



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 114799204 A

(43) 申请公布日 2022. 07. 29

(21) 申请号 202210683465.6

B33Y 10/00 (2015.01)

(22) 申请日 2022.06.17

B33Y 50/02 (2015.01)

B33Y 70/10 (2020.01)

(71) 申请人 暨南大学

地址 510000 广东省广州市黄埔大道西601号

(72) 发明人 胡云龙 兰存晓 胡军 张强
李卫

(74) 专利代理机构 广州中研专利代理有限公司
44692

专利代理师 黄秋云

(51) Int. Cl.

B22F 10/25 (2021.01)

B22F 10/28 (2021.01)

B22F 1/12 (2022.01)

B22F 10/85 (2021.01)

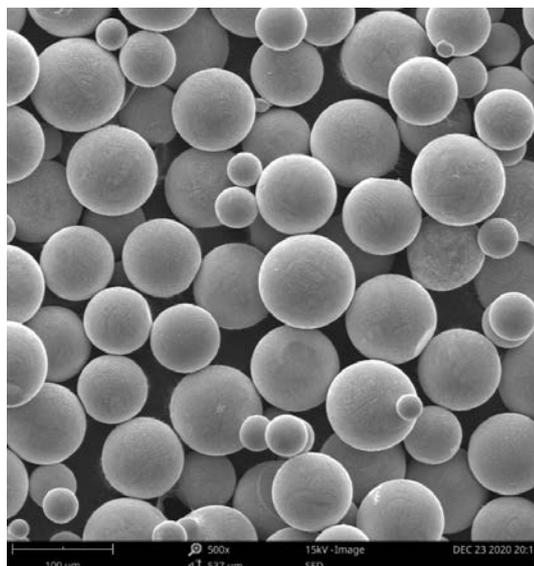
权利要求书2页 说明书7页 附图3页

(54) 发明名称

一种降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法

(57) 摘要

本发明公开了一种降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,包括:S1、将纳米碳粉与镍基高温合金粉末进行湿混后,烘干,冷却;S2、开始激光增材制造成形试验并得到激光增材制造成形的工艺参数;S3、进行激光增材成形试验,获得无缺陷高致密度的沉积态试样,对沉积态试样进行微观组织分析和力学性能测试。本发明通过在镍基高温合金粉末中引入少量碳元素并调控激光增材成形制造的工艺参数,使得碳元素在镍基高温合金中发挥降低脆性Laves相含量的作用,有效避免沉积态试样中枝晶间呈链状分布的脆性Laves相的形成,降低脆性Laves相的含量,同时控制小尺寸碳化物弥散分布,从而起到改善激光增材制造镍基高温合金的室温力学性能的作用。



1. 一种降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,其特征在于,包括以下步骤:

S1、将纳米碳粉与镍基高温合金粉末按质量比例在无水乙醇中进行湿混后,烘干,冷却,得到含碳镍基高温合金粉末;

S2、将含碳镍基高温合金粉末放入送粉器中,激光增材制造成形仓内充入氩气作为惰性保护气体,待成形仓内氧含量降至50ppm后开始激光增材制造成形试验并得到激光增材制造成形的工艺参数;

S3、将步骤S1中得到的含碳镍基高温合金粉末按步骤S2中激光增材制造成形的工艺参数进行激光增材成形试验,获得无缺陷高致密度的沉积态试样,对沉积态试样进行微观组织分析和力学性能测试,明确碳元素的引入对脆性Laves相体积分数及分布特征及改善合金强塑性的影响规律。

2. 根据权利要求1所述的降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,其特征在于,步骤S1中,所述纳米碳粉与镍基高温合金粉末的质量复配比为(0.5-4):(996-999.5),优选为(1-2):(998-999)。

3. 根据权利要求1或2所述的降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,其特征在于,步骤S1中,所述纳米碳粉选自粒径为40-60nm的石墨粉;所述镍基高温合金粉末选自固溶强化型镍基高温合金或者沉淀强化型镍基高温合金;所述镍基高温合金粉末在同轴送粉式定向能量沉积工艺所用的粒径为50-150 μm ,在选区激光熔化工艺所用的粒径为15-53 μm 。

4. 根据权利要求1所述的降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,其特征在于,步骤S1中,所述湿混是采用行星式球磨机在无水乙醇中进行湿混,混粉时行星式球磨机的转速为120-200 r/min,正转3-5 min后停30 s再反转3-5 min,湿混时间3-6 h;所述烘干为在真空干燥箱中烘干,烘干温度为110-130 $^{\circ}\text{C}$,烘干时间为4-6 h。

5. 根据权利要求1所述的降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,其特征在于,步骤S2中,所述激光增材制造成形选自同轴送粉式定向能量沉积工艺或者选区激光熔化工艺;所述同轴送粉式定向能量沉积工艺所用的激光器类型为 CO_2 激光器、光纤激光器或者半导体激光器,获得优化的工艺参数为:激光功率为1000-3000 W,光斑直径为2-5 mm,扫描速度为10-30 mm/s,送粉量为8-20 g/min,载粉气流量为4-10 L/min,搭接率为40%-60%,抬升量为0.4-0.6mm;所用激光器的能量分布为高斯分布或者双峰分布,成形过程中保护气和载粉均为氩气;所述选区激光熔化工艺所用激光器为光纤激光器,获得优化的工艺参数为:激光功率为180-300 W,光斑直径为50-100 μm ,扫描速度为300-1200 mm/s,扫描间距为60-100 μm ,铺粉厚度为30-50 μm ,所用激光可以为连续激光或者脉冲激光,波长为1060 nm。

6. 根据权利要求1或5所述的降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,其特征在于,步骤S2中,所述同轴送粉式定向能量沉积工艺所用的激光器类型为 CO_2 激光器、光纤激光器或者半导体激光器,获得优化的工艺参数为:激光功率为1000-3000 W,光斑直径为2-5 mm,扫描速度为10-30 mm/s,送粉量为8-20 g/min,载粉气流量为4-10 L/min,搭接率为40%-60%,抬升量为0.4-0.6mm;所用激光器的能量分布为高斯分布或者双峰分布,成形过程中保护气和载粉均为氩气。

7. 根据权利要求1或5所述的降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,其特征在于,步骤S2中,所述选区激光熔化工艺所用激光器为光纤激光器,获得优化的工艺参数为:激光功率为180-300 W,光斑直径为50-100 μm ,扫描速度为300-1200 mm/s,扫描间距为60-100 μm ,铺粉厚度为30-50 μm ,所用激光可以为连续激光或者脉冲激光,波长为1060 nm。

8. 根据权利要求1或6所述的降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,其特征在于,步骤S3中,所述激光增材制造成形采用同轴送粉式定向能量沉积工艺时,层内的激光扫描方式为单向扫描或往复扫描,层与层之间激光扫描路径可以为交叉扫描或往复扫描。

9. 根据权利要求1或7所述的降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,其特征在于,步骤S3中,所述激光增材制造成形采用选区激光熔化工艺时,层内的扫描方式为单向扫描或者往复扫描,层间转角为 0° 、 90° 或者 67° 中的任何一种。

一种降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法

技术领域

[0001] 本发明涉及镍基高温合金制备及激光增材制造的技术领域,特别涉及一种降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法。

背景技术

[0002] 镍基高温合金因其具有良好的高温力学性能和优异的抗氧化耐腐蚀性能,广泛应用于航空航天发动机以及燃气轮机等热端部件。目前30%-45%的航空发动机和燃气轮机的热端部件是高温合金通过锻造、机加减材成形的,造成高温合金的极大浪费。此外,高温合金普遍存在不易变形、加工难等特点,使得复杂结构高温合金零部件加工变得更加困难,在零件实际设计和制造生产过程中不得不考虑现有的加工工艺限制而牺牲部分结构的功能性和轻量化特性,严重制约了航空发动机和燃气轮机技术的创新发展。激光增材制造技术以其所具有的自由实体数字化制造特征,以及无模具、短周期、高性能复杂构件一体化成形等优势,逐渐在航空航天、动力能源等领域复杂构件的制造中展现出广阔的应用前景。

[0003] 然而,受高温合金成分和激光增材制造工艺特征的影响,凝固过程中合金元素的显微偏析会导致枝晶间形成连续分布的链状脆性相,如Laves相等。脆性相的存在会严重降低合金的力学性能,一方面会消耗大量固溶强化和沉淀强化元素,降低强化效果;另一方面,在受力过程中脆性相会成为裂纹萌生源和扩展通道,降低合金的韧性。因此有必要通过合适的工艺减少激光增材制造镍基高温合金中连续分布的脆性相来改善合金的力学性能。采用高温固溶的热处理可以让脆性相充分回溶,从而提高合金的韧性,但是该种处理过程会发生再结晶降低位错密度,导致合金的屈服强度显著下降,不利于合金综合力学性能的提高。

发明内容

[0004] 本发明的主要目的在于针对现有技术激光增材制造镍基高温合金沉积态试样中枝晶间存在呈连续链状分布的脆性相会导致合金力学性能降低,以及通过后续高温固溶处理会严重降低合金屈服强度从而影响合金的强韧化效果等技术问题,提出了一种降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法。

[0005] 本发明的第一方面,提出了一种降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,包括以下步骤:

S1、将纳米碳粉与镍基高温合金粉末按质量比例在无水乙醇中进行湿混后,烘干,冷却,得到含碳镍基高温合金粉末;

S2、将含碳镍基高温合金粉末放入送粉器中,激光增材制造成形仓内充入氩气作为惰性保护气体,待成形仓内氧含量降至50ppm后开始激光增材制造成形试验并得到激光增材制造成形的工艺参数;

S3、将步骤S1中得到的含碳镍基高温合金粉末按步骤S2中激光增材制造成形的工

艺参数进行激光增材成形试验,获得无缺陷高致密度的沉积态试样,对沉积态试样进行微观组织分析和力学性能测试,明确碳元素的引入对脆性Laves相体积分数及分布特征及改善合金强塑性的影响规律。

[0006] 在本发明的一些实施方式中,步骤S1中,所述纳米碳粉与镍基高温合金粉末的质量复配比为(0.5-4):(996-999.5),优选为(1-2):(998-999)。

[0007] 在本发明的一些实施方式中,步骤S1中,所述纳米碳粉选自粒径为40-60nm的石墨粉;所述镍基高温合金粉末选自固溶强化型镍基高温合金或者沉淀强化型镍基高温合金;所述镍基高温合金粉末在同轴送粉式定向能量沉积工艺所用的粒径为50-150 μm ,在选区激光熔化工艺所用的粒径为15-53 μm 。

[0008] 在本发明的一些实施方式中,步骤S1中,所述湿混是采用行星式球磨机在无水乙醇中进行湿混,混粉时行星式球磨机的转速为120-200 r/min,正转3-5 min后停30 s再反转3-5 min,湿混时间3-6 h;所述烘干为在真空干燥箱中烘干,烘干温度为110-130 $^{\circ}\text{C}$,烘干时间为4-6 h。

[0009] 在本发明的一些实施方式中,步骤S2中,所述激光增材制造成形选自同轴送粉式定向能量沉积工艺或者选区激光熔化工艺。

[0010] 在本发明的一些实施方式中,步骤S2中,所述同轴送粉式定向能量沉积工艺所用的激光器类型为 CO_2 激光器、光纤激光器或者半导体激光器,获得优化的工艺参数为:激光功率为1000-3000 W,光斑直径为2-5 mm,扫描速度为10-30 mm/s,送粉量为8-20 g/min,载粉气流量为4-10 L/min,搭接率为40%-60%,抬升量为0.4-0.6mm;所用激光器的能量分布为高斯分布或者双峰分布,成形过程中保护气和载粉均为氩气。

[0011] 在本发明的一些实施方式中,步骤S2中,所述选区激光熔化工艺所用激光器为光纤激光器,获得优化的工艺参数为:激光功率为180-300 W,光斑直径为50-100 μm ,扫描速度为300-1200 mm/s,扫描间距为60-100 μm ,铺粉厚度为30-50 μm ,所用激光可以为连续激光或者脉冲激光,波长为1060 nm。

[0012] 在本发明的一些实施方式中,步骤S3中,所述激光增材制造成形采用同轴送粉式定向能量沉积工艺时,层内的激光扫描方式为单向扫描或往复扫描,层与层之间激光扫描路径可以为交叉扫描或往复扫描。

[0013] 在本发明的一些实施方式中,步骤S3中,所述激光增材制造成形采用选区激光熔化工艺时,层内的扫描方式为单向扫描或者往复扫描,层间转角为 0° 、 90° 或者 67° 中的任何一种。

[0014] 与现有技术相比,本发明具有以下有益效果:

本发明通过在镍基高温合金粉末中引入少量碳元素并调控激光增材成形制造的工艺参数,使得碳元素在镍基高温合金中发挥降低脆性Laves相含量的作用,有效避免沉积态试样中枝晶间呈链状分布的脆性Laves相的形成,降低脆性Laves相的含量,同时控制小尺寸碳化物弥散分布,以及对沉积态试样进行力学性能测试,明确碳元素的引入对改善合金强塑性的影响规律,从而起到改善激光增材制造镍基高温合金的室温力学性能的作用。

附图说明

[0015] 图1 为本发明中激光增材制造镍基高温合金粉末电镜照片。

[0016] 图2 为本发明实施例1中激光增材制造添加0.1%碳元素(质量百分比)后镍基高温合金沉积态显微组织图。

[0017] 图3 为本发明实施例2中激光增材制造添加0.2%碳元素(质量百分比)后镍基高温合金沉积态显微组织图。

[0018] 图4 为本发明实施例3中激光增材制造添加0.4%碳元素(质量百分比)后镍基高温合金沉积态显微组织图。

[0019] 图5为本发明对比例1中激光增材制造无碳元素添加镍基高温合金沉积态显微组织照片。

[0020] 图6为本发明对比例2中激光增材制造添加0.6%碳元素(质量百分比)后镍基高温合金沉积态显微组织图。

具体实施方式

[0021] 以下将结合实施例对本发明的构思及产生的技术效果进行清楚、完整地描述,以充分地理解本发明的目的、特征和效果。显然,所描述的实施例只是本发明的一部分实施例,而不是全部实施例,基于本发明的实施例,本领域的技术人员在不付出创造性劳动的前提下所获得的其他实施例,均属于本发明保护的范围。

[0022] 室温力学性能(屈服强度、抗拉强度、延伸率)测试方法:从沉积态试样中进行拉伸试样取样,试样形状为板状,标距长度为20mm,宽度和厚度分别为6mm和2mm,拉伸过程中拉伸机横梁移动速率为1mm/min,为了精确测量弹性模量和屈服强度,拉伸过程中使用长度为10mm的引伸计来测量拉伸过程中试样的变形量来计算工程应变,规定残余伸长应力 $\sigma_{r0.2}$ 为屈服强度,抗拉强度为试样拉断过程中最大实验力对应的应力值,延伸率采用断后延伸率,具体测量方法为断后试样标距段伸长量与初始标距的百分比。

[0023] 实施例1

一种降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,以Inconel 625镍基高温合金为例,合金成分为63.59 Ni-21.5 Cr-8.5Mo-3.5 Nb-2.0 Fe-0.2 Ti-0.2 Al-0.5 Si-0.01 C(质量百分比),合金中碳元素的添加量为0.1%(质量百分比);

S1:取1g粒径为50nm的石墨粉和999g粒径为50-150 μ m的球形Inconel 625合金粉末(如图1所示)放入不锈钢球磨罐中并加入无水乙醇,将球磨罐放入行星式球磨机中进行球磨,球磨工艺参数为:转速160r/min,正转5min后停30s再反转5min,整个混粉过程持续4h;混粉结束后取出球磨罐待无水乙醇挥发后,将球磨罐置于真空干燥箱中烘干处理,烘干温度设置为120 $^{\circ}$ C,干燥持续时间为6h,烘干后置于真空环境下冷却至室温,得到含碳镍基高温合金粉末;

S2:将步骤S1中烘干后的粉末放入送粉器中,激光增材制造成形仓内充入氩气作为惰性保护气体,待成形仓内氧含量降至50ppm后开始成形试验;优化后的激光增材制造工艺参数为:激光功率2000 W,光斑直径为5 mm,扫描速度为30 mm/s,送粉量为15 g/min,载粉气流为8 L/min,搭接率为50%,抬升量为0.6 mm。其中,所用激光器类型为光纤激光器,最大输出功率为10000 W;

S3:将步骤S1中得到的含碳镍基高温合金粉末按步骤S2中优化的工艺参数进行块

体成形试验,层与层之间的激光扫描路径为交叉扫描,成形试样尺寸为 $80 \times 10 \times 20$ mm;采用线切割的方式沿沉积方向切取试样制备金相,依次用#80、#180、#400、#1000和#2000的SiC砂纸研磨试样表面,并进行抛光处理;为了观察块体试样的宏观和微观组织,抛光后的试样用腐蚀剂(6 mL HCl + 2 mL H₂O + 1 g CrO₃)进行化学腐蚀;使用光学显微镜(OM,Leica Microsystem DM-3000)和场发射扫描电子显微镜(FE-SEM,HITACHI SU8010)来分析枝晶形貌和第二相的分布特征,如图2所示:从图2中可以看出与未添加碳元素的参照组相比,宏观组织仍为柱状枝晶,枝晶间连续分布的链状Laves相含量减少,颗粒状碳化物弥散分布,说明微量碳元素的添加起到了抑制链状Laves相的作用,对材料的强韧化带来了有利的影响。制备得到的激光增材制造镍基高温合金的屈服强度、抗拉强度和延伸率的试验数据如表1所示。

[0024] 实施例2

一种降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,以Inconel 625镍基高温合金为例,合金成分为63.59 Ni-21.5 Cr-8.5Mo-3.5 Nb-2.0 Fe-0.2 Ti-0.2 Al-0.5 Si-0.01 C(质量百分比),合金中碳元素的添加量为0.2%(质量百分比);

S1:取2g粒径为50nm的石墨粉和998g粒径为50-150 μ m的球形Inconel 625合金粉末(如图1所示)放入不锈钢球磨罐中并加入无水乙醇,将球磨罐放入行星式球磨机中进行球磨,球磨工艺参数为:转速160 r/min,正转5min后停30s再反转5min,整个混粉过程持续4h;混粉结束后取出球磨罐待无水乙醇挥发后,将球磨罐置于真空干燥箱中烘干处理,烘干温度设置为120 $^{\circ}$ C,干燥持续时间为6 h,烘干后置于真空环境下冷却至室温;

S2:将步骤S1中烘干后的粉末放入送粉器中,激光增材制造成形仓内充入氩气作为惰性保护气体,待成形仓内氧含量降至50ppm后开始成形试验;优化后的激光增材制造工艺参数为:激光功率2000 W,光斑直径为5 mm,扫描速度为30 mm/s,送粉量为15 g/min,载粉气流为8 L/min,搭接率为50%,抬升量为0.6 mm。其中,所用激光器类型为光纤激光器,最大输出功率为10000 W;

S3:将步骤S1中得到的含碳镍基高温合金粉末按步骤S2中优化的工艺参数进行块体成形试验,层与层之间的激光扫描路径为交叉扫描,成形试样尺寸为 $80 \times 10 \times 20$ mm;采用线切割的方式沿沉积方向切取试样制备金相,依次用#80、#180、#400、#1000和#2000的SiC砂纸研磨试样表面,并进行抛光处理;为了观察块体试样的宏观和微观组织,抛光后的试样用腐蚀剂(6 mL HCl + 2 mL H₂O + 1 g CrO₃)进行化学腐蚀。使用光学显微镜(OM,Leica Microsystem DM-3000)和场发射扫描电子显微镜(FE-SEM,HITACHI SU8010)来分析枝晶形貌和第二相的分布特征,如图3所示:从图3中可以看出与未添加碳元素的参照组相比,宏观组织仍为柱状枝晶,枝晶间连续分布的链状Laves相含量减少,与实施例1对比,颗粒状碳化物仍弥散分布但其含量逐渐增多,说明微量碳元素的添加起到了抑制链状Laves相的作用,对材料的强韧化带来了有利的影响。制备得到的激光增材制造镍基高温合金的屈服强度、抗拉强度和延伸率的试验数据如表1所示。

[0025] 实施例3

一种降低激光增材制造镍基高温合金中脆性Laves相及改善强塑性的方法,以Inconel 625镍基高温合金为例,合金成分为63.59 Ni-21.5 Cr-8.5Mo-3.5 Nb-2.0 Fe-

0.2 Ti-0.2 Al-0.5 Si-0.01 C(质量百分比),合金中碳元素的添加量为0.4 %(质量百分比);

S1:取4g粒径为50nm的石墨粉和996g粒径为50-150 μ m的球形Inconel 625合金粉末(如图1所示)放入不锈钢球磨罐中并加入无水乙醇,将球磨罐放入行星式球磨机中进行球磨,球磨工艺参数为:转速160 r/min,正转5min后停30s再反转5min,整个混粉过程持续4 h;混粉结束后取出球磨罐待无水乙醇挥发后,将球磨罐置于真空干燥箱中烘干处理,烘干温度设置为120 $^{\circ}$ C,干燥持续时间为6 h,烘干后置于真空环境下冷却至室温;

S2:将步骤S1中烘干后的粉末放入送粉器中,激光增材制造成形仓内充入氩气作为惰性保护气体,待成形仓内氧含量降至50ppm后开始成形试验。优化后的激光增材制造工艺参数为:激光功率2000 W,光斑直径为5 mm,扫描速度为30 mm/s,送粉量为15 g/min,载粉气流为8 L/min,搭接率为50%,抬升量为0.6 mm。其中,所用激光器类型为光纤激光器,最大输出功率为10000 W;

S3:将步骤S1中得到的含碳镍基高温合金粉末按步骤S2中优化的工艺参数进行块体成形试验,层与层之间的激光扫描路径为交叉扫描,成形试样尺寸为80 \times 10 \times 20mm。采用线切割的方式沿沉积方向切取试样制备金相,依次用#80、#180、#400、#1000和#2000的SiC砂纸研磨试样表面,并进行抛光处理;为了观察块体试样的宏观和微观组织,抛光后的试样用腐蚀剂(6 mL HCl + 2 mL H₂O + 1 g CrO₃)进行化学腐蚀;使用光学显微镜(OM,Leica Microsystem DM-3000)和场发射扫描电子显微镜(FE-SEM,HITACHI SU8010)来分析枝晶形貌和第二相的分布特征,如图4所示:从图4中可以看出与未添加碳元素的参照组相比,宏观组织仍为柱状枝晶,枝晶间连续分布的链状Laves相含量减少,与实施例1、2对比,碳化物仍弥散分布但其含量逐渐增多,且碳化物尺寸增大,说明微量碳元素的添加起到了抑制链状Laves相的作用,对材料的强韧化带来了有利的影响。制备得到的激光增材制造镍基高温合金的屈服强度、抗拉强度和延伸率的试验数据如表1所示。

[0026] 对比例1

未添加碳元素的Inconel 625镍基高温合金作为参照组对比分析添加碳元素对Laves相的抑制作用,合金成分为63.59 Ni-21.5 Cr-8.5 Mo-3.5 Nb-2.0 Fe-0.2 Ti-0.2 Al-0.5 Si-0.01 C(质量百分比);

S1:将粒径为50-150 μ m的球形Inconel 625合金粉末(如图1所示)置于真空干燥箱中烘干处理,烘干温度设置为120 $^{\circ}$ C,干燥持续时间为6 h,烘干后置于真空环境下冷却至室温;

S2:将步骤S1中烘干后的粉末放入送粉器中,激光增材制造成形仓内充入氩气作为惰性保护气体,待成形仓内氧含量降至50ppm后开始成形试验。优化后的激光增材制造工艺参数为:激光功率2000 W,光斑直径为5 mm,扫描速度为30 mm/s,送粉量为15 g/min,载粉气流为8 L/min,搭接率为50%,抬升量为0.6 mm。其中,所用激光器类型为光纤激光器,最大输出功率为10000 W;

S3:将步骤S1中得到的镍基高温合金粉末按用步骤S2中优化的工艺参数进行块体成形试验,层与层之间的激光扫描路径为交叉扫描,成形试样尺寸为80 \times 10 \times 20mm;采用线切割的方式沿沉积方向切取试样制备金相,依次用#80、#180、#400、#1000和#2000的SiC砂纸研磨试样表面,并进行抛光处理;为了观察块体试样的宏观和微观组织,抛光后的试样用

腐蚀剂(6 mL HCl + 2 mL H₂O + 1 g CrO₃)进行化学腐蚀;使用光学显微镜(OM,Leica Microsystem DM-3000)和场发射扫描电子显微镜(FE-SEM,HITACHI SU8010)来分析枝晶形貌和第二相的分布特征,如图6所示:从图6中可以看出未添加碳元素的Inconel 625合金宏观组织为柱状枝晶,枝晶间为连续分布的链状Laves相,链状分布的Laves相会严重降低材料的塑性。制备得到的激光增材制造镍基高温合金的屈服强度、抗拉强度和延伸率的试验数据如表1所示。

[0027] 对比例2

当合金中碳元素添加量较多时会形成大量呈连续分布的碳化物,此时将会对材料的塑性产生不利的影响。此外,传统高温合金中碳元素的含量通常在0.5%(质量百分比)以下,因此需要严格控制合金中碳元素的添加量。以Inconel 625镍基高温合金为例,合金成分为63.59 Ni-21.5 Cr-8.5Mo-3.5 Nb-2.0 Fe-0.2 Ti-0.2 Al-0.5 Si-0.01 C(质量百分比),合金中碳元素的添加量为0.6%(质量百分比),作为添加过量碳元素对激光增材制造镍基高温合金组织的影响的对比案例。

[0028] S1:取6g粒径为50nm的石墨粉和994g粒径为50-150 μ m的球形Inconel 625合金粉末(如图1所示)放入不锈钢球磨罐中并加入无水乙醇,将球磨罐放入行星式球磨机中进行球磨,球磨工艺参数为:转速160 r/min,正转5min后停30s再反转5min,整个混粉过程持续4h;混粉结束后取出球磨罐待无水乙醇挥发后,将球磨罐置于真空干燥箱中烘干处理,烘干温度设置为120 $^{\circ}$ C,干燥持续时间为6 h,烘干后置于真空环境下冷却至室温;

S2:将步骤S1中烘干后的粉末放入送粉器中,激光增材制造成形仓内充入氩气作为惰性保护气体,待成形仓内氧含量降至50ppm后开始成形试验。优化后的激光增材制造工艺参数为:激光功率2000 W,光斑直径为5 mm,扫描速度为30 mm/s,送粉量为15 g/min,载粉气流为8 L/min,搭接率为50%,抬升量为0.6 mm。其中,所用激光器类型为光纤激光器,最大输出功率为10000 W;

S3:将步骤S1中得到的含碳镍基高温合金粉末按步骤S2中优化的工艺参数进行块体成形试验,层与层之间的激光扫描路径为交叉扫描,成形试样尺寸为80 \times 10 \times 20mm;采用线切割的方式沿沉积方向切取试样制备金相,依次用#80、#180、#400、#1000和#2000的SiC砂纸研磨试样表面,并进行抛光处理;为了观察块体试样的宏观和微观组织,抛光后的试样用腐蚀剂(6 mL HCl + 2 mL H₂O + 1 g CrO₃)进行化学腐蚀;使用光学显微镜(OM,Leica Microsystem DM-3000)和场发射扫描电子显微镜(FE-SEM,HITACHI SU8010)来分析枝晶形貌和第二相的分布特征,如图5所示:从图5中可以看出与未添加碳元素的参照组相比,宏观组织仍为柱状枝晶,枝晶间连续分布的链状Laves相含量减少,与实施例1、2、3对比,碳化物含量逐渐增多,尺寸逐渐增大,且形貌逐渐由颗粒状转变为薄膜状,说明微量碳元素的添加起到了抑制链状Laves相的作用,但是碳含量较多时会形成薄膜状碳化物,对材料的塑性带来不利的影响,因此要严格控制合金中的碳元素含量。制备得到的激光增材制造镍基高温合金的屈服强度、抗拉强度和延伸率的试验数据如表1所示。

[0029] 表1

	屈服强度 (YS) /MPa	抗拉强度 (UTS) /MPa	延伸率 (δ) /%
实施例1	321.2	713.1	77.80
实施例2	332.3	720.3	59.63
实施例3	343.7	725.7	53.95

对比例1	316.7	696.6	49.65
对比例2	338.9	730.6	26.26

本发明的上述实施例仅为说明本发明所作的举例,而并非是对本发明的具体实施方式的限定。对于所属领域的普通技术人员来说,在上述举例的基础上还可以做其他不同形式的变化或变动。这里无法对所有的实施方式予以详细举例。凡是属于本发明的技术方案所引申出的显而易见的变化或变动仍处于本发明的保护范围之列。

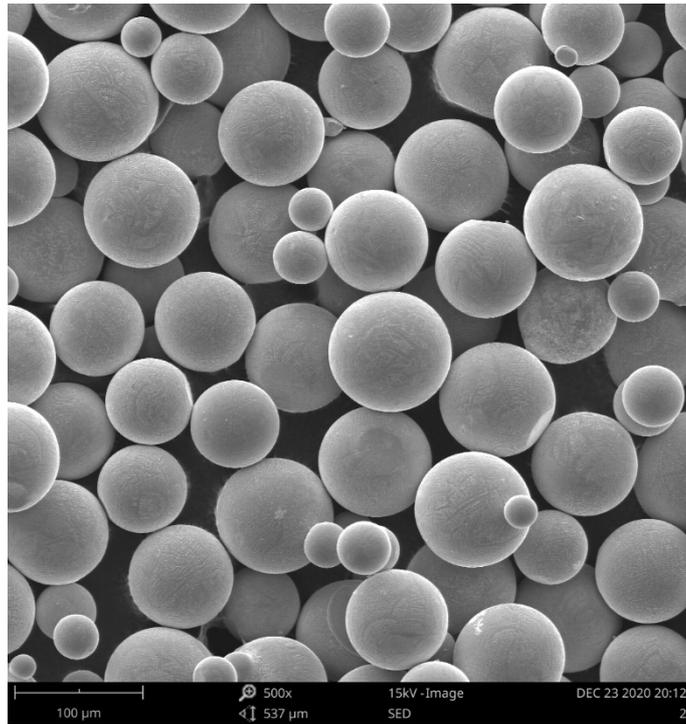


图1

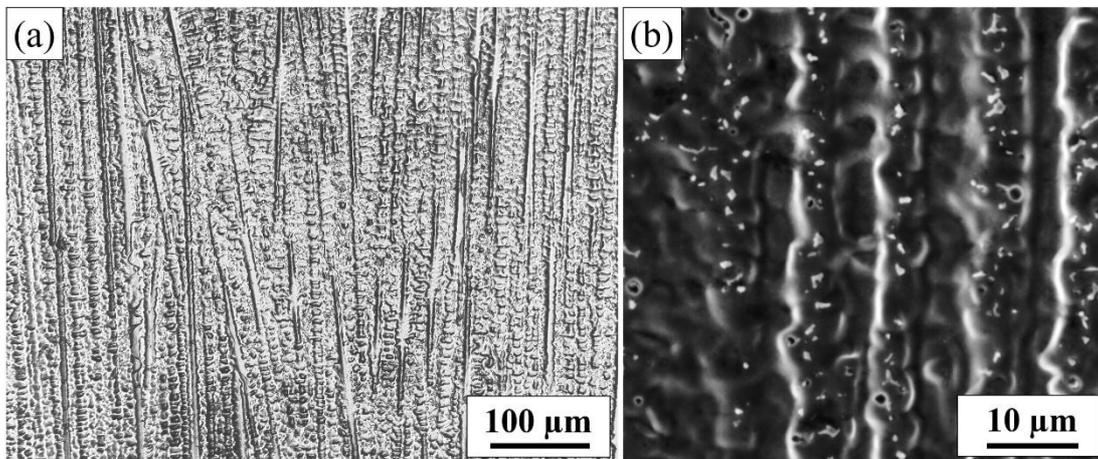


图2

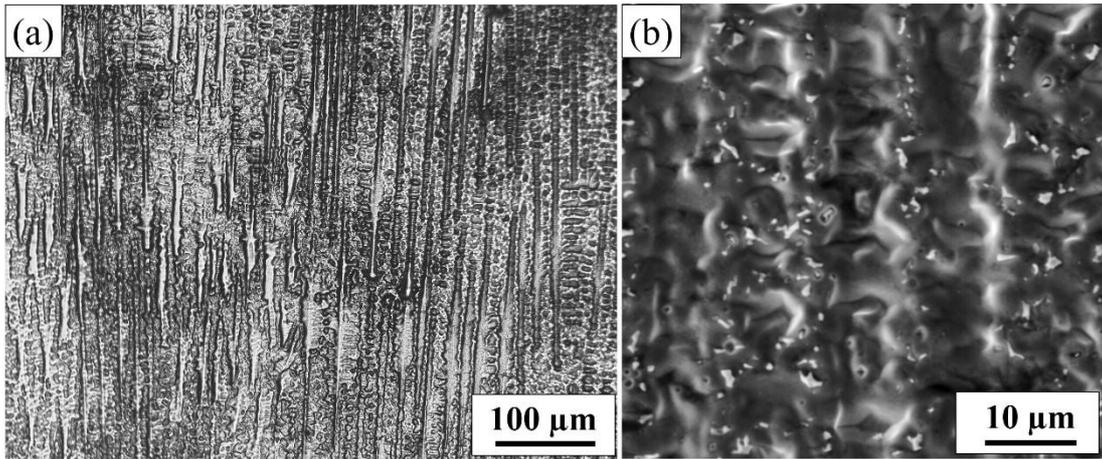


图3

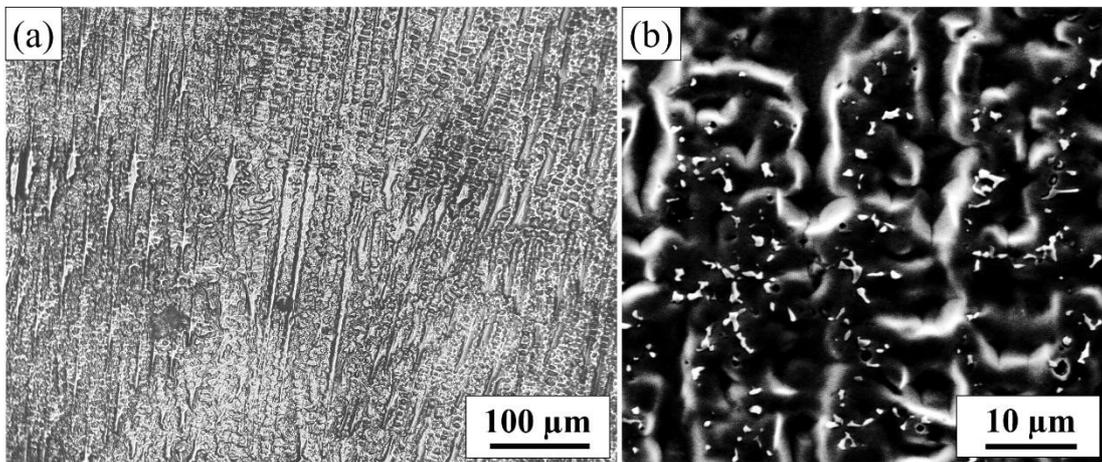


图4

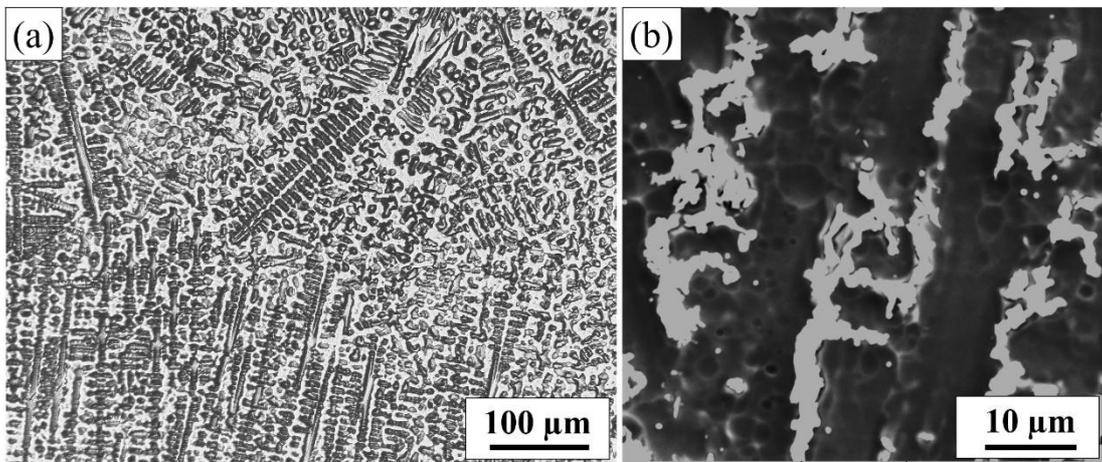


图5

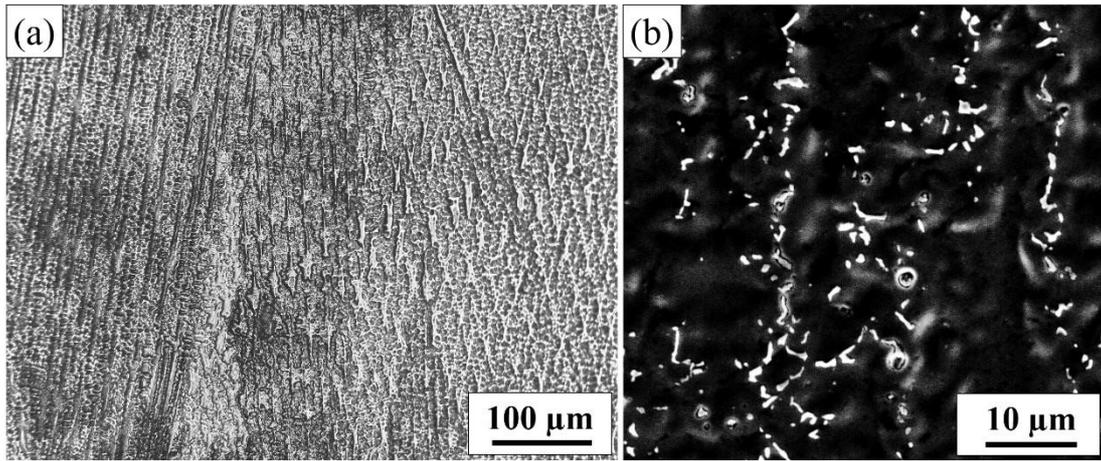


图6