



后处理对激光重熔 Inconel 718 合金 组织及性能的影响

李 尧, 杨 浩, 贺红伟, 张 洁, 张孟延, 李梦阳, 郝建民

(长安大学 材料科学与工程学院, 西安 710064)

摘 要: 采用扫描电镜和电子背散射衍射等研究了激光重熔 Inconel 718 合金微观组织和显微硬度在不同热处理工艺与超声冲击强化(UIT)作用下的演化规律。结果表明: 原始态重熔区(FZ)组织主要由 γ 枝晶干和 Laves相组成; 经固溶处理(SHT)后, Laves相大量溶解, 元素偏析减弱, 显微硬度降低; 固溶+双时效处理(SDA)后, γ' 和 γ'' 强化相大量析出, 显微硬度显著提升; 而直接进行双时效处理(DA)时, 由于时效温度不足以溶解 Laves相, FZ形貌与原始态非常类似, 但强化相 γ' 和 γ'' 充分析出, 使FZ显微硬度明显升高。之后, 对原始态(AR)试样及热处理态试样表面进行UIT处理后, 试样表层均出现严重塑性变形和压应力, 位错密度显著增加, 并产生了不同深度的硬化层。相比于AR和SHT样品, UIT处理对SDA和DA样品产生的强化效果减弱, 这与 γ' 和 γ'' 强化相的位错强烈交互作用有关。

关键词: 激光重熔; Inconel 718 高温合金; 热处理; 超声冲击强化

文章编号: 1004-0609(2022)-06-1673-12

中图分类号: TG166

文献标志码: A

引文格式: 李 尧, 杨 浩, 贺红伟, 等. 后处理对激光重熔 Inconel 718 合金组织及性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(6): 1673–1684. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36790

LI Yao, YANG Hao, HE Hong-wei, et al. Effect of post treatment on microstructure and property of Inconel 718 superalloy fabricated by laser remelting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(6): 1673–1684. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36790

Inconel 718 是一种以 γ'' -Ni₃(Nb, Ti, Al)及 γ' -Ni₃(Ti, Al)为强化相, 可在约 700 °C 进行有效工作的镍基高温合金^[1]。由于具备较高的强度和硬度、优异的蠕变和疲劳强度以及良好的耐腐蚀性能, 被应用于航空航天、核电以及化工等领域, 尤其是在涡轮发动机、热端部件的制备方面应用极为广泛^[2–3]。然而, 随着发动机效率和性能的不断提高, Inconel 718 零部件的服役条件进一步恶化, 长期承受较大交变、冲击载荷以及高温氧化作用, 导致零部件表面产生疲劳开裂、腐蚀磨损等缺陷。已有研究表明, 激光表面重熔技术利用高能量密度的激光

束在合金表面进行扫描, 使合金表层快速熔化并迅速冷凝, 能够有效提升合金表面性能^[4]。ZHANG 等^[5]对 Inconel 718 涂层进行了激光重熔研究, 发现重熔层内主要由细小柱状枝晶以及等轴枝晶组成。随着扫描速度的增加, 重熔层冷却速率随之增加, 枝晶间距以及等轴晶尺寸减小。XIN 等^[6]对激光熔覆制备的 IN718 合金表面进行激光重熔, 发现随着重熔速率的增加, 元素偏析逐渐减小。重熔层内长链状的 Laves 相逐渐变得细小分散, 同时显微硬度也略有增加。然而, 激光重熔是一个快速凝固过程且冷却速率高达 $10^3 \sim 10^4$ K/s^[7], 成形后的材料依旧

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51901026); 长安大学中央高校基本科研业务费资助项目(300102319301)

收稿日期: 2021-06-30; 修订日期: 2021-09-26

通信作者: 李 尧, 讲师, 博士; 电话: 15202992801; E-mail: liyaomse@chd.edu.cn

存在显微偏析,而且快速凝固导致强化相析出不充分和较高的残余拉应力等不足之处,这对合金的力学性能会产生不利影响^[8-9],需要适当的后处理工艺对激光重熔层的组织进行调控,改善其力学性能^[10-11]。然而,有研究表明^[12],仅通过热处理并不能完全消除激光重熔层内的残余拉应力,因此需要其他表面处理技术辅助改善其表面应力状态。

超声冲击强化(UIT),作为一种表面强化技术,利用冲击针头对合金表面进行超高频率的冲击,通过引入大量有益的压应力,消除合金一定深度范围内的残余拉应力,能够有效提高合金的综合力学性能^[13-15]。此外,伴随UIT处理带来的塑性变形会导致合金表层产生高密度位错,大量位错在晶界处堆积、缠绕形成位错墙,并进一步演化为亚晶界,最终使得晶粒细化,提高合金的强硬度。MALEKI等^[16]对冷轧Inconel 718板材进行UIT处理后,发现试样最顶层产生了超过1000 MPa的残余压应力,且压应力影响层厚度达到400 μm ,同时,试样表面的显微硬度提升了44%。WANG等^[17]对激光立体成形制备Inconel 718合金表面进行UIT处理后,在合金表层产生了超过190 MPa的压应力,同时表面显微硬度增加了一倍(达到200 $\text{HV}_{0.2}$)。以上研究表明,超声冲击强化技术通过引入有益压应力,改善合金表面残余应力状态分布,能够有效提升合金的力学性能。

因此,本文采用热处理和UIT相结合的技术对合金进行重熔后处理,通过对比不同后处理工艺条

件下重熔区微观组织的演化以及显微硬度的变化,揭示合金后处理的强化机理,为Inconel 718合金的后处理强化的应用提供理论依据。

1 实验

激光重熔基板为50 mm×20 mm×3 mm的Inconel 718热轧板。为了降低热轧内应力,基板在重熔之前经过了固溶处理(1080 $^{\circ}\text{C}$ 、1 h)。激光重熔设备为IPG3KW光纤激光器,重熔功率分别为500 W、600 W以及700 W,扫描速度7 mm/s,激光光斑直径为2.5 mm。激光扫描方向与基板长轴方向平行,重熔后对得到的原始态(AR)试样分别进行固溶(SHT)、固溶+双时效(SDA)以及直接双时效(DA)处理,热处理参数如表1所示。随后分别在原始态和热处理态试样表面进行UIT处理(型号为C0-100),UIT参数如表2所示。对热处理和UIT处理的试样沿着垂直于激光扫描方向线切割获得截面样品。

为观察显微组织结构,将各截面样品依次采用砂纸打磨、电解抛光和电解腐蚀。电解抛光液配比为10 mL高氯酸+90 mL无水乙醇,电压25 V,抛光时间15 s;腐蚀液配比为70 mL磷酸+30 mL H_2O ,电压5 V,腐蚀时间5~20 s。通过XJP-6A型光学金相显微镜(OM)以及配备能谱仪(EDS)的扫描电子显微镜(SEM, HitachiS-4800)对各个试样进行显微组织观察,利用电子背散射衍射(EBSD)对试

表1 试样热处理参数

Table 1 Heat treatment parameters of samples

Sample type	Heat treatment
As received (AR)	—
Solution heat treatment (SHT)	(1080 $^{\circ}\text{C}$, 1 h, AC)
Solution + double ageing heat treatment (SDA)	(1080 $^{\circ}\text{C}$, 1 h, AC)+(720 $^{\circ}\text{C}$, 8 h, FC)+(620 $^{\circ}\text{C}$, 8 h, AC)
Double ageing (DA)	(720 $^{\circ}\text{C}$, 8 h, FC)+(620 $^{\circ}\text{C}$, 8 h, AC)

AC: Air cooling; FC: Furnace cooling

表2 重熔试样UIT参数

Table 2 UIT parameters of remelted sample

Peening frequency/ kHz	Output power/ W	Impact velocity/ ($\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$)	Peening head diameter/ mm	Peening amplitude/ μm
18	600	3	3	100

样晶粒取向及位错密度进行分析;采用HV-1000型显微硬度计进行显微维氏硬度测试,载荷为1.96 N,保荷时间为15 s。

2 结果与讨论

2.1 原始态微观组织

图1所示为不同激光重熔功率下形成的熔池形貌大小、重熔区(FZ)和基板(Substrate)界面处的凝固组织特征以及反映枝晶尺寸大小的一次枝晶臂间距(λ)。由图1(a)、(c)和(e)可知,随着功率的增加,熔池宽度(W)与深度(H)都逐渐增加。不同于铸态基板粗大晶粒的组织形貌,FZ主要由细小的柱状枝晶以及等轴枝晶组成。这是因为激光重熔得到的合金凝固组织特征主要受温度梯度 G 和凝固速率 R 的影响, G/R 决定了凝固组织的形貌特征,高的 G/R 值有利于形成柱状枝晶;而当 G/R 值较低时,会使得液相中形成很宽的成分过冷区,从而生成等轴枝晶^[18-19]。在凝固过程中,熔池底部 G 最大,导致 G/R 的值更大,因此更易形成柱状枝晶;随着FZ高度的增加, G 逐渐减小, R 逐渐增大, G/R 的值减小,在FZ顶部更易形成等轴枝晶。

此外,熔池体积大小也与激光功率有关(见图1(g)),当激光功率由500 W增加至700 W时,熔池 W 和 H 分别从378.8 μm 和1814.3 μm 增加至826.7 μm 和2159.3 μm ,即随着功率增加,熔池底部逐渐

变深,开始向深熔孔(Key hole)转变。对于FCC合金来说,晶粒生长方向主要与局部热流方向以及FCC基体的 $\langle 001 \rangle$ 择优生长方向有关,通常而言,在平行或近似平行最大热流方向的其中一个 $\langle 001 \rangle$ 能够快速生长^[20]。在熔池凝固过程中,与基板接触的熔池界面处最大热流方向往往垂直于固液界面并由FZ指向基板,当基板各晶粒的某一个 $\langle 001 \rangle$ 方向与热流方向最为接近时,FZ中晶粒(枝晶)则会沿着这一方向外延生长,也即基板晶粒取向对FZ枝晶生长方向会产生一定影响。因此,熔池界面处的枝晶生长方向并不完全垂直于界面,有时存在一定的偏转(图1(b)、(d)、(f))。另外,其他条件不变,当重熔激光功率从500 W增加至700 W时,熔池输入的能量也会随之增加,冷却速率减小,枝晶的尺寸也随之发生粗化(图1(h))。但由于三种重熔激光功率比较接近,因此,得到的枝晶尺寸差异并不显著。

为研究熔池温度场对凝固组织的影响规律,利用Sysweld软件对激光重熔温度场进行模拟,如图2所示为激光功率600 W的熔池温度场分布。网格划分采用Sysweld软件的Visual Mesh模块(见图2(a))。图2(b)为熔池截面的温度场云图,测量发现模拟的熔池宽度与深度分别为1994.6 μm 和538.9 μm ,这与实际熔池宽度2030.7 μm ,深度541.9 μm 基本一致。另外,为得到熔池不同深度的冷却曲线,以图2(b)中熔池中心为起点(O 点),每间隔200

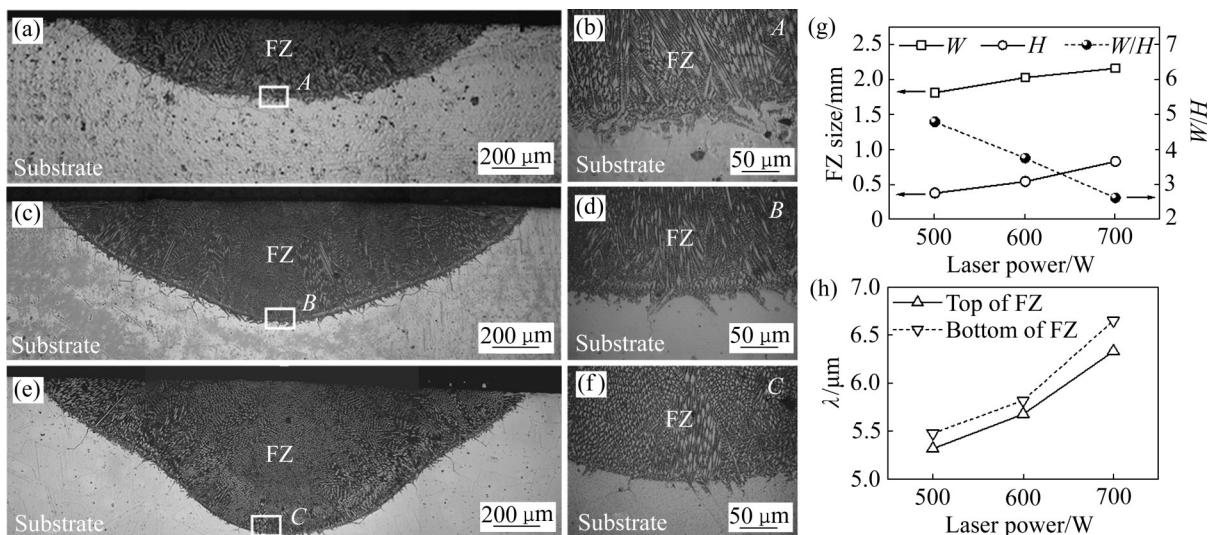


图1 不同激光功率条件下Inconel 718熔池形貌和凝固组织特征

Fig. 1 Molten pool morphologies and solidification microstructures of Inconel 718 remelted pool under different laser conditions: (a), (b) 500 W; (c), (d) 600 W; (e), (f) 700 W; (g) Molten pool size; (h) Primary dendrite arm spacing λ

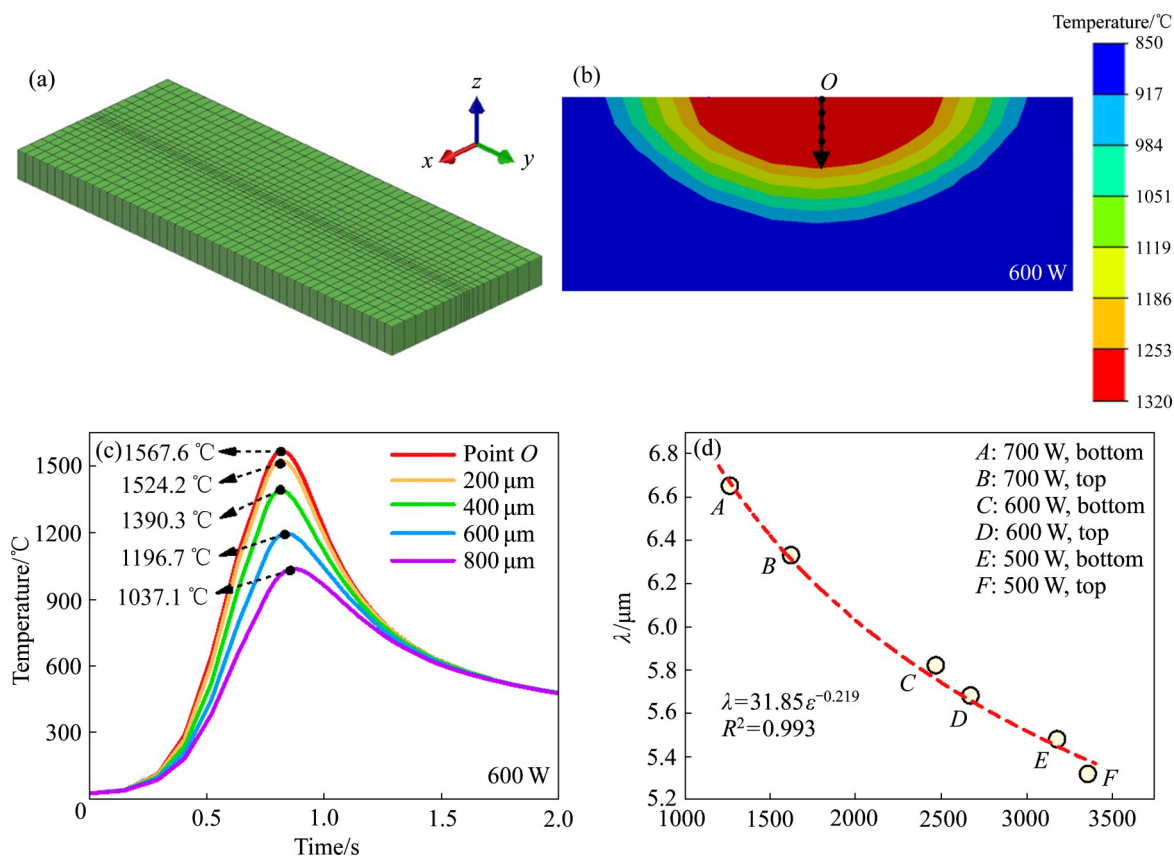


图2 600 W激光重熔的熔池温度场模拟

Fig. 2 Molten pool temperature field simulation during laser remelting process at 600 W: (a) Mesh geometry generated by Visual Mesh module; (b) Temperature distribution at cross-sectional plane; (c) Thermal cycle curves at different positions near melt pool interface; (d) Relationship between primary dendrite arm spacing λ and cooling rate ε

μm 向下取点获得图2(c)所示各点的热循环曲线。发现相邻两间隔点之间的温度差随着与O点距离的增加而增大, 即从熔池顶部到底部冷却速率逐渐增大。一般地, 随着冷却速率(ε)的增加, 一次枝晶臂间距(λ)相应减小; 且二者满足如下规律^[8, 19]:

$$\lambda = \alpha \varepsilon^{-n} \quad (1)$$

式中: α 与 n 是与材料相关的常数。根据热循环曲线, 可以近似计算不同激光功率条件下熔池顶部和底部的冷却速率 ε , 然后利用式(1)将冷却速率与测量得到的 λ (见图1(h))进行拟合, 得到 $\alpha=31.85$, $n=0.219$, 如图2(d)所示。

2.2 热处理对微观组织的影响

一般地, 在激光重熔凝固过程中, γ 枝晶干优先形成, 同时将Nb等元素排挤到枝晶间液相。随着枝晶不断生长, 成分过冷程度逐渐增加, 造成枝晶间区域产生显著的元素偏析, 最终导致Laves相

的形成(见图3(a))。由图3(b)和(c)可知, 经过SHT及SDA处理后, 枝晶间Laves相几乎全部溶解, FZ中的枝晶组织也完全消失。同时, SDA样品中析出了大量纳米尺寸的球状 γ' 和短棒状 γ'' 相(见图3(c)和(f))。如图3(d)所示, DA样品的FZ组织形貌与AR试样非常相似, 这是因为时效温度偏低, 不足以使Laves相溶解, 所以保留了枝晶形貌。此外, 在DA试样中, 强化相 γ' 在枝晶间与Laves相附近均有析出, 但强化相 γ'' 只在Laves相附近析出。其原因是在时效处理过程中, 枝晶间Laves相附近的富Nb区域为 γ'' 的形成提供了有利条件, 而枝晶干由于贫Nb造成 γ'' 含量非常低。

图4所示为试样的EDS线扫结果。从图4(a)和(b)可以看出, 在Laves相所在区域, 元素Nb和Mo含量明显升高, 而Cr、Fe、Ni含量明显下降。然而, Laves相是一种有害相, 在受力时易自身开裂或在Laves相/基体界面处萌生裂纹; 同时Laves相

的出现会消耗Nb、Mo等重要合金元素,在一定程度上抑制了 γ'' 强化相的析出,使合金性能下降^[21]。因此,需要采用固溶处理来调控Laves相分布以改善合金力学性能。如图4(c)和(f)所示,经过SHT及SDA处理后,Laves相大量溶解,元素偏析也基本消除。然而,如图4(g)和(h)所示,DA试样的EDS线扫结果与AR样品相似,这是由于时效温度过低,使元素很难充分扩散,因此枝晶间依然富集了大量Nb、Mo等元素。

2.3 超声冲击强化对微观组织和力学性能的影响

对原始态和热处理态样品进行UIT处理,FZ顶部组织形貌的变化如图5所示。由图5可以看出,

经UIT处理后,各FZ顶部均出现了明显的塑性变形。对于AR试样(见图5(a)),FZ顶部枝晶出现了明显的弯曲变形。对于DA试样(见图5(d)),在FZ顶部也观察到了明显的枝晶破碎和变形的现象,但变形区的深度比AR试样小。对于SHT(见图5(b))及SDA(见图5(c))试样,在FZ顶部均观察到了滑移带,相较于SDA试样,在SHT试样中,滑移带扩展得更深。

图6所示为各试样在UIT处理后FZ的晶粒取向图。由图6可看出,AR及SHT试样经UIT处理后,FZ顶部变得不再平整,晶粒出现了较大变形。而SDA及DA试样FZ顶部相对平整,变形程度较小。另外,四个样品的晶粒形貌也有所区别,AR及DA

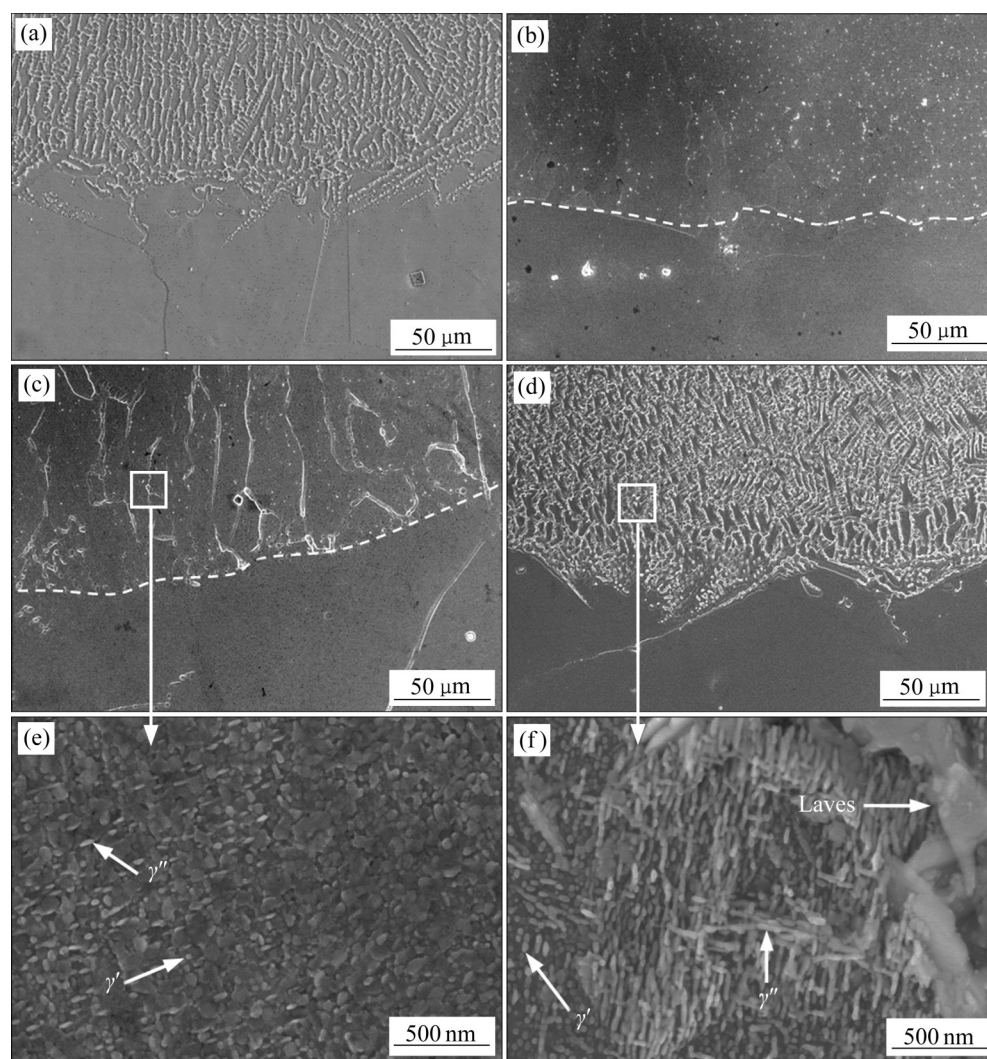


图3 热处理对FZ微观组织的影响

Fig. 3 Effect of heat treatment on microstructures of FZ: (a) AR sample; (b) SHT sample; (c) SDA sample; (d) DA sample; (e) γ' and γ'' strengthening phases morphologies in SDA sample; (f) γ' and γ'' strengthening phases morphologies in DA sample

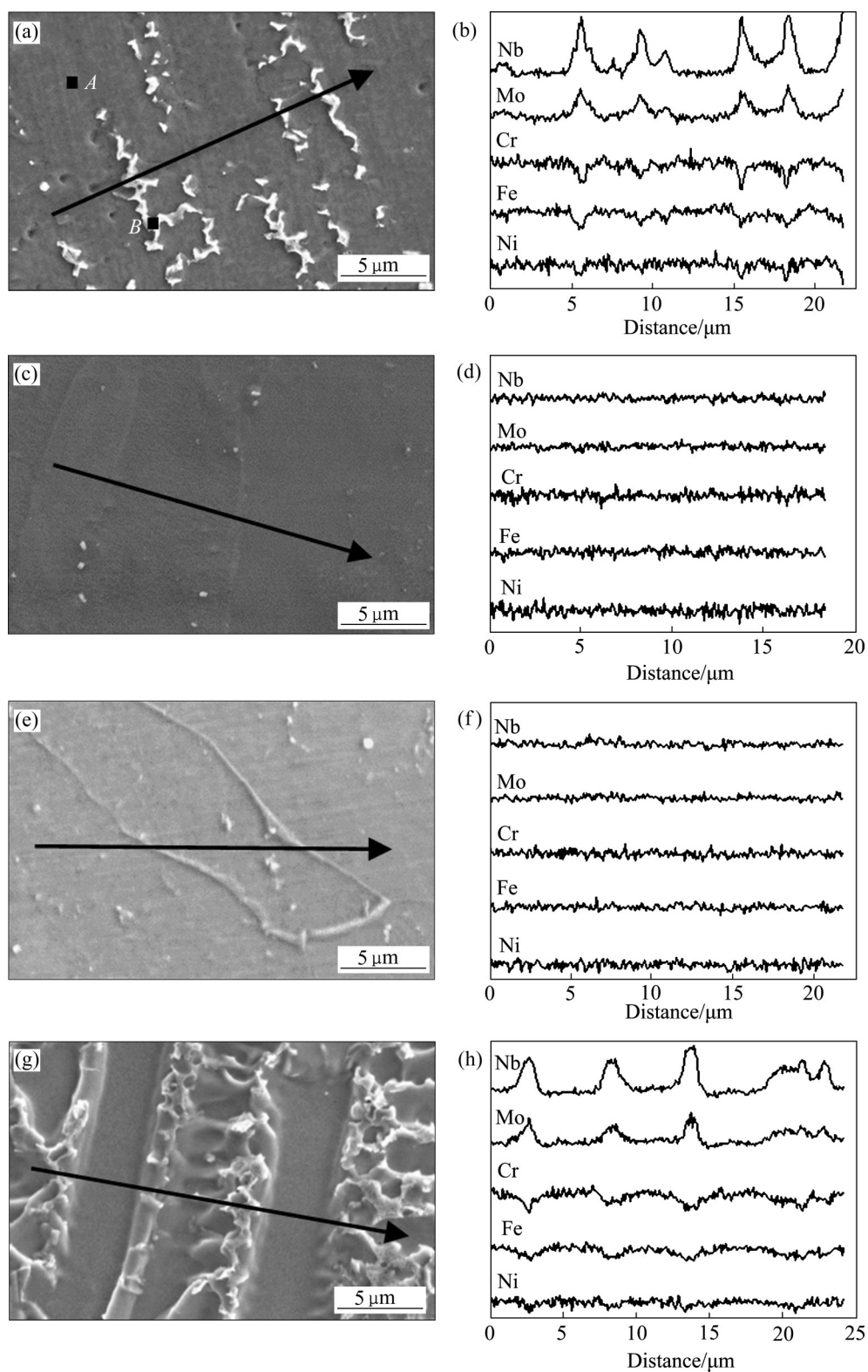


图4 试样的EDS能谱线扫结果分析

Fig. 4 EDS line scan results of samples: (a), (b) AR sample; (c), (d) SHT sample; (e), (f) SDA sample; (g), (h) DA sample

样品晶粒较为粗大, 且晶界呈现明显的锯齿状和不规则形状。而SHT与SDA试样的FZ中晶粒尺寸相对较小, 且晶界变得更加平直, 这可能与固溶处理

导致FZ发生再结晶有关。

图7所示为各试样在UIT后FZ的几何必须位错(GND)分布图, GND分布能够定量反应塑变形形程

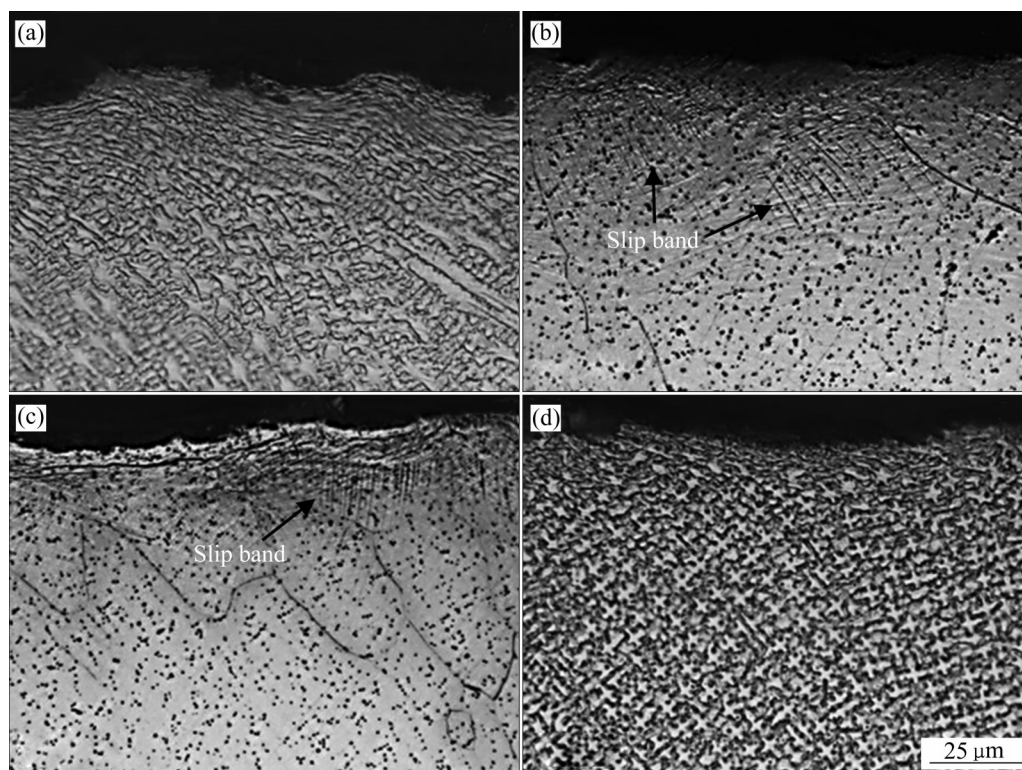


图5 UIT对不同状态试样FZ形貌的影响

Fig. 5 Influence of UIT on morphologies of FZ: (a) AR sample; (b) SHT sample; (c) SDA sample; (d) DA sample

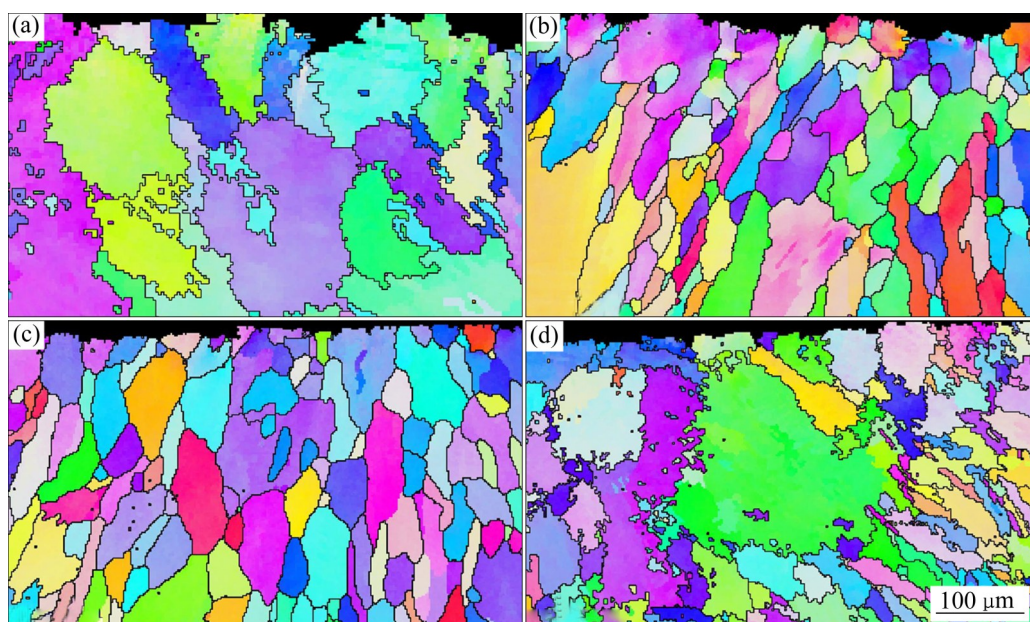


图6 UIT后不同状态试样FZ的EBSD晶粒取向图

Fig. 6 EBSD orientation maps of FZ after UIT treatment: (a) AR sample; (b) SHT sample; (c) SDA sample; (d) DA sample

度或残余应力分布^[22]。由图7可以看出, 各试样在UIT后, FZ顶层GND密度均出现了不同程度的升高。其中, AR及SHT试样FZ顶部位错密度最高, 产生的影响区深度也最大。而对于SDA及DA试

样, FZ顶层位错密度也有所增加, 但幅度明显减小, 表明UIT导致的塑性变形程度变小。这个结果与图5观察到的塑性变形层深度基本对应。另外, 从图7(b)和(c)可以发现, 即使经过高温固溶处理,

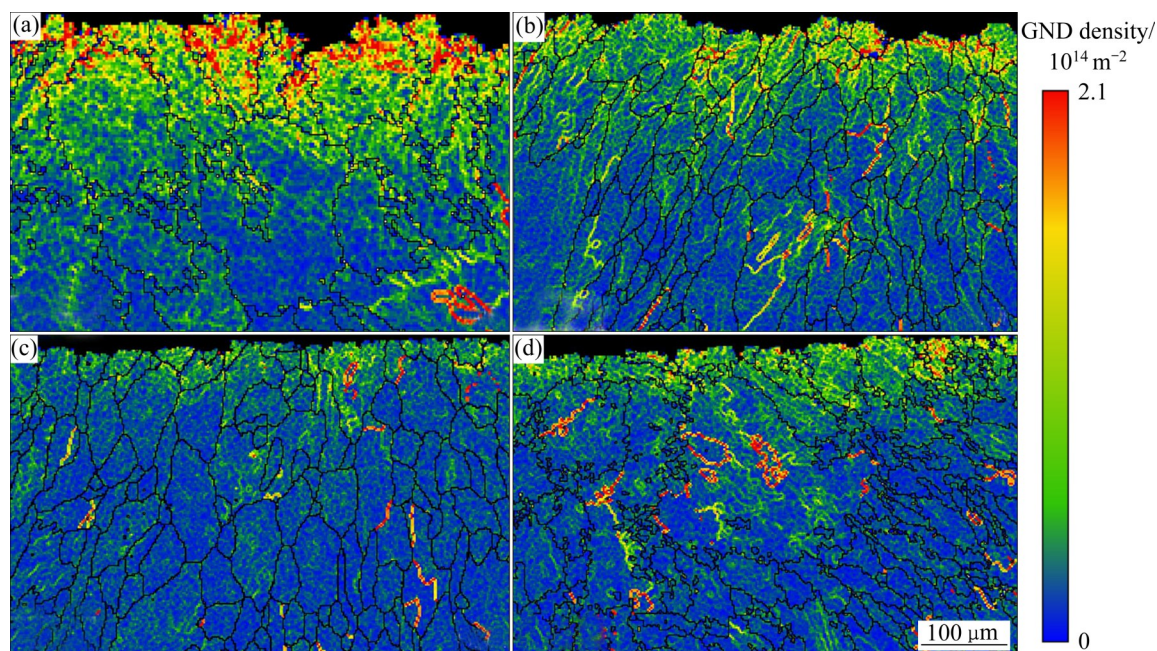


图7 UIT后不同状态试样FZ的GND密度分布图

Fig. 7 GND density distribution maps of FZ after UIT treatment: (a) AR sample; (b) SHT sample; (c) SDA sample; (d) DA sample

远离表面处的FZ依然存在KAM值较大的区域,说明固溶热处理并不能完全消除试样内部的残余应力。

最后,为了研究UIT对不同热处理试样力学性能的影响,从FZ顶部向下进行显微硬度测量,获得相应的显微硬度线分布,如图8所示。对于AR试样(见图8(a)),经过UIT处理后,FZ顶部产生了厚度约300 μm 的硬化层,表面处显微硬度最大为410.1 HV,较UIT处理前平均显微硬度(281.3 HV)提升了45.8%。SHT(见图8(b))使Laves相大量溶解且消除了大量残余应力,造成FZ的平均硬度下降至220.4 HV左右;经过UIT处理后,其强化效果与AR试样的接近,形成了约300 μm 深度的硬化层,顶部显微硬度达到了406.2 HV,提升了84.1%。对于SDA试样(见图8(c)),双时效处理后强化相 γ' 、 γ'' 充分析出,使FZ的显微硬度提升至505.1 HV,较AR试样提高了79.6%;在经过UIT处理后,表层显微硬度进一步增加,最高达到554.3 HV,较UIT前提升了10.9%,显微硬度增加幅度明显下降且硬化层厚度(约250 μm)也有所降低。对于DA试样,UIT处理前,FZ的平均显微硬度为503.9 HV;

在UIT处理后,FZ顶部最大显微硬度为544.9 HV,硬度增幅(8.2%)和硬化层厚度(约200 μm)均为最低。

3 机理分析

热处理和UIT对激光重熔Inconel 718的微观组织和力学性能的影响机制可以用图9示意图描述。对于AR试样,FZ的主要由枝晶干及枝晶间Laves相组成(见图9(a)),且快速凝固过程产生的热应力导致FZ存在大量残余拉应力、小角晶界和位错胞结构等微观缺陷^[23],使得FZ的显微硬度高于基材硬度(见图8(a));经UIT处理后,FZ表层枝晶发生弯曲变形(见图9(b)),同时位错密度急剧上升,与Laves相的交互作用加剧。

对于SHT试样(见图9(c)),FZ还存在少量未溶解的Laves相以及未完全消除的残余拉应力^[12],且FZ的晶粒尺寸比基材细小,以上因素共同导致FZ的显微硬度高于基材硬度(见图8(b));经UIT处理后(见图9(d)),表层产生了滑移带及高密度位错,显微硬度显著升高;对于SDA试样,FZ均匀地析出大量强化相(见图9(e));同样,受Laves相、残余

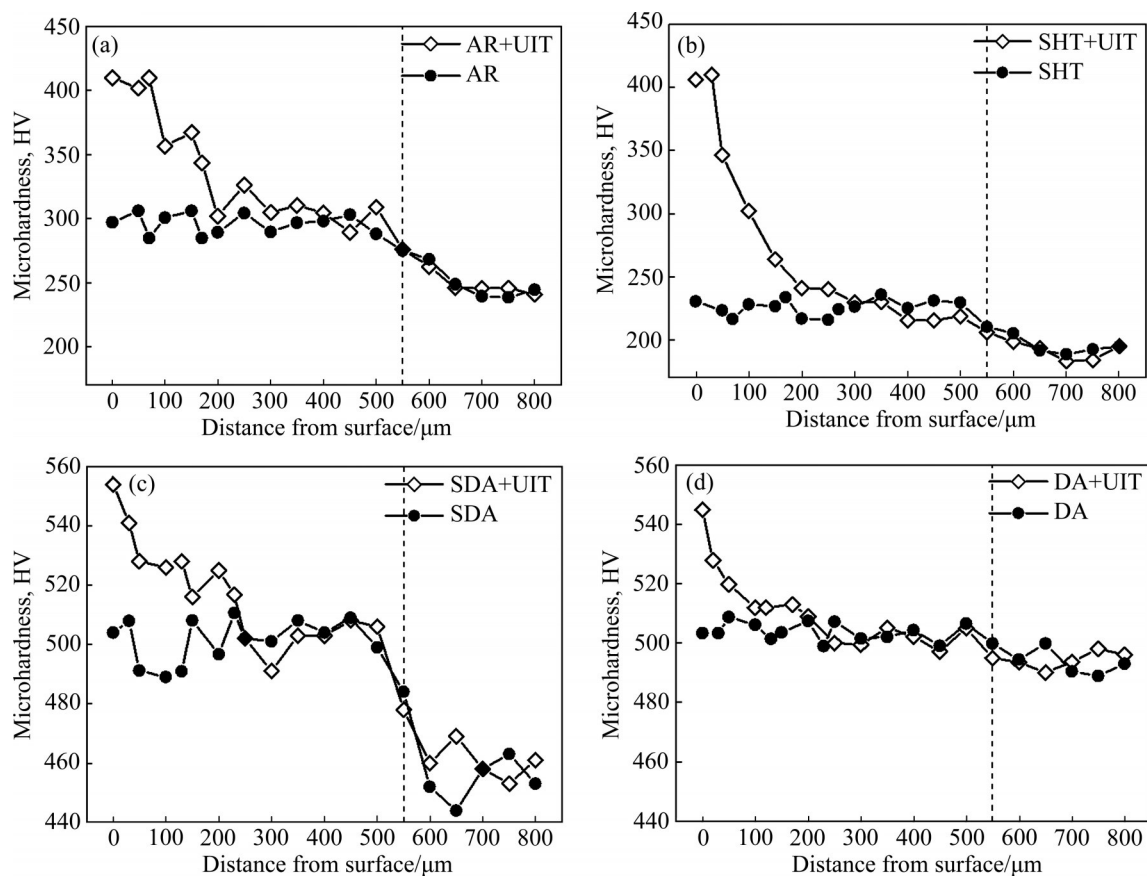


图8 后处理对试样显微硬度的影响(图中虚线表示FZ与基材界面)

Fig. 8 Effect of post treatment on microhardness distribution of samples (Dotted lines indicate interface between FZ and substrate): (a) AR sample; (b) SHT sample; (c) SDA sample; (d) DA sample

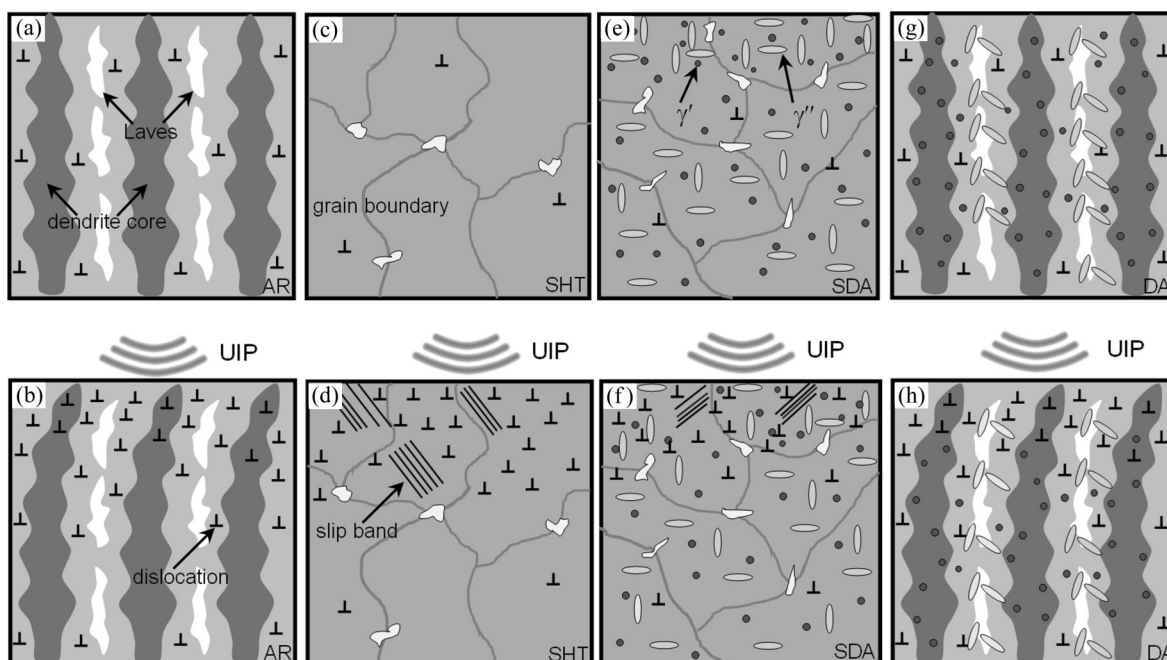


图9 后处理对激光重熔组织影响机制示意图

Fig. 9 Schematic illustration of influential mechanism of post-treatment on laser remelted microstructure: (a), (b) AR sample; (c), (d) SHT sample; (e), (f) SDA sample; (g), (h) DA sample

应力及晶粒尺寸的影响, FZ显微硬度仍高于基材硬度(见图8(c))。UIT处理后, 在FZ的表层产生了滑移带及大量位错(见图9(f)), 大量强化相的存在阻碍了位错运动, 从而导致UIT的效果减弱, 影响层深度减小; 对于DA试样, 在时效过程应力少量释放, 同时强化相大量析出(见图9(g)), 显著的析出强化效应使得FZ与基材显微硬度较为接近(见图8(d)); 经UIT处理后, SHT试样的位错密度升高, 但枝晶变形程度降低。另外, 由前面的分析可知, SDA与DA试样在UIT处理前, FZ的显微硬度非常接近(SDA: 505.1HV; DA: 503.9 HV)。ZHAO等^[12]的研究表明, 在LAM制备的Inconel 718合金内部存在大量位错亚晶结构, 即使在经过SHT后, 合金内部依然存在相当含量的位错。这与本文(见图7(c)和(d))观察到的结果一致, 即与SDA试样相比, 虽然DA试样中富Nb Laves相的存在使强化相含量降低, 但FZ内部存在更高密度的位错与强化相、Laves相的交互作用, 在一定程度上弥补了强化相含量不足的影响, 使得两者显微硬度不相上下。

4 结论

1) 随着激光功率增加, 激光重熔熔池体积逐渐增大, 但凝固组织形貌基本相同, 主要由 γ 枝晶干以及枝晶间Laves相组成。

2) AR试样经过固溶处理后(SHT和SDA样品), FZ中的Laves相大部分溶解, 仅有少量Laves相残留于晶界处, 元素偏析基本消除。双时效处理后(SDA和DA样品), FZ内部析出了大量细小 γ' 和 γ'' 强化相, 且 γ'' 相倾向于在Laves相周围析出。

3) 固溶处理后导致FZ发生再结晶, 消除了部分残余应力, 降低了位错密度, 导致试样显微硬度下降。而经过双时效的试样, 在 γ' 和 γ'' 强化相以及位错强化共同作用下, 使得FZ的硬度显著提升。

4) UIT对试样表面产生较大塑性变形和压应力效应, 使得AR和DA试样表面枝晶弯曲变形以及SHT和SDA试样表面出现滑移带。由于表层压应力和位错密度的升高, 所有样品的表层硬度均得到了不同深度的增加。

REFERENCES

- [1] AMATO K N, GAYTAN S M, MURR L E, et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(5): 2229–2239.
- [2] QI H, AZER M, RITTER A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured INCONEL 718[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(10): 2410–2422.
- [3] 刘永长, 张宏军, 郭倩颖, 等. Inconel 718变形高温合金热加工组织演变与发展趋势[J]. *金属学报*, 2018, 54(11): 1653–1664.
LIU Yong-chang, ZHANG Hong-jun, GUO Qian-ying, et al. Microstructure evolution of Inconel 718 superalloy during hot working and its recent development tendency[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(11): 1653–1664.
- [4] 李鸿鹏, 盛金马, 黎彬, 等. 激光表面强化316L不锈钢的组织与性能研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2020, 57(19): 191601.
LI Hong-peng, SHEN Jing-ma, LI Bin, et al. Microstructures and properties of laser surface-reinforced 316L stainless steel[J]. *Laser and Optoelectronics Progress*, 2020, 57(19): 191601.
- [5] ZHANG Y C, LI Z C, NIE P L, et al. Effect of cooling rate on the microstructure of laser-remelted Inconel 718 coating[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(12): 5513–5521.
- [6] XIN B, REN J Y, WANG X Q, et al. Effect of laser remelting on cladding layer of Inconel 718 superalloy formed by laser metal deposition[J]. *Materials*, 2020, 13(21): 4927.
- [7] HOFMEISTER W, GRIFFITH M. Solidification in direct metal deposition by LENS processing[J]. *JOM*, 2001, 53(9): 30–34.
- [8] DEBROY T, WEI H L, ZUBACK J S, et al. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 112–224.
- [9] ZHANG D Y, NIU W, CAO X Y, et al. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy[J]. *Materials Science and Engineering A*,

- 2015, 644: 32–40.
- [10] 史松宜, 张亚玮, 吕旭东, 等. 固溶处理对激光选区熔化 In718 合金组织及持久性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(6): 69–76.
- SHI Song-yi, ZHANG Ya-wei, LÜ Xu-dong, et al. Effect of solid solution treatment on microstructure and stress rupture properties of Inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2020, 41(6): 69–76.
- [11] LI J, ZHAO Z Y, BAI P K, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of IN718 alloy fabricated by selective laser melting following different heat treatments[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 772: 861–870.
- [12] ZHAO Y N, GUO Q Y, MA Z Q, et al. Comparative study on the microstructure evolution of selective laser melted and wrought IN718 superalloy during subsequent heat treatment process and its effect on mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 791: 139735.
- [13] WANG Y C, SHI J. Recrystallization behavior and tensile properties of laser metal deposited Inconel 718 upon in-situ ultrasonic impact peening and heat treatment[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 786: 139434.
- [14] HU J, SHIMIZU T, YOSHINO T, et al. Ultrasonic dynamic impact effect on deformation of aluminum during micro-compression tests[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 258: 144–154.
- [15] LESYK D A, MARTINE Z S, MORDYUK B N, et al. Post-processing of the Inconel 718 alloy parts fabricated by selective laser melting: Effects of mechanical surface treatments on surface topography, porosity, hardness and residual stress[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 381: 125136.
- [16] MALEKI E, UNAL O, GUAGLIANO M, et al. The effects of shot peening, laser shock peening and ultrasonic nanocrystal surface modification on the fatigue strength of Inconel 718[J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 810: 141029.
- [17] WANG Y C, SHI J. Microstructure and properties of Inconel 718 fabricated by directed energy deposition with in-situ ultrasonic impact peening[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2019, 50: 2815–2827.
- [18] RAMAKRISHNAN P. Welding metallurgy[M]. Indian Welding Journal, 1972, 4(3): 89.
- [19] 肖 辉. 激光增材制造 Inconel 718 合金凝固组织调控及机理研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2017: 33–35.
- XIAO Hui. Microstructure control and its mechanisms during laser additive manufacturing of Inconel 718[D]. Changsha: Hunan University, 2017: 33–35.
- [20] DINDA G P, DASGUPTA A K, MAZUMDER J. Texture control during laser deposition of nickel-based superalloy[J]. Scripta Materialia, 2012, 67(5): 503–506.
- [21] HOSSEINI E, POPOVICH V A. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718[J]. Additive Manufacturing, 2019, 30: 100877.
- [22] LI Y, QIAN D, XUE J W, et al. A synchrotron study of defect and strain inhomogeneity in laser-assisted three-dimensionally-printed Ni-based superalloy[J]. Applied Physics Letters, 2015, 107(18): 181902.
- [23] NI M, LIU S C, CHEN C, et al. Effect of heat treatment on the microstructural evolution of a precipitation-hardened superalloy produced by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 748(4): 275–285.

Effect of post treatment on microstructure and property of Inconel 718 superalloy fabricated by laser remelting

LI Yao, YANG Hao, HE Hong-wei, ZHANG Jie, ZHANG Meng-yan, LI Meng-yang, HAO Jian-min

(School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, China)

Abstract: The effect of heat treatment and ultrasonic impact treatment (UIT) on the evolution of microstructure and microhardness of laser remelted Inconel 718 superalloy was studied by optical microscopy, scanning electron microscopy and electron backscatter diffraction techniques. The results show that the fusion zone (FZ) of as-received (AR) sample is mainly composed of γ dendrite core and interdendritic Laves phase. After solution heat treatment (SHT), the majority of Laves phase dissolves and the element segregation weakens, the microhardness reduce. After the solution + double aging treatment (SDA), a large number of γ' and γ'' strengthening phases precipitate, significantly improve the microhardness. In addition, the direct double aging treatment (DA) sample are similar with the SDA sample in microstructural morphology, which is associated with the undissolved Laves phases due to the relatively low aging temperature. Simultaneously, the γ' and γ'' strengthening phases are completely precipitated after aging, resulting in a significant microhardness increment comparable to that of SDA sample. After UIT treatment, severe plastic deformation together with compressive stress and high-density dislocations is produced near the surface of the four samples but the obtained hardening layers ranged indistinct depths. The strengthening effect of UIT on the SDA and DA samples is not as significant as the AR and SHT samples, which is mainly due to the strong interaction between γ'/γ'' strengthening phases and dislocations.

Key words: laser remelting; Inconel 718 superalloy; heat treatment; ultrasonic impact treatment

Foundation item: Project(51901026) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (300102319301) supported by the Fundamental Research Funds for the Central Universities of Chang'an University, China

Received date: 2021-06-30; **Accepted date:** 2021-09-26

Corresponding author: LI Yao; Tel: +86-15202992801; E-mail: liyaomse@chd.edu.cn

(编辑 李艳红)