引用格式：苏捷，吴俊慷，马鑫，等. 成形高度对选区激光熔化GH4169合金显微组织和力学性能的影响[J]. 材料工程，2026，54(4)：205-216.
SU Jie，WU Junkang，MA Xin，et al. Effect of building height on microstructure and mechanical property of GH4169 alloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(4)：205-216.

成形高度对选区激光熔化GH4169合金显微组织和力学性能的影响

苏　捷[1]，吴俊慷[1]，马　鑫[2]，张　毅[2]，王　岩[1]，谭黎明[1*]，黄　岚[1]，刘　锋[1]
（1 中南大学 粉末冶金研究院，长沙 410083；2 中国航发南方工业有限公司，湖南 株洲 412002）

摘要：选区激光熔化工艺可制备形状复杂的零部件，但逐层堆积的工艺特性造成零部件沿高度方向会存在组织和性能差异，影响其服役稳定性。而热处理通常可以改善组织均匀性，减小沿高度方向的力学性能差异。采用选区激光熔化制备GH4169合金，研究了成形高度对合金显微组织及力学性能的影响，以及热处理过程中的显微组织演化机制，结果表明：打印态GH4169合金显微组织以γ相和Laves相为主，沿高度方向的热积累以及顶部较少的热循环造成合金内几何必须位错密度随高度增加而减小。热处理后底部和中部的再结晶程度约为87.8%，而顶部的再结晶程度约为34.1%；底部的位错密度相对较高，更容易发生再结晶。打印态GH4169合金在底部和中部的屈服强度约为850 MPa，顶部约为780 MPa。热处理减小了沿高度方向的性能差异，不同高度合金的屈服强度均为1150 MPa左右。热处理后由于再结晶程度不同造成析出相、位错密度和晶粒度在不同高度存在差异，在综合影响下合金力学性能趋于一致。

关键词：选区激光熔化；高温合金；成形高度；再结晶；热处理
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000097　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000097
中图分类号：TB31　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)04-0205-12

Effect of building height on microstructure and mechanical property of GH4169 alloy fabricated by selective laser melting

SU Jie[1]，WU Junkang[1]，MA Xin[2]，ZHANG Yi[2]，WANG Yan[1]，TAN Liming[1*]，HUANG Lan[1]，LIU Feng[1]
（1 State Key Laboratory of Powder Metallurgy，Central South University，Changsha 410083，China；
2 AECC South Industry Co.，Ltd.，Zhuzhou 412002，Hunan，China）

Abstract：Selective laser melting (SLM) technology can fabricate components with highly intricate geometries. Nevertheless, due to its layer-by-layer construction process，SLM inevitably leads to variations in microstructures and mechanical properties along the building direction，which in turn undermines the service stability of the fabricated components. Heat treatment is generally employed to enhance the homogeneity of microstructures and reduce the disparity in mechanical properties along the building direction. This study delves into the influence of building heights on the microstructures and mechanical properties of GH4169 alloy produced *via* SLM and sheds light on the mechanisms governing microstructure evolution during heat treatment. The key findings indicate that the microstructures of the as-built GH4169 alloy consist of the γ phase and Laves phase. The geometrically necessary dislocation density of the alloy demonstrates a decreasing trend as the building height increases，primarily attributable to the thermal cycles and heat accumulation that occur along the building height. After heat treatment，the recrystallization degree of the alloy at the bottom and middle sections reaches approximately 87.8%，while that at the top section is a mere 34.1%. This significant discrepancy in recrystallization is mainly due to the higher dislocation density at the bottom，which boosts the recrystallization driving force. The yield strength of the

as-built GH4169 alloy at the bottom and middle sections is around 850 MPa, whereas that at the top section is approximately 780 MPa. Following heat treatment, the yield strengths of the alloy at different heights all approximate 1150 MPa. Owing to the variation in recrystallization, precipitation at the bottom is more pronounced than that at the top, resulting in a stronger precipitation strengthening effect. On the other hand, the finer grain size and higher dislocation density at the top contribute to enhanced grain boundary strengthening and dislocation strengthening. As a consequence, the strength of the alloy at the bottom and top sections after heat treatment is comparable.

Key words: selective laser melting; superalloy; building height; recrystallization; heat treatment

镍基高温合金具有优异的高温力学性能、抗腐蚀、抗氧化等综合性能[1]，广泛应用于航空航天、核工业、船舶等领域。其中，GH4169合金（Inconel 718合金，In 718）在650 ℃下可以保持良好的综合性能，常用于发动机机匣、叶片、抗腐蚀管路等零部件[2]。随着高效能发动机、换热器等器件的发展，对其零部件结构一体化、功能集成化要求逐步提高，造成这类零部件通常具有较为复杂的结构或者特殊的曲面形状，为获得满足要求的尺寸精度，通常需要复杂的工艺流程。选区激光熔化（selective laser melting，SLM）是一种通过激光扫描粉末床、逐层构建零部件所需形状的工艺，有利于制备形状复杂的构件，对于零部件结构一体化成形具有独特的优势。

SLM工艺具有较高的冷却速率，可以获得较细的组织，从而提升材料强度和韧性[3]。通过SLM技术制备的GH4169合金在采用合适的热处理工艺之后，材料性能可以达到锻件水平[4-6]。目前随着SLM工艺应用的不断深化，一些大型构件正在逐渐采用SLM工艺进行制备[7-8]。而在研究中发现，采用SLM制备的合金的显微组织和性能会随着高度变化而变化[9-11]，这主要是由于不同高度下合金的凝固条件不同而造成的[12]。随着成形高度的增加，热输入无法完全通过基体散失，造成基体温度随成形高度增加而不断增加。并且，沿高度方向的组织差异可能会影响热处理过程中的组织演化，使得SLM构件在常规热处理工艺下组织及性能的调控难度增大[13]。这种沿高度变化的性能会影响零部件的服役能力及设计方案，对SLM工艺的应用推广造成一定的制约。

采用SLM制备的GH4169合金中，随成形高度增加，合金力学性能逐渐降低，并且晶粒尺寸、析出相和织构在不同高度均存在一定的差异[14]。同时，Bartels等[12]发现SLM制备的低合金钢的硬度随成形高度的增加而减小，并且能量输入越大，底部和顶部的硬度相差越大。Yao等[15]发现SLM制备的18Ni-300合金胞状组织尺寸随成形高度增加而增大，顶部和底部冷却速率的差异是造成胞状组织尺寸变化的主要因素。此外，这种沿高度方向上的组织差异不仅会影响打印态材料的性能，同样会对材料在热处理过程中的组织演化产生影响。对于SLM制备的GH4169合金而言，通常需要通过均匀化、固溶和时效等热处理工艺消除元素微偏析和Laves相，促进γ″强化相析出[16]。而打印态合金初始组织状态差异会影响热处理过程中的组织演化，尤其对于合金的再结晶行为会产生影响[17]。SLM工艺过程中，合金经历反复热循环，使得热影响区合金发生反复塑性变形，造成合金内具有较高的位错密度[18]。而不同高度热循环程度的差异会导致合金的塑性变形程度不同，影响残余应力的积累。Wang等[19]研究了热处理对不同高度SLM-In 718合金的蠕变性能的影响，发现热处理后In 718合金的蠕变性能随高度增加而降低，其再结晶程度和位错密度的差异是影响蠕变性能的关键因素。

目前，打印态GH4169合金在不同高度下的组织差异形成的原因，及其对热处理过程中组织演化及拉伸性能的影响仍有待深入研究。本工作采用SLM制备了GH4169合金，分析了不同高度打印态合金组织对热处理组织演化的影响，及显微组织对拉伸性能的影响机制。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

粉末原料使用等离子旋转电极雾化（plasma rotating electrode process，PREP）制备的GH4169合金粉末，其合金成分见表1。粉末形貌如图1(a)所示，PREP粉末主要呈球形，粉末球形度较高，卫星粉较少。粉末粒度分布如图1(b)所示，粉末的中位粒径为46 μm，与SLM成形层厚相当，有利于粉末的铺展。

表1 GH4169合金粉末成分（质量分数/%）

Table1 Composition of GH4169 alloy powder (mass fraction/%)

Cr	Fe	Mo	Nb	Ti	Al	Co	C	Ni
18.1	17.8	3.08	4.99	0.92	0.45	0.24	0.035	Bal.

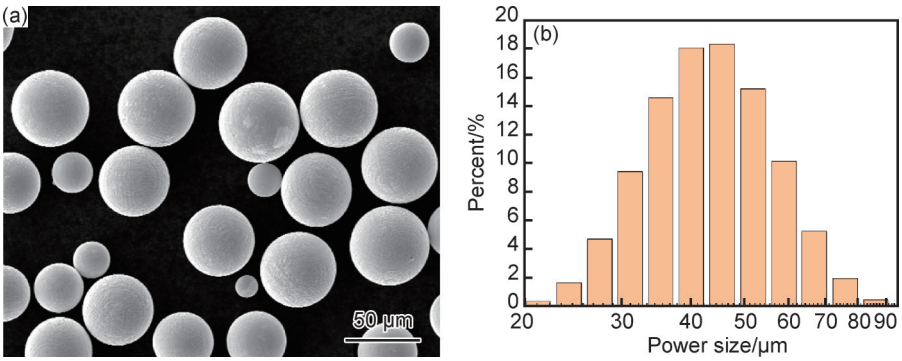


图1　GH4169合金粉末形貌(a)及粒径分布(b)

Fig.1　Powder morphology(a) and powder size distribution(b) of GH4169 alloy

1.2　实验方法

使用选区激光熔化成形设备(HANS M100型)制备GH4169合金块体。工艺参数设置激光功率为285 W、扫描速度为960 mm/s、层厚为0.04 mm、扫描间距为0.1 mm。扫描策略为条状扫描,扫描方向层间旋转67°。制备方形试样,其尺寸为30 mm×12 mm×30 mm,如图2(a)所示。将试样分为底、中、顶部,分别测试其显微组织及拉伸性能。同时,对底、中、顶部试样进行热处理,按以下热处理制度执行:1095 ℃/1 h空冷→955 ℃/1 h空冷→720 ℃/8 h→620 ℃/8 h空冷,并进行拉伸性能测试和显微组织表征。

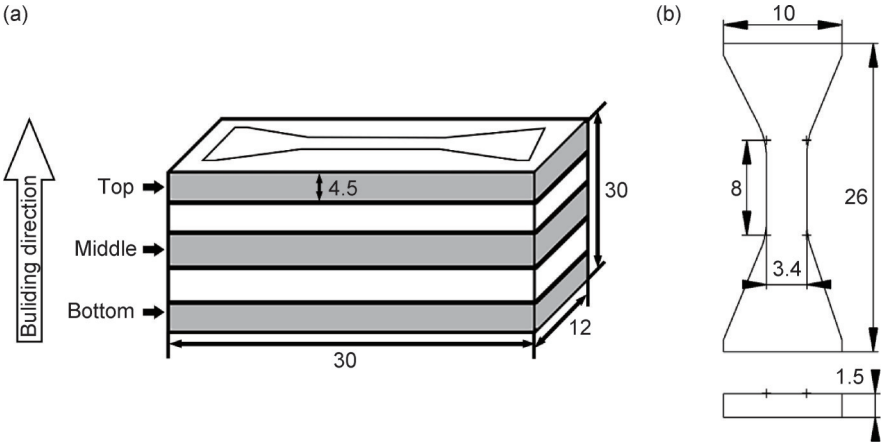


图2　GH4169合金试样示意图　(a)SLM成形试样;(b)拉伸试样

Fig.2　Schematic diagram of GH4169 alloy sample　(a)samples fabricated by SLM;(b)tensile sample

将用于显微组织表征的金相试样用2000#砂纸打磨,再用OPS抛光液(90%(体积分数,下同)OPS+10% H_2O_2)进行抛光,最后将抛光表面进行腐蚀,腐蚀液成分为2 g $CuCl_2$+40 mL HCl+40 mL C_2H_6O。采用Nova NanoSEM230型场发射扫描电子显微镜(scanning electron microscope,SEM)观察试样中的析出相。采用该电镜配备的Oxford电子背散射衍射(electron backscatter diffraction,EBSD)探头分析试样晶粒度、几何必须位错、织构等信息。用于EBSD分析的试样在机械研磨抛光之后,再振动抛光2 h,去除样品表面应力。采用JEOL F200型透射电子显微镜(transmission electron microscope,TEM)观察不同高度试样热处理后的析出相形貌。透射试样采用双喷制备,先将样品研磨至50 μm,再采用双喷仪将样品进行减薄,双喷液为80%$HClO_4$+20%CH_4O,温度为−25 ℃,电压为10 V。

采用图2(b)所示试样进行拉伸性能测试,在万能试验机(UTM5000型)上测试试样的室温拉伸性能,拉伸应变率为$10^{-3}\cdot s^{-1}$,不同高度的试样各测3组,取平均值计算试样的屈服强度、抗拉强度和伸长率。

2　结果与分析

2.1　打印态GH4169合金显微组织

图3为打印态GH4169合金不同高度的显微组织。从图中可见,SLM工艺下形成典型的枝晶形态,

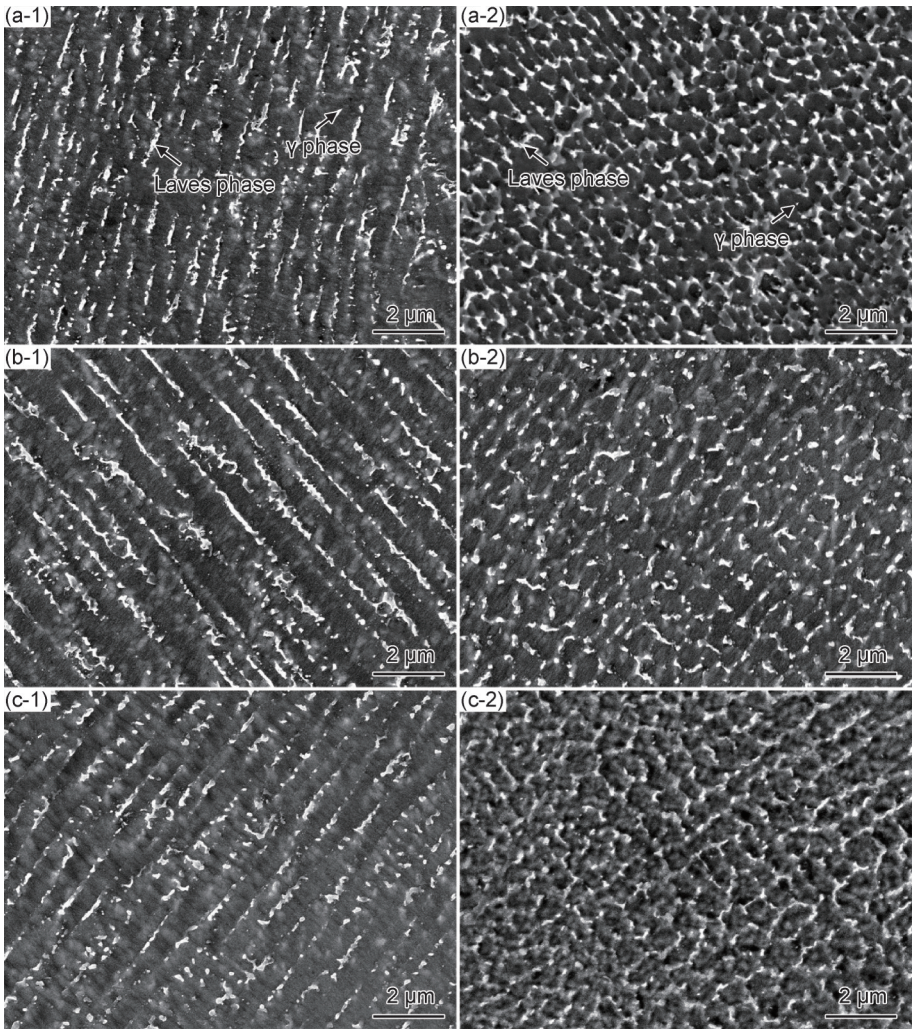


图3 打印态GH4169合金不同区域枝晶(1)及胞状(2)组织形貌
(a)底部;(b)中部;(c)顶部

Fig.3 Dendritic(1) and cellular(2) morphology of as-built GH4169 alloy at different area
(a)bottom;(b)middle;(c)top

主要包括枝晶干γ相和枝晶间Laves相,Laves相在枝晶间呈线性排列(图3(a-1),(b-1),(c-1))。高冷却速率使得一次枝晶间距较小[20-21],并且无二次枝晶臂生长,可以观察到由Laves相形成的胞状网格,如图3(a-2),(b-2),(c-2)所示。

图4为打印态GH4169合金不同区域的IPF图、KAM图及晶粒尺寸分布图。在各高度均可观察到条带状排列的晶粒,这主要是由于在SLM成形过程中,激光往复扫描熔化粉末床,熔池凝固形成了这种规则排列的晶粒形貌,如图4(a-1),(b-1),(c-1)。由图4(a-2),(b-2),(c-2)可以发现,打印态合金底部至顶部几何必须位错密度ρ_{ave}由7.57×10^{13} m^{-2}降低至6.73×10^{13} m^{-2},这可能是由于随着成形高度增加,热输入不断积累,在更高处成形的温度相对更高,相当于更高的基板预热温度,在一定程度上降低了合金在热循环过程中的塑性变形,从而减少了位错密度[10]。而不同高度的晶粒尺寸相近,均为14.5 μm左右(图4(a-3),(b-3),(c-3))。

图5为打印态GH4169合金不同高度的极图。随着高度增加,织构逐渐增强,在顶部最大织构强度为4.89,而底部仅为3.30。成形过程中的热流方向对SLM过程中晶粒生长及织构形成具有重要作用。扫描方向层间旋转67°可以使层间热流方向发生偏转,有效降低合金内的织构强度[22]。但顶部和底部凝固条件的差异仍会影响熔池内热流,改变晶粒生长方式。底部由于接近基板,成形层通过基板向四周散热的能力较强,热流方向在空间分布较为均匀,晶粒定向生长的趋势较弱。而随着成形高度增加,在已成形合金中会形成沿高度方向的温度梯度,从而促进热流沿高度方向向下传递,导致更多晶粒沿高度方向生长,因此顶部的织构强度相对更高。

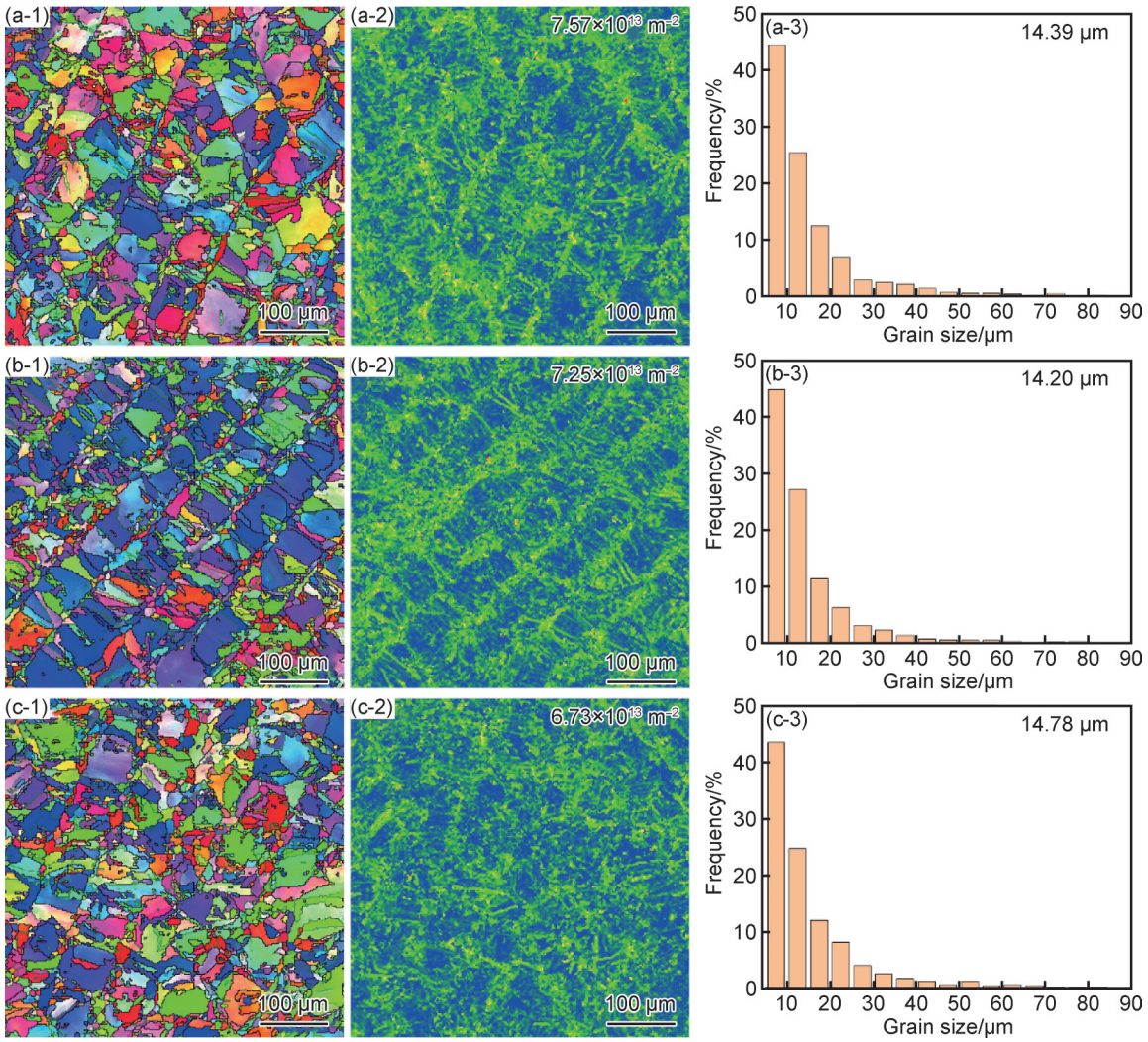


图4　打印态GH4169合金不同区域IPF图(1)、KAM图(2)和晶粒尺寸分布图(3)

(a)底部;(b)中部;(c)顶部

Fig.4　IPF maps(1), KAM maps(2) and grain size distribution(3) of as-built GH4169 alloy at different area

(a)bottom;(b)middle;(c)top

2.2　热处理态GH4169合金显微组织

图6为热处理后GH4169合金不同高度的显微组织。在热处理后枝晶组织及Laves相消失,并且在晶界及晶内形成了大量针状和短棒状的δ相。底部和中部晶粒尺寸较大,晶界δ相主要呈短棒状,并且可以观察到孪晶,这可能是由于在热处理过程中发生了再结晶和晶粒长大,如图6(a),(b)所示。而顶部的晶粒尺寸相对底部较小,并且在晶界处可以观察到针状和短棒状δ相,如图6(c)所示。在热处理后晶内形成了γ″析出相(图6(d),(e)),采用ImageJ软件逐一分析γ″析出相的长、宽及面积,并计算得平均长度、长宽比和面积分数(γ″相总面积/视场面积)。底部和顶部析出相尺寸及含量统计见表2,顶部的γ″相含量相对底部较低,这可能是由于顶部晶界面积较大,晶界δ析出相含量更高,消耗了较多Nb元素,造成顶部晶内γ″相析出量减少。

为进一步明确热处理对不同高度GH4169合金显微组织的影响,分析了底部、中部和顶部的晶粒形貌、孪晶和晶粒度,如图7所示。在热处理后底部和中部的晶粒转变为等轴晶,并且晶粒尺寸(d_{ave})分别增大至28.70 μm(底部)和29.25 μm(中部),同时形成了大量退火孪晶。而顶部的晶粒形貌相对打印态无明显变化,晶粒均呈条带状排列,晶粒尺寸也与打印态一致,并且没有孪晶形成。

图8为热处理后GH4169合金不同高度的局部取向差(kernel average misorientation,KAM)和再结晶程度。可以发现在底部和中部几乎发生了完全再结晶,几何必须位错密度显著降低,再结晶程度可达87.8%。而顶部再结晶程度较低,仅为34.1%,顶部几何位错密度比底部高约3倍。再结晶程度的差异可能是由于打

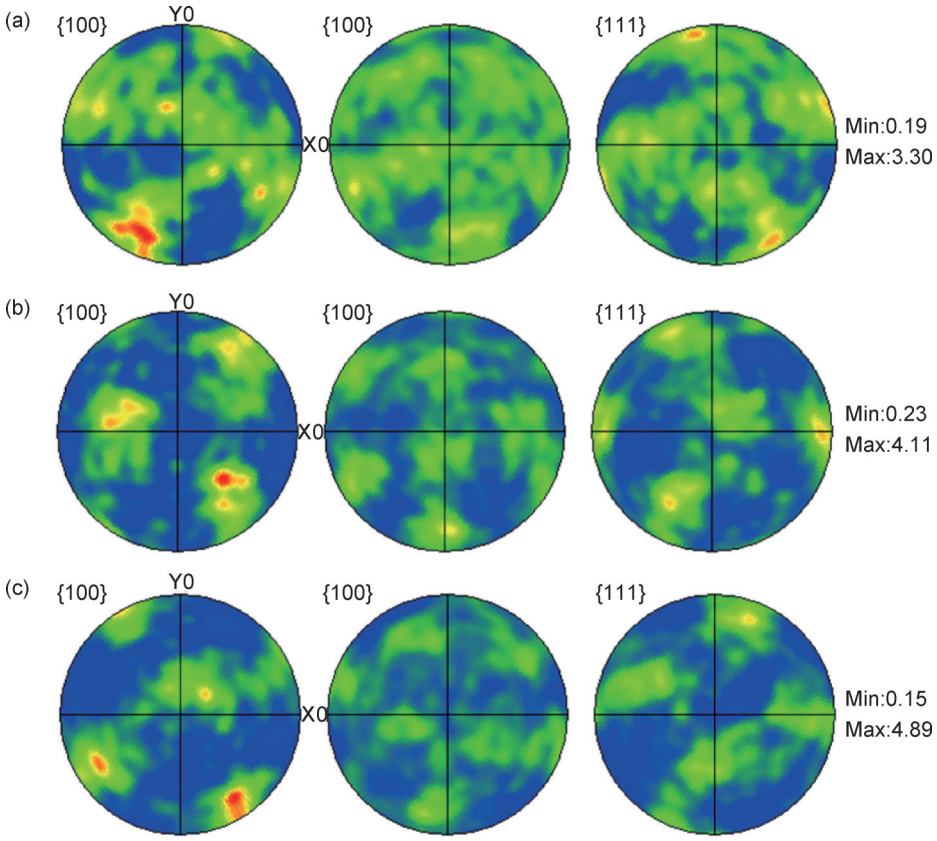


图5 打印态GH4169合金不同区域极图 (a)底部;(b)中部;(c)顶部

Fig.5 Pole figures of as-built GH4169 alloy at different area (a)bottom;(b)middle;(c)top

印态合金的塑性变形量存在差异,底部和中部经历热循环次数较多,热影响区发生了反复塑性变形,造成该部位位错密度较高,有利于合金发生再结晶[18]。而顶部由于经历的热循环次数相对较少,塑性变形程度低,位错密度相对较低,因此合金再结晶趋势减弱[17]。

2.3 热处理前后GH4169合金室温拉伸性能

图9为打印态GH4169合金不同高度室温拉伸性能。打印态合金底部和中部室温拉伸强度相近,屈服强度($\sigma_{0.2}$)约为850 MPa。而顶部屈服强度相对较低,约为780 MPa。不同位置试样的抗拉强度(σ_s)约为1120 MPa,伸长率(δ)可达约26%以上。打印态合金顶部位错密度相对较低,造成顶部强度略低于中部和底部。

图10为打印态GH4169合金顶部拉伸后的显微组织。在顶部的拉伸断口可观察到较细的韧窝,以及断裂的枝晶形貌,材料主要为穿晶韧性断裂,如图10(a)~(c)所示。在拉伸变形区可以观察到熔池边缘存在微孔聚集(图10(d)),这主要是由于熔池搭接处的结合相对较弱,在变形过程中该处易形成缺陷。由图10(e),(f)可以看出,变形后晶粒被拉长,并且织构强度显著增加。

热处理后合金强度上升,不同高度合金的强度趋于一致,其屈服强度约为1150 MPa、抗拉强度约为1430 MPa,如图11所示。热处理可以有效降低打印态GH4169合金拉伸性能在高度方向的不均匀性,但热处理后顶部和底部的显微组织存在较明显的差异。

图12为热处理后GH4169合金顶部拉伸后显微组织。拉伸断口呈现沿晶断裂的形貌,并且韧窝尺寸比打印态材料的更大(图12(a),(b))。在图12(c),(d)中可以观察到二次裂纹沿晶界扩展,析出相在晶界聚集提高了晶界处的应力集中,造成变形时晶界成为薄弱处产生裂纹[23]。在变形后晶粒形貌未发生明显变化,并且材料织构与拉伸前基本一致。

3 分析讨论

3.1 成形高度对GH4169合金再结晶的影响

SLM工艺制备的GH4169合金热处理后再结晶程度在不同高度下呈现明显不同的趋势,底部和中部的再结晶程度较高(图8(a-2),(b-2)),并且形成了大量的退火孪晶。而顶部则几乎没有发生再结晶(图8(c-2)),晶粒尺寸和形貌与打印态基本一致。通常,当

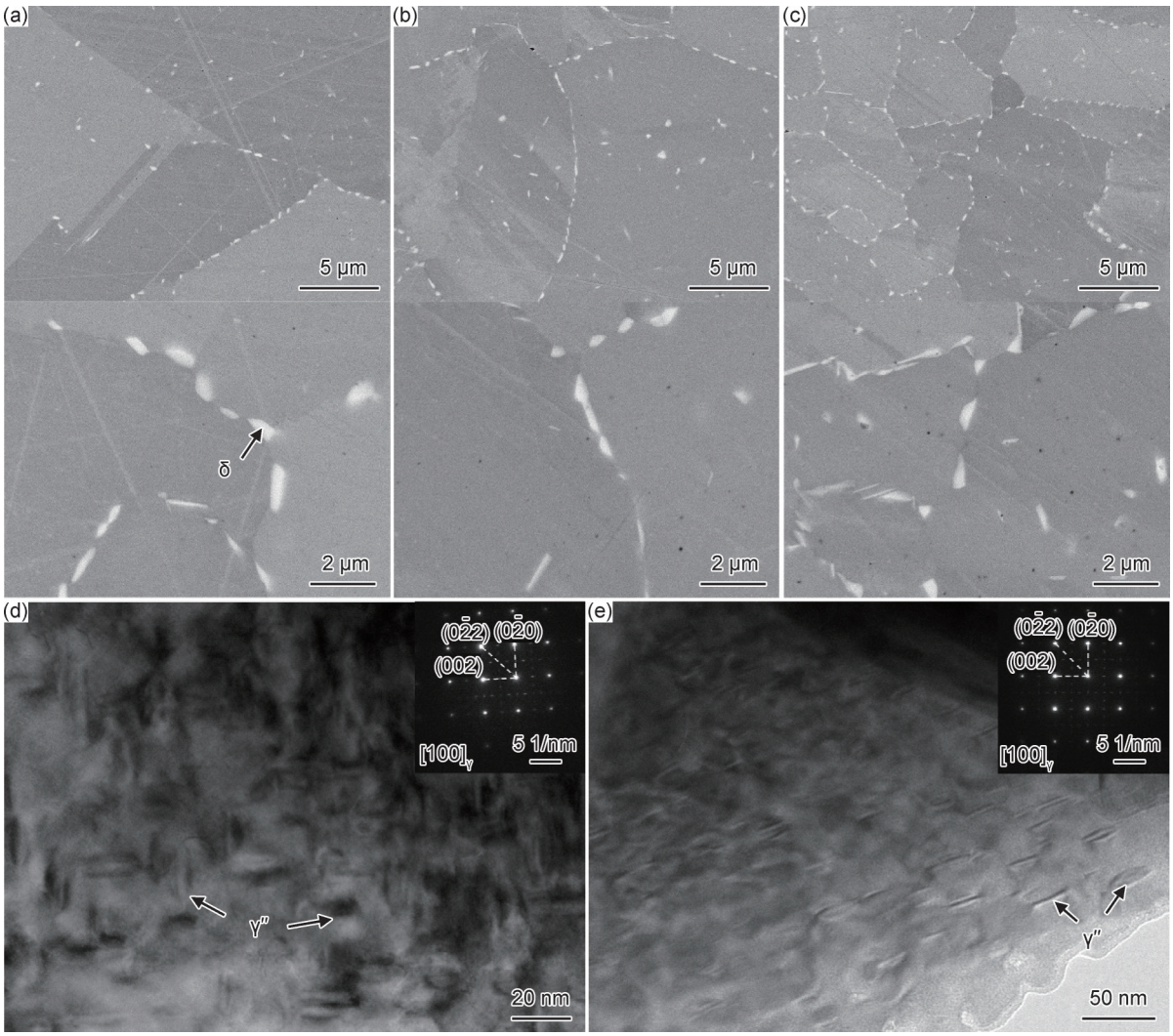


图6　热处理态GH4169合金不同区域微观组织

(a)底部δ相形貌图;(b)中部δ相形貌图;(c)顶部δ相形貌图;(d)底部TEM图像;(e)顶部TEM图像

Fig.6　Mirostructures of GH4169 alloy after heat treatment at different area

(a)morphology of δ phase at the bottom;(b)morphology of δ phase at the middle;(c)morphology of δ phase at the top;

(d)TEM image of the bottom;(e)TEM image of the top

表2　热处理态GH4169不同区域γ″相尺寸与含量

Table2　Size and content of γ″ phase in GH4169 alloy after heat treatment at different area

Position	Length/nm	Aspect ratio	Content/%
Top	20.4	2.7	6.6
Bottom	16.7	2.6	13.2

金属的达到一定程度的塑性变形时,经高温热处理后才可能发生再结晶,而塑性变形程度越大,所需要的再结晶温度越低[24]。在SLM工艺中,材料的塑性变形主要由热循环造成,热影响区的合金会经历反复加热冷却,造成每一次热循环都会发生一定的塑性变形积累。不同高度GH4169合金的再结晶程度差异则可能是由于各部位再结晶驱动力不同而造成的。

在同一热处理温度下,再结晶驱动力P主要有三个影响因素:位错密度ρ,晶界曲率半径尺寸r和析出相R[17,24]。其中,由变形储能引起的再结晶驱动力P_ρ如式(1)所示:

$$P_\rho=\frac{Gb^2\rho}{2} \tag{1}$$

式中:G为剪切模量,76 GPa;$\boldsymbol{b}$为柏式矢量长度,0.25 nm。由晶界曲率影响的驱动力P_c如式(2)所示:

$$P_c=\frac{2\gamma}{r} \tag{2}$$

式中:γ为晶界能(1.2 J/m^2[25]);r为晶界曲率半径。由析出相影响的驱动力P_d如式(3)所示

$$P_d=\frac{3f\gamma}{2R} \tag{3}$$

式中:f为析出相体积分数。对于打印态GH4169合金,其析出相主要为Laves相,并且在热处理过程中,

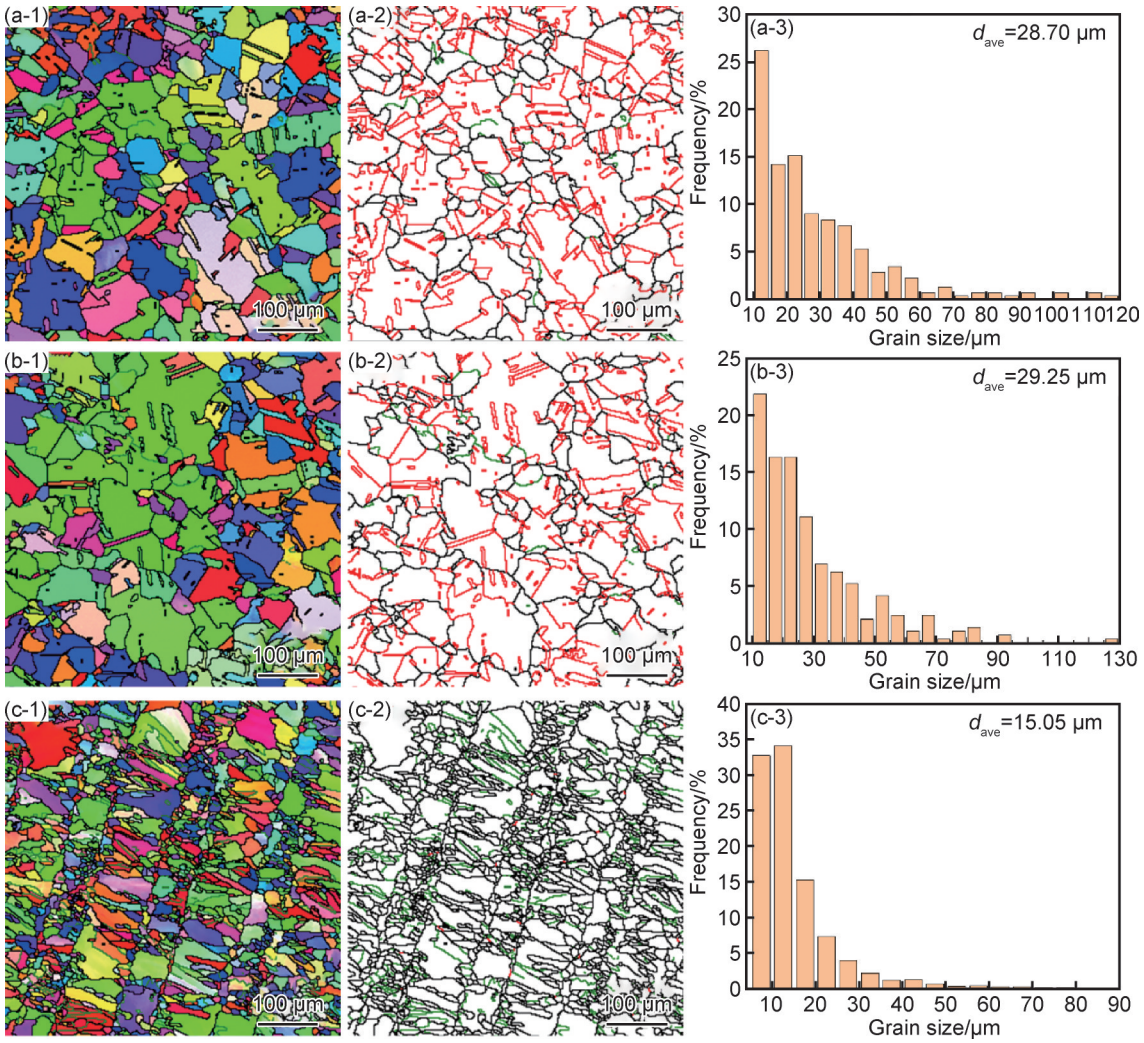


图 7 热处理态 GH4169 合金不同区域 IPF 图(1)、晶界图(2)和晶粒尺寸分布图(3)

(a)底部;(b)中部;(c)顶部

Fig.7 IPF map (1), grain boundry map (2) and grain size distribution (3) of GH4169 alloy after heat treatment at different area

(a)bottom; (b)middle; (c)top

大部分 Laves 相会固溶于基体[26],因此 P_d 对再结晶驱动力的影响可忽略。此外,由图 4 可知不同高度的 GH4169 合金晶粒尺寸相近,故 P_c 对不同高度试样再结晶的影响基本一致。因此,造成合金不同高度再结晶程度不一致的主要原因是位错密度的差异。基于图 4 中统计的几何必须位错计算得到不同高度的再结晶驱动力 P_ρ,如表 3 所示。底部的再结晶驱动力约为 0.513 MPa,而顶部的再结晶驱动力约为 0.485 MPa。

底部和顶部再结晶驱动力的差异主要由位错密度引起,而位错密度的差异与热循环及金属基体温度有关。其中底部和中部经历的热循环次数较多,热影响区合金发生的塑性变形程度较高,积累了相对较高的位错密度[27]。而顶部材料经历的热循环次数相对较少,材料的塑性变形量相对底部和中部较低,因此位错密度比底部和中部的更低。此外,由于热量在成形过程中会不断积累,造成金属基体温度随成形高度增加而逐渐增加,而热影响区的材料在单次加热冷却过程中的变形量 $\Delta\varepsilon$ 可由以式(4)估算[18]:

$$\Delta\varepsilon = \alpha \times \Delta T \tag{4}$$

式中:α 为热膨胀系数;ΔT 为热影响区温度变化量。在底部由于基板温度相对较低,热影响区合金的单次变形较大。而随着高度增加,基体温度逐渐增加,因此顶部合金的单次变形量相对较少,同时较少的热循环次数进一步降低了顶部的位错密度。

3.2 热处理对 GH4169 合金拉伸性能的影响

打印态 GH4169 合金的拉伸性能随高度增加而减小(图 9(a)),这可能是由于不同高度热循环过程存在差异,造成合金内位错密度、析出相尺寸含量等不一致,从而影响合金力学性能。热处理后不同高度合金的力学性能趋于一致,强度差异较小(图 11),然而合

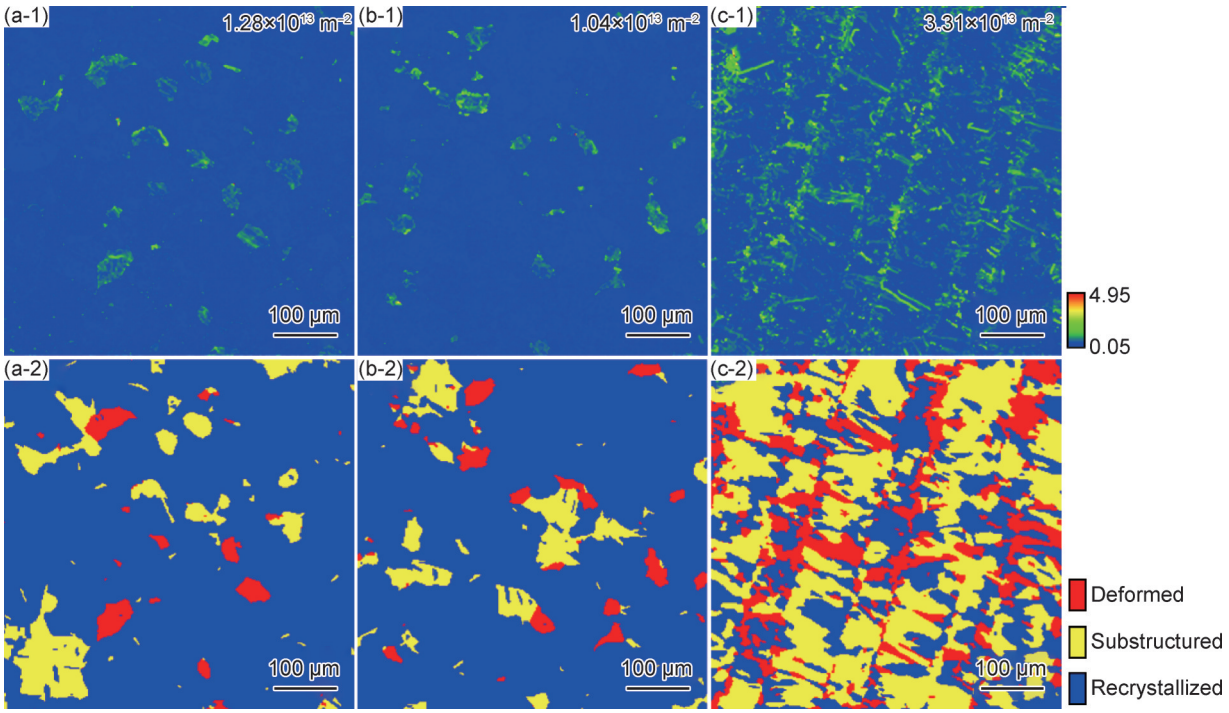


图8　热处理态GH4169合金不同区域KAM图(1)与再结晶图(2)

(a)底部;(b)中部;(c)顶部

Fig.8　KAM map(1) and recrystallization map(2) of GH4169 alloy after heat treatment at different area

(a)bottom;(b)middle;(c)top

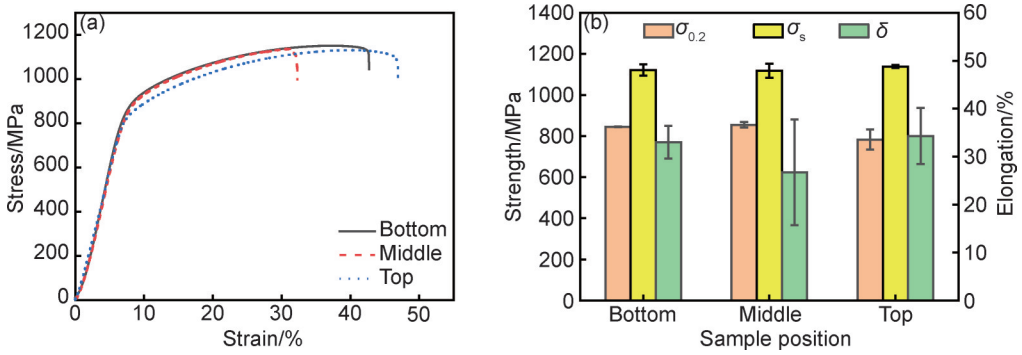


图9　打印态GH4169合金不同高度拉伸应力-应变曲线(a)与性能统计图(b)

Fig.9　Tensile stress-strain curves(a) and performace statistic(b) of as-built GH4169 alloy at different heights

金晶粒尺寸、形貌、析出相含量、位错密度等在热处理过程中均存在不同程度的变化(图(7)和图(8)),显微组织对合金拉伸性能的影响主要通过强化机制体现。热处理态GH4169合金的强化机制主要包括本征强度、固溶强化、晶界强化、位错强化和沉淀强化。其中本征强度和固溶强化在同种热处理条件下通常具有相近的强化效果[28],而晶界强化效应(σ_D)[29]和位错强化效应($\Delta\sigma_b$)[30]可分别由式(5)、(6)计算:

$$\sigma_D = \frac{k_{HP}}{\sqrt{d}} \tag{5}$$

$$\Delta\sigma_b = BMbG\sqrt{\rho} \tag{6}$$

式中:d为晶粒尺寸;k_{HP}、B、M分别为Hall-Petch系数(710 MPa/μm$^{0.5}$)、基于晶体结构的比例系数(0.2)和泰勒因子(3.15)。基于图7中晶粒尺寸可得到底部的晶界强化效应约为42.8 MPa,而顶部的晶界强化效应约为68.9 MPa。基于底部和顶部的几何必须位错密度,可估计底部的位错强化效应约为132.5 MPa,顶部的位错强化效应约为183.0 MPa。

热处理后GH4169合金的沉淀强化主要由γ″相提供,沉淀强化机制可分为切过机制和绕过机制。热处理后底部和顶部的γ″相尺寸约为20 nm,因此沉淀强化机制主要为切过机制[28]。切过机制影响沉淀强化效应可由式(7)计算[28]:

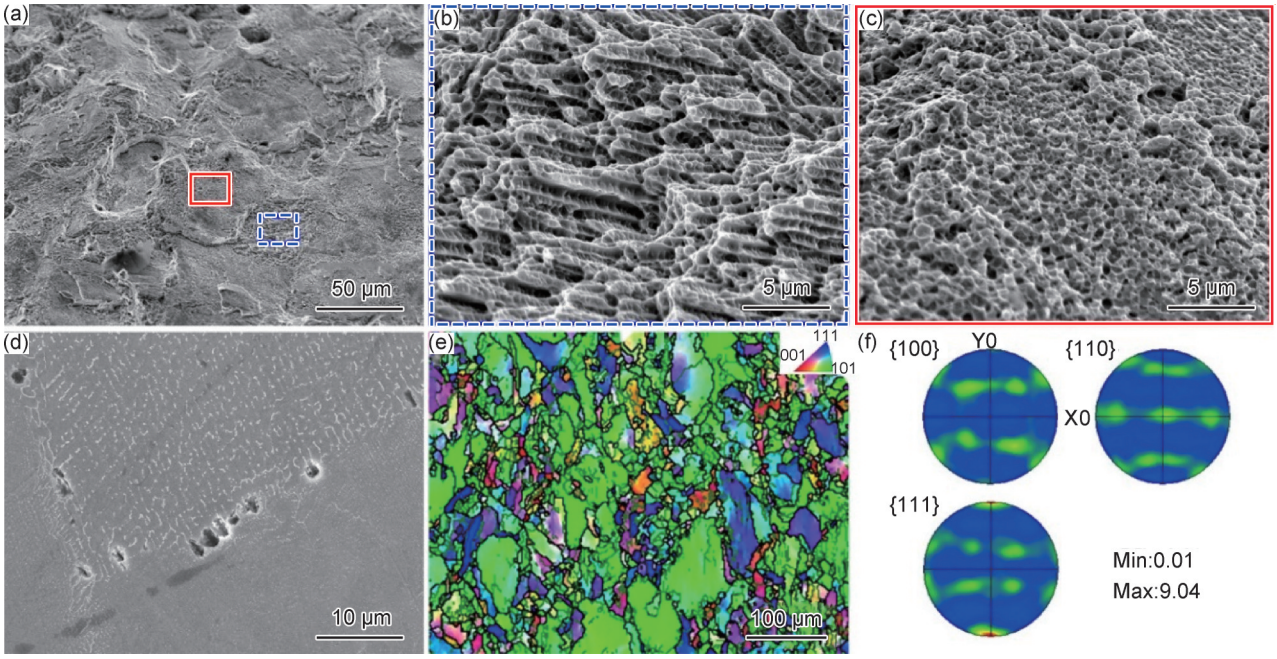


图 10　打印态 GH4169 合金顶部拉伸后微观组织

(a)～(c)断口形貌;(d)变形区微观组织;(e)变形区 IPF 图;(f)变形区极图

Fig.10　Microstructures of as-built GH4169 alloy at top after tensile test

(a)-(c)fracture morphology;(d)microstructure at deformation zone;(e)IPF map at deformation zone;(f)pole figure at deformation zone

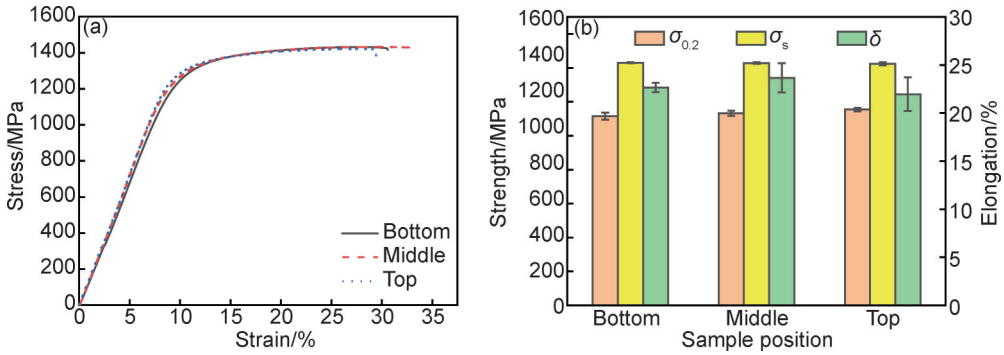


图 11　热处理态 GH4169 不同高度拉伸应力-应变曲线(a)与性能统计图(b)

Fig.11　Tensile stress-strain curves (a) and performace statistic (b) of GH4169 alloy after heat treatment at different heights

$$\Delta\sigma_{\gamma''}=M\left(\frac{\gamma_{\mathrm{APB}}}{2b}\right)\left\{\left[\frac{4\gamma_{\mathrm{APB}}fR}{\pi\mathrm{T}}\left(\frac{\sqrt{6}}{3A}\right)^{1/2}\right]^{1/2}-\beta f\right\} \quad (7)$$

式中:γ_{APB} 为反相畴界能,296 mJ·m^2;T 为位错线张力,0.5 Gb^2;β 为基于析出相形态的系数,1/3;f 为析出相含量;A 为析出相长宽比;R 为γ″相长度的一半。由式(7)计算可得底部的沉淀强化效应约为 501.8 MPa,而顶部的沉淀强化效应约为 416.5 MPa。综合考虑以上强化机制可以发现,顶部的位错强化和晶界强化效应比底部高约 76.6 MPa,而底部的沉淀强化效应比顶部高约 85.3 MPa。因此,在热处理后底部和顶部显微组织存在一定差异的条件下,合金的强度最终仍保持在相近的水平。

4　结论

(1)打印态合金显微组织以γ相和 Laves 相为主,Laves 相于枝晶间线形排列。随成形高度增加,合金内几何必须位错密度减小。这可能是由于顶部经历的热循环次数较少,使得这部分合金的总塑性变形量相对较小,因此位错密度相对较低。

(2)热处理后合金底部和中部的再结晶程度达到 87.8%,而顶部的再结晶程度仅为 34.1%。再结晶程度的差异主要源于底部和顶部位错密度的不同造成再结晶驱动力不一致,底部较高的位错密度增加了再结晶驱动力,使得在热处理过程中更容易发生再结晶。

(3)打印态 GH4169 合金底部和中部的屈服强度

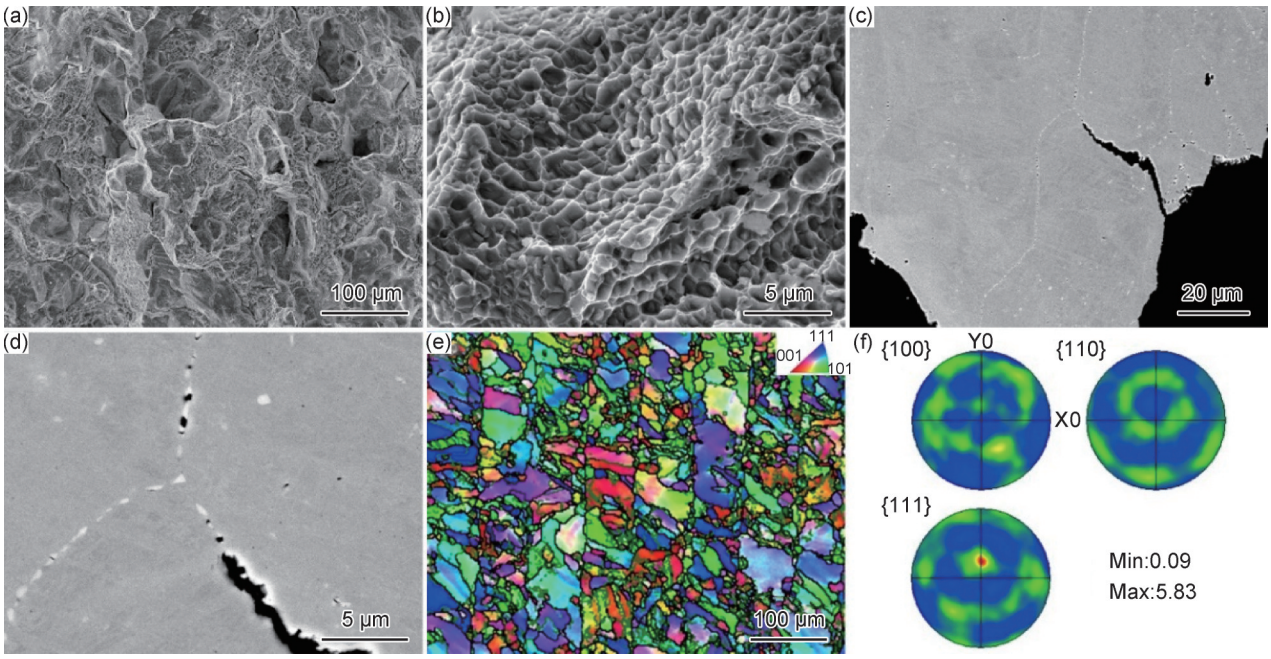


图 12　热处理态GH4169合金顶部拉伸后微观组织

(a)～(c)断口形貌;(d)拉伸变形区微观组织;(e)变形区IPF图;(f)变形区极图

Fig.12　Microstructures of GH4169 alloy heat treated at top after tensile test

(a)-(c)fracture morphology;(d)microstructure at deformation zone;(e)IPF map at deformation zone;(f)pole figure at deformation zone

表 3　不同区域GH4169合金再结晶驱动力

Table 3　Recrystallization driving force of GH4169 alloy at different area

	r/μm	P_c/MPa	ρ/m^{-2}	P_ρ/MPa	P/MPa
Bottom	7.20	0.333	7.57×10^{13}	0.180	0.513
Middle	7.10	0.338	7.25×10^{13}	0.169	0.507
Top	7.39	0.325	6.73×10^{13}	0.160	0.485

约为850 MPa,而顶部为780 MPa。热处理后不同高度的屈服强度趋于一致,约为1150 MPa。热处理后由于再结晶程度差异,造成底部析出相较多,沉淀强化效应强。而顶部晶粒尺寸细、位错密度高,晶界强化和位错强化较强,以上综合效应导致底部和顶部热处理后强度趋于一致。

参考文献

[1] TAN L, WANG G, GUO Y, et al. Additively manufactured oxide dispersion strengthened nickel-based superalloy with superior high temperature properties[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2020, 15(sup1): 555-569.

[2] OZER S, BILGIN G M, DAVUT K, et al. Effect of post fabrication aging treatment on the microstructure, crystallographic texture and elevated temperature mechanical properties of IN718 alloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 306: 117622.

[3] WANG G, HUANG L, TAN L, et al. Effect of yttrium addition on microstructural evolution and high temperature mechanical properties of Ni-based superalloy produced by selective laser melting [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 859: 144188.

[4] LIU B, DING Y, XU J, et al. Outstanding strength-ductility synergy in Inconel 718 superalloy *via* laser powder bed fusion and thermomechanical treatment[J]. Additive Manufacturing, 2023, 67: 103491.

[5] 孙勇飞,向超,张涛,等.选区激光熔化GH4169高温合金的微观组织和力学性能[J].金属学报,2025,61(12):1829-1844.
SUN Y F, XIANG C, ZHANG T, et al. Microstructures and mechanical properties of GH4169 superalloy manufactured by selective laser melting[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2025, 61(12): 1829-1844.

[6] 石磊, 雷力明, 王威, 等. 热等静压/热处理工艺对激光选区熔化成形GH4169合金微观组织与拉伸性能的影响[J]. 材料工程, 2020, 48(6): 148-155.
SHI L, LEI L M, WANG W, et al. Effect of hot isostatic pressing/heat treatment process on microstructure and tensile properties of GH4169 alloy formed by laser selective melting[J]. Journal of Materials Engineering, 2020, 48(6): 148-155.

[7] JIMENEZ ABARCA M, DARABI R, DE SA J C, et al. Multi-scale modeling for prediction of residual stress and distortion in Ti-6Al-4V semi-circular thin-walled parts additively manufactured by laser powder bed fusion (LPBF)[J]. Thin-Walled Structures, 2023, 182: 110151.

[8] 王会杰, 崔照雯, 孙峰, 等. 激光选区熔化成形技术制备高温合金GH4169复杂构件[J]. 粉末冶金技术, 2016, 34(5): 368-372.
WANG H J, CUI Z W, SUN F, et al. Preparation of complex components of superalloy GH4169 by laser selective melting form-

ing technology[J]. Powder Metallurgy Technology, 2016, 34(5): 368-372.
[9] EVERETT R K, DUFFY M E, STORCK S M, et al. A variogram analysis of build height effects in an additively manufactured $AlSi_{10}Mg$ part[J]. Additive Manufacturing, 2020, 35: 101306.
[10] MOHR G, ALTENBURG S J, HILGENBERG K. Effects of inter layer time and build height on resulting properties of 316L stainless steel processed by laser powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2020, 32: 101080.
[11] 刁威, 杜磊, 汪彦博, 等. 选区激光熔化 Ti_6Al_4V 合金的各向异性[J]. 材料研究学报, 2022, 36(3): 231-240.
DIAO W, DU L, WANG Y B, et al. Anisotropy of Ti_6Al_4V alloy melted by selective laser[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2022, 36(3): 231-240.
[12] BARTELS D, NOVOTNY T, ALBERT M, et al. Effect of volumetric energy density and part height on the material properties of low-alloyed steels manufactured by laser-based powder bed fusion of metals[J]. Advanced Engineering Materials, 2023, 25(21): 2300009.
[13] LI L, LIU F, NIE S, et al. Effect of thermal cycling on grain evolution and micro-segregation in selective laser melting of FGH96 superalloy[J]. Metals, 2023, 13(1): 121-134.
[14] ZHANG B, WANG P, CHEW Y, et al. Mechanical properties and microstructure evolution of selective laser melting Inconel 718 along building direction and sectional dimension[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 794: 139941.
[15] YAO Y, WANG K, WANG X, et al. Microstructural heterogeneity and mechanical anisotropy of 18Ni-330 maraging steel fabricated by selective laser melting: the effect of build orientation and height[J]. Journal of Materials Research, 2020, 35(15): 2065-2076.
[16] ZHOU F, HU X, ZHOU Y, et al. Effects of post-heat treatment on anisotropic mechanical properties of laser additively manufactured IN718[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 877: 145144.
[17] CHEN K, LI H, LIM C H, et al. Fine grains within narrow temperature range by tuning strain-induced boundary migration dominated recrystallization for selective laser melted Inconel 718[J]. Scripta Materialia, 2022, 219: 114882.
[18] DONG X, ZHOU Y, QU Y, et al. Recrystallization behavior and grain boundary character evolution in Co-Cr alloy from selective laser melting to heat treatment[J]. Materials Characterization, 2022, 185: 111716.
[19] WANG Y C, WANG L Y, ZHANG B, et al. Building height-related creep properties of Inconel 718 superalloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 854: 143861.
[20] ZHANG S, WANG L, LIN X, et al. The formation and dissolution mechanisms of Laves phase in Inconel 718 fabricated by selective laser melting compared to directed energy deposition and cast [J]. Composites Part B: Engineering, 2022, 239: 109994.
[21] AMIRJAN M, BOZORG M, SAKIANI H. Investigation of microstructure and corrosion behavior of IN718 superalloy fabricated by selective laser melting[J]. Materials Chemistry and Physics, 2021, 263: 124368.
[22] MARATTUKALAM J J, KARLSSON D, PACHECO V, et al. The effect of laser scanning strategies on texture, mechanical properties, and site-specific grain orientation in selective laser melted 316L SS[J]. Materials and Design, 2020, 193: 108852.
[23] ZHANG S, WANG L, LIN X, et al. Precipitation behavior of δ phase and its effect on stress rupture properties of selective laser-melted Inconel 718 superalloy[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 224: 109202.
[24] DEIRMINA F, ADEGOKE O, DEL COL M, et al. Effect of layer thickness, and laser energy density on the recrystallization behavior of additively manufactured Hastelloy X by laser powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing Letters, 2023, 7: 100182.
[25] GUAN H, JIANG W, LU J, et al. Precipitation of δ phase in Inconel 718 superalloy: the role of grain boundary and plastic deformation[J]. Materials Today Communications, 2023, 36: 106582.
[26] SINGH V K, SAHOO D, AMIRTHALINGAM M, et al. Dissolution of the Laves phase and δ-precipitate formation mechanism in additively manufactured Inconel 718 during post printing heat treatments[J]. Additive Manufacturing, 2024, 81: 104021.
[27] MUKHERJEE T, ZHANG W, DEBROY T. An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing [J]. Computational Materials Science, 2017, 126: 360-372.
[28] ZHANG S, LIN X, WANG L, et al. Strengthening mechanisms in selective laser-melted Inconel718 superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 812: 141145.
[29] SUI S, TAN H, CHEN J, et al. The influence of Laves phases on the room temperature tensile properties of Inconel 718 fabricated by powder feeding laser additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2019, 164: 413-427.
[30] DIXIT S, LIU S, SMITH P M, et al. Effects of scan rotation angle and build orientation on mechanical anisotropy in additive manufacturing 316L stainless steel[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 129: 122-133.

基金项目:中国航发产学研项目(HFZL2022CXY029);湖南省十大技术攻关项目(2024GK1080)
收稿日期:2025-02-25;**录用日期**:2025-04-08
通讯作者:谭黎明(1990—),男,副教授,博士,研究方向为高温合金、粉末合金、增材制造等,联系地址:湖南省长沙市岳麓区麓山南路932号(410083),E-mail:limingtan@csu.edu.cn

(本文责编:张宝玲)