

激光与光电子学进展

氧化铝对 SLM 成型 18Ni300 模具钢力学性能的影响

张海青¹, 游良涛¹, 程忠辉², 石磊³, 刘平³, 李志祥^{1*}¹中国科学院宁波材料技术与工程研究所先进纳米材料与器件实验室, 浙江 宁波 315201;²浙江大学光电科学与工程学院, 浙江 杭州 310027;³浙江省冶金研究院有限公司研发部, 浙江 杭州 310015

摘要 在雾化制粉过程中,坩埚熔蚀形成纳米夹杂物是难以避免的。采用选择性激光熔融设备对添加有纳米氧化铝粉的 18Ni300 模具钢粉进行 3D 打印,研究纳米氧化铝添加量对成型件组织和力学性能的影响规律,确定杂质的容忍限度,为雾化制粉提供决策依据。研究表明,当纳米氧化铝添加量(质量分数)不高于 1% 时,打印态样件及低温时效热处理态样件中未发现第二相偏析现象;当纳米氧化铝添加量高于 1% 时,出现了 Ni₃(Al, Ti)和 Al₂O₃偏析相,内部裂纹和球形气孔数量增加,成型件的力学性能下降。添加 1% 纳米氧化铝的时效热处理态样件的抗拉强度最大,为 1658 MPa。

关键词 激光技术; 18Ni300 模具钢; Al₂O₃; 3D 打印; 增材制造

中图分类号 O436

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202158.2316002

Effect of Alumina Addition on Mechanical Properties of 3D-Printed 18Ni300 Die Steel

Zhang Haiqing¹, You Liangtao¹, Cheng Zhonghui², Shi Lei³, Liu Ping³, Li Zhixiang^{1*}¹Laboratory of Advanced Nanomaterials and Devices, Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo, Zhejiang 315201, China;²College of Optoelectronic Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou, Zhejiang 310027, China;³Research and Development Department, Zhejiang Metallurgical Research Institute Company Limited, Hangzhou, Zhejiang 310015, China

Abstract It is difficult to avoid the development of nano inclusions by crucible erosion during gas atomization process. Selective laser melting equipment was used to print 18Ni300 die steel powder with nanoalumina powder. The effects of nanoalumina powder additions on microstructure and mechanical properties of 3D-printed samples were studied to determine the tolerance limit for atomization pulverization. When the nanoalumina addition (mass fraction) is less than 1%, the second phase segregation is not detected for printed or low-temperature annealed samples. When more than 1% nanoalumina is added, the Ni₃(Al, Ti) and Al₂O₃ segregation phases appear, and the number of internal cracks and spherical pores increases, decreasing in mechanical properties. The annealed sample containing 1% nanoalumina has the maximum tensile strength of 1658 MPa.

Key words laser technique; 18Ni300 die steel; Al₂O₃; 3D-print; additive manufacturing

OCIS codes 160.3900; 350.3850

收稿日期: 2021-03-04; 修回日期: 2021-03-26; 录用日期: 2021-04-01

基金项目: 浙江省重点研发计划(2019C01089)、宁波市自然科学基金(2018A610167, 2018A610322)

通信作者: *lzxiang@nimte.ac.cn

1 引言

增材制造(AM, 俗称“3D 打印”)是一种采用层层叠加方式制备三维实体的制造方法, 具有准备周期短、加工自由度高、原料可回收等诸多优点, 受到了国内外的广泛关注^[1-3]。金属增材制造可以直接制备具有实用功能的器件。随着原材料和设备成本的降低, 金属增材制造近年来获得了高速发展。目前, 金属增材制造的材料主要包括钛合金、镍合金、铝合金和钢铁等^[4-6]。

18Ni300 是一种低碳、时效硬化性马氏体钢, 具有较好的力学性能和耐蚀性, 已被广泛应用于航空、海洋、汽车和模具等领域^[7]。针对 18Ni300 模具钢的时效硬化特性, 目前该钢 3D 打印的研究重点主要集中在优化打印工艺参数和后处理工艺上, 以提高材料的拉伸强度和断裂韧性^[7-13]。所查资料显示, 目前针对纳米添加物对打印件性能影响的研究还相对较少^[14]。目前, 3D 打印用高端金属粉主要依靠进口。模具钢粉在气雾化制备过程中难免存在因坍塌熔蚀而形成的纳米夹杂物, 因此, 无论是从理论研究还是从现实需求出发, 都有必要加强纳米添加物对 18Ni300 模具钢打印件结构和性能影响规律的研究。

本研究团队以气雾化 18Ni300 模具钢粉为原料, 通过机械共混的方式引入纳米氧化铝, 采用粉末床激光熔融工艺进行样件的 3D 打印成型, 然后研究了纳米氧化铝添加量对打印件力学性能的影响规律, 并通过微观结构表征, 确定了氧化铝提高或降低打印件力学性能的原因。

2 样件制备与表征

2.1 样件制备

采用浙江省冶金材料研究院有限公司生产的 18Ni300 模具钢粉(粒径为 15~53 μm)和上海麦克林生化科技有限公司生产的分析纯级纳米氧化铝(粒径为 30 nm)为原料。将 18Ni300 粉与纳米氧化铝粉(混合粉末中氧化铝粉的质量分数分别为 1%、1.5% 和 2.0%)加入高混机中混合 30 min, 混匀后采用 200 目不锈钢筛网进行筛分; 然后在宁波匠心快速成型技术有限公司生产的选择性激光熔融设备上 3D 打印, 激光功率在 120~200 W 之间可调, 扫描速度固定在 1000 mm/s, 线间距为 80 μm , 层厚为 30 μm 。采用线切割将打印样件与打印基板分离。对样件进行超声清洗, 一部分样件在氩气保

护气氛下进行时效热处理(480 $^{\circ}\text{C}$ /5.5 h), 随炉冷却至室温。根据拉伸测试要求, 对样件进行车削、打磨和抛光等加工。拉伸试棒总长 100 mm, 两端直径为 12 mm, 长度均为 20 mm, 试棒中部直径为 6 mm, 长度为 46 mm。采用尺寸约为 10 mm \times 10 mm \times 10 mm 的方块样品进行硬度分析和金相分析。金相分析前, 采用 0.1 mol/L 的硝酸对金相试样进行腐蚀, 腐蚀时间为 15~150 s。需要说明的是, 本研究中氧化铝的引入方式是高混引入, 激光烧结过程中的快速升降温会导致铝原子和氧原子的扩散时间较短, 这与气雾化制粉过程中长时间熔炼形成的原子级扩散存在一定差别。

2.2 测试与表征

采用万能试验机对试样进行拉伸测试, 屈服点之前的拉伸速度设置为 6.7×10^{-3} m/s, 屈服点之后的拉伸速度设置为 2.5×10^{-4} m/s, 采用上海钜晶精密仪器制造有限公司生产的维氏硬度计测量样件的硬度。采用蔡司激光共聚焦显微镜进行金相分析。采用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪(XRD)进行相成分分析。采用场发射扫描电镜(SEM)观察试样的微观形貌。

3 试验结果与分析

3.1 试验结果

不同氧化铝添加量样件的拉伸应力-应变曲线如图 1 所示。其中, 打印态样件标记为 as-built, 时效热处理态样件的应力-应变曲线图中标注了时效温度和时间, 数值 1%、1.5% 和 2% 代表样件中添加氧化铝的质量分数。参考文献[7]、[9]和[12]中选用的时效热处理制度分别为 490 $^{\circ}\text{C}$ /6 h、480 $^{\circ}\text{C}$ /5 h 和 450 $^{\circ}\text{C}$ /6 h, 本试验中选用的时效热处理制度为 480 $^{\circ}\text{C}$ /5.5 h。由图 1 可以看出: 添加氧化铝后, 所有样件的断后伸长率均显著降低, 从未添加氧化铝时的 10% 左右降低到 3% 以下; 与打印态样件相比, 时效热处理态样件的拉伸强度有所增大, 从打印态的 1100 MPa 左右提高到 1400 MPa 左右。随着应变增加, 所有打印态样件的应力都有一个先增加后减小的过程, 但时效热处理态样件中除了未添加氧化铝的样件符合这一趋势外, 其他样件的应力都是单调增大, 且应力-应变曲线未呈抛物线状。这说明添加氧化铝的时效热处理态样件的断裂模式发生了转变。

对于打印态样件而言, 随着氧化铝添加量的增

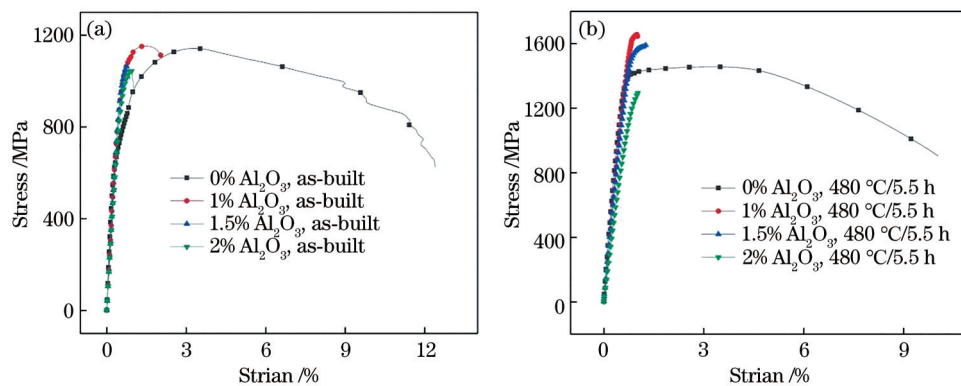


图 1 不同氧化铝添加量样件的拉伸应力-应变曲线。(a)打印态样件;(b)时效热处理态样件

Fig. 1 Tensile stress-strain curves of samples with different alumina additions. (a) As-built samples; (b) aging treated samples

加,抗拉强度先略微增大,之后显著减小。如:未添加和添加 1% 氧化铝的样件的抗拉强度在 1150 MPa 左右,而添加 1.5% 和 2% 氧化铝的样件的抗拉强度在 1050 MPa 左右。对于时效热处理态样件而言,随着氧化铝添加量的增加,抗拉强度同样呈现先增加后减小的趋势,但抗拉强度的增加量更加明显,从未添加氧化铝样件的 1400 MPa 左右增加到添加 1% 氧化铝样件的 1600 MPa 左右,而且添加 1% 和 1.5% 氧化铝样件的抗拉强度都较未添加氧化铝的样件有所增大,这与时效热处理前只有添加 1% 氧化铝的样件的抗拉强度相比未添加氧化铝样件略微增大有所不同。在打印态样件中,未添加氧化铝样件的断后伸长率在 12% 左右,时效热处理后,样件的断后伸长率在 10% 左右;对于添加 1% 氧化铝的样件,时效热处理后的断后伸长率从时效热处理前

的 2% 左右降低到 1% 左右;对于添加 1.5% 和 2% 氧化铝的样件,时效热处理前后断后伸长率的变化不明显。

时效热处理前后样件的 XRD 测试结果如图 2 所示。可以看出:时效热处理前后,样件的主相都是 Fe(PDF 卡片号为 06-0696);添加 1.5% 氧化铝后,在打印态样件中能看到明显的 $Ni_3(Al, Ti)$ 相(PDF 卡片号为 18-0872);时效热处理态样件直到添加氧化铝的质量分数为 2% 时才出现 $Ni_3(Al, Ti)$ 相。对于添加 2% 氧化铝的时效热处理态样件,以 Fe 相衍射峰为参照,其 $Ni_3(Al, Ti)$ 相衍射峰强度最大。所有的样件中都未检测到明显的氧化铝衍射峰。对于添加 1% 氧化铝的样件,其时效热处理前的 Fe(110) 晶面对应的 2θ 角向低角度方向偏移;时效热处理后,所有样件的 Fe(110) 晶面对应的 2θ 角重合。

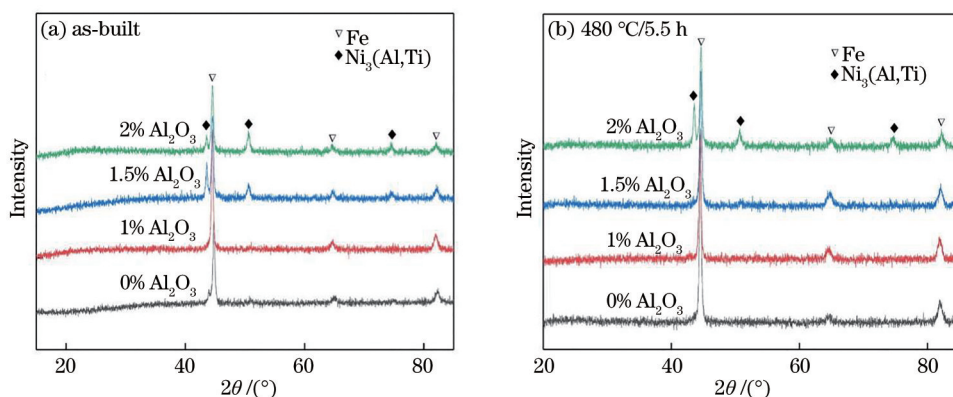


图 2 XRD 测试结果。(a)打印态样件;(b)时效热处理态样件

Fig. 2 XRD patterns. (a) As-built samples; (b) aging treated samples

金相显微镜的观察结果如图 3 所示。箭头方向为打印叠层方向。为突出显示打印态样件和时效热处理态样件显微组织的区别,仅选取未添加氧化铝和添加 2% 氧化铝样件的金相显微镜的观察结果

进行对比。未添加氧化铝时,在显微组织照片中可以看到明显的板片状马氏体相,板条的法向面沿着打印方向,板条厚度接近打印层厚,在板条中间还发现了圆形气孔。随着氧化铝的加入,晶粒间的界

面变得模糊,而且出现了斑点状析出相。此外,添加氧化铝后,局部会出现特别明亮的区域,导致在设备可调节的对比度范围内很难获得整个面都清晰的图像。时效热处理后,晶粒明显细化,在显微组织照片中可以看到较多具有金属光泽的点状颗粒物。与打印态样件相比,时效热处理态试样中析出相的尺寸有所增大。由于晶粒尺寸细化,在同样浓度的硝酸作用下,时效热处理态样件的腐蚀速度

明显加快,从时效热处理前的 2 min 以上缩短到了 10 s 左右,而且腐蚀后的试样表面明显发黑,与金相显微镜观察结果一致。此外,时效热处理态样件层与层之间的界限也变得模糊。

采用扫描电镜对样件进行观察,结果如图 4 所示。对于打印态样件,加入氧化铝后晶粒轮廓逐渐清晰且尺寸有所增加,晶粒尺寸从 0.8 μm 左右(添加 1% 氧化铝)增大到 1.2 μm 左右(添加 2% 氧化

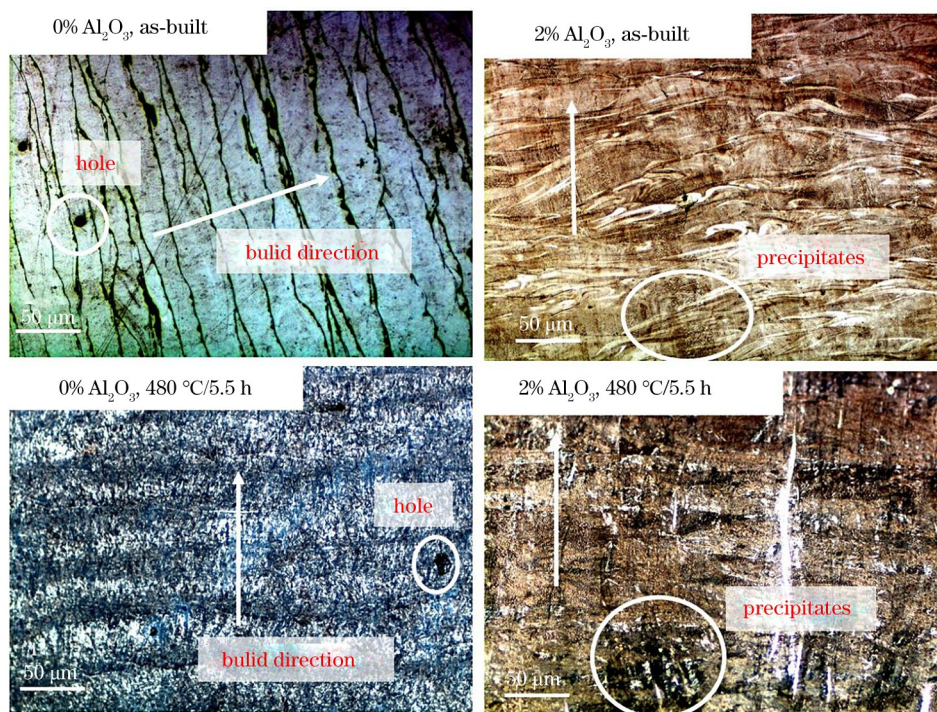


图 3 金相显微镜的观察结果

Fig. 3 Images acquired by metallographic microscope

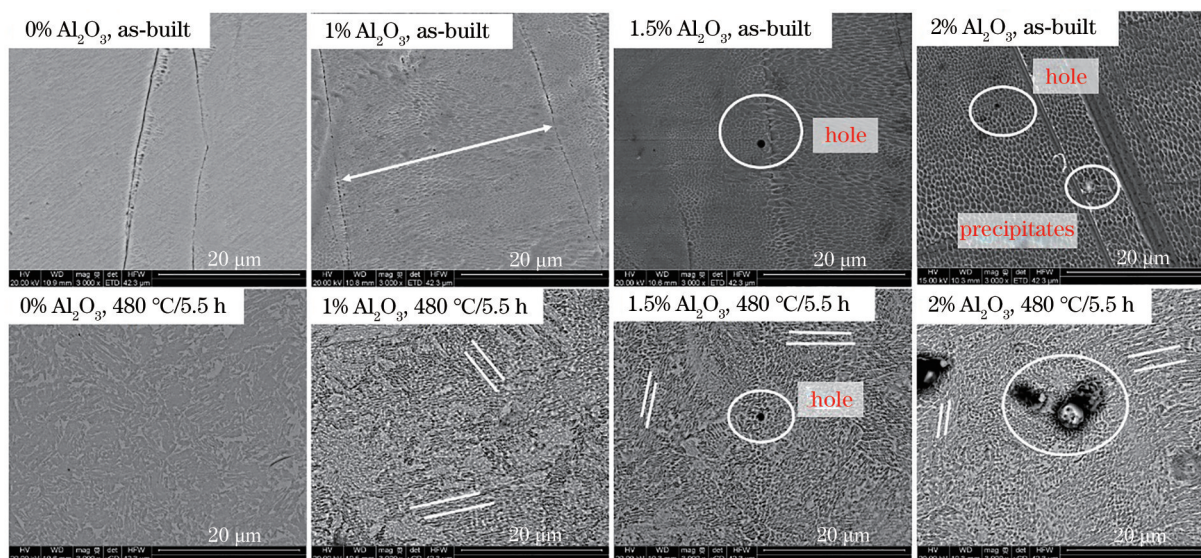


图 4 扫描电镜的测试结果

Fig. 4 Images acquired by scanning electron microscope

铝);晶粒间的白色晶界更加清晰,晶界厚度有所增加;每个晶粒呈现近六边形结构,部分六边形畸变严重,说明晶粒没有取向性,这符合3D打印模具钢的组织特征^[9-10]。在添加1%氧化铝的样件中可以观察到两条细长的狭缝,两条狭缝之间的距离接近30 μm,与打印层厚接近。当添加氧化铝的质量分数达到1.5%后,在圆圈标记的地方可以看到较大的气孔。随着添加氧化铝的质量分数进一步增加到2%,出现了图4中圆圈标记的气孔和颗粒状沉积物。对于时效热处理态样件,添加氧化铝后,其形貌也从岛状结构变成点状和类贝壳层状混合结构,图中的平行线与层间结合面的法线方向垂直,壳层与壳层之间的取向并不朝着同一个方向。随着氧化铝添加量的增加,缺陷尺寸和数量有所增加,在添加2%氧化铝的样件中可以观察到较大的气孔和类球状沉积物,且在气孔和类球状沉积物的周围,组织以类六边形蜂窝状结构为主,类贝壳层状结构较少;此外,在气孔和类球状沉积物的周围可以看到明显的明暗衬度变化,说明存在导电性能不同的物相。整体而言,时效热处理前后的晶粒取向都比较杂乱,没有明显的择优取向,这与XRD测试结果相吻合。

为进一步弄清析出相的成分,采用扫描电镜自带的能谱仪对时效热处理前后添加2%氧化铝的样件中的元素分布进行了分析,分析结果如图5和图6所示。从图5中可以看到扫描电镜照片上有很明显的亮点(圆圈处),说明析出物的尺寸较小,而且导电性较好。通过元素分析可以看出亮点处的Ni、Ti、Al元素含量较高。这与图2所示的XRD测试结果吻合,说明存在Ni₃(Al,Ti)相。整体而言,时效热处理前,样件中存在Ni、Co、Ti、Al、Fe等元素,且这些元素分布得比较均匀,Al基本上弥散分布在整个基体中,未出现明显的氧化铝析出。但在时效热处理态样件中发现了极少量的类球形黑点(如图6所示),说明该类球形杂质相的导电性较差。通过元素分析可以看出阴影处的Fe、Co、Ni等元素较少,但Al和O元素的浓度较高。此外,氧化铝尺寸较大,说明时效热处理过程中存在氧化铝的偏析和长大过程。但从XRD检测结果来看,并未发现明显的氧化铝衍射峰,可能的原因是:1)金属的衍射峰比较强,掩盖了氧化铝的衍射峰;2)氧化铝可能以非晶态形式存在。因为氧化铝的熔点较高,其结晶需要的活化能较高,而时效热处理温度不足以使其形成结晶相,所以在XRD谱上没有出现明显的衍射峰。

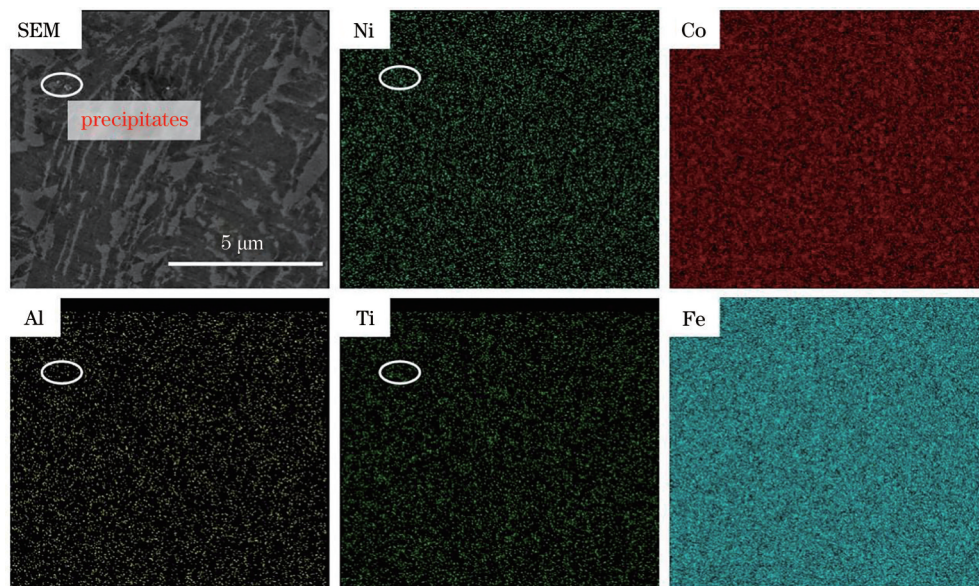


图5 添加2%氧化铝打印态样件的能谱分析结果

Fig. 5 Energy dispersive spectrometer analysis results of as-built sample with 2% Al₂O₃

3.2 分析与讨论

将样件分为两组,编号N1~N4分别代表添加氧化铝质量分数分别为0%、1%、1.5%和2%的打印态样件,编号T1~T4分别代表相应的时效热处理态样件。两组样件的力学性能测试结果如表1所

示。随着氧化铝添加量的增加,打印件的抗拉强度先增加后减小,当添加氧化铝的质量分数为1%时,打印态样件的抗拉强度达到峰值。相对于打印态样件而言,时效热处理态样件的抗拉强度明显提高。在打印态样件中,未添加氧化铝的样件的抗拉

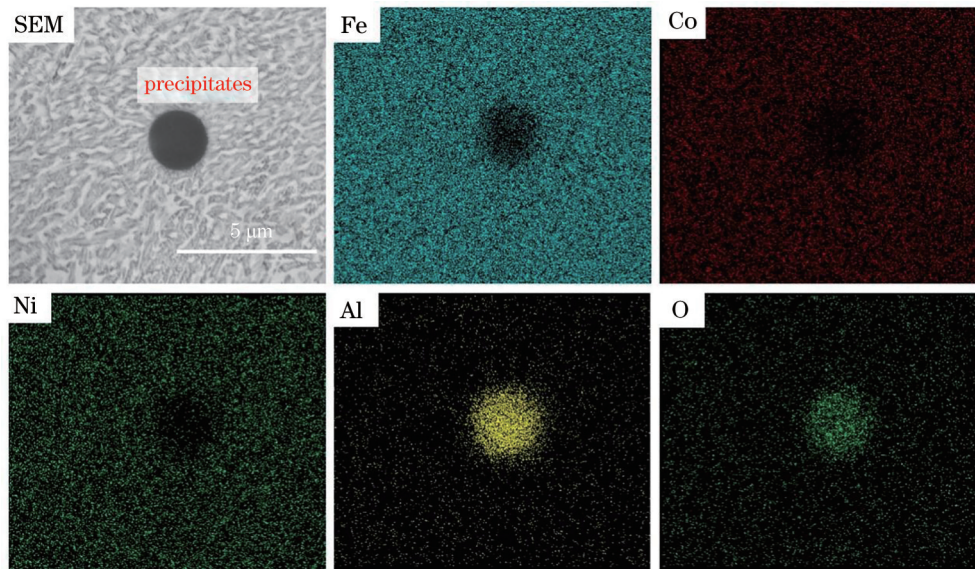


图6 添加2%氧化铝时效热处理态样件的能谱分析结果

Fig. 6 Energy dispersive spectrometer analysis results of aging treated sample with 2% Al_2O_3

表1 样件的力学性能测试结果

Table 1 Tested mechanical properties of samples

Mechanical property	N1	N2	N3	N4	T1	T2	T3	T4
Tensile strength σ_b /MPa	1143	1153	1066	1047	1457	1658	1593	1302
Elongation A /%	12.4	2.1	0.9	1.0	10.0	1.2	1.3	1.1
Vickers hardness /HV	355	363	353	379	497	501	492	481

强度为 1143 MPa, 添加 1% 氧化铝后, 样件的抗拉强度提高到 1153 MPa。样件经时效热处理后, 未添加氧化铝样件的抗拉强度为 1457 MPa, 添加 1% 氧化铝后, 样件的抗拉强度提高到 1658 MPa。比较而言, 添加氧化铝对时效热处理态样件抗拉强度的影响更加显著。氧化铝陶瓷的拉伸强度较低, 根据复合材料性能线性叠加的原理, 添加氧化铝后, 打印件的强度应降低。但本试验中, 添加氧化铝陶瓷的打印态样件出现了抗拉强度不降反升的反常现象。可能的原因包括: 1) 添加的氧化铝陶瓷与基体形成了金属-陶瓷化合物; 2) 氧化铝的添加改变了打印态样件的微观结构。从 XRD 分析可以看出, 所有样件中均含有 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ 相, 并无其他金属-陶瓷相, 初步排除了强度的提高是所形成的金属-陶瓷化合物引起的。另外, 添加 1% 氧化铝的打印态样件的 X 射线的衍射峰未展宽, 且衍射峰的 2θ 角向低角度方向偏移, 有可能出现晶体共格的情况; 但时效热处理后, 未添加氧化铝和添加 1% 氧化铝的样件的 XRD 图谱基本重合, 这与它们之间抗拉强度的差别形成了明显反差。因此, 可以进一步排除添加氧化铝提高抗拉强度的原因是形成了金属-陶瓷化合物。

结合图 4 所示的微观形貌和图 5 所示的能谱分析结果可知, 在打印态样件中, 随着氧化铝的添加, 只是晶粒尺寸略有增加, 晶粒形貌并未发生改变; 因此, 添加氧化铝对打印态样件抗拉强度的影响并不显著。从图 4 可以看出, 时效热处理后, 与未添加氧化铝的样件相比, 添加 1% 氧化铝样件的表面形貌从岛状结构变成由点状和类贝壳层状结构组成的混合结构。在这种类贝壳层状结构中, 拉伸过程产生的裂纹会沿着层与层之间的结合面扩展, 纵横交错的结合面延长了裂纹扩展的路径, 增加了裂纹扩展所需消耗的能量, 因此, 添加 1% 氧化铝会提高打印件的抗拉强度。但当氧化铝的添加量达到或超过 1.5% (质量分数) 时, 打印件内部会出现气孔和沉积物等缺陷。缺陷处会产生应力集中, 大量的缺陷不仅易导致裂纹产生, 还会使裂纹扩展所需的驱动能减少, 进而降低了材料的抗拉强度。因此, 进一步增加氧化铝的含量, 打印态样件的抗拉强度反而降低。

添加氧化铝之后, 样件的抗拉强度虽然有所增大, 但其断后伸长率却显著降低。对于打印态样件, 未添加氧化铝时, 其断后伸长率为 12.4%, 添加 1%

氧化铝后,断后伸长率降低为 2.1%,添加 1.5% 和 2% 氧化铝的样件的断后伸长率基本相当,均仅为 1% 左右。对于时效热处理态样件,未添加氧化铝时,其断后伸长率为 10.0%,与未添加氧化铝的打印态样件的基本相当;添加氧化铝后,T2、T3、T4 这三个样件的断后伸长率仅约为 1.2%。通过对比可以发现,添加氧化铝和时效热处理都会降低样件的断后伸长率,且添加氧化铝对断后伸长率的降低效果更加明显。从图 3 所示的金相照片和图 4 所示的微观形貌可以看出,时效热处理前后,晶粒尺寸虽然有所变化,但层与层之间的界面并未发生显著变化,因此时效热处理前后的样件在拉伸过程中产生的界面滑移没有出现显著区别,所以时效热处理对断后伸长率的影响并不显著。添加氧化铝后,无论是在打印态样件中还是在时效热处理态样件中,层与层之间的界限都从清晰变得模糊,从而导致拉伸过程中的界面滑移受到阻碍,样件的塑性变形能力下降。

这是添加氧化铝导致断后伸长率急剧下降的主要原因。另外,从显微形貌的测试结果也可以发现,添加氧化铝后,样件内部的气孔和沉积物等缺陷明显增多,过多的缺陷会导致样件在拉伸过程中提前失效,这也是导致断后伸长率降低的又一个主要因素。从应力-应变曲线上可以看出,对于未添加氧化铝的打印态样件,当应力超过 700 MPa 时,出现了从弹性形变向塑性形变的转变。这是因为缺少钉扎作用,位错的扩展比较容易,界面容易出现滑移,导致过早出现塑性变形。从图 7 所示的拉伸断口的表面形貌可以看出,断口不平整,存在塑性变形行为。对于添加 1% 氧化铝的打印态样件,其拉伸断口比较平整,符合脆性断裂的特征;而对于添加 1% 氧化铝的时效热处理态样件,其断口上出现了明显的层状特征(虚线箭头处),断口粗糙度介于未添加和添加 1% 氧化铝打印态样件之间。这也进一步证实了前述对断裂方式的猜测。

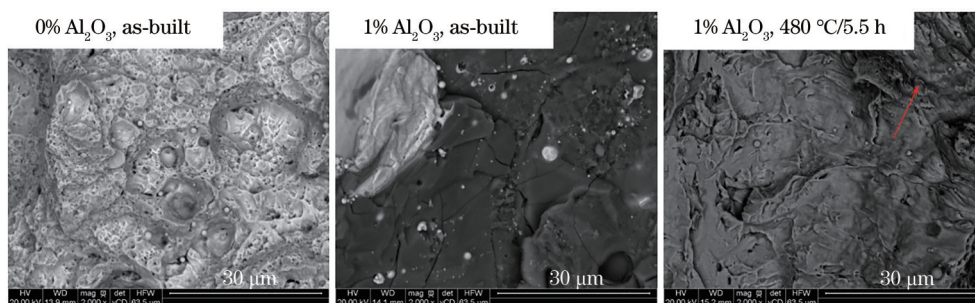


图 7 拉伸断口的 SEM 测试结果

Fig. 7 SEM photos of tensile fracture surfaces

当氧化铝的添加量(质量分数,下同)不超过 1% 时,时效热处理态样件的断后伸长率比打印态样件的低;当氧化铝的添加量不低于 1.5% 时,时效热处理态样件的断后伸长率比打印态样件的高。出现这一转变的原因是,时效热处理后,样件的强度增大,断后伸长率下降,这符合马氏体时效热处理后的特征^[9,12]。当氧化铝的添加量不低于 1.5% 时,对于打印态样件,铝元素弥散分布在基体中,铝元素的偏析并不明显,如图 5 所示。由于铝在铁元素中的溶解度较低,铝以大量缺陷的形式存在于基体中,缺陷浓度较大,对拉伸过程中界面滑移的阻碍作用比较明显,所以样件的断后伸长率较小。对于时效热处理态样件,其组织中出现了较大尺寸的种类球形氧化铝颗粒,如图 6 所示。由于铝的偏析和富集,基体中的缺陷浓度反而下降,而球形颗粒对界面滑移的阻碍作用较弱,因此,时效热处理态样

件的断后伸长率比打印态样件略有提高。

维氏硬度测试结果表明,硬度的变化规律与抗拉强度的规律类似,即:时效热处理后,硬度有所增加,且随着氧化铝添加量的增加,硬度整体上也先增大后减小,符合 18Ni300 钢时效硬化的特点^[9]。但对于打印态样件,添加 2% 氧化铝后硬度最大,这主要是因为氧化铝的硬度较大,且弥散分布在基体中,如图 5 所示,可以起到增大硬度的作用。从图 4 和图 6 的分析结果可以看出,时效热处理之后,组织中出现了氧化铝偏析和孔洞,弥散强化作用不明显,因此显微硬度并不是随着氧化铝添加量的增加而单调上升。

4 结 论

本团队主要通过试验研究了添加不同含量纳米氧化铝对 3D 打印 18Ni300 模具钢打印态样件和

时效热处理态样件抗拉强度、断后伸长率、硬度以及微观组织的影响。得到以下结论:

1) 添加氧化铝会改变打印件的微观结构,进而影响打印件的力学性能。对于打印态样件,添加氧化铝不会改变晶粒的形貌,但随着氧化铝添加量的增加,晶粒尺寸变大;对于时效热处理态样件,随着氧化铝添加量的增加,晶粒形貌从岛状变为片状和点状组成的混合结构。

2) 随着氧化铝添加量的增加,打印态样件的抗拉强度先增加后减小,当氧化铝添加量为 1% 时,抗拉强度达到峰值。时效热处理可以提高打印件的抗拉强度。打印态样件和时效热处理态样件的峰值强度分别为 1153 MPa 和 1658 MPa。

3) 添加氧化铝会显著降低打印件的断后伸长率。

4) 添加氧化铝对打印件硬度的影响不显著。

参 考 文 献

- [1] Frazier W E. Metal additive manufacturing: a review [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, 23(6): 1917-1928.
- [2] Smith P C, Lupeanu M E, Rennie A E W. Additive manufacturing technology and material selection for direct manufacture of products based on computer aided design geometric feature analysis[J]. *International Journal of Materials and Structural Integrity*, 2012, 6(2/3/4): 96-110.
- [3] 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.
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.
- [4] Guo S Q, Liu W, Huang S, et al. Development of laser additive manufacturing technology for metals[J]. *Strategic Study of CAE*, 2020, 22(3): 56-62.
郭绍庆, 刘伟, 黄帅, 等. 金属激光增材制造技术发展研究[J]. *中国工程科学*, 2020, 22(3): 56-62.
- [5] Zhu Z Y, Chen C J, Zhang M. Research progress and prospect of laser additive manufacturing technique for magnesium alloy[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(19): 190006.
朱兆雨, 陈长军, 张敏. 激光增材制造镁合金的研究现状及展望[J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(19): 190006.
- [6] Elangeswaran C, Gurung K, Koch R, et al. Post-treatment selection for tailored fatigue performance of 18Ni300 maraging steel manufactured by laser powder bed fusion[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2020, 43(10): 2359-2375.
- [7] Zhou Y Y, Wang F, Xue C. Microstructure and mechanical properties of 3D printing 18Ni300 die steel[J]. *Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing)*, 2016, 52(4): 243-246.
周隐玉, 王飞, 薛春. 3D 打印 18Ni300 模具钢的显微组织及力学性能[J]. *理化检验(物理分册)*, 2016, 52(4): 243-246.
- [8] Guo W F. Study of mechanical properties and heat treatment of the 18Ni300 maraging steel manufactured by selective laser melting[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018: 40-54.
郭文锋. 选区激光熔融(SLM)18Ni300 模具钢成型性能及热处理制度的研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018: 40-54.
- [9] Król M, Snopiński P, Hajnyš J, et al. Selective laser melting of 18Ni-300 maraging steel[J]. *Materials*, 2020, 13(19): 4268.
- [10] Song J, Tang Q, Feng Q X, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical behaviours of 18Ni-300 maraging steel manufactured by selective laser melting[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 120: 105725.
- [11] Wu W P, Wang X, Wang Q, et al. Microstructure and mechanical properties of maraging 18Ni-300 steel obtained by powder bed based selective laser melting process[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2020, 26(8): 1379-1387.
- [12] Kim D, Kim T, Ha K, et al. Effect of heat treatment condition on microstructural and mechanical anisotropies of selective laser melted maraging 18Ni-300 steel[J]. *Metals*, 2020, 10(3): 410.
- [13] Zhang J Q, Wang M J, Liu J Y, et al. Influence of defocusing distance on microstructure and mechanical properties of 3D-printed 18Ni-300 maraging steel[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(5): 0502004.
张佳琪, 王敏杰, 刘建业, 等. 离焦量对 3D 打印 18Ni-300 马氏体时效钢组织和力学性能的影响[J]. *中国激光*, 2020, 47(5): 0502004.
- [14] Li J N, Wang X L, Qi W J, et al. Laser nanocomposites-reinforcing/manufacturing of SLM 18Ni300 alloy under aging treatment[J]. *Materials Characterization*, 2019, 153: 69-78.