 fcc 晶体结构，在修复过程中，熔融金属直接在熔池底部未熔化的基体上外延式生长。此外，由于时效处理

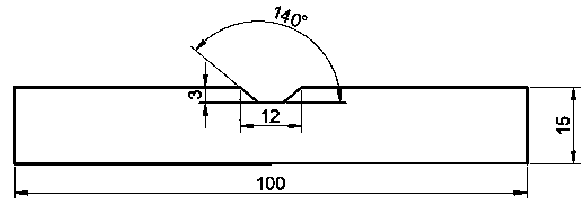


图 1 预制梯形槽尺寸图

Fig.1 Morphology of premade groove (mm)

表 1 IN718 基体和 IN718 合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of IN718 substrate and IN718 powder (wt%)

Elements	Cr	Fe	Nb	Mo	Al	Ti	Si	C	Mn	Ni
Substrate	19.00	17.45	5.00	3.00	0.70	1.00	0.30	0.07	0.20	Bal.
Powder	19.20	18.10	4.92	3.19	0.54	0.97	0.20	0.05	0.04	Bal.

表 2 激光增材再制造 IN718 合金直接时效热处理试验方案

Table 2 Direct aging heat treatment method of laser additive remanufacturing IN718 alloy

Aging temperature/ $^\circ\text{C}$	Aging time/h	Cooling way
720, 760, 800	1, 2, 4, 8, 16, 32	Furnace cooling to 620 $^\circ\text{C}$ , holding for 8 h, air cooling

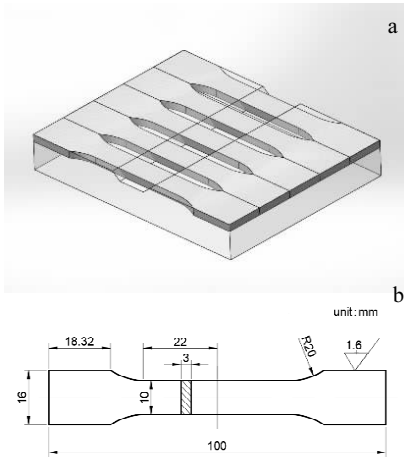


图 2 室温拉伸测试试样取样位置及尺寸

Fig.2 Sampling position and size of specimen for tensile test

温度低于合金的再结晶温度，不同时效时间处理后修复界面形态上没有发生明显变化。

### 2.2 时效处理对 Laves 相溶解、 $\delta$ 相及 $\gamma''$ 相的析出规律的影响

图 4~图 6 分别为激光增材再制造修复区 IN718 合金在 720, 760 和 800 °C 条件下时效不同时间的显微组织。观察图片可以发现，经时效处理后，试样中有 3 种区分明显的物相区域：枝晶间白色区域为 Laves 相，Laves 相周围的淡白色区域为析出的强化相  $\gamma''$ 相、 $\gamma'$ 相和  $\delta$ 相，而枝晶干灰色区域为基体  $\gamma$ 相<sup>[13]</sup>。 $\gamma''$ -Ni<sub>3</sub>Nb 是 IN718 合金的主要强化相，其尺寸大小和体积分数对合金的力学性能造成显著的影响。由图可知，在相同时效温度下， $\gamma''$ 相的尺寸随着时效时间的延长而增加，并且可以明显看出，时效温度越高， $\gamma''$ 相的增长速率越快。

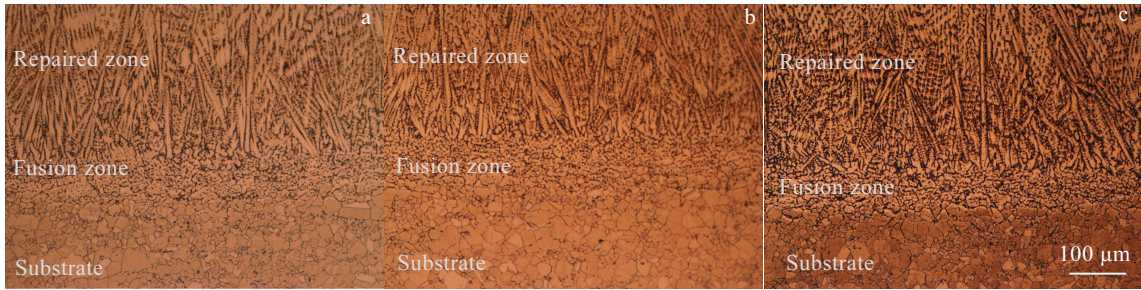


图 3 激光增材再制造 IN718 合金 720 °C 条件下不同时效时间的金相显微组织

Fig.3 Metallographic microstructures of laser repaired IN718 alloy aging treated at 720 °C for 4 h (a), 16 h (b) and 32 h (c)

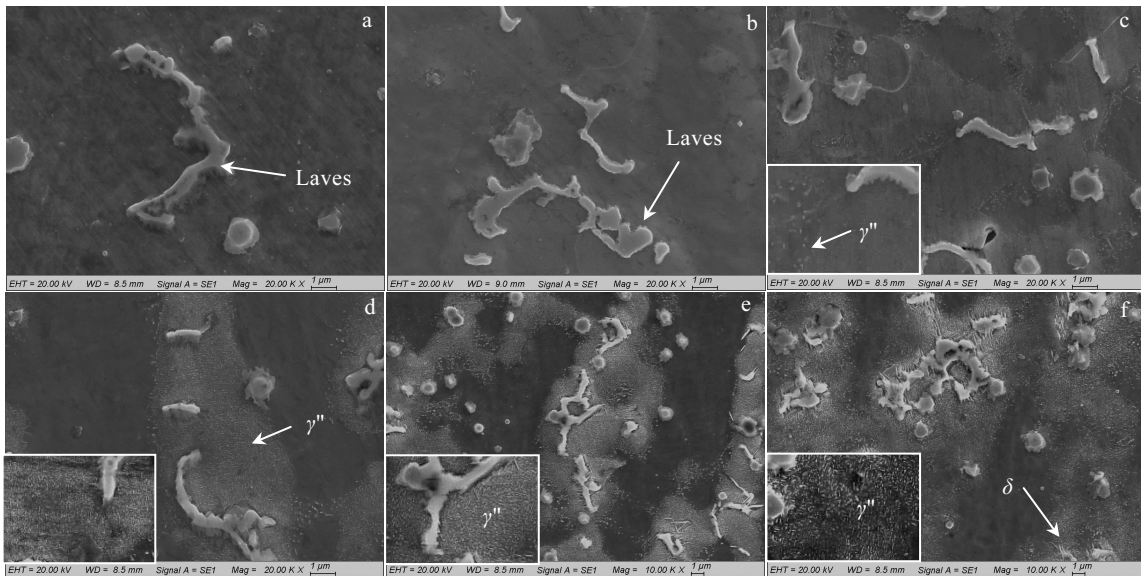


图 4 激光修复区 IN718 合金 720 °C 不同时效时间的析出相形貌

Fig.4 Precipitation morphologies of IN718 alloy in repaired zone with different aging time at 720 °C: (a) 1 h, (b) 2 h, (c) 4 h, (d) 8 h, (e) 16 h, and (f) 32 h

由图 4 可见, 激光增材再制造修复区 IN718 合金在 720 °C 时效时, 随着保温时间的增加, Laves 相的形态和数量都发生了明显的变化, 由时效初期的长链状转变为孤岛状, 并且 Laves 的体积分数明显减少。当保温时间达到 16 h 时, Laves 相周围开始有少量  $\delta$  相析出。当时效时间增加到 32 h,  $\delta$  相的体积分数增多。此外, 在 720 °C 时效处理时, 当保温时间为 4 h 时, 试样中可看到细小圆盘状的强化相, 但强化相的边界不能清楚分辨。当保温时间达到 8 h 时, 圆盘状  $\gamma''$  相的轮廓可以清楚识别, 其直径尺寸在 43 nm 左右。经过 16 h 的时效处理,  $\gamma''$  相的尺寸略有长大, 其直径尺寸为 52 nm, 分布密度提高。而经过 32 h 的时效处理,  $\gamma''$  相发生明显的粗化现象, 其直径大约为 137 nm, 且强化相整体密度降低。

图 5 给出了激光增材再制造修复区 IN718 合金 760 °C 不同时效时间的显微组织。观察可知, 试样在 760 °C 温度下时效, 随着保温时间的增加, Laves 相的数量明显减少, 并且在保温 8 h 时 Laves 相发生了碎化现象。试样保温 8 h 就开始有短针状  $\delta$  相析出, 随着时效时间的进一步延长, 短针状  $\delta$  相的长度和宽度逐渐增大。此外, 试样经过 760 °C 的时效处理, 保温 4 h 就可以观察到大量边界清晰的  $\gamma''$  相, 其直径尺寸大约为 47 nm, 保温 8 h 后其直径尺寸增加较大, 约 113 nm。而经过 16 h 的时效处理,  $\gamma''$  相已有一部分转变为  $\delta$  相, 此时  $\gamma''$  相发生严重的粗化, 经测量, 其直径尺寸约为 223 nm。当保温时间增加至 32 h 时, 试样

中大部分  $\gamma''$  相已转变为  $\delta$  相。

激光增材再制造修复区 IN718 合金 800 °C 时效下不同保温时间的显微组织如图 6 所示。同样地, 试样在 800 °C 进行时效, Laves 相的体积含量随着保温时间的增加而减少, Laves 相的形态也发生明显变化。相比于在 760 °C 进行时效处理,  $\delta$  相的形核孕育时间缩短至 2 h。此外, 时效 2 h 可以观察到少量的细针状  $\delta$  相。随着时效时间的增加,  $\delta$  相的体积分数和尺寸相应增加, 且形成的速度大于 760 °C 时效时的形成速度。

图 7 为激光增材再制造 IN718 合金 760 和 800 °C 不同时效时间的  $\delta$  相尺寸(长度和宽度)变化趋势图。可以看出, 在相同时效温度下,  $\delta$  相的平均长度和平均宽度都随时效时间的延长表现出增加的规律, 且在 800 °C 温度下时效  $\delta$  相的平均长度和平均宽度大于相同保温时间 760 °C 时效的尺寸。此外, 在 800 °C 时效处理时,  $\gamma''$  相在保温 1 h 时就可看见其轮廓, 说明在此温度下  $\gamma''$  相的析出速度较快。但当保温时间增加至 8 h 时,  $\gamma''$  相大部分已经转变为细针状的  $\delta$  相, 随着时效时间的进一步增加,  $\delta$  相逐渐长大。此外, 这些强化相在枝晶间 Laves 相周围的析出和转变行为与合金中的 Nb 元素分布有关。据文献[7]可知,  $\gamma''$  相和  $\delta$  相的析出分别要求 Nb 元素的浓度至少达到 4% 和 6% (质量分数)。而前期结果显示基体  $\gamma$  相中 Nb 的含量为 2%~3%, 没有达到强化相析出的最低条件。但是在时效热处理过程中, Nb 元素可以在高温作用下由高浓度向低浓度

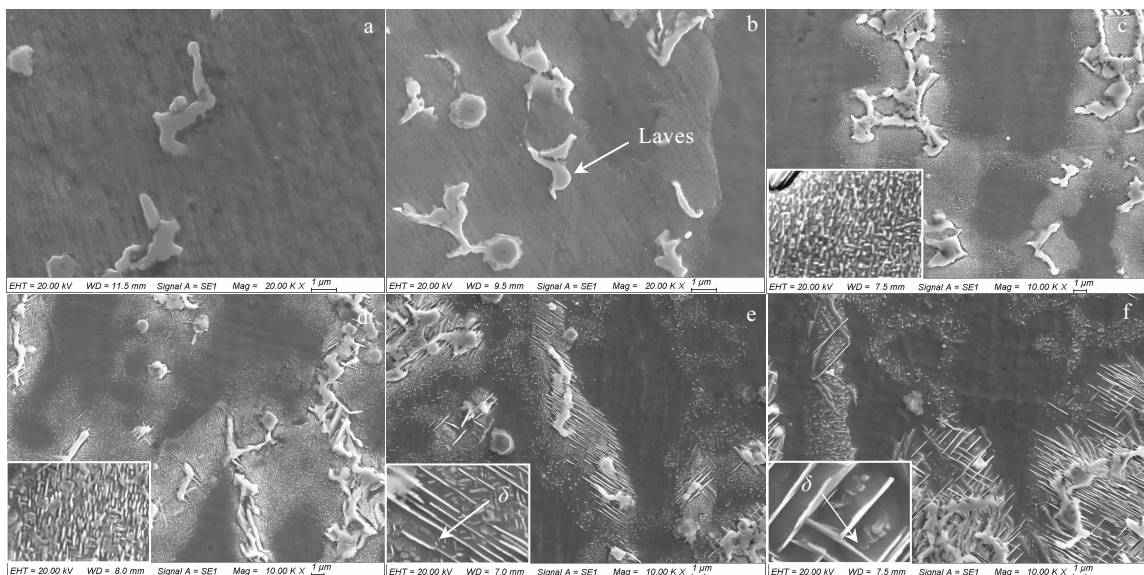


图 5 激光修复区 IN718 合金 760 °C 不同时效时间的析出相形貌

Fig.5 Precipitation morphologies of IN718 alloy in repaired zone with different aging time at 760 °C: (a) 1 h, (b) 2 h, (c) 4 h, (d) 8 h, (e) 16 h, and (f) 32 h

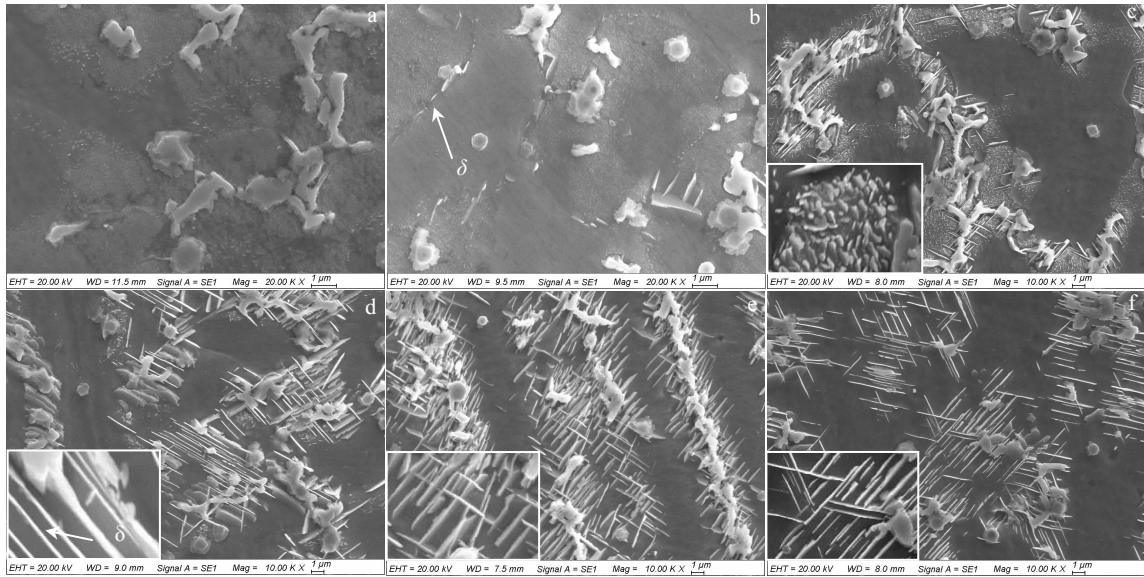


图 6 激光修复区 IN718 合金 800 °C 不同时效时间的析出相形貌

Fig.6 Precipitation morphologies of IN718 alloy in repaired zone with different aging time at 800 °C: (a) 1 h, (b) 2 h, (c) 4 h, (d) 8 h, (e) 16 h, and (f) 32 h

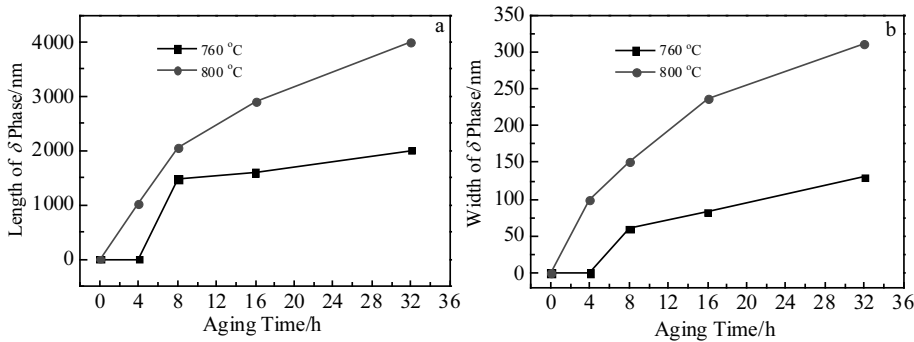


图 7 激光修复区 IN718 合金 760 °C 和 800 °C 不同时效时间的  $\delta$  相尺寸变化

Fig.7  $\delta$  phase size of laser repaired IN718 alloy with different aging time at 760 and 800 °C: (a) average length and (b) average width

扩散，即 Nb 元素由 Laves 相向周围基体  $\gamma$  相扩散。而时效热处理不能完全溶解 Laves 相，即存在扩散不均匀现象<sup>[3]</sup>。IN718 合金粉末中 Nb 的含量大约为 4.92%，由元素质量守恒定律可知，残留的 Laves 相消耗了较多的 Nb 元素，使得基体  $\gamma$  相中总有一定区域的 Nb 元素的浓度低于 4%，表现为靠近 Laves 相的周围基体容易析出  $\gamma''$  相。此后，由于  $\gamma''$  相具有不稳定性，在高温或者长时间工作情况下容易通过切变方式发生  $\gamma''/\delta$  转变。

### 2.3 不同时效处理对激光增材再制造 IN718 合金显微硬度的影响

图 8a 为不同时效处理后激光增材再制造 IN718 合金修复区域的显微硬度变化趋势。由图可以看出，

经过不同温度的时效处理，随着时效时间的增加，修复区域的硬度都表现出先快速增加后缓慢降低的变化趋势。但发现 720 °C 时效处理的各试样的显微硬度明显高于相同保温时间下 760 °C 时效后的硬度，并且 760 °C 时效处理的试样显微硬度高于 800 °C 时效相同保温时间后的硬度。在 720 °C 时效过程中，随着时效时间的延长，试样的显微硬度呈现增长的趋势，保温时间在 16 h 时达到最大值 4100 MPa，随后显微硬度表现出下降的趋势。试样经过 760 °C 时效处理，显微硬度在保温时间为 4 h 时达到最大值 3850 MPa，之后硬度逐渐下降。而试样在 800 °C 进行时效处理时，显微硬度的峰值出现在保温时间 4 h 左右，约为 3610 MPa，继续延长保温时间会使得硬度降低。

对比可以发现,虽然在 760 和 800 °C 直接时效可以较快达到硬度峰值,但其硬度峰值要比 720 °C 的硬度峰值小。由经典固态相变理论可知,在时效过程中,析出的  $\gamma''$  相会先后经历形核、长大和粗化 3 个过程<sup>[5,14-16]</sup>,硬度的变化能反映主强化相  $\gamma''$  相的生长过程。置于 720 °C 温度下时效前 16 h,  $\gamma''$  相处于长大阶段,表现为硬度的升高,而 16 h 后,  $\gamma''$  相开始发生粗化,具体表现为硬度的降低;而置于 760 和 800 °C 温度下时效,前 4 h 属于  $\gamma''$  相的长大阶段,随后随着时效时间的增加,  $\gamma''$  相发生明显的粗化现象。IN718 合金的主要强化相为  $\gamma''$  相,与基体相  $\gamma$  相共格析出。 $\gamma''$  相和基体  $\gamma$  相的界面能和反向畴界能阻碍了基体位错的切入,  $\gamma''$  相所引起的强化作用克服了这种阻碍,表现为  $\gamma''$  相和基体  $\gamma$  相之间的共格强化和  $\gamma''$  相的有序强化。共格强化的作用与  $\gamma''$  相的尺寸有关,当  $\gamma''$  相的尺寸较小时,共格强化的作用随  $\gamma''$  相尺寸和含量的增加而增加,当  $\gamma''$  相长大到一定大小时,其与基体  $\gamma$  相的共格关系会逐渐消失,共格强化的效果会慢慢减弱。即  $\gamma''$  相存在一个合适的尺寸范围使其获得最好的共格强化效果。基于上述理论,试样处于不同的时效温度下,  $\gamma''$  相的形核率和长大速率不同。在较低时效温度 720 °C 时,  $\gamma''$  相形核功和临界形核半径较小,能量变化易导致稳定晶核的形成,故与 760 和 800 °C 条件下时效相比,720 °C 条件下时效更有利于  $\gamma''$  相形核。再加上较低的时效温度条件下合金元素的扩散系数较小,使得  $\gamma''$  相在 720 °C 时效过程中生长速率较慢,能在较长的一段时间维持  $\gamma''$  相合适的尺寸范围。而时效温度的升高会导致  $\gamma''$  相形核数量减少,虽然  $\gamma''$  相能较快达到临界尺寸,但其体积分数会下降,具体表现为显微硬度峰值下降。

时效过程中,除修复区性能发生变化外,基体性能也会随之发生变化。图 8b 为激光增材再制造 IN718 合金基体部分不同时效情况下的显微硬度曲线。可以看出,基体显微硬度的变化趋势与修复区域相近,但

相同情况下,基体的显微硬度高于修复区的显微硬度。这是因为基体采用轧制态的锻造板材,不存在 Laves 相和其它微观偏析,合金元素分布均匀,在后续的时效处理过程中有利于强化相  $\gamma''$  相的析出。基体在 720 °C 时效处理过程中,其显微硬度在 8 h 时就达到了峰值 5100 MPa。这也进一步说明了在时效处理过程中,激光增材再制造 IN718 合金的时效时间与锻造合金有较大差别,这主要与激光增材再制造技术快速熔化、快速凝固的特点有关,该特点使组织中存在微观偏析,同时抑制了  $\gamma''$  相的形核和生长,因此需要更长的时效时间才能达到较好的强化效果。

2.4 不同时效处理对激光增材再制造件拉伸性能的影响

图 9 为再制造件不同时效处理后拉伸断裂后的宏观形貌。可以看出,不同时效处理后再制造件的拉伸断裂部位均为修复区而非结合界面,进一步说明修复区与基体形成了良好的冶金结合,而修复区为再制造件力学性能薄弱区域。

图 10a 为激光增材再制造 IN718 合金在 720 °C 温度下不同时效时间的室温拉伸性能柱状图。由图可知,在 720 °C 时效初期,试样的抗拉强度随着保温时间的增加而增加,当 720 °C 时效 8 h 后,试样的抗拉强度为 1124 MPa,较沉积态试样提高 27.15%;而当保温时间增加至 16 h 时,试样的抗拉强度达到了强度峰值 1153 MPa,较沉积态试样提高了 30.43%;继续增加保温时间至 32 h, IN718 合金试样的抗拉强度降低为 1051 MPa,较峰值抗拉强度降低了 8.85%。可见,经过标准双时效制度(720 °C 时效 8 h)处理后,试样的抗拉强度虽然较沉积态试样有了大幅提升,但还未达到抗拉强度的最大值,进一步说明沿用传统的热处理制度不能充分发挥激光增材再制造 IN718 合金的性能潜力。试样抗拉强度的变化与  $\gamma''$  相尺寸变化的规律一致。这是因为在 16 h 之前,  $\gamma''$  相处于析出和长大阶段其抗拉强度逐渐变大,而 32 h 时其尺寸发生明显粗化

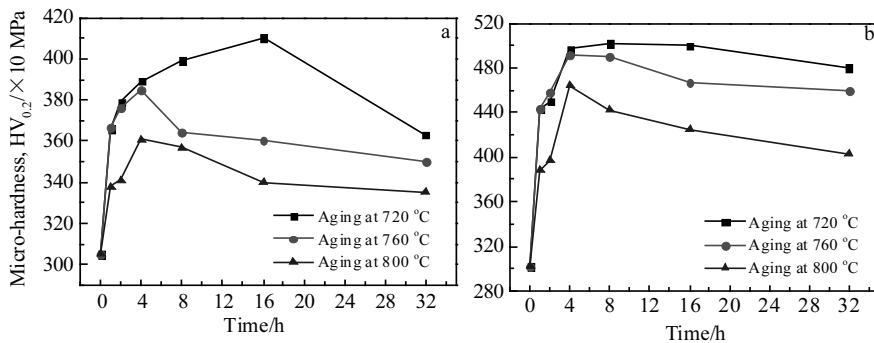


图 8 激光增材再制造 IN718 不同时效处理的显微硬度

Fig.8 Micro-hardness of IN718 alloy with different aging treatments: (a) repaired zone and (b) substrate

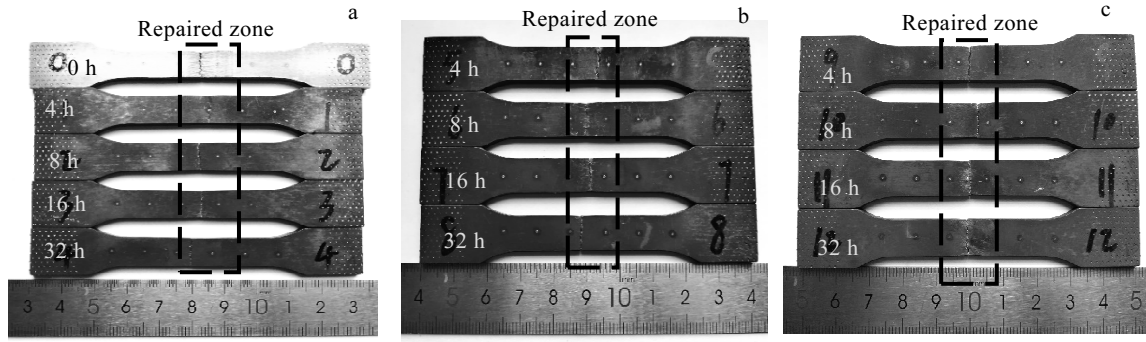


图 9 激光增材再制造 IN718 合金不同时效处理后拉伸试样断裂宏观图

Fig.9 Specimens after tensile test of laser repaired IN718 alloy with different aging treatments: (a) 720 °C, (b) 760 °C, and (c) 800 °C

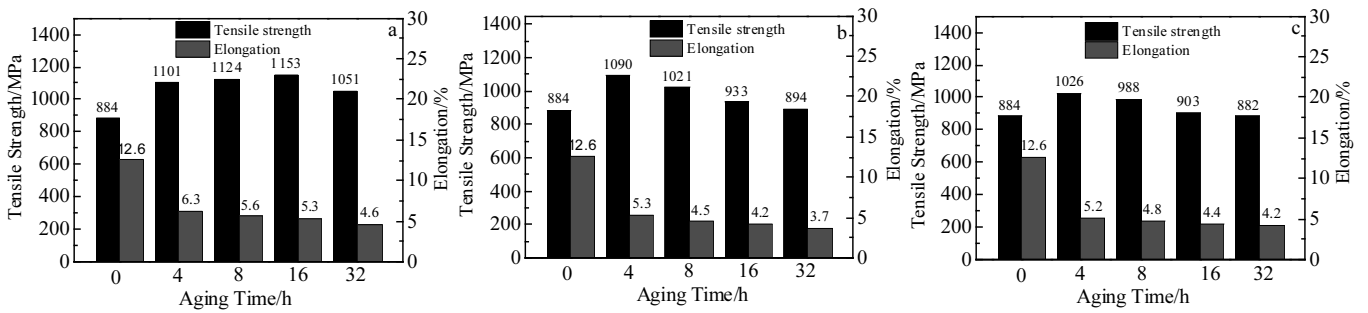


图 10 激光增材再制造 IN718 合金在不同时效处理下的室温拉伸性能

Fig.10 Tensile properties of laser additive remanufactured IN718 alloy with different aging time at 720 °C (a), 760 °C (b), and 800 °C (c)

且部分发生  $\delta$  相转变，造成与  $\gamma$  基体相的共格界面关系消失，削弱了强化效果。Slama<sup>[15]</sup>等也发现 IN718 合金的显微硬度随  $\gamma''$  相尺寸的增加出现先增后减的趋势，并且认为  $\gamma''$  相尺寸在 30 到 50  $\mu\text{m}$  之间时具有最好的强化效果。此外，实验结果显示，试样断后延伸率随时效时间的延长也出现了不同程度的降低，但基本都高于铸件标准（断后延伸率为 5%），这是因为  $\gamma''$  相与基体相之间逐渐失去共格关系，造成相界面处应力集中，进而在拉伸过程中容易出现开裂<sup>[17-19]</sup>。

图 10b 和图 10c 分别是激光增材再制造 IN718 合金在 760 和 800 °C 温度下不同时效时间的室温拉伸性能柱状图。由图可知，在不同时效温度条件下，随着时效时间的延长，试样的抗拉强度均表现出先增加后降低的变化规律。760 °C 条件下试样的抗拉强度在时效 4 h 时达到峰值 1090 MPa，较沉积态试样的 884 MPa 提高了 23.3%；时效 8 h，试样的拉伸性能发生恶化，抗拉强度和断后延伸率分别为 1021 MPa 和 4.5%；继续增加时效时间，试样的拉伸性能进一步变差，当时效时间增加至 32 h 时，试样的抗拉强度降低为 894 MPa。在 800 °C 条件下，试样在时效 4 h 时也达到抗拉强度峰值，且断后延伸率为 5.2%；时效 8 h，试样的拉伸性能发生了恶化，

抗拉强度和断后延伸率分别为 988 MPa 和 4.8%；随着时效时间的增加，试样的拉伸性能有所变差，当时效时间增加至 32 h 时，试样的抗拉强度降低为 882 MPa，此时试样中的  $\gamma''$  相几乎全部转变为长针状  $\delta$  相，而长针状  $\delta$  相在 Laves 相周围析出不利于材料的力学性能<sup>[17]</sup>。

### 3 结论

1) 时效处理不能改变激光增材再制造 IN718 合金具有定向外延生长的柱状枝晶组织特征，但由于 Laves 相的溶解和强化相的生成，枝晶干区域面积变小。在 720 °C 温度下时效保温 16 h 时 Laves 相形态才从长链状转变为孤岛状。而 760 和 800 °C 时效条件下 Laves 形态转变分别发生在保温 8 和 4 h。

2) 在时效温度 720 °C 条件下， $\gamma''$  相随着时效时间的增加而逐渐长大，时效 16 h 时开始发生  $\gamma''$  相到  $\delta$  相的转变；而在 760 和 800 °C 温度时效条件下，分别在保温 8 和 2 h 开始发生  $\gamma''$  相到  $\delta$  相的转变。

3) 在 720, 760 和 800 °C 下分别进行时效处理，试样的显微硬度都表现出先增后减的趋势，时效处理后显微硬度分别在 16, 4 和 4 h 达到峰值，且峰值显微硬度分别为 4100, 3850 和 3610 MPa。

4) 在不同温度下进行时效处理, 随着时效温度的升高, 激光再制造后试样的抗拉强度都表现出先增后减的趋势。720 °C 时效的抗拉强度峰值出现在时效 16 h 时, 为 1153 MPa; 760 °C 时效的抗拉强度峰值出现在时效 4 h 时, 为 1090 MPa; 800 °C 时效的抗拉强度峰值出现在时效 4 h 时, 为 1026 MPa。

#### 参考文献 References

- [1] Liu Fencheng(刘奋成), Lin Xin(林鑫), Zhao Weiwei(赵卫卫) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(9): 1519
- [2] Du Jinhui(杜金辉), Lü Xudong(吕旭东), Deng Qun(邓群). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 1830
- [3] Zhang Jie(张杰), Zhang Qunli(张群莉), Chen Zhijun(陈智君) et al. *Surface Technology*(表面技术)[J], 2019, 48(2): 47
- [4] Luo Xiaotao, Yao Menglin, Ma Ninshu et al. *Materials & Design*[J], 2018, 155: 384
- [5] Xi Mingzhe(席明哲), Gao Shiyu(高士友). *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2012, 39(3): 0 303 004
- [6] Song Kan(宋衍), Yu Kai(喻凯), Lin Xin(林鑫) et al. *Acta Metallurgica*(金属学报)[J], 2015, 51(8): 935
- [7] Qi H, Azer M, Singh P. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2010, 48(1): 121
- [8] Bian Hongyou(卞宏友), Zhao Xiangpeng(赵翔鹏), Yang Guang(杨光) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2015, 42(12): 1 206 001
- [9] Thomas A, El-Wahabi M, Cabrera J M et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2006, 177(1): 469
- [10] Zhang Jie, Zhang Qunli, Chen Zhijun et al. *Journal of Laser Applications*[J], 2019, 31(3): 032 016
- [11] Liu Yunlei(刘云雷). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2013
- [12] Fang Jinxiang(方金祥), Wang Yujiang(王玉江), Dong Shiyun(董世运) et al. *China Mechanical Engineering*(中国机械工程)[J], 2019, 30(17): 2108
- [13] Wang Tan(王潭), Zhang Anfeng(张安峰), Liang Shaoduan(梁少端) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(11): 3499
- [14] Liu Fencheng(刘奋成), Lü Feiyue(吕飞阅), Ren Hang(任航) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2018, 45(12): 1 202 009
- [15] Slama C, Abdellaoui M. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2000, 306(1): 277
- [16] Ming Xianliang(明宪良), Chen Jin(陈静), Tan Hua(谭华) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2014, 326(8): 8
- [17] Zhang Jie(张杰), Zhang Qunli(张群莉), Li Dong(李栋) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2020, 47(01): 0 102 001
- [18] Shen Jialin(申佳林), Wei Xianyi(韦贤毅), Xu Pingwei(徐平伟) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1467
- [19] Gao Yang, Zhang Dongyun, Cao Ming et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 767: 138 327

## Microstructure and Properties of Laser Additive Remanufactured IN718 Alloy with Different Aging Temperatures

Zhang Qunli<sup>1,2</sup>, Zhang Jie<sup>1,2</sup>, Li Dong<sup>1,2</sup>, Tong Wenhua<sup>1,2</sup>, Liu Rong<sup>3</sup>, Song Lijun<sup>4</sup>, Yao Jianhua<sup>1,2</sup>

(1. Institute of Laser Advanced Manufacturing, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310023, China)

(2. Collaborative Innovation Center of High-end Laser Manufacturing Equipment, Hangzhou 310023, China)

(3. Department of Mechanical and Aerospace Engineering, Carleton University, Ottawa Ontario, K1S 5B6, Canada)

(4. School of Mechanical and Vehicle Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

**Abstract:** The effects of aging treatment on the microstructure and properties of laser additive remanufactured IN718 alloy were studied. The results show that the aging treatment cannot change the epitaxy growth structure of laser additive remanufactured IN718 alloy, but it will affect the content and morphology of Laves phase. With increase of the aging time,  $\gamma''$  phase gradually grows up and changes to  $\delta$  after holding for a certain time at different aging temperatures. The higher the aging temperature, the shorter the time required. In addition, the microhardness and tensile strength of the repaired zone increase firstly and then decrease with holding time at different aging temperatures. The peak value of microhardness ( $HV_{0.2}$ ) is 4100 MPa at 720 °C for 16 h, 3850 MPa and 3610 MPa at 760 and 800 °C for 4 h, respectively. The maximum values of tensile strength corresponding to different aging time at 720, 760 and 800 °C are 1153, 1090 and 1026 MPa, respectively.

**Key words:** aging treatment; laser additive remanufacturing; IN718; microstructure; tensile property

Corresponding author: Yao Jianhua, Ph. D., Professor, Institute of Laser Advanced Manufacturing, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310023, P. R. China, Tel: 0086-571-85290867, E-mail: laser@zjut.edu.cn