

热处理对激光选区熔化成形 Inconel 718 合金 显微组织结构和力学性能的影响

张 荣¹, 柳中强¹, 黄嘉豪², 朱权利¹, 肖志瑜¹

(1. 华南理工大学 国家金属材料近净成形工程技术研究中心, 广东 广州 510640)

(2. 广州昶联热等静压材料制造有限公司, 广东 广州 511458)

摘 要: 主要研究了激光选区熔化(selective laser melting, SLM)成形 Inconel 718 合金经固溶时效(SA)、均匀化+固溶时效(H+SA)、热等静压+固溶时效(HIP+SA) 3 种热处理后显微组织结构的转变与力学性能之间的关系。结果表明, 沉积态试样的晶粒内部存在大量树枝晶结构, 枝晶间析出了大量硬脆 Laves 相。恰当的均匀化处理虽能促进 δ 相析出, 但无 γ'' 、 γ' 相, 材料强度较低。热等静压(1080 °C, 148 MPa, 2 h)能有效消除沉积态中的 Laves 相和微孔, 经随后 SA 处理, 材料的晶粒明显细化, 晶界趋于平直, 且强化相析出, 材料的屈服强度、抗拉强度和硬度(HV_{0.2})显著提高, 分别达到 1191 MPa、1361 MPa、4900 MPa, 断后伸长率达 13.30%, 在提高材料强度的同时较大程度保留了材料的延展性, 获得了良好的综合力学性能。

关键词: Inconel 718 合金; 激光选区熔化; 热处理; 显微组织结构; 力学性能

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)01-0255-08

Inconel 718 合金作为一种用量最大的镍基高温合金, 年产量占高温合金的 50%以上, 是一种可应用于高温高负荷下的关键材料, 因其具备良好的高温力学性能和优异的耐高温腐蚀与抗氧化性能, 而被广泛应用于航空航天、核工业及能源领域^[1,2]。Inconel 718 合金有沉淀强化、晶界强化、固溶强化等强化方式, 以 γ'' (Ni₃Nb)相为主要强化相, γ' (Ni₃(Al, Ti, Nb))相、 δ (Ni₃Nb)相为辅助强化相^[3,4]。通过采用不同的成形方式和热处理工艺, 可获得具有不同的微观组织与力学性能 Inconel 718 合金的零部件, 满足不同领域的应用标准。

Inconel 718 合金零件的制备主要有铸锻 2 种方式。虽然一直以来这 2 种工艺不断地发展和改进, 但铸件中仍然存在元素偏析严重、晶粒粗大、缩孔疏松等问题; 而锻件的性能虽高于铸态, 但由于工艺限制, 难以成形形状复杂的零部件, 还存在黑斑、白点等缺陷。以上这些问题不仅影响该合金的性能, 也限制了 Inconel 718 合金的应用范围^[5,6]。

当前通过控制激光选区熔化(selective laser melting, SLM)的工艺参数(如: 激光扫描速度、功率、铺粉厚度、扫描间距等)已经能成形出组织均匀、晶粒细小、致密度高、形状复杂的零件。然而, 由于 SLM

快速冷却、快速凝固的成形特性, Inconel 718 合金成形后的零部件存在局部热应力大、Nb 元素偏析造成了脆性 Laves 相大量析出, γ'' 、 γ' 、 δ 相的析出受抑制、熔道的边界重熔区易产生显微裂纹等缺陷^[7,8]。合理的热处理不仅能消减试样中的显微缺陷, 还能改善其显微组织结构、促进强化相析出, 从而提高零部件的力学性能^[9-11]。近年来, 国内外关于 SLM 成形 Inconel 718 合金的热处理和力学性能的研究已有较多报道, 目前, SLM 成形 Inconel 718 沉积态的热处理多沿用传统铸锻件的热处理方案, 并不能有效解决 SLM 成形 Inconel 718 合金中独有的问题。Z. Wang 等^[12]采用 SLM 成形的 Inconel 718 合金经标准热处理后, 与沉积态相比, 屈服强度提高约 25.25%, 抗拉强度提高约 15.5%, 强度提高幅度有限; 主要是由于该温度下高熔点 Laves 相未完全消除, 使材料受外力作用时易产生显微裂纹, 以及较低的热处理温度不利于 Nb 元素释放, 使得析出强化相的数量减少。D. Y. Zhang 等^[8]研究的 SLM 成形 Inconel 718 合金经高温均匀化处理+标准热处理后与沉积态相比其屈服强度提高 23.2%, 抗拉强度提高 21.75%, 断后伸长率为 12.3%, 虽然高温均匀化处理能消除大部分 Laves 相, 但合金内部激光成形过程

收稿日期: 2020-01-06

基金项目: 国家自然科学基金重大仪器专项(51627805); 广东省自然科学基金团队项目(2015A030312003); 广东省科技攻关项目(2014B010129003)

作者简介: 张 荣, 女, 1994 年生, 硕士, 华南理工大学国家金属材料近净成形工程技术研究中心, 广东 广州 510640, 电话: 020-87110099, E-mail: cham1994fj@163.com

中产生的显微空隙无法消除，在材料受外力作用时易形成裂纹使材料过早失效。由此可见，热处理的保温温度、保温时间对材料的力学性能有较大影响。因此，不断改进 SLM 成形 Inconel 718 合金的后处理工艺，对提高 Inconel 718 合金的性能，拓宽 Inconel 718 合金的应用范围具有重大意义。

本实验利用 SLM 成形 Inconel 718 合金，依据《中国航空材料手册-变形高温合金 铸造高温合金》中镍基变形高温合金的热处理方案，并针对沉积态试样的大量脆性相使镍合金内部产生微裂纹导致合金强度较低、经传统标准热处理后合金的延展性较差、合金内部存在显微气孔等现象，增加了不同温度的(980 °C, 1.5 h、1080 °C, 1.5 h)均匀化处理，并且从显微组织与力学性能的变化上对比分析了热等静压(1080 °C, 148 MPa, 2 h)与普通均匀化处理的差异。同时，在此基础上深入探讨均匀化与固溶时效处理对材料再结晶、硬脆相溶解、强化相析出等方面的影响，研究显微组织结构的变化与材料力学性能之间的关系，希望通过优化 Inconel 718 合金试样的热处理方案，进一步提高材料性能，为 SLM 成形 Inconel 718 合金的应用提供重要依据。

1 实验

实验材料为雾化法制备的 Inconel 718 合金球形粉末，平均粒径 15~45 μm， $D_{50}=27.6 \mu\text{m}$ ，粉末的化学成分见表 1。

实验采用配备了双光纤激光器 IPG-400 w 的 SLM 280^{HL}(SLM Solutions GmbH, Germany)成形系统进行激光加工。根据已进行的成形参数优化实验，选择最佳成形工艺参数为：激光功率 260 W、扫描速度 650 mm/s、扫描间距 100 μm、铺粉层厚 30 μm；采用逐层旋转扫描法，旋转角为 15°。成形所用的基板材料为 316L 不

锈钢。成形前基板需预热至 200 °C，成形过程中通入氩气保护。对沉积态试样分别进行不同温度的热处理，热处理工艺如表 2；采用德国 Cremer HIP Innovations 公司的热等静压设备，同时升温升压(升温速度为 10 K/min，升压速度为 $11 \times 10^5 \text{ Pa/min}$)，在 1080 °C，148 MPa 保温 2 h，然后通入空气快速冷却。

利用阿基米德排水法测量沉积态试样的致密度，经打磨抛光后，采用 10 mL HCl(37%)+3 mL H₂O₂(30%)混合溶液腐蚀试样表面 20 s，用于显微组织分析。试样热处理前后的显微组织结构利用金相显微镜(Leica DML5000)、场发射扫描电子显微镜(NOVA Nano SEM 430)观察，利用 X 射线衍射(D8ADVANCE, 30°~100°)进行物相分析。

试样热处理前后的显微硬度利用显微维氏硬度计(DHV-1000Z)测试，加载载荷为 200 g，加载时间为 15 s。利用电子万能试验机(CMT5105, 100KN)进行拉伸实验，对比分析试样热处理前后的力学性能，拉伸速率为 1.0 mm/s。拉伸试样的取样方式相同，均垂直于成形方向，拉伸试样尺寸参照国标 GB/T_228-2010，见图 1，每组实验测试 3~4 根试样。

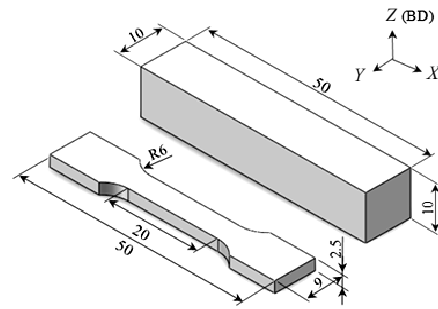


图 1 拉伸试样尺寸图 (mm)

Fig.1 Dimensions of tensile test sample (BD: building direction)

表 1 雾化 Inconel 718 合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of the gas atomized Inconel 718 powder (ω/%)

Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	Co	Cu	C	Si	Mn	P	Ni
18.36	18.51	4.85	3.10	0.94	0.52	0.096	0.037	0.046	0.15	0.036	0.0094	Bal.

表 2 Inconel 718 合金试样的热处理工艺

Table 2 Designations of samples and corresponding heat treatment processes

Samples	Heat treatment process
H1	980 °C/1.5 h (AC)
H2	1080 °C/1.5 h (AC)
H3	HIP/2 h (AC)
SA	980 °C/1.5 h (AC)+720 °C/8 h(FC, 50 °C/h)+620 °C/9 h (AC)
H+SA	1080 °C/1.5 h (AC)+ 980 °C/1.5 h (AC)+720 °C/8 h(FC, 50 °C/h)+620 °C/9 h(AC)
HIP+SA	HIP/2 h (FC)+980 °C/1.5 h (AC)+720 °C/8 h(FC, 50 °C/h)+620 °C/9 h (AC)

Note: H: homogenization, SA: solution-ageing, AC: air cooling, FC: furnace cooling

2 结果与讨论

2.1 沉积态的显微组织

图 2 为沉积态试样腐蚀后的光学显微组织。经激光扫描的熔体凝固后，试样上表面出现了明显的带状熔化道，其边界连续无间隙，熔化道宽约 102 μm，与激光扫描间距(100 μm)相当(图 2a)。试样侧表面中的层叠鱼鳞形态呈现明显的高斯能量分布特点^[13,14]，同时大量纵穿多个熔池的树枝晶清晰可见，其总体的生长方向与成形方向趋于一致(图 2b)，这与热流沿着上一层已凝固部位和基板定向散发有关^[15,16]。

图 3 采用扫描电镜对沉积态上表面和侧表面的显微组织结构做了进一步放大分析。熔化道边界为激光成形过程中的重熔区，分布着大量跨边界生长的树枝

晶，生长方向基本垂直于边界(图 3a、3c)；在熔化道内部，受熔池散热与重熔区热流的影响，温度梯度较小，因此形成了细小的胞状晶结构(图 3d)。图 3b 中，同一弧状熔池内部的树枝晶呈垂直于其边界向心生长，而在同一晶粒内部的树枝晶基本呈互相平行或垂直(图 3b 箭头)，这是由于，凝固过程中树枝晶优先沿 <100>晶向族生长^[17,18]，同时也受熔池热流的影响。

结合图 4 的 XRD 图谱，并对比表 3 中 EDS0、EDS1 的成分和表 1 粉末成分可知，枝晶间连续分布的白色析出相(EDS1)中主要有 Ni、Cr、Fe、Nb 等元素，Nb 元素含量增加，Fe 元素含量较高，主要为 Laves 相(图 4、表 3)。沉积态试样主要为基体 γ 相和 Laves 相。在激光成形过程中，较大的冷却速度(大约 10⁵~10⁷ K/s^[19])抑制了 γ''、γ' 和 δ 相析出，使 Nb、Ti 等元素在枝晶

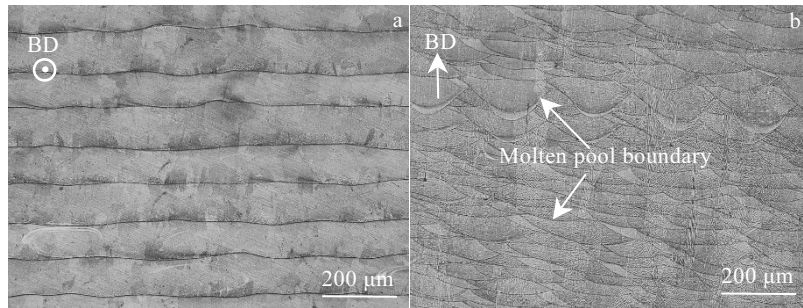


图 2 Inconel 718 合金沉积态试样的光学显微组织照片

Fig.2 OM images of Inconel 718 samples formed by SLM: (a) the cross section and (b) the longitudinal section

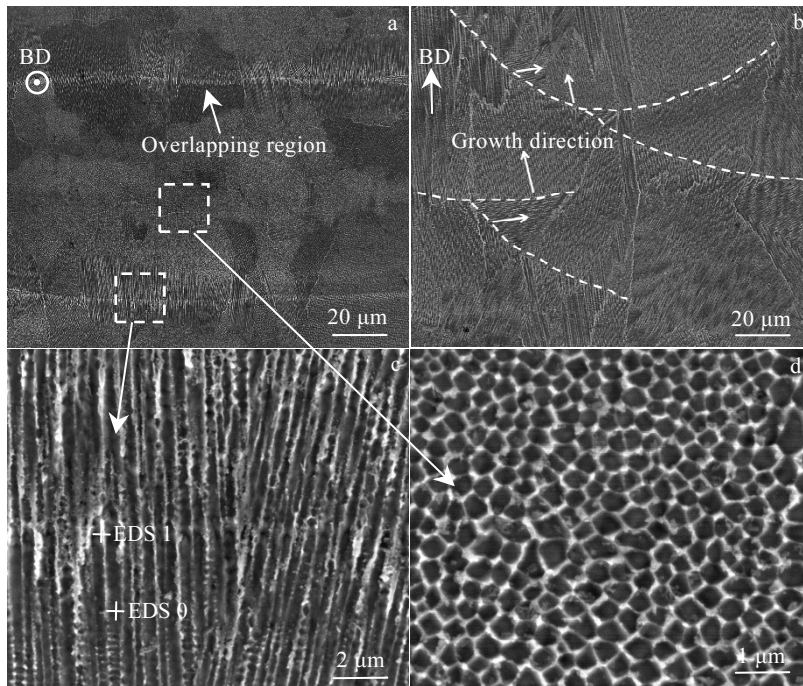


图 3 Inconel 718 合金沉积态的显微形貌

Fig.3 SEM images of Inconel 718 samples fabricated by SLM: (a, c, d) the cross section and (b) the longitudinal section

间富集；枝晶间的富 Nb 区在过冷过程发生了共晶反应： $Liquid \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + NbC \rightarrow \gamma + NbC + Laves$ ^[20]，因此大量 Laves 相在枝晶间偏析。Laves 相是一种硬脆相，尺寸大且形状不规则，不易发生变形，当材料受外力作用时往往由于基体与其变形程度不一致而形成变形不协调裂纹，容易导致零部件产生脆性断裂，从而恶化 Inconel 718 合金试样的性能；同时 Laves 相会消耗大量的 Nb 元素（约 18.8at%^[21]），使枝晶周围的 Nb 元素贫乏，进一步抑制了强化相形成，不利于材料强化。有研究表明提高熔体的冷却速度可显著抑制 Nb 元素的偏析，进而抑制 Laves 相形成或促进细小离散的 Laves 相析出，以改善材料性能^[22]，但此举无法消除 Laves 相，对合金性能的提高效果也十分有限。Laves 的熔点约 1163 °C^[21]，通过较高温度的均匀化处理可消除绝大部分 Laves 相，再通过后续的时效处理可进一步促进强化相弥散析出，提高试样综合性能。

2.2 均匀化处理后的显微组织

图 5 是经不同温度均匀化处理后的显微组织。经 H1

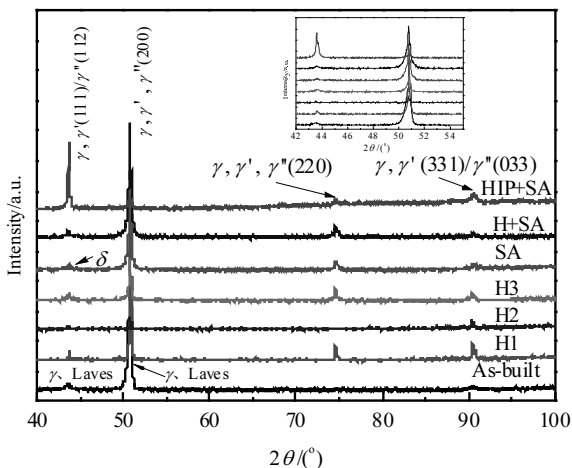


图 4 Inconel 718 合金沉积态及不同热处理后的 XRD 图谱
Fig.4 XRD patterns of SLMed Inconel 718 alloy samples under different heat treatments (the cross section)

表 3 图 3c、图 5a 和图 7a 中不同点的 EDS 能谱分析
Table 3 EDS analysis of different precipitated phases in Fig.3c, Fig.5a, and Fig.7a (ω/%)

Point	EDS0	EDS1	EDS2	EDS3	EDS4	EDS5	EDS6
Ni	51.2	50.1	53.7	42.7	45.8	43.9	43.3
Cr	18.9	18.1	11.2	20.0	13.7	16.5	20.3
Fe	17.2	16.8	9.8	17.3	10.9	13.8	17.4
Nb	7.0	8.5	15.2	10.4	21.1	17.8	10.6
Mo	3.9	4.4	5.7	6.9	5.4	5.0	5.9
Ti	1.1	1.1	1.8	1.2	2.3	1.8	1.5
Al	0.7	1.0	0.8	1.5	0.8	1.2	1.1

处理后，树枝晶和鱼鳞状熔池边界部分溶解，熔池边界出现的细小晶粒说明该热处理过程已经出现再结晶（图 5a）；根据图 4 和表 3(EDS2)可知 H1 态晶粒边界上的微小短棒状析出物为 δ 相（图 5a 方框）。当均匀化温度上升至 1080 °C 时，晶粒内部的枝晶结构基本消失，晶界和晶粒内仍存在部分未熔组织（图 5b）。经热等静压处理后树枝晶完全溶解，图 5a 中的白色析出物基本消失；热等静压处理过程中，高压和高温为材料提供了足够大的再结晶驱动力，晶界逐渐平直化，因此该状态下材料基本发生了完全再结晶（图 5c）。

由表 4 沉积态和不同热处理态试样力学性能可知，经均匀化处理后，材料的硬度均稍有降低。虽然热等静压处理后，材料内部孔洞闭合，致密度由沉积态的 99.16% 上升至 99.84%，组织均匀化；但是由于树枝晶和硬脆性相溶解且该状态下无强化相析出，使材料的显微硬度从 3040 MPa 降低至 2660 MPa。H1、H2、H3 中 H1 态的硬度较高，这可能与 H1 态 Laves 溶解量最少和析出了少量 δ 相有关。由此可见，仅进行均匀化处理无法提高材料强度，反而会使材料硬度降低，需结合其余后处理方法，促进强化相析出。

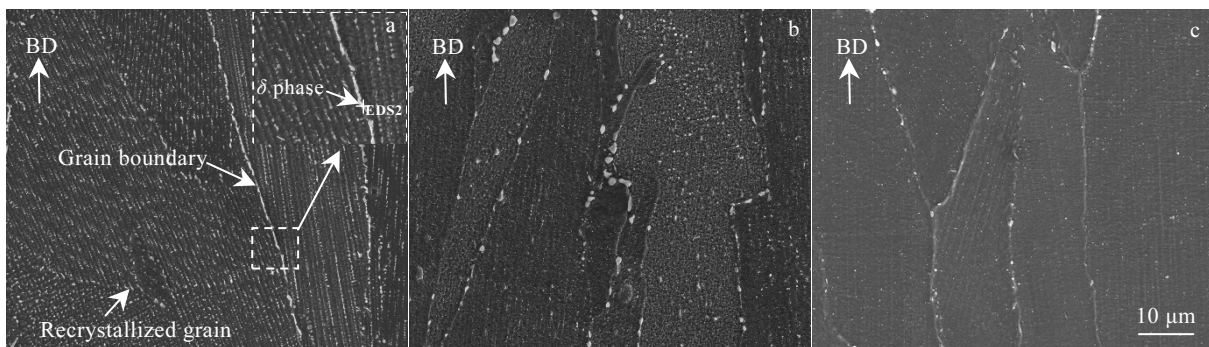


图 5 不同均匀化处理后 Inconel 718 合金的显微形貌
Fig.5 Microstructures of SLMed Inconel 718 samples in the homogenized conditions: (a) H1, (b) H2, and (c) H3

2.3 固溶和时效处理后显微组织

图 6 是经不同固溶时效处理后试样的光学显微组织。图 6a 中, 鱼鳞状边界特征基本消失, 存在锯齿状晶界(图 6a 方框部位)。和 SA 态相比, H+SA 态和 HIP+SA 态的晶粒均明显细化, 晶界更加明显, 且两者的晶粒尺寸未见明显区别; 和 H2、H3(图 5b、5c)相比, 经固溶时效处理后, 晶粒明显细化; 这是由于沿晶界析出的短棒状 δ 相对晶界的钉扎作用能有效抑制再结晶晶粒长大^[23](图 6b、6c)。

图 6 中 3 种处理状态的晶粒内部均观察到大量显微析出物, 因此结合图 7 对其显微组织结构做了进一步的放大分析。图 7a 中分布着大量针状、颗粒状和少量短棒状析出相; 同时还存在少量块体较大的不规则沉淀物。据研究, δ 相的析出温度为 650~980 °C, 不同温度下 δ 相的析出形态不一样; 当 $T < 900$ °C 时, Laves 相部分溶解后释放的 Nb 元素扩散较慢, Nb 元素在枝晶周围富集, 因此保温过程中 δ 相直接在枝晶周围呈长针状析出; 当 900 °C $< T < 930$ °C 时, Nb 元素分布逐渐均匀, δ 相呈颗粒状分布于晶界和晶内; 当 930 °C $< T < 960$ °C, δ 相以短棒状形态分布于晶界; 随温度逐渐升高, 晶内针状 δ 相逐渐减少, 当 $T > 980$ °C 时, δ 相开始

溶解; $T \geq 1030$ °C, δ 相完全溶解^[24,25]。 δ 相的相组成为 Ni_3Nb , 其 Nb 含量为 6at%~8at%; Inconel 718 合金凝固后, 枝晶间 Nb 的含量为 6at%~10at%, 其中 Laves 相析出区域 Nb 的含量大于 10at%, 平均约为 14at%^[26]。结合 XRD 和 EDS(图 4、表 3)可知, 图 7a 中的针状、颗粒状析出相均为 δ 相; 由于 Laves 相的熔点较高, 故 SA 态试样中仍有少量 Laves 相残留, 如 EDS4。

表 4 沉积态和不同热处理态试样的力学性能

Table 4 Vickers hardness values, elongation (δ), yield strength (YS) and tensile strength (UTS) of as-built and post-treated specimens

Sample	HV _{0.2} /MPa	δ /%	YS/MPa	UTS/MPa
As-built	3040±30	20.37±1.06	700±9	993±6
H1	2910±20	-	-	-
H2	2610±60	-	-	-
H3	2660±30	-	-	-
SA	5040±40	10.35±1.12	1243±13	1375±5
H+SA	5040±40	8.62±0.26	1224±9	1354±10
HIP+SA	4900±30	13.30±0.58	1191±6	1361±4

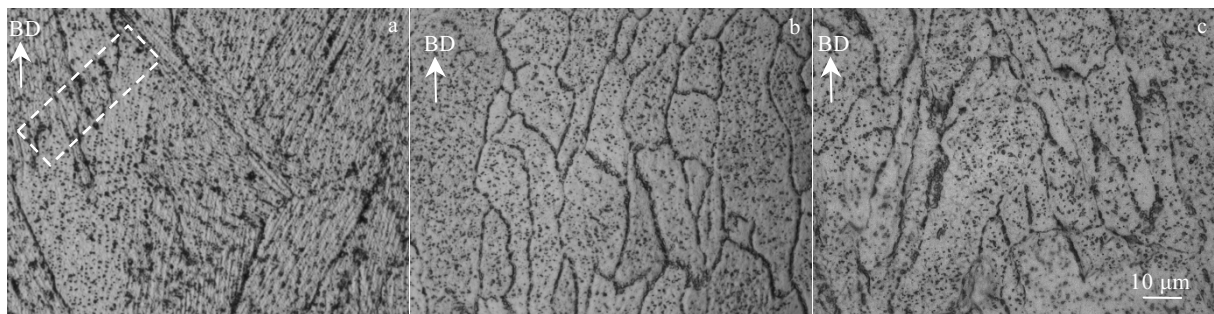


图 6 不同固溶时效处理后 Inconel 718 合金的光学显微组织

Fig.6 Optical metallographs of SLMed Inconel 718 samples under different solution and aging treatments: (a) SA, (b) H+SA, and (c) HIP+SA

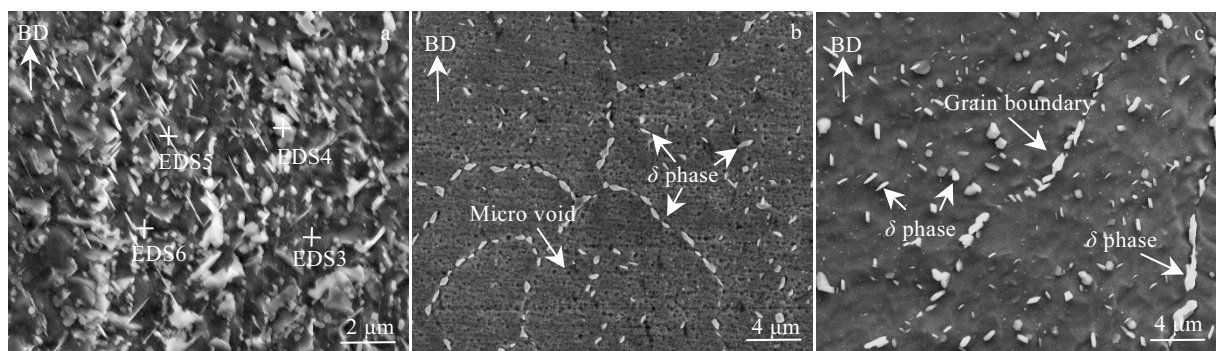


图 7 不同固溶时效处理后 Inconel 718 合金的显微形貌

Fig.7 Microstructures of SLMed Inconel 718 samples after different solution and aging treatments: (a) SA, (b) H+SA, and (c) HIP+SA

H+SA 态中针状 δ 相消失，短棒状和颗粒状 δ 相分布于晶界和晶内；和 SA 态(图 7a)相比，H+SA 态中颗粒状 δ 相的数量明显减少，其晶界上的短棒状 δ 相不仅数量增多，且尺寸也有所增加，这主要与基体中 Nb 元素含量提高有关；同时，据 W. Sames^[21]研究，保温过程中晶界上发生了 γ'' 相的溶解与转化，也会导致 δ 相长大。此温度下，材料中的 Laves 相基本溶解，在晶粒内观察到大量均匀散布的显微凹坑。根据 Deng 等学者研究，该显微凹坑的出现与 Laves 相的溶解有关^[17]。

图 7c 和图 7b 的显微组织相似，均分布着短棒状和颗粒状 δ 相，但图 7c 的晶界与晶粒内部析出物数量增多，部分 δ 相的尺寸也更大，且材料经热等静压处理后，图 7b 中出现的显微凹坑基本消除。根据 XRD(图 4)可知 3 种状态下均存在 γ'' 、 γ' 相。温度会影响基体中 Nb 元素含量进而影响 γ'' 、 γ' 相含量^[21]。针对本研究的 3 组实验，SA 态中，部分 Laves 相溶解后释放的 Nb 元素主要以针状、颗粒状和短棒状 δ 相的形式析出， γ'' 、 γ' 相中的 Nb 元素主要源自过饱和基体(Nb<0.1%^[22]质量分数)，故析出量较少，尺寸也较小；H+SA 态中，基体中 Nb 含量提高，晶界的短棒状 δ 相数量增加且尺寸增大(图 7b)，时效处理后 γ'' 、 γ' 相含量相应增加；

HIP+SA 态中，基体的 Nb 含量进一步提高，因此该状态下强化相的析出量最多。

对 Inconel 718 进行时效处理可促进合金中强化相的析出；高温均匀化处理影响着强化相的析出量与尺寸、晶粒的尺寸、脆性相与树枝晶的溶解程度；同时，材料的力学性能与以上几种因素紧密相关，因此不同的热处理工艺也影响着材料的力学性能。

2.4 热处理对力学性能的影响

根据表 4 可知，和沉积态相比，经 SA、H+SA、HIP+SA 处理后，材料的硬度均显著提高；其中，SA、H+SA 态的硬度与沉积态相比均提高了 65.79%，HIP+SA 态的硬度略低，提高了 61.19%；根据 2.3 节中的组织分析可知，以上 3 种热处理硬度的差异主要是强化相的析出量不同、脆性 Laves 相的溶解程度不同、晶粒尺寸差异共同作用的结果。

根据表 4 可知，3 种热处理态的屈服强度和抗拉强度与沉积态相比均大幅度提高；SA 态的屈服强度和抗拉强度与沉积态相比分别提高了 77.57%和 38.47%，三者的抗拉强度基本相同，但 H+SA 态的屈服强度比 SA 态降低了 1.53%，HIP+SA 态的屈服强度比 SA 态降低了 4.18%；虽然 H+SA、HIP+SA 态均发生了再结晶，晶粒细化，且强化相含量也高于 SA 态，但 2 种热处

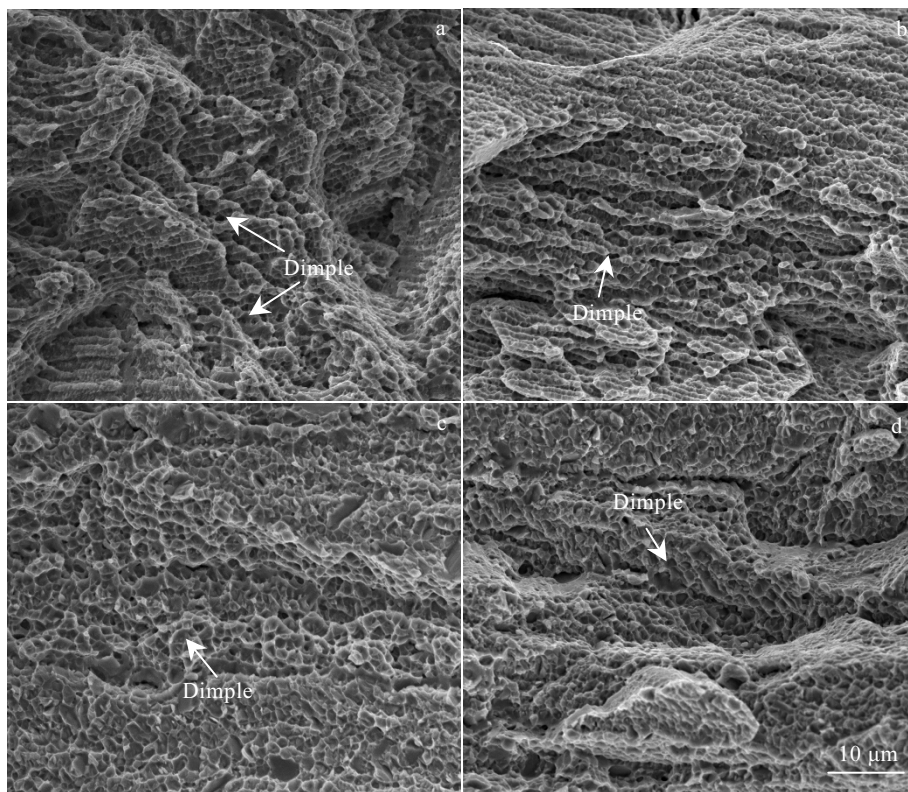


图 8 不同热处理状态下的 Inconel 718 合金断口显微照片

Fig.8 Fractured surfaces of SLMed Inconel 718 samples under different heat-treated conditions: (a) as-built, (b) SA, (c) H+SA, and (d) HIP+SA

理态中均出现了晶界 δ 相数量的增加与尺寸的粗化现象, 意味着晶界存在 γ'' 相的溶解与转化, 且晶界 δ 相的析出也会造成晶界上 Nb 元素含量降低, 不利于 γ'' 相析出, 这些均导致材料晶界强度降低, 削弱了材料的屈服强度。与沉积态相比 3 种热处理态的延展性均降低(表 4); HIP+SA 态的断后伸长率 > SA 态 > H+SA 态; HIP+SA 态经热等静压处理后, 内部封闭孔洞闭合, 且硬脆 Laves 相溶解程度最大(图 5), 不易产生变形不协调裂纹, 高温处理后材料的组织也更加均匀, 降低了裂纹萌生和扩展的可能性, 因此虽然其抗拉强度与 SA 和 H+SA 态相近但其断后伸长率在三者中最高, 达到了 13.30%; H+SA 态的强度与 HIP+SA 态相近, Laves 相的溶解量也大于 SA 态, 但断后伸长率却只有 8.62%, 这与 H+SA 态中出现了大量显微凹坑(图 7b), 降低了材料的连续性, 促进裂纹的萌生有关。

由图 8 不同热处理状态下的断口显微照片可知, 不同状态下材料的断口形貌基本相同, 韧窝排列紧密均匀, 且大部分均为等轴状; 由断口形貌可判断热处理前后材料的断裂方式均为穿晶断裂和沿晶断裂的混合断裂模式。沉积态的韧窝尺寸最小最浅, 尺寸基本在 1 μm 以下; 与沉积态相比 SA、HSA、HIP+SA 态的韧窝尺寸依次变大变深, 这与热处理后强化相析出有关; SA、HSA、HIP+SA 态可观察到明显的解理面, 图中的断口形貌与表 3 中材料的拉伸性能相对应。沉积态与 SA 均出现了呈线性排列的韧窝形貌, 这主要与较低温度下树枝晶未完全溶解有关。

综上, Inconel 718 合金的强度受强化相含量、Laves 相的溶解程度、 δ 的析出状态、晶粒尺寸、显微缺陷共同影响, 其中 δ 相可通过影响 γ'' 相的含量和抑制晶粒长大影响材料强度; 3 种热处理试样的强度相差不大的情况下, HIP+SA 态的延伸率明显高于 SA 态和 H+SA 态, 故综合力学性能最佳。

3 结 论

1) 沉积态的晶粒内部存在明显的树枝晶结构, 且同一晶粒内部的枝晶方向呈近平行或垂直状态; 大量脆性 Laves 相在枝晶间析出, 沉积态试样主要为 γ 相和 Laves 相。

2) 随均匀化处理温度升高, Laves 相逐步溶解, 材料再结晶现象也愈发明显; 仅进行均匀化处理无法促进 γ'' 、 γ' 相析出, 材料硬度降低, 且只有 δ 相没有 γ'' 、 γ' 相无法强化材料。

3) 不同热处理态的晶粒尺寸及 δ 相的析出量与析出形态存在较大差距。和 SA 相比 H+SA、HIP+SA 的晶粒细化。均匀化处理的温度和保温时长会影响固溶

时效处理后晶界析出的短棒状 δ 相的数量和尺寸。

4) 与沉积态相比, 3 组不同热处理态的强度、硬度均显著提高, 而延展性降低。HIP+SA 态的屈服强度、抗拉强度和硬度(HV0.2)分别达到 1191 MPa、1361 MPa 和 4900 MPa, 断后伸长率达到 13.30%, 综合力学性能在 3 组热处理中最佳。 γ'' 、 γ' 相的含量、Laves 相的溶解程度、 δ 的析出、晶粒尺寸和显微缺陷共同作用, 影响了材料的强度; 其中, δ 相则通过影响 γ'' 相的含量和抑制晶粒长大影响材料强度。

5) 沉积态和不同热处理态试样的断口均存在大量微小的韧窝, 且韧窝尺寸依次变大变深, 均为穿晶断裂和沿晶断裂相结合的断裂模式。

参考文献 References

- [1] Decker R F. *JOM*[J], 2006, 58(9): 32
- [2] Guo Jianting(郭建亭). *Superalloy Materials Science*(高温合金材料学,下册)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 3
- [3] Wu Dan(武丹), Tian Lixi(田礼熙), Ma Chaoli(马朝利). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(6): 1350
- [4] Zhang H Y, Zhang S H, Cheng M *et al.* *Materials Characterization*[J], 2010, 61(1): 49
- [5] Rao G A, Kumar M, Srinivas M *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2004, 383(2): 201
- [6] Qi H, Azer M, Ritter A. *Metallurgical & Materials Transactions Part A*[J], 2009, 40(10): 2410
- [7] Dunyong Deng. *Licentiate Thesis*[D]. Linköping: Linköping University, 2018
- [8] Zhang D Y, Niu W, Cao X *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 644: 32
- [9] Cao G H, Sun T Y, Wang C H *et al.* *Materials Characterization*[J], 2018, 136: 398
- [10] Chlebus E, Gruber K, Kuźnicka B *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 639: 647
- [11] Trosch T, Ströbner J, Völkl R *et al.* *Materials Letters*[J], 2016, 164: 428
- [12] Wang Z, Guan K, Gao M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 513: 518
- [13] Liu W, Dupont J N. *Acta Materialia*[J], 2004, 52(16): 4833
- [14] Mclouth T D, Bean G E, Witkin D B *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 149: 205
- [15] Popovich V A, Borisov E V, Popovich A A *et al.* *Materials & Design*[J], 2017, 114: 441
- [16] Xing Li, Shi J J, Wang C H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 64: 639

- [17] Deng D, Peng R L, Brodin H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 713: 294
- [18] David S A, Vitek J M, Boatner L A *et al.* *Materials Science and Technology*[J], 1995, 11(9): 939
- [19] Choi J P, Shin G H, Yang S *et al.* *Powder Technology*[J], 2017, 310: 60
- [20] Antonsson T, Fredriksson H. *Metallurgical and Materials Transactions A (Physical Metallurgy and Materials Science)*[J], 2005, 36(1): 85
- [21] Sames W. *Thesis for Doctorate*[D]. Texas: Texas A&M University, 2015
- [22] Long Y T, Nie P L, Li Z G *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(2): 431
- [23] Wen D X, Lin Y C, Chen J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 620: 319
- [24] Liu Yongchang (刘永长), Guo Qianying(郭倩颖), Li Chong (李冲) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2016, 52(10): 1259
- [25] Li J, Zhao Z, Bai P *et al.* *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2019, 772: 861
- [26] Janaki Ram G D, Venugopal Reddy A. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 167(1): 73

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Inconel 718 Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

Zhang Rong¹, Liu Zhongqiang¹, Huang Jiahao², Zhu Quanli¹, Xiao Zhiyu¹

(1. National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

(2. Guangzhou Zoltrix HIP Material Co., Ltd, Guangzhou 511458, China)

Abstract: The effect of three different heat treatments, solution-aging (SA), homogenization+solution-aging (H+SA), and hot isostatic pressing+solution-aging (HIP + SA), on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting (SLM) formed Inconel 718 alloy. The as-built Inconel 718 has a large number of dendritic structures, and there are many brittle laves phases precipitating among the interdendritic region. The δ phase is prone to precipitate when the alloy is treated by proper homogenization, but the material can not be strengthened without γ'' and γ' phases. Hot isostatic pressing (1080 °C, 148 MPa, 2 h) can considerably remove laves phases and micro pores of the as-fabricated samples, and combine with the solution aging treatment subsequently. It's conducive to refine the grain size of the as-built samples, flat the grain boundaries, and promote the precipitation of γ'' and γ' phases, so HIP+SA treatment significantly increases the strength of Inconel 718 alloy. The mechanical properties of Inconel 718 alloy reach the optimum combination at UTS=1361 MPa, 0.2% YS=1191 MPa, and HV_{0.2}=4900 MPa, and the elongation after breaking is 13.30%.

Key words: Inconel 718 alloy; selective laser melting; heat treatment; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Xiao Zhiyu, Ph. D., Professor, National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials, South China University of Technology, Guangzhou 510640, P. R. China, Tel: 0086-20-87110099, E-mail: zhyxiao@scut.scut.cn