引用格式：胡宝森，杨彦红，张波，等．热处理对一种新型选区激光熔化镍基高温合金组织与性能的影响[J]．材料工程，2026，54(1)：150-160.
HU Baosen，YANG Yanhong，ZHANG Bo，et al. Influence of heat treatment on organization and properties of a novel selective zone laser melting nickel-based high-temperature alloy[J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(1)：150-160.

热处理对一种新型选区激光熔化镍基高温合金组织与性能的影响

胡宝森[1]，杨彦红[2]，张　波[1*]，张　雪[2]，梁静静[2]，李金国[2]，周亦胄[2]
（1 沈阳航空航天大学 材料科学与工程学院，沈阳 110136；
2 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心，沈阳 110016）

摘要：以增材制造镍基高温合金 ZGH451 为研究对象开展不同工艺的热处理实验，利用分析显微组织与力学性能的手段，优化出适用于该合金的一种增材制造镍基高温合金专用的短时高温固溶 + 双级时效热处理制度。结果表明，最佳的热处理工艺为：1250 ℃/15 min(空冷)＋1100 ℃/4 h(空冷)＋850 ℃/24 h(空冷)。经过完全热处理后，消除了合金内的元素偏析，获得尺寸(436 nm)、面积分数(63.74%)及立方度均较好的γ′相微观组织，并且在 760 ℃条件下拉伸的性能显著提升，抗拉强度为 1142 MPa，伸长率为 22.8%。

关键词：激光增材制造；镍基高温合金；热处理；固溶保温时间
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000869　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000869
中图分类号：TG132.3^{+}2　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)01-0150-11

Influence of heat treatment on organization and properties of a novel selective zone laser melting nickel-based high-temperature alloy

HU Baosen[1]，YANG Yanhong[2]，ZHANG Bo[1*]，ZHANG Xue[2]，
LIANG Jingjing[2]，LI Jinguo[2]，ZHOU Yizhou[2]
（1 School of Materials Science and Engineering，Shenyang Aerospace University，Shenyang 110136，China；
2 Shi Changxu Advanced Materials Innovation Center，Institute of Metal Research，
Chinese Academy of Sciences，Shenyang 110016，China）

Abstract：The study focuses on the nickel-based superalloy ZGH451 manufactured by additive manufacturing，conducting heat treatment experiments with different processes. By analyzing the microstructure and mechanical properties，an optimized heat treatment regime suitable for this alloy has been developed，which consists of short-time high-temperature solution treatment followed by two-stage aging. The results indicate that the optimal heat treatment process is as follows：1250 ℃ for 15 min (air cooling) + 1100 ℃ for 4 h (air cooling) + 850 ℃ for 24 h (air cooling). After complete heat treatment，the element segregation within the alloy is eliminated，resulting in a γ′ phase microstructure with favorable size (436 nm)，area fraction (63.74%)，and cubic morphology. Additionally，the tensile properties at 760 ℃ are significantly improved，with a tensile strength of 1142 MPa and an elongation of 22.8%.

Key words：laser additive manufacturing；nickel-based superalloy；heat treatment；solution holding time

镍基高温合金具有良好的中温和高温稳定性，在 750 ℃以上的高温和极端条件下长期使用，仍然能够保持良好的组织稳定性。目前该类合金已被广泛地应用于航空工业、石油化工、医疗、汽车制造等领域重要零件的制造，如航空发动机的涡轮叶片、导向叶片、叶盘、燃烧室、喷油嘴等位置[1-4]。

在传统工艺中，由高温合金制成的复杂形状零件通常是采用铸造和机加工等方法进行制造[5]。随着镍

基高温合金的添加元素逐渐多元化使材料的性能得到极大提高，同时高温合金零构件的复杂化、精密化使其加工难度也增加，仍沿用传统工艺制备这些零构件存在一定的限制。而激光选区熔化（selective laser melting，SLM）技术是一种极具潜力的增材制造技术[6-7]，与传统的制造技术相比，SLM技术有效克服了成形周期长、成形质量差和后处理繁琐等问题，同时具有生产成本低、设计灵活性高和成形精度高等优点[8-12]。通过SLM技术成形的零件具有很高的成形密度，尺寸精度可以达到20～50 μm，因此在金属零件的制造中展现出极高的效益[13-14]。

增材制造的镍基高温合金由于在成形过程中具有较高的温度梯度和快速凝固的特征，容易形成相对较为精细的枝晶结构。因此，与枝晶宽度通常为几百微米的铸造镍基高温合金相比，这大大抑制了枝晶间的化学成分不均匀性。但是冷却速率过快会导致合金内部产生较高的热应力，热应力引起的高密度位错为合金组织中的再结晶及晶界的迁移提供了驱动力。尽管可以通过去应力及热等静压等后处理工艺进行应力释放，但残余应力并不能完全消除。因此需要通过适当的热处理来进行微观组织调控、减少加工过程的缺陷、优化合金组织，从而改变材料的力学性能[15]。任逸群等[16]发现经过1020 ℃固溶时效处理后的激光增材ATI 718Plus合金样品中的Laves相基本溶解，再结晶现象显著，柱状晶转变为等轴晶，在室温拉伸条件下相比于沉积态样品拉伸强度提高了34.2%，断后伸长率提高了25.8%。黄帅等[17]在热处理对激光选区熔化成形GH3536高温拉伸性能的研究中发现，热处理可有效消除晶粒内部胞状亚晶结构，增强其位错滑移能力，使其高温断裂伸长率显著增加，并且降低试样的各向异性。杨金侠等[18]的研究结果表明，固溶温度较低时，随着保温时间的延长，未溶解的γ′相会继续长大并逐渐球化，合金在760 ℃/660 MPa条件下的持久寿命随着固溶保温时间的延长而减小，在980 ℃/180 MPa条件下的持久寿命随着固溶保温时间的延长而增加。史松宜等[19]在固溶处理对激光选区熔化In 718合金组织及持久性能的影响的研究中发现，随着固溶处理的保温时间延长，合金中的Laves相开始溶解，体积分数由4.9%下降至1.0%，形状趋近于球状，并且在基体上呈弥散分布；经过固溶时效处理后，保留了适当体积分数Laves相试样持久性能显著提高。

上述研究表明，热处理工艺对激光增材制造镍基高温合金的微观组织结构和力学性能具有重要的影响。同时，固溶保温时间的差异也对激光增材制造镍基高温合金的微观组织及其力学性能起着关键作用。

本研究在进行大量实验并确定其他工艺的基础上，分析了两种不同的固溶保温时间对增材制造镍基高温合金ZGH451的组织与性能的影响，确立了短时高温固溶热处理方式作为一种全新的热处理策略。这种新策略基于以下两个因素考虑。首先，根据扩散方程$d=\sqrt{4Dt}$（其中d为合金元素扩散距离，在研究中近似等于合金的一次枝晶间距；D为对应元素在特定温度下的扩散系数；t为保温时间）可知，在高温下合金元素的扩散距离与保温时间的平方根成正比。由于增材制造高温合金的枝晶间距远小于铸造高温合金的枝晶间距，因此理论上可以通过采用较短的时间对合金进行固溶处理。其次，较短的固溶处理时间能够有效限制位错的自由移动，从而降低合金发生再结晶的风险。

1　实验材料与方法

1.1　实验材料

实验材料选用由中国科学院金属研究所自主研发的激光增材制造镍基高温合金材料ZGH451，表1为该合金的化学成分。使用Concept Laser M2设备进行打印ZGH451合金沉积态试样，在SLM机器上配备400 W光纤激光器。打印前对316L不锈钢基板进行预热，使基板在100 ℃下保持恒温，再进行逐层打印，打印过程中用高纯氩气保护。沉积态样品尺寸为20 mm×20 mm×100 mm的长方体试样，打印样品的具体工艺参数如表2所示。

表1　ZGH451化学成分（质量分数/%）

Table 1　Chemical composition of ZGH451 alloy (mass fraction/%)

Ta+Mo+W	Al+Ti	Cr	C	Co	B	Ni
15.8	6.0	8.0	0.05	8.0	0.015	Bal.

表2　SLM实验参数

Table 2　SLM process parameters

Laser power/W	Speed/(mm/s)	Spot size/μm	Initial angle/(°)	Rotation angle/(°)
240	680	180	67	67

1.2　实验方法

图1为ZGH451合金的DSC曲线，γ′相全部溶解温度为1230 ℃，合金的固相线温度为1329 ℃，液相线温度为1360 ℃。固溶温度范围应选择在再结晶温度和γ′相全部溶解温度（1230 ℃）以上以及初熔点（1329 ℃）以下的单相γ相区。镍基高温合金通常采用

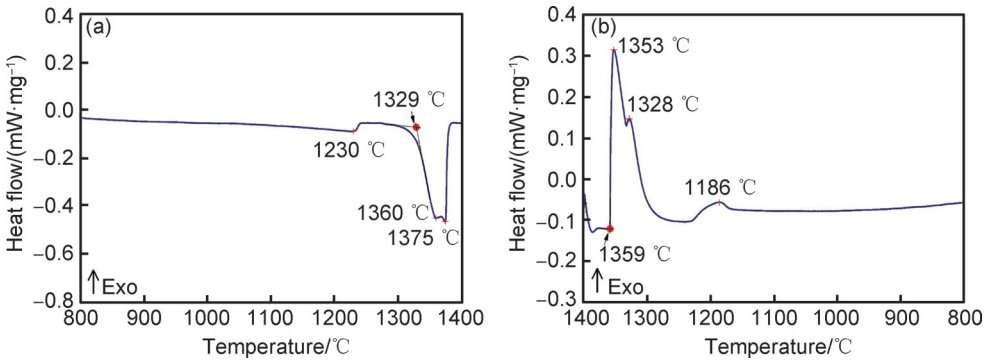


图1 沉积态合金的差示扫描量热分析曲线 (a)升温曲线;(b)降温曲线

Fig.1 DSC curves of as-deposited alloy (a)heating curve;(b)cooling curve

双级时效工艺,其中一级时效的温度一般选择在接近高温合金的服役温度,而二级时效的温度则较低,且保温时间需要较长。

在对样品进行多组不同的热处理实验后,最终优化了以下2种热处理工艺:(1)随炉升温(升温速率为10 ℃/min)650 ℃×10 h/空冷(去应力退火)+1250 ℃×3 h/空冷+1100 ℃×4 h/空冷+850 ℃×24 h/空冷(固溶+双时效处理,简称SA1(solution + double aging));(2)随炉升温(升温速率为10 ℃/min)650 ℃×10 h/空冷(去应力退火)+1250 ℃×15 min/空冷+1100 ℃×4 h/空冷+850 ℃×24 h/空冷(简称SA2)。在本实验中,主要研究固溶温度超过再结晶温度以后不同的固溶处理保温时间对合金的微观组织及力学性能的影响,具体热处理工艺如表3所示。

表3 热处理工艺

Table 3 Heat treatment processes

Process	Annealing	Solution	First aging	Secondary aging
SA1	650 ℃/10 h	1250 ℃/3 h	1100 ℃/4 h	850 ℃/24 h
SA2	650 ℃/10 h	1250 ℃/15 min	1100 ℃/4 h	850 ℃/24 h

对精抛过的样品分别进行化学腐蚀与电解腐蚀,化学腐蚀的腐蚀溶液为50 g $CuCl_2$+100 mL HCl+100 mL C_2H_5OH和50 g $CuSO_4$+100 mL HCl+100 mL H_2O,腐蚀时间为5~7 s;电解腐蚀溶液15 g CrO_3+10 mL H_2SO_4+150 mL H_3PO_4,腐蚀时间为15 s。采用DM4M金相显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)和透射电镜(TEM)进行显微组织的观察,使用图像分析软件Image-pro Plus测量γ'相的尺寸与体积分数、碳化物的含量。使用背散射电子衍射仪(EBSD)表征样品的晶粒形貌与取向特征。为保证EBSD标定率,采用电解液(10%HClO+90%CH_3OH)在20 V电压下对样品表面实施15 s电解抛光。EBSD测试时扫描步长1.5 μm,最终标定率均大于99%。利用通过TSE504D万能试验机测试试样的760 ℃中温拉伸性能,拉伸试样示意图如图2所示。

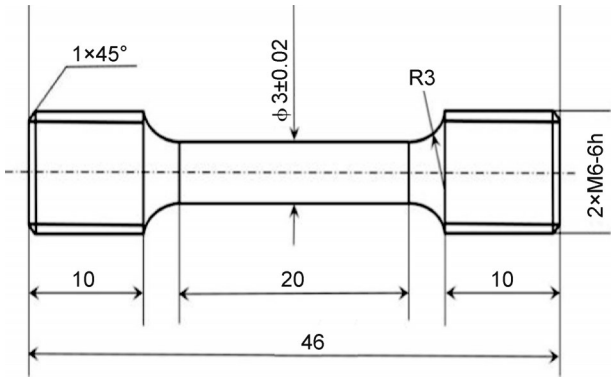


图2 拉伸样品尺寸

Fig.2 Size of tensile specimen

2 结果与讨论

2.1 SLM成形后沉积态合金组织

图3(a),(b)分别为沉积态SLM成形ZGH451合金样品的侧面(*X*-*Z*截面)和顶面(*X*-*Y*截面)的OM组织照片。从图3(a)可以看出,在沉积态试样侧面中的典型鱼鳞状熔池结构,相邻的熔池搭接良好,有少量的气孔与裂纹缺陷,由于SLM制造过程中合金的凝固速度极快,会在材料中产生残余应力等缺陷,引起样品开裂[20-21];从图3(b)可以看到激光扫描路径搭接形成带状的沉积道次。从图3(c)可以看出,沉积态合金的组织为外延生长的柱状枝晶,方向自下而上,局部放大图如3(e)所示。这是由于凝固过程中熔池内部较大的温度梯度以及凝固速率的差异,导致柱状枝晶近似沿沉积方向外延生长并穿过多个沉积层。在选区激光熔化(SLM)过程中,熔池底部的温度梯度与材料的沉积方向基本一致,枝晶会沿着温度梯度最接近的方向优先生长,对于镍基高温合金来说,其枝晶的

择优生长取向就是〈100〉晶向[22-23]，此晶向在生长的过程中与温度梯度方向一致。在粗大的柱状枝晶内部，精细的胞状亚晶结构清晰可见，如图3(d)，(f)所示。该胞状亚晶结构形状近似六边形，直径约为1.25 μm。SLM 加热/冷却循环的过程造成位错线的增殖和滑移，γ-Ni 基体上呈点阵分布的纳米级析出物在此过程中起到了位错钉扎的作用，从而引发了高密度位错的塞积，导致局部取向差的逐渐积累，形成了胞状亚晶界[24]。在成形过程中，由于极高的凝固速率导致温度梯度较大，根据过冷理论，晶体的形态从枝晶转变为胞状晶[25]。图中沿晶粒边界分布的白色部分为未被腐蚀的析出相，主要为*M*C 型碳化物。

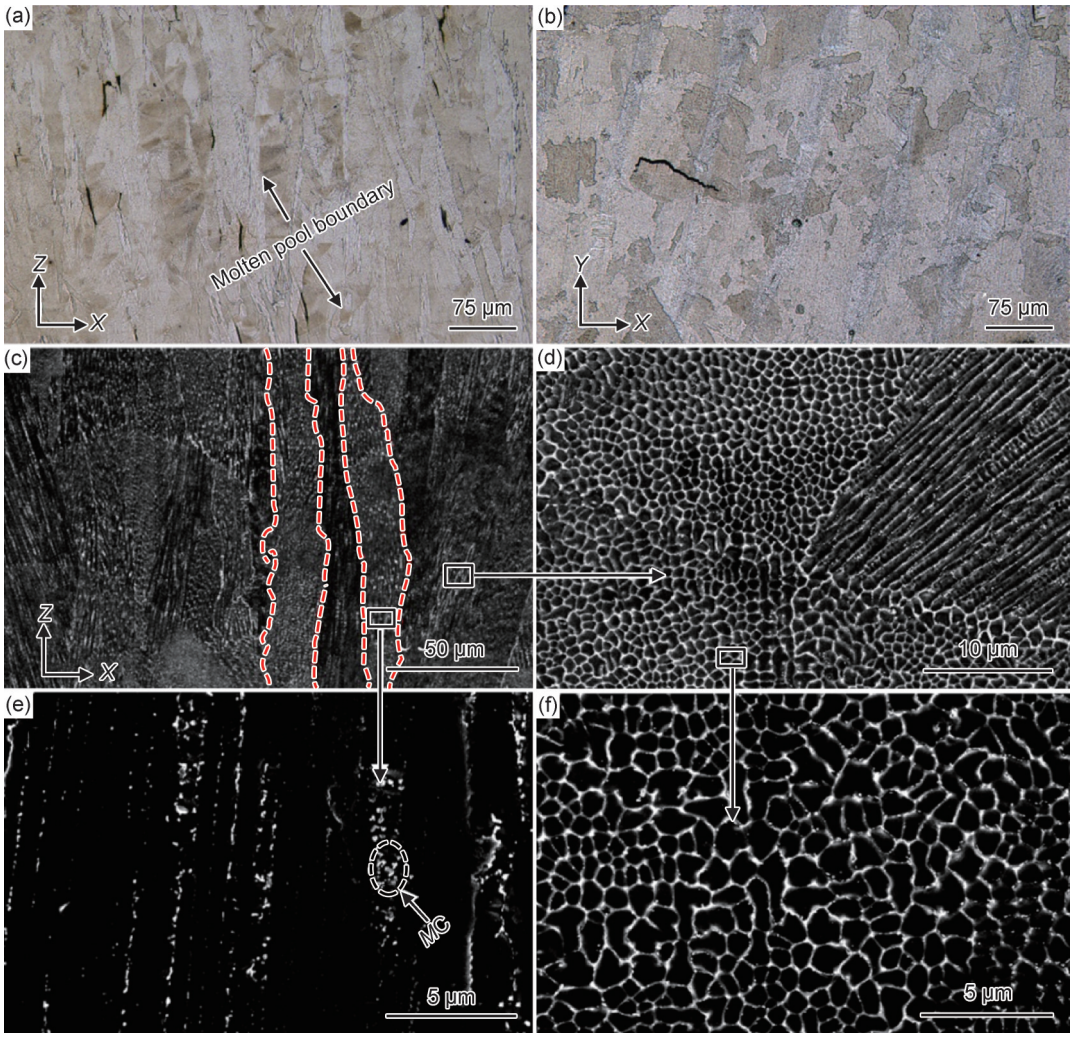


图3　沉积态样品OM图及SEM图

(a)侧面OM图；(b)顶面OM图；(c)侧面SEM图；(d)，(e)分别为图(c)中局部放大；(f)为图(d)中局部放大

Fig.3　OM images and SEM images of deposited alloy

(a)OM image of side surface of as-built sample；(b)OM image of top surface of as-built sample；(c)SEM image of side surface；(d)，(e)locally enlarged SEM images in Fig.(c)；(f)locally enlarged SEM image in Fig.(d)

2.2　热处理后的微观组织特征

在增材制造过程中，合金在快速熔化和凝固期间中会产生残余应力，这可能导致其在高温服役或热处理时发生变形和开裂。因此，有必要对合金进行去应力退火，在去应力退火的过程中，合金内部通过原子扩散来释放这些残余应力[26]。本实验所使用的合金在进行固溶处理之前进行了随炉升温 650 ℃/10 h 去应力退火，升温速率为 10 ℃/min，冷却方式为空冷。

去应力退火结束接下来需进行固溶＋双级时效的处理。图 4 为两种不同热处理制度下合金的 OM 图，经过热处理后，鱼鳞状和带状熔池边界完全消失，并且柱状枝晶完全消失，这表明经过热处理后，合金内部的元素偏析程度得到了有效降低。柱状晶也向着等轴晶逐渐转变，并且在柱状晶的边缘和层与层的连接处出现少量退火孪晶和静态再结晶，这是因为沉积态的热应力分布不均匀，在粗大的柱状晶边界处，

残余应力较高。此外，固溶的温度超过了再结晶温度，使得热处理过程中该区域的再结晶驱动力较强。图4(a)中晶粒尺寸明显大于图4(b)，这说明随着固溶时间增加晶粒逐渐长大，还可以发现晶界处的裂纹也会随之变长。由图4(b)可以看出，在固溶处理保温时间为15 min的条件下，组织中出现固溶孔洞[27]及少量裂纹，裂纹长度仅约60 μm，而随着固溶的保温时间增加到3 h后，在晶界处固溶孔洞汇聚成长达约为150 μm的裂纹。这表明随着固溶时间的增加，晶界开裂情况会变得越严重。裂纹的形成有两个原因，其一是因为合金沉积态在SLM过程中凝固结束时不充分回填而产生的残余应力，这些应力诱发裂纹的形成；其二是由于在热处理的过程中，由于γ′相析出增加了材料的强度同时降低了延展性，合金的延展性下降到非常低的水平并低于合金承受的应变水平，则可能发生开裂[28]。由于该合金中富含大量的铝(Al)、钛(Ti)和钽(Ta)元素，随着固溶保温时间的延长，在经过时效处理后γ′相的析出量逐渐增加。这种相变会导致相应的相变应力，而应力释放的时间也会随着固溶保温时间的延长而延长。应力释放时间越久，裂纹的萌生和扩展所需的时间也会越长，从而可能会引发裂纹的形成[29]。

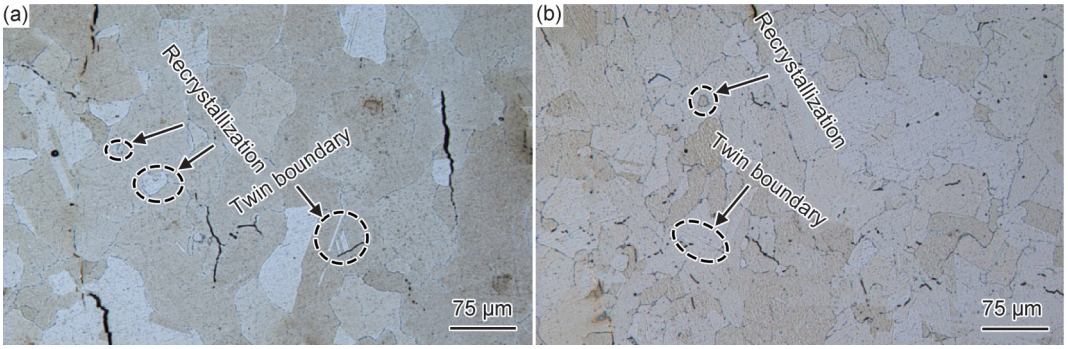


图4 不同热处理态合金的OM图 (a)SA1；(b)SA2

Fig.4 OM images of alloy under different heat treatment processes (a)SA1；(b)SA2

如图5(a)，(b)所示，不同生长方向的γ′相连接在一起形成了一条完整的γ′晶界，这是由于在低温时效过程中，γ′相会发生长大，这种长大可能是由于尺寸相近的不同取向的γ′相之间相互合并所致，也有可能来自于晶界上尺寸较大的γ′吞并了晶内尺寸较小的γ′(Ostwald 熟化过程)[30]，从而导致晶界局部γ′相发生聚集粗化。从图5(a)中可以看出SA1合金在晶界两侧的γ′相生长方向和形貌具有很大的差异，而图5(b)中SA2合金晶界两侧的γ′相生长方向和形貌并无很大差异，这说明当固溶温度超过γ′相的全部溶解温度时，固溶的时间越长，γ′相的生长方向和形貌会发生变化。从图5(c)，(d)中可以看出经过固溶加双级时效后的合金的一次初生γ′相具有良好的立方度。在固溶保温的过程中，高温下元素的扩散率较高，随着固溶保温时间的延长，铝、钛和其他合金元素在基体中充分扩散，从而导致γ′相的析出数量增加。但是由于固溶的保温温度超过一次γ′相全溶温度(1230 ℃)，一次γ′相会发生溶解，所以固溶保温时间延长，一次γ′相的面积分数会降低。一次γ′相溶入基体后，基体中Al和Ti等γ′相形成元素增加，此时经过双级时效后，由于热激活的作用，使得γ′相之间发生互相吞并和长大现象，同时大颗粒粗化，小颗粒逐渐溶解，弹性应变能使γ′相的形貌变为立方状。另外γ′相形成元素溶解于基体通道内，而在快速冷却阶段未能及时附着在一次γ′相上，在原位发生形核[31]，在基体通道内形成二次γ′相。由于一次γ′相溶解，二次γ′相的面积分数随着固溶保温时间的延长而逐渐增加。此外，二次γ′相的形成与冷却速率有关，随着固溶保温时间的延长，空冷的冷却时间也会延长，导致二次γ′相数量增加。较长的固溶保温时间有助于二次γ′相均匀分布并降低其聚集现象，这种细小的弥散分布的二次γ′相可有效阻碍位错运动，从而提高合金的力学性能，而过多的二次γ′相则有可能导致塑性的下降，进而提高脆性。

大量研究表明，当γ′相尺寸为300～500 nm、面积分数为60%～75%且呈立方状时，镍基高温合金具有最长服役寿命。通过图5(e)，(f)的对比，发现SA1、SA2合金的一次γ′相尺寸均为正态分布并且尺寸均匀性良好，SA2合金的一次γ′相平均尺寸(436 nm)略大于SA1合金(421 nm)，但是SA2合金的一次γ′相面积分数(63.74%)大于SA1合金的一次γ′相面积分数(52.72%)。综合考虑SA2合金的γ′相的形貌、尺寸和数量更加满足要求。

2.3 热处理后合金的碳化物形貌及成分分析

两种不同的热处理工艺合金晶界附近及晶界上

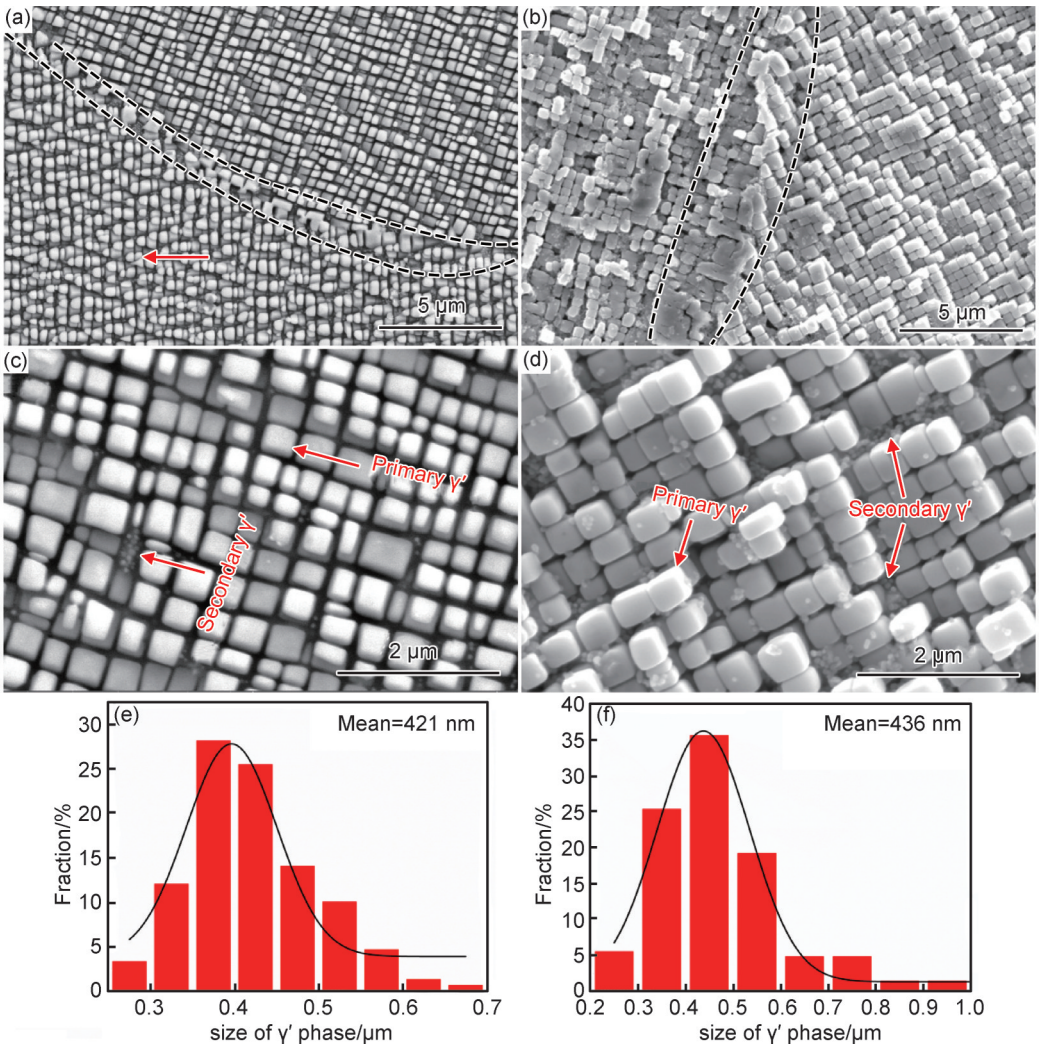


图5　合金在不同热处理态下的晶界组织及γ′相的形貌与尺寸

(a),(c),(e)SA1;(b),(d),(f)SA2

Fig.5　Grain boundary structure and morphologies and size of γ′ phase of alloy in different heat treatment states

(a),(c),(e)SA1;(b),(d),(f)SA2

的碳化物形貌及分布情况如图6所示,可以观察到,由于两种热处理工艺的固溶时间相差较大,造成了晶界附近和晶界上分布的碳化物的形貌和数量不同。其中SA1合金的碳化物只分布在晶界上,并且呈连续链状分布,而SA2合金的碳化物在晶界上呈不连续的粗颗粒链状分布以及在晶内呈小颗粒状弥散分布。对图6(a)中晶界上的碳化物进行EDS分析,能谱结果(图6(c))表明SA1合金的碳化物富Cr、W和Mo等元素。利用透射电镜对该碳化物进行表征,由选区电子衍射花样(图6(d))可知,富Mo和W元素的碳化物的晶格常数为1.12 nm,符合M_6C碳化物的特征,另外富Cr元素的碳化物的晶格常数为1.07 nm,与$M_{23}C_6$碳化物的特征相一致[32]。根据选区电子衍射花样(图6(e))可知,SA2合金由于固溶时间较短,晶界上的MC型碳化物部分转变为M_6C型碳化物,晶内的MC碳化物只是尺寸略有减小但未发生分解并呈弥散分布。众所周知,当高温合金进行热处理时,C、Cr和Mo等元素会向晶界处扩散,晶界处合金浓度增加,达到饱和状态后会在晶界析出$M_{23}C_6$型或M_6C型碳化物[33]。当晶界和晶内碳化物呈颗粒状弥散分布时,碳化物钉扎晶界能够延缓晶界裂纹扩展,阻碍晶粒滑动,改善合金持久强度和塑性,延长服役寿命,然而连续分布的碳化物则会引发应力集中,导致裂纹的萌生并沿着碳化物的边界扩展,从而降低合金的力学性能。

2.4　热处理对晶粒尺寸的影响

EBSD技术清晰地揭示了热处理前后合金试样的晶粒尺寸的变化机制,图7所示为SLM ZGH451试样沉积态与热处理态试样的分析结果。热处理后,晶粒长大粗化,但是随着固溶保温时间增加,晶粒长大情况愈明显,并且会发生再结晶影响合金的高温性能。

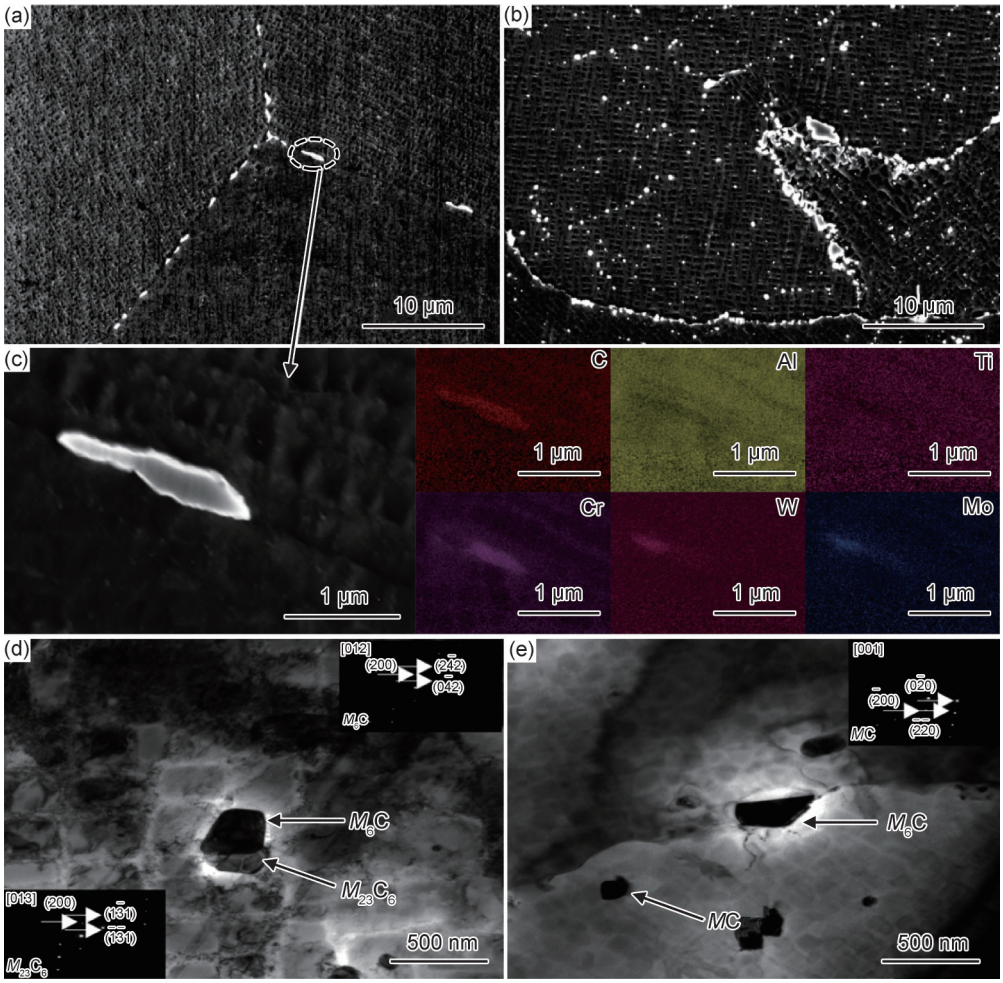


图6 不同热处理工艺合金的碳化物形貌和成分分析及选区电子衍射花样

(a),(c),(d)SA1;(b),(e)SA2

Fig.6 Morphology , composition analysis,and selected area electron diffraction pattern of carbides

(a),(c),(d)SA1;(b),(e)SA2

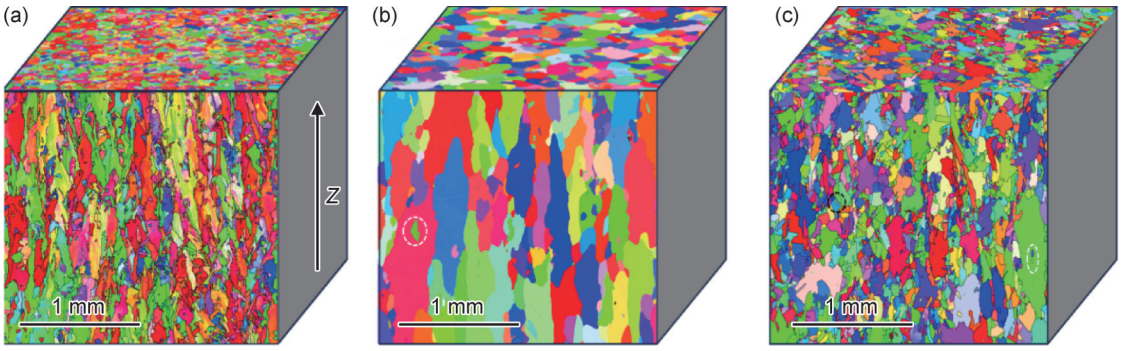


图7 合金组织EBSD分析 (a)SLM;(b)SA1;(c)SA2

Fig.7 EBSD analysis of alloy (a)SLM;(b)SA1;(c)SA2

沉积态合金的晶粒平均等效直径为36.1 μm,SA1合金的晶粒平均等效直径增加到80.1 μm,SA2合金的晶粒平均等效直径为42.7 μm与沉积态合金的相差不大。另外,在图7(b)与7(c)中还观察到边界出现退火孪晶,进一步证明SLM样品中的残余应力在退火过程中得到有效释放。

2.5 热处理对ZGH451合金中温拉伸行为的影响

对三种ZGH451合金(沉积态、SA1、SA2)进行760 ℃中温拉伸性能测试。图8为ZGH451合金试样在三种不同状态下的应力应变曲线及拉伸性能。可以看出,固溶的保温时间对合金的抗拉强度影响不大。沉积态试样的抗拉强度为1126 MPa;SA1和SA2

工艺处理的试样的抗拉强度分别为1127 MPa和1142 MPa，三种工艺下的抗拉强度相差不大。但是合金的断后伸长率经过热处理后明显提高，其中沉积态的断裂伸长率为7.0%，试样中的缺陷在拉伸载荷作用下变成应力集中区，从而加速裂纹的扩展导致试样过早断裂。经过SA1工艺处理的试样的断后伸长率为15%，相比沉积态试样提高了114.3%；而SA2试样的断后伸长率为22.8%，相比沉积态试样提高了225.7%。

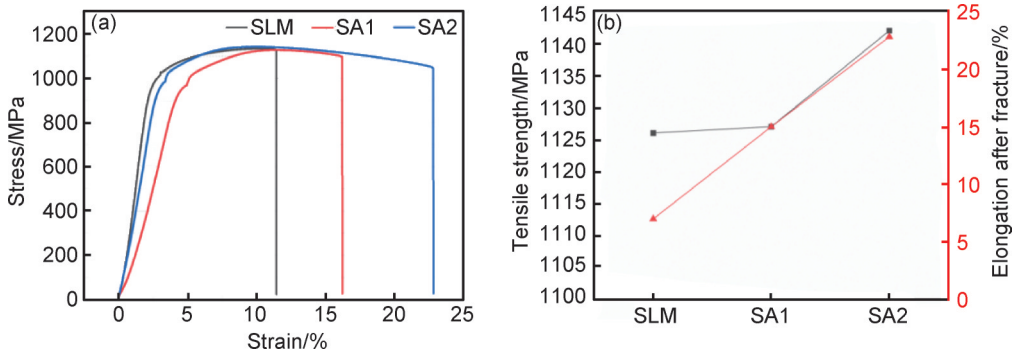


图8　在不同工艺下合金的中温拉伸性能

(a)应力-应变曲线；(b)抗拉强度与断后伸长率

Fig.8　Tensile properties of alloy at medium temperature under different processing conditions

(a)stress-strain curves；(b)tensile strength and elongation after fracture

不同工艺下合金760 ℃拉伸断口形貌如图9所示。可以观察到，在760 ℃的拉伸条件下，大量孔洞和裂纹分布在沉积态试样断口表面，并且存在平行分布的类解理条纹，呈现出类解理断裂特征。对于沉积态试样，随着温度升高促使材料软化，由于温度升高降低了鱼鳞状熔池的界面强度试样沿激光扫描路径开裂。

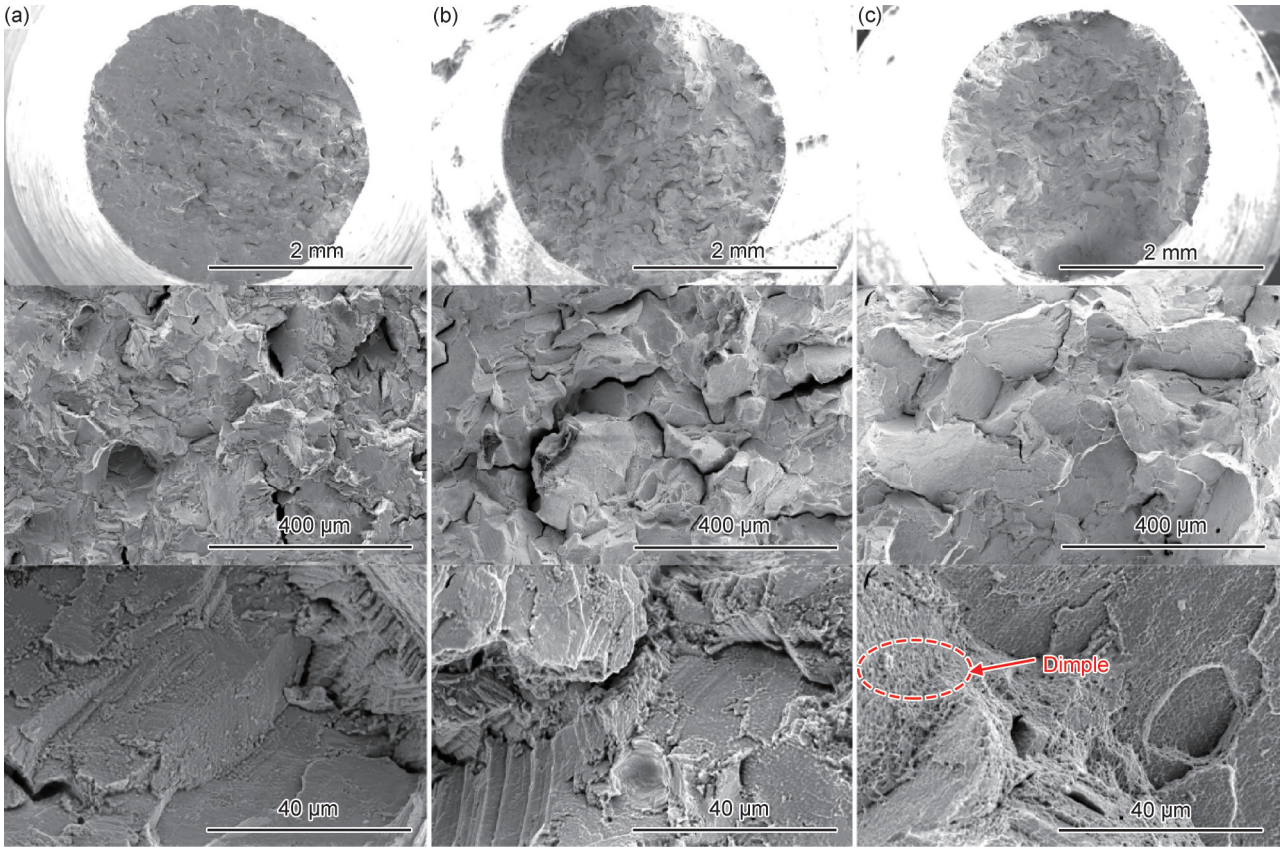


图9　在不同工艺下合金760 ℃拉伸断口形貌

(a)SLM；(b)SA1；(c)SA2

Fig.9　Fracture morphology of alloy under tensile testing at 760 ℃ with different processing conditions

(a)SLM；(b)SA1；(c)SA2

SA2 合金试样断口表面存在不同程度和不同高度的“台阶”，但是在部分区域观察到较为粗糙的微小韧窝聚集区如图 9(c)红色椭圆所示，因此塑性较好。而 SA1 合金断口表面呈冰糖状，随着拉伸温度的增加，材料软化，晶内强度下降。合理的热处理工艺可以通过应力释放、微孔抑制和微观结构优化等机制来显著改善合金的力学性能，从而提高合金在中温条件下的延展性，并且降低合金的各向异性。

图 10 为合金在三种不同工艺下 760 ℃拉伸变形后的显微组织。在三种不同工艺下的合金拉伸断裂后的微观组织中可以观察到位错、层错以及大量的位错塞积群，三种工艺下合金的中温拉伸变形机制以层错为主。反相畴界(APB)能量和层错能量之间的竞争决定了位错的数量和层错的数量。如果层错能低于 APB 能量，则会出现大量层错。不同的是 SA2 合金中的层错长度较长，沉积态和 SA1 合金中的层错长度较短并且数量较多，说明在 760 ℃拉伸条件下，SA2 合金层错能较高。较长的层错是因为当合金伸长率较高时，应变较大，从而促进了层错的扩展。在沉积态合金和 SA1 合金中存在位错切入 γ' 相，在高温下，位错切割 γ' 相可能会导致局部应力集中，从而引发裂纹的形成和拓展，降低延展性。SA2 合金相较于 SA1 合金，随着固溶保温时间缩短，某些合金元素未能充分进入金属基体，从而导致相对较高的层错能。同时固溶时间短可能导致较高的原始层错能，因为在快速冷却的过程中，相变过程中的热应力变化和微观结构可能会导致局部的层错能提高。在 760 ℃的拉伸变形过程中，固溶保温时间的缩短，层错能提高，这一变化使层错的形成变得困难，层错数量减少。同时，层错的减少会促进位错的滑移。此外，随着固溶保温时间的缩短，位错的数量也会相应增加，提高合金的性能。

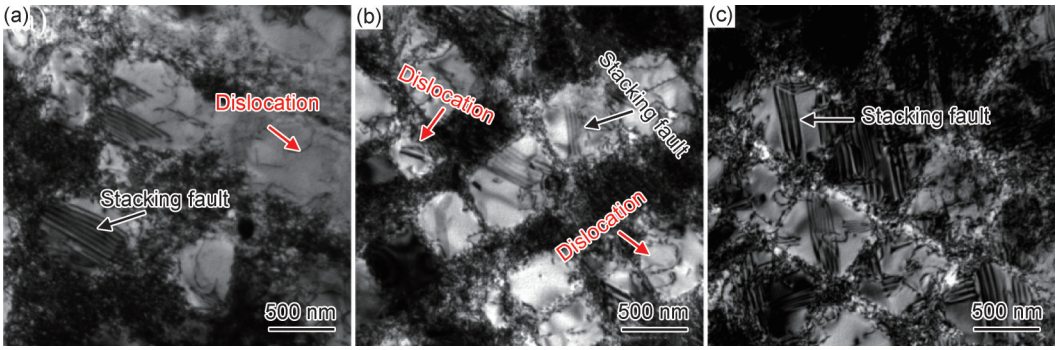


图 10 不同工艺下合金 760 ℃拉伸断口 TEM 照片

(a)SLM;(b)SA1;(c)SA2

Fig.10 TEM images of tensile fracture morphologies of alloy at 760 ℃ under different processes

(a)SLM;(b)SA1;(c)SA2

3 结论

(1)SLM 成形 ZGH451 合金沉积态样品表面有少量孔洞与裂纹，外延生长的柱状枝晶穿过多个熔池，晶内由胞状亚晶结构组成，晶间分布着碳化物。

(2)合金最佳的热处理工艺为 650 ℃/10 h/空冷+1250 ℃/15 min/空冷+1100 ℃/4 h/空冷+850 ℃/24 h/空冷。在降低了再结晶影响的前提下进行短时固溶，完成了成分均匀化的目的，并且合金的微观组织特征发生了显著变化，获得了立方度、面积分数以及尺寸都较为良好的 γ' 相。

(3)合金的碳化物则在晶界上呈不连续的粗颗粒链状分布，在晶内呈小颗粒状弥散分布。这种分布有助于提高合金的持久强度和塑性，延长服役寿命。热处理后合金的晶粒尺寸会有所增加，固溶保温时间越长合金的晶粒尺寸增加得越多。

(4)热处理对 ZGH451 合金中温拉伸行为的影响显著。固溶的保温时间对合金的抗拉强度影响不大，但显著提高了合金的断后伸长率。在 760 ℃中温拉伸条件下，SA1 工艺处理的试样断后伸长率比沉积态试样提高了 114.3%，而 SA2 试样提高了 225.7%，这表明合理的热处理工艺可以有效改善合金在中温下的拉伸塑性。

参考文献

[1] 唐中杰，郭铁明，付迎，等. 镍基高温合金的研究现状与发展前景[J]. 金属世界，2014(1)：36-40.
TANG Z J，GUO T M，FU Y，et al. Research present situation and the development prospect of nickel-based superalloy[J]. Metal World，2014(1)：36-40.

[2] 孙晓峰，宋巍，梁静静，等. 激光增材制造高温合金材料与工艺

研究进展[J]. 金属学报, 2021, 57(11): 1471-1483.
SUN X F, SONG W, LIANG J J, et al. Research and development in materials and processes of superalloy fabricated by laser additive manufacturing[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2021, 57(11): 1471-1483.

[3] ZHAO Y, GONG B, WANG Y, et al. Effects of microstructure anisotropy on dynamic fracture behaviors of a selective laser melting nickel-based superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 858: 144133.

[4] 梁伟, 杨东丹, 韦文涛, 等. 高温合金涡轮盘锻件成形工艺研究[J]. 锻压装备与制造技术, 2016, 51(3): 79-81.
LIANG W, YANG D D, WEI W T, et al. Study on the forging process of high-temperature alloy turbine disk[J]. China Metal-forming Equipment & Manufacturing Technology, 2016, 51(3): 79-81.

[5] REED R C, RAE C M F. Physical metallurgy of the nickel-based superalloys [M]//Physical Metallurgy. Amsterdam: Elsevier, 2014: 2215-2290.

[6] 文世峰, 季宪泰, 周燕, 等. 激光选区熔化成形模具钢的发展现状及前景[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(1): 47-57.
WEN S F, JI X T, ZHOU Y, et al. Development status and prospect of selective laser melting of mould steels[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(1): 47-57.

[7] 顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.
GU D D, ZHANG H M, CHEN H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.

[8] HAINES M P, RIELLI V V, PRIMIG S, et al. Powder bed fusion additive manufacturing of Ni-based superalloys: a review of the main microstructural constituents and characterization techniques[J]. Journal of Materials Science, 2022, 57(30): 14135-14187.

[9] HUYNH T, MEHTA A, GRAYDON K, et al. Microstructural development in Inconel 718 nickel-based superalloy additively manufactured by laser powder bed fusion[J]. Metallography, Microstructure, and Analysis, 2022, 11(1): 88-107.

[10] GOKULDOSS P K, KOLLA S, ECKERT J. Additive manufacturing processes: selective laser melting, electron beam melting and binder jetting: selection guidelines[J]. Materials, 2017, 10(6): 672.

[11] MA P, JIA Y, PRASHANTH K G, et al. Microstructure and phase formation in Al-20Si-5Fe-3Cu-1Mg synthesized by selective laser melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 657: 430-435.

[12] BOZZOLO N, SOUAÏ N, LOGÉ R E. Evolution of microstructure and twin density during thermomechanical processing in a γ-γ' nickel-based superalloy[J]. Acta Materialia, 2012, 60(13/14): 5056-5066.

[13] LI N, HUANG S, ZHANG G, et al. Progress in additive manufacturing on new materials: a review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(2): 242-269.

[14] VRANCKEN B, CAIN V, KNUTSEN R, et al. Residual stress *via* the contour method in compact tension specimens produced *via* selective laser melting[J]. Scripta Materialia, 2014, 87: 29-32.

[15] POPOVICH V A, BORISOV E V, POPOVICH A A, et al. Impact of heat treatment on mechanical behaviour of Inconel 718 processed with tailored microstructure by selective laser melting[J]. Materials & Design, 2017, 131: 12-22.

[16] 任逸群, 吴悦晨, 常帅, 等. 热处理对激光增材 ATI 718Plus 的组织与力学性能的影响[J]. 中国激光, 2024, 51(16): 1602305.
REN Y Q, WU Y C, CHANG S, et al. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical property of ATI 718Plus by laser additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2024, 51(16): 1602305.

[17] 黄帅, 曲致奇, 张国会, 等. 热处理对激光选区熔化 GH3536 合金高温拉伸性能的影响[J]. 航空材料学报, 2024, 44(1): 112-120.
HUANG S, QU Z Q, ZHANG G H, et al. Effect of heat treatment on high temperature tensile properties of selective laser melting GH3536 alloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2024, 44(1): 112-120.

[18] 杨金侠, 李金国, 王猛, 等. 热处理工艺对一种新型铸造镍基高温合金的组织和性能影响[J]. 金属学报, 2012, 48(6): 654-660.
YANG J X, LI J G, WANG M, et al. Effects of heat treatment process on the microstructure and properties of a new cast nickel-based superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2012, 48(6): 654-660.

[19] 史松宜, 张亚玮, 吕旭东. 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 S Y, ZHANG Y W, LV X D. 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.

[20] TOMUS D, JARVIS T, WU X, et al. Controlling the microstructure of Hastelloy-X components manufactured by selective laser melting[J]. Physics Procedia, 2013, 41: 823-827.

[21] TROSCH T, STRÖßNER J, VÖLKL R, et al. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting[J]. Materials Letters, 2016, 164: 428-431.

[22] CAO Y, BAI P, LIU F, et al. Grain growth in IN718 superalloy fabricated by laser additive manufacturing[J]. Materials Science and Technology, 2020, 36(6): 765-769.

[23] 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.

[24] CHEN N, ZHENG D, NIU P, et al. Laser powder bed fusion of GH3536 nickel-based superalloys: processing parameters, microstructure and mechanical properties[J]. Materials Characterization, 2023, 202: 113018.

[25] HUANG L, CAO Y, ZHANG J, et al. Effect of heat treatment on the microstructure evolution and mechanical behaviour of a selective laser melted Inconel 718 alloy[J]. Journal of Alloys and

Compounds, 2021, 865: 158613.

[26] 杜畅, 张津, 连勇, 等. 激光增材制造残余应力研究现状[J]. 表面技术, 2019, 48(1): 200-207.
DU C, ZHANG J, LIAN Y, et al. Research progress on residual stress in laser additive manufacturing[J]. Surface Technology, 2019, 48(1): 200-207.

[27] 杜云玲. 镍基单晶高温合金热处理工艺与组织性能调控研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2022.
DU Y L. Study of the relationship between microstructure-properties control and heat treatment of a Ni-based single crystal superalloy[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2022.

[28] 刘记, 张云龙, 朱彬, 等. 激光选区熔化GH3536高温合金的静态再结晶行为及力学性能[J]. 材料工程, 2025, 53(2): 142-151.
LIU J, ZHANG Y L, ZHU B, et al. Static recrystallization behavior and mechanical properties of GH3536 superalloy by selective laser melting[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(2): 142-151.

[29] 谭科杰, 谢锦丽, 秦海龙, 等. 热处理对增材制造TS5镍基高温合金组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2024, 49(4): 116-122.
TAN K J, XIE J L, QIN H L, et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of additive manufacturing TS5 nickel-based superalloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2024, 49(4): 116-122.

[30] 何沛建, 钟晓康, 韩福生. 时效热处理对新型Co-Ni基高温合金组织和性能的影响[J]. 铸造技术, 2021, 42(9): 816-819.
HE P J, ZHONG X K, HAN F S. Effect of aging treatment on microstructure and properties of novel Co-Ni based superalloy[J]. Foundry Technology, 2021, 42(9): 816-819.

[31] 刘丽荣, 金涛, 赵乃仁, 等. 热处理对一种镍基单晶高温合金微观组织和持久性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(5): 711-714.
LIU L R, JIN T, ZHAO N R, et al. Effects of heat treatment on the microstructures and stress rupture properties in a Ni-base single crystal superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(5): 711-714.

[32] CABIBBO M, GARIBOLDI E, SPIGARELLI S, et al. Creep behavior of Incoloy alloy 617[J]. Journal of Materials Science, 2008, 43(8): 2912-2921.

[33] 柏广海, 胡锐, 李金山, 等. Ni-Cr-W基高温合金二次$M_{23}C_6$析出行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(10): 1737-1741.
BAI G H, HU R, LI J S, et al. Secondary $M_{23}C_6$ precipitation behavior in Ni-Cr-W based superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(10): 1737-1741.

基金项目:航空发动机及燃气轮机基础科学中心项目(P2022-C-Ⅳ-002-001);国家科技重大专项(Y2019-Ⅶ-0011-0151)

收稿日期:2024-12-30;**录用日期**:2025-02-11

通讯作者:张波(1982—),女,副教授,博士,主要从事多组元亚稳金属材料结构、性能和应用方面的研究,联系地址:辽宁省沈阳市道义南大街37号沈阳航空航天大学材料科学与工程学院(110136),E-mail:zhangb@alum.imr.ac.cn

(本文责编:解　宏)