



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 112805105 B

(45) 授权公告日 2023. 12. 01

(21) 申请号 201980065522.0

(22) 申请日 2019.10.03

(65) 同一申请的已公布的文献号  
申请公布号 CN 112805105 A

(43) 申请公布日 2021.05.14

(30) 优先权数据  
1871133 2018.10.05 FR

(85) PCT国际申请进入国家阶段日  
2021.04.02

(86) PCT国际申请的申请数据  
PCT/FR2019/052347 2019.10.03

(87) PCT国际申请的公布数据  
W02020/070452 FR 2020.04.09

(73) 专利权人 肯联铝业技术中心  
地址 法国佛雷普

(72) 发明人 B·谢哈布

(74) 专利代理机构 北京北翔知识产权代理有限公司 11285  
专利代理师 王媛 孙美焕

(51) Int.Cl.  
B22F 10/28 (2021.01)  
C22C 1/04 (2023.01)  
C22C 21/00 (2006.01)  
C22C 21/10 (2006.01)  
B33Y 10/00 (2015.01)  
B33Y 40/00 (2020.01)  
B33Y 70/00 (2020.01)

(56) 对比文件  
JP 6393008 B1, 2018.09.19  
CN 107429332 A, 2017.12.01  
US 2010077825 A1, 2010.04.01  
JP H07305132 A, 1995.11.21 (续)

审查员 班乐

权利要求书3页 说明书9页 附图2页

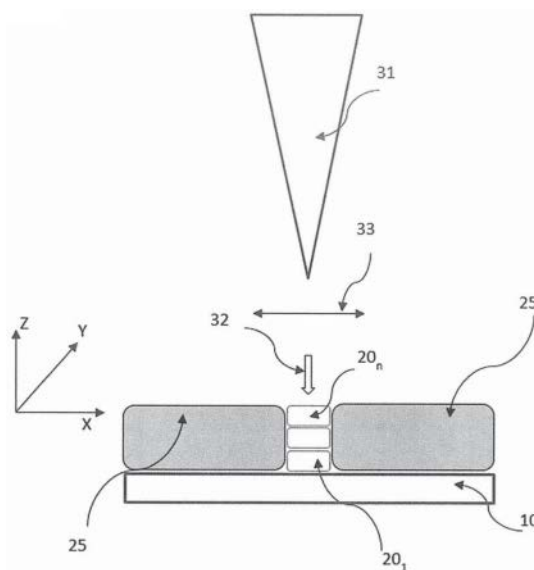
(54) 发明名称

制造铝合金零件的方法

(57) 摘要

本发明涉及一种制造零件的方法,所述方法包括形成彼此叠置的连续的固体金属层(20<sub>1</sub>……20<sub>n</sub>),每一层描绘出使用数字模型(M)定义的图案,每一层通过以下步骤形成:沉积称为填充金属的金属(25),对填充金属进行能量输入以便开始熔化并在固化时构成所述层,其中填充金属呈粉末的形式(25),其暴露于能量束(32)中导致熔化,然后固化以形成固体层(20<sub>1</sub>……20<sub>n</sub>)。所述方法的特征在于,填充金属(25)为包含至少以下合金元素的铝合金:-Fe,其重量分数为1%至3.7%,优选1%至3.6%;-Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti,其重量分数各自为0.5%至4%、优选1%至4%、更优选1.5%至3.5%、甚至更优选1.5%至2%,并且重量分数总计小于或等于4%、优选小于或等于3%、更优选小于或等于2%;-Si,其重量分数为0至4%,优选0.5%至

3%;-V,其重量分数为0至4%,优选0.5%至3%。本发明还涉及通过该方法获得的零件。本发明的增材制造方法中所使用的合金允许获得具有出色特性的零件。



CN 112805105 B

[接上页]

**(56) 对比文件**

US 2017314109 A1, 2017.11.02

CN 108330344 A, 2018.07.27

JP 2007039748 A, 2007.02.15

CN 107649681 A, 2018.02.02

CN 107058825 A, 2017.08.18

JP H01319644 A, 1989.12.25

US 2017016093 A1, 2017.01.19

陈振华等.《快速凝固粉末铝合金》.冶金工业出版社, 2009, 第229页.

1. 制造零件的方法,所述方法包括形成彼此叠置的连续的固体金属层( $20_1 \cdots 20_n$ ),每一层描绘出使用数字模型*M*定义的图案,每一层通过以下步骤形成:沉积填充金属(25),对所述填充金属(25)进行能量供应以便熔化并在固化时构成固体金属层,其中所述填充金属(25)呈粉末的形式,其暴露于能量束(32)中导致熔化,然后固化,以形成固体金属层( $20_1 \cdots 20_n$ ),

所述方法的特征在于,填充金属(25)为包含至少以下合金元素的铝合金:

- Fe,其质量分数为1%至3.7%;

- Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti,其质量分数各自为0.5%至4%,并且质量分数总计小于或等于4%;

- Si,其质量分数为0.5%至3%;

- V,其质量分数为0.5%至3%;并且

其中所述铝合金不包含Cu和Mn和Cr。

2. 根据权利要求1所述的方法,其中Fe的质量分数为1%至3.6%。

3. 根据权利要求1所述的方法,其中Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti的质量分数各自为1%至4%。

4. 根据权利要求3所述的方法,其中Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti的质量分数各自为1.5%至3.5%。

5. 根据权利要求4所述的方法,其中Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti的质量分数各自为1.5%至2%。

6. 根据权利要求1所述的方法,其中Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti的质量分数总计小于或等于3%。

7. 根据权利要求6所述的方法,其中Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti的质量分数总计小于或等于2%。

8. 根据权利要求1所述的方法,其中所述铝合金还包含至少一种选自W、Nb、Ta、Y、Yb、Nd、Ce、Co、La、Ni、Mo和/或稀土金属混合物的成分,其质量分数各自小于或等于5%,并且总计小于或等于15%,其中所述稀土金属混合物的组成为45%至50%的铈、25%的镧、15%至20%的钕和5%的镨。

9. 根据权利要求8所述的方法,其中所述至少一种选自W、Nb、Ta、Y、Yb、Nd、Ce、Co、La、Ni、Mo和/或稀土金属混合物的成分的质量分数各自小于或等于3%。

10. 根据权利要求8所述的方法,其中所述至少一种选自W、Nb、Ta、Y、Yb、Nd、Ce、Co、La、Ni、Mo和/或稀土金属混合物的成分的质量分数总计小于或等于12%。

11. 根据权利要求10所述的方法,其中所述至少一种选自W、Nb、Ta、Y、Yb、Nd、Ce、Co、La、Ni、Mo和/或稀土金属混合物的成分的质量分数总计小于或等于5%。

12. 根据权利要求1所述的方法,其中所述铝合金不包含Ce和/或稀土金属混合物和/或Co和/或La,其中所述稀土金属混合物的组成为45%至50%的铈、25%的镧、15%至20%的钕和5%的镨。

13. 根据权利要求1所述的方法,其中所述铝合金还包含至少一种选自Sr、Ba、Sb、Bi、Ca、P、B、In和/或Sn的元素,其质量分数各自小于或等于1%,并且总计小于或等于2%。

14. 根据权利要求13所述的方法,其中所述至少一种选自Sr、Ba、Sb、Bi、Ca、P、B、In和/

或Sn的元素的质量分数各自小于或等于0.1%。

15. 根据权利要求14所述的方法,其中所述至少一种选自Sr、Ba、Sb、Bi、Ca、P、B、In和/或Sn的元素的质量分数各自小于或等于700 ppm。

16. 根据权利要求13所述的方法,其中所述至少一种选自Sr、Ba、Sb、Bi、Ca、P、B、In和/或Sn的元素的质量分数总计小于或等于1%。

17. 根据权利要求1所述的方法,其中所述铝合金还包含至少一种选自以下的元素:质量分数为0.06%至1%的Ag,质量分数为0.06%至1%的Li,和/或质量分数为0.06%至6%的Zn。

18. 根据权利要求1所述的方法,其中所述铝合金还包含至少一种用于细化晶粒的成分,其量各自小于或等于50 kg/吨,并且总计小于或等于50 kg/吨。

19. 根据权利要求18所述的方法,其中所述至少一种用于细化晶粒的成分为AlTiC和/或AlTiB<sub>2</sub>。

20. 根据权利要求18所述的方法,其中所述至少一种用于细化晶粒的成分的量各自小于或等于20 kg/吨。

21. 根据权利要求20所述的方法,其中所述至少一种用于细化晶粒的成分的量各自小于或等于12 kg/吨。

22. 根据权利要求18所述的方法,其中所述至少一种用于细化晶粒的成分的量总计小于或等于20 kg/吨。

23. 根据权利要求1所述的方法,所述方法在形成固体金属层(20<sub>1</sub>……20<sub>n</sub>)之后包括:

- 固溶热处理,然后淬火和回火,
- 和/或热等静压(HIC)。

24. 根据权利要求1所述的方法,所述方法在形成固体金属层(20<sub>1</sub>……20<sub>n</sub>)之后包括在至少100℃且至多400℃的温度下进行的热处理。

25. 通过权利要求1至24中任一项所述的方法获得的金属零件。

26. 用于权利要求1至24中任一项所述的方法的粉末,所述粉末由铝合金组成,所述铝合金包含:

- Fe,其质量分数为1%至3.7%;
- Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti,其质量分数各自为0.5%至4%,并且质量分数总计小于或等于4%;

- Si,其质量分数为0.5%至3%;

- V,其质量分数为0.5%至3%;并且

其中所述铝合金不包含Cu和Mn和Cr。

27. 根据权利要求26所述的粉末,其中Fe的质量分数为1%至3.6%。

28. 根据权利要求26所述的粉末,其中Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti的质量分数各自为1%至4%。

29. 根据权利要求28所述的粉末,其中Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti的质量分数各自为1.5%至3.5%。

30. 根据权利要求29所述的粉末,其中Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti的质量分数各自为1.5%至2%。

31. 根据权利要求26所述的粉末,其中Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti的质量分数

总计小于或等于3%。

32. 根据权利要求31所述的粉末,其中Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti的质量分数总计小于或等于2%。

## 制造铝合金零件的方法

### 技术领域

[0001] 本发明的技术领域是使用增材制造 (fabrication additive) 技术制造铝合金零件的方法。

### 背景技术

[0002] 自20世纪80年代以来,增材制造技术得到了发展。它们包括通过添加材料来形成零件,这与旨在移除材料的机械加工技术相反。增材制造以前局限于原型制作 (prototype),现在则可用于制造大规模生产的工业产品,包括金属零件。

[0003] 术语“增材制造”根据法国标准XP E67-001被定义为逐层通过添加材料由数字对象制造物理对象的一组方法。标准ASTM F2792 (2012年1月)也定义了增材制造。标准ISO/ASTM 17296-1中也定义了各种增材制造方式。文献W02015/006447中记载了使用增材制造来制备具有低孔隙率的铝制零件。通常通过施加所谓的填充材料,然后使用例如激光束、电子束、等离子炬或电弧的能量源熔化或烧结填充材料来进行连续层的施加。无论应用何种增材制造方式,增加的每一层的厚度均为约几十或几百微米。

[0004] 一种增材制造手段是熔化或烧结粉末形式的填充材料。这可包括使用能量束的熔化或烧结。

[0005] 选择性激光烧结技术 (选择性激光烧结, SLS; 或直接金属激光烧结, DMLS) 是已知的,其中将金属粉末层或金属合金层施加到待制造的零件上,并根据数字模型使用激光束产生的热能选择性地烧结。另一种金属形成方法包括选择性激光熔化 (SLM) 或电子束熔化 (EBM),其中使用由激光或定向电子束提供的热能来选择性熔化 (而不是烧结) 金属粉末,以使其随着冷却和固化而熔化。

[0006] 激光熔化沉积 (LMD) 也是已知的,其中粉末喷射和通过激光束熔化粉末同时进行。

[0007] 专利申请W02016/209652记载了一种制造高机械强度的铝的方法,其包括:制备雾化的铝粉末,所述铝粉末具有一种或多种所需的近似粉末尺寸和近似形态;烧结粉末以通过增材制造形成产品;固溶热处理;淬火;以及使用增材方法制造的铝的回火。

[0008] 专利申请EP2796229公开了一种形成分散体增强的金属铝合金的方法,其包括以下步骤:获得粉末形式的铝合金组合物,其能够获得分散体增强的微观结构;将低能量密度的激光束定向于具有所述合金组合物的粉末的部分;将激光束从该部分的粉末形式的合金组合物上移除;然后以大于或等于约 $10^6$  °C/秒的速率使该部分的粉末形式的合金组合物冷却,从而形成分散体增强的金属铝合金。所述方法特别适于具有下式的组成的合金: $Al_{comp}Fe_aSi_bX_c$ ,其中X表示至少一种选自Mn、V、Cr、Mo、W、Nb和Ta的元素;“a”为2.0至7.5原子%;“b”为0.5至3.0原子%;“c”为0.05至3.5原子%;其余为铝和偶然的杂质,条件是比例 $[Fe+Si]/Si$ 位于约2.0:1至5.0:1的范围内。

[0009] 专利申请US2017/0211168公开了一种制造在高温下具有高性能的轻质强合金的方法,所述轻质强合金包含铝、硅、铁和/或镍。

[0010] 专利申请EP3026135记载了一种铸造合金,其包含87至99重量份的铝和硅、0.25至

0.4重量份的铜和0.15至0.35重量份的至少两种选自Mg、Ni和Ti的元素的组合。该铸造合金适于通过惰性气体粉末化来形成粉末,所述粉末用于通过激光增材制造来形成物体,然后对该物体进行回火处理。

[0011] 出版物“Characterization of Al-Fe-V-Si heat-resistant aluminum alloy components fabricated by selective laser melting”, Journal of Material Research, 第30卷, 第10期, 2015年5月28日记载了SLM制造耐热组件, 其组成为Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si, 以重量%计。

[0012] 出版物“Microstructure and mechanical properties of Al-Fe-V-Si aluminum alloy produced by electron beam melting”, Materials Science & Engineering A659 (2016) 207-214记载了通过EBM获得的与前面的文章中相同的合金的零件。

[0013] 越来越需要用于SLM应用的高强度铝合金。4xxx合金(主要是Al10SiMg、Al7SiMg和Al12Si)是用于SLM应用的最成熟的铝合金。这些合金非常适合于SLM方法, 但机械性能有限。

[0014] 由APWorks开发的**Scalmalloy**<sup>®</sup> (DE102007018123A1) (在325°C下进行4小时的制造后的热处理) 在环境温度下具有良好的机械性能。然而, 该技术方案的粉末形式成本高, 这与其高钪含量(约0.7%Sc)并需要特定的雾化工艺有关。该技术方案在高温(例如大于150°C)下机械性能也较差。

[0015] 由NanoAl开发的Addalloy<sup>™</sup> (W0201800935A1) 为一种Al Mg Zr合金。该合金的机械性能有限, 其硬度峰值为约130HV。

[0016] 通过增材制造获得的铝零件的机械性能取决于形成填充金属的合金(并且更具体而言取决于其组成)、增材制造方法的参数以及所应用的热处理。本发明人确定了一种合金组合物, 该合金组合物用于增材制造方法时, 可获得具有出色特性的零件。特别地, 根据本发明获得的零件相对于现有技术(特别是8009合金)具有改善的特性, 特别是在热硬性(例如在400°C下1小时后)方面。

## 发明内容

[0017] 本发明的第一主题是一种制造零件的方法, 所述方法包括形成彼此叠置的连续的固体金属层, 每一层描绘出使用数字模型定义的图案, 每一层通过以下步骤形成: 沉积称为填充金属的金属, 对所述填充金属进行能量供应以便熔化并在固化时构成所述层, 其中所述填充金属呈粉末的形式, 其暴露于能量束中导致熔化, 然后固化, 以形成固体层, 所述方法的特征在于, 所述填充金属为包含至少以下合金元素的铝合金:

[0018] -Fe, 其质量分数为1%至3.7%, 优选1%至3.6%;

[0019] -Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti, 优选Zr, 其质量分数各自为0.5%至4%、优选1%至4%、更优选1.5%至3.5%、甚至更优选1.5%至2%, 并且质量分数总计小于或等于4%、优选小于或等于3%、更优选小于或等于2%;

[0020] -Si, 其质量分数为0至4%, 优选0.5%至3%;

[0021] -V, 其质量分数为0至4%, 优选0.5%至3%。

[0022] 应注意, 本发明的合金还可包含:

- [0023] -杂质,其质量分数各自小于0.05% (即500ppm)且总计小于0.15%;
- [0024] -其余为铝。
- [0025] 优选地,本发明的合金包含质量分数为至少85%、更优选至少90%的铝。
- [0026] 粉末的熔化可以是部分或完全的。优选地,使50%至100%、更优选80%至100%的暴露粉末熔化。
- [0027] 任选地,所述合金还可包含至少一种选自以下的元素:W、Nb、Ta、Y、Yb、Nd、Mn、Ce、Co、La、Cu、Ni、Mo和/或稀土金属混合物(mischmetal),其质量分数各自小于或等于5%、优选小于或等于3%,并且总计小于或等于15%、优选小于或等于12%、甚至更优选小于或等于5%。然而,在一个实施方案中,避免添加Sc,因此Sc的优选的质量分数为小于0.05%且优选小于0.01%。
- [0028] 这些元素可导致形成弥散相或精细的金属间相,从而可提高所得材料的硬度。
- [0029] 以本领域技术人员已知的方式,稀土金属混合物的组成通常为约45%至50%的钪、25%的镧、15%至20%的钕和5%的镨。
- [0030] 优选地,所述铝合金不包含Cu和/或Ce和/或稀土金属混合物和/或Co和/或La和/或Mn和/或Cr。
- [0031] 任选地,所述合金还可包含至少一种选自以下的元素: Sr、Ba、Sb、Bi、Ca、P、B、In和/或Sn,其质量分数各自小于或等于1%、优选小于或等于0.1%、甚至更优选小于或等于700ppm,并且总计小于或等于2%、优选小于或等于1%。然而,在一个实施方案中,避免添加Bi,因此Bi的优选的质量分数为小于0.05%且优选小于0.01%。
- [0032] 任选地,所述合金还可包含至少一种选自以下的元素:质量分数为0.06%至1%的Ag,质量分数为0.06%至1%的Li,和/或质量分数为0.06%至6%、优选0.06%至0.5%的Zn。这些元素可通过硬化沉淀或通过其对固溶体性能的作用而作用于材料的强度。根据本发明的一个变型方案,特别是由于Zn在SLM工艺过程中会蒸发,因此不主动添加Zn。
- [0033] 根据本发明的一个变型方案,所述合金不是AA7xxx型合金。
- [0034] 任选地,所述合金还可包含质量分数为至少0.06%且至多0.5%的Mg。然而,不建议添加Mg,并且优选保持Mg含量为小于0.05质量%的杂质值。
- [0035] 任选地,所述合金还可包含至少一种用于细化晶粒并防止粗柱状微观结构的元素,例如AlTiC或AlTiB<sub>2</sub>(例如以AT5B或AT3B形式),其量各自小于或等于50kg/吨、优选小于或等于20kg/吨、甚至更优选小于或等于12kg/吨,并且总计小于或等于50kg/吨、优选小于或等于20kg/吨。
- [0036] 根据一个实施方案,所述方法在形成层之后可包括:
- [0037] -固溶热处理,然后淬火和回火,或
- [0038] -热处理,通常在至少100°C且至多400°C的温度下进行,
- [0039] -和/或热等静压(HIC)。
- [0040] 热处理尤其可允许残余应力的应力消除和/或硬化相的额外沉淀。
- [0041] HIC处理特别是可改善伸长性能和疲劳性能。热等静压可在热处理之前、之后进行或代替热处理进行。
- [0042] 有利地,热等静压在250°C至550°C且优选300°C至450°C的温度下在500至3000巴的压力下进行,并且持续时间为0.5至10小时。

[0043] 根据另一个适用于结构硬化合金的实施方案,可进行固溶热处理,然后对所形成的零件进行淬火和回火,和/或热等静压。在这种情况下,热等静压可有利地代替固溶热处理。然而,本发明的方法是有利的,因为其优选地不需要固溶热处理然后淬火。在某些情况下,固溶热处理可通过参与弥散相或精细金属间相的粗化而对机械强度产生不利影响。

[0044] 根据一个实施方案,本发明的方法还任选地包括机械加工处理,和/或化学表面处理、电化学表面处理或机械表面处理,和/或摩擦抛光(tribofinition)。特别地,可进行这些处理以降低粗糙度和/或增强耐腐蚀性和/或改善耐疲劳裂纹引发性。

[0045] 任选地,例如在增材制造之后和/或热处理之前,可进行零件的机械变形。

[0046] 本发明的第二主题是一种金属零件,其使用本发明的第一主题的方法获得。

[0047] 本发明的第三主题是粉末,所述粉末包含铝合金,优选由铝合金组成,所述铝合金包含至少以下合金元素:

[0048] -Fe,其质量分数为1%至3.7%,优选1%至3.6%;

[0049] -Zr和/或Hf和/或Er和/或Sc和/或Ti,优选Zr,其质量分数各自为0.5%至4%、优选1%至4%、更优选1.5%至3.5%、甚至更优选1.5%至2%,并且质量分数总计小于或等于4%、优选小于或等于3%、更优选小于或等于2%;

[0050] -Si,其质量分数为0至4%,优选0.5%至3%;

[0051] -V,其质量分数为0至4%,优选0.5%至3%。

[0052] 应注意,本发明的粉末的铝合金还可包含:

[0053] -杂质,其质量分数各自小于0.05%(即500ppm)且总计小于0.15%;

[0054] -其余为铝。

[0055] 优选地,本发明的粉末的合金包含质量分数为至少85%、更优选至少90%的铝。

[0056] 本发明的粉末的铝合金还可包含:

[0057] • 任选地至少一种选自以下的元素:W、Nb、Ta、Y、Yb、Nd、Mn、Ce、Co、La、Cu、Ni、Mo和/或稀土金属混合物,其质量分数各自小于或等于5%、优选小于或等于3%,并且总计小于或等于15%、优选小于或等于12%、甚至更优选小于或等于5%。然而,在一个实施方案中,避免添加Sc,因此Sc的优选的质量分数为小于0.05%且优选小于0.01%;和/或

[0058] • 任选地至少一种选自以下的元素:Sr、Ba、Sb、Bi、Ca、P、B、In和/或Sn,其质量分数各自小于或等于1%、优选小于或等于0.1%、甚至更优选小于或等于700ppm,并且总计小于或等于2%、优选小于或等于1%。然而,在一个实施方案中,避免添加Bi,因此Bi的优选的质量分数为小于0.05%且优选小于0.01%;和/或

[0059] • 任选地,至少一种选自以下的元素:质量分数为0.06%至1%的Ag,质量分数为0.06%至1%的Li,和/或质量分数为0.06%至6%、优选0.06%至0.5%的Zn。根据本发明的一个变型方案,特别是由于Zn在SLM工艺过程中会蒸发,因此不主动添加Zn。根据本发明的一个变型方案,所述合金不是AA7xxx型合金;和/或

[0060] • 任选地,质量分数为至少0.06%且至多0.5%的Mg。然而,不建议添加Mg,并且优选保持Mg含量为小于0.05质量%的杂质值;和/或

[0061] • 任选地至少一种选择用于细化晶粒并防止粗柱状微观结构的元素,例如AlTiC或AlTiB<sub>2</sub>(例如以AT5B或AT3B形式),其量各自小于或等于50kg/吨、优选小于或等于20kg/吨、甚至更优选小于或等于12kg/吨,并且总计小于或等于50kg/吨、优选小于或等于20kg/

吨。

[0062] 优选地,本发明的粉末的铝合金不包含Cu和/或Ce和/或稀土金属混合物和/或Co和/或La和/或Mn和/或Cr。

[0063] 其他优点和特征将从以下描述和非限制性的并在下图中示出的实施例中更清楚地显现。

### 附图说明

[0064] [图1]图1为描绘SLM或EBM型增材制造方法的示意图。

[0065] [图2]图2示出了在用激光进行表面扫描、切割并抛光之后的Al10Si0.3Mg样品的横截面的显微照片,在再熔化层中具有两个努氏硬度压痕。

[0066] [图3]图3为实施例所用的圆柱形TOR4型试样的示意图。

### 具体实施方式

[0067] 在本说明书中,除非另有说明,否则:

[0068] -铝合金的名称符合铝业协会(The Aluminum Association)制定的命名规则;

[0069] -化学元素的含量指定为%并且表示质量分数。

[0070] 杂质表示非故意地存在于合金中的化学元素。

[0071] 图1概括地描绘了一个实施方案,其中使用了本发明的增材制造方法。根据该方法,填充材料25以本发明的合金粉末的形式呈现。能量源例如激光源或电子源31,发射能量束例如激光束或电子束32。能量源通过光学系统或电磁透镜系统33与填充材料耦合,因此能够根据数字模型M确定射束的移动。能量束32跟随沿纵向平面XY的移动,描绘出依赖于数字模型M的图案。粉末25沉积在载体10上。能量束32与粉末25的相互作用引起粉末25选择性熔化,然后固化,从而形成层 $20_1 \cdots 20_n$ 。当一层已经形成时,将其使用填充金属粉末25覆盖,并且形成另一层,叠置在先前制备的层上。形成层的粉末的厚度可例如为10至100 $\mu\text{m}$ 。当能量束为激光束时,这种增材制造模式通常称为选择性激光熔化(SLM),在这种情况下,所述方法有利地在大气压下进行;当能量束为电子束时,这种增材制造模式通常称为电子束熔化(EBM),在这种情况下,所述方法有利地在减压下、通常小于0.01巴且优选小于0.1毫巴下进行。

[0072] 在另一个实施方案中,所述层通过选择性激光烧结(SLS)或直接金属激光烧结(DMLS)获得,本发明的合金粉末的层根据选择的数字模型使用由激光束提供的热能来选择性地烧结。

[0073] 在图1中未描绘的另一个实施方案中,粉末喷射和通过一般的激光束熔化粉末同时进行。该方法称为激光熔化沉积。

[0074] 可使用其他方法,特别是被称为直接能量沉积(DED)、直接金属沉积(DMD)、直接激光沉积(DLD)、激光沉积技术(LDT)、激光金属沉积(LMD)、激光工程化净成型(LENS)、激光熔覆技术(LCT)或激光自由成型制造技术(LFMT)的那些方法。

[0075] 在一个实施方案中,本发明的方法用于制备混合型零件,所述混合型零件包括使用常规轧制和/或挤出和/或模制和/或锻造方法然后任选地进行机械加工而获得的部分以及通过增材制造获得的联结部分。该实施方案也可适于修补使用常规方法获得的零件。

[0076] 在本发明的一个实施方案中,还可将本发明的方法用于修补通过增材制造而获得的零件。

[0077] 在形成各连续层之后,获得未加工的零件或原始制造状态下的零件。

[0078] 用本发明的方法获得的金属零件是特别有利的,因为它们原始制造状态下的硬度小于由8009制成的参考样的硬度,并且同时热处理后的硬度与由8009制成的参考样的硬度为相同数量级或大于由8009制成的参考样的硬度。本发明的合金相比于8009合金的在原始制造状态下更低的硬度被认为有利于适用于SLM方法,因为在SLM制造过程中引起更低水平的残余应力,从而降低了热裂敏感性。本发明的合金相比于8009合金的在热处理(例如在400℃下1小时)后更高的硬度提供了更好的热稳定性。在400℃下1小时的热处理可例如为SLM制造后的热等静压(HIC)步骤。

[0079] 根据本发明获得的金属零件在原始制造状态下的努氏HK0.05硬度(在0.5g载荷下,根据2017年6月的ASTM E384标准)优选为120至260HK、更优选150至250HK。优选地,在至少100℃且至多550℃的热处理之后和/或热等静压之后,例如在400℃下1小时之后,根据本发明获得的金属零件的努氏HK0.05硬度为100至220HK、更优选110至210HK。在下文的实施例中描述了努氏HK0.05硬度测量方案。

[0080] 本发明的粉末可具有至少一个以下特征:

[0081] -平均粒度为5至100μm,优选5至25μm,或20至60μm。给出的值表示至少80%的颗粒的平均尺寸在指定范围内;

[0082] -球形。粉末的球形度可例如使用形态粒度仪测定;

[0083] -良好的可铸性。粉末的可铸性可例如根据标准ASTM B213或标准ISO 4490:2018测定。根据标准ISO 4490:2018,流动时间优选小于50秒;

[0084] -低孔隙率,优选0至5体积%,更优选0至2体积%,甚至更优选0至1体积%。孔隙率可特别是通过扫描电子显微镜或氦比重瓶法(参见标准ASTM B923)测定;

[0085] -不存在或少量存在(小于10体积%、优选小于5体积%)的小颗粒(粉末平均尺寸的1%至20%),所谓的卫星颗粒(satellite),其附着在较大的颗粒上。

[0086] 本发明的粉末可通过常规雾化方法使用本发明的合金以液体或固体形式而获得,或者所述粉末可通过在暴露于能量束之前将初级粉末混合而获得,所述初级粉末的不同组成的平均组成与本发明的合金的组成相对应。

[0087] 还可在雾化粉末之前和/或粉末沉积期间和/或混合初级粉末期间,将不熔且不溶的颗粒(例如氧化物或TiB<sub>2</sub>颗粒或碳颗粒)加入熔池中。这些颗粒可用来细化微观结构。如果其具有纳米尺寸,则其还可用来硬化合金。这些颗粒可以小于30%、优选小于20%、更优选小于10%的体积分数存在。

[0088] 本发明的粉末可例如通过气体喷射雾化、等离子体雾化、水喷射雾化、超声雾化、离心雾化、电解和球化,或研磨和球化获得。

[0089] 优选地,本发明的粉末通过气体喷射雾化获得。气体喷射雾化方法起始于通过喷嘴浇注熔融金属。然后,熔融金属被惰性气体射流(例如氮气或氩气)冲击,并雾化成非常小的液滴,这些液滴通过落入雾化塔内而冷却并固化。然后将粉末收集在罐中。与产生不规则形状的粉末的水喷射雾化不同,气体喷射雾化方法具有产生球形粉末的优点。气体喷射雾化的另一个优点是良好的粉末密度,特别是由于球形的形状和粒度分布。该方法的另一个

优点是粒度分布的良好再现性。

[0090] 本发明的粉末在制造之后,可将其烘干,特别是为了降低其湿度。所述粉末还可在其制造和使用之间进行包装和储存。

[0091] 本发明的粉末可特别是用于以下应用中:

[0092] -选择性激光烧结(Selective Laser Sintering或SLS);

[0093] -直接金属激光烧结(Direct Metal Laser Sintering或DMLS);

[0094] -选择性热烧结(Selective Heat Sintering或SHS);

[0095] -选择性激光熔化(Selective Laser Melting或SLM);

[0096] -电子束熔化(Electron Beam Melting或EBM);

[0097] -激光熔化沉积(Laser Melting Deposition);

[0098] -直接能量沉积(Direct Energy Deposition或DED);

[0099] -直接金属沉积(Direct Metal Deposition或DMD);

[0100] -直接激光沉积(Direct Laser Deposition或DLD);

[0101] -激光沉积技术(Laser Deposition Technology或LDT);

[0102] -激光工程化净成型(Laser Engineering Net Shaping或LENS);

[0103] -激光熔覆技术(Laser Cladding Technology或LCT);

[0104] -激光自由成型制造技术(Laser Freeform Manufacturing Technology或LFMT);

[0105] -激光金属沉积(Laser Metal Deposition或LMD);

[0106] -冷喷涂固结(Cold Spray Consolidation或CSC);

[0107] -摩擦增材制造(Additive Friction Stir或AFS);

[0108] -场辅助烧结技术(Field Assisted Sintering Technology,FAST或spark plasma sintering);或

[0109] -惯性旋转摩擦焊接(Inertia Rotary Friction Welding或IRFW)。

[0110] 在下文的实施例中更详细地描述本发明。

[0111] 本发明不限于在上文的说明书中或下文的实施例中描述的实施方案,并且可在如由本说明书所附的权利要求书所限定的本发明的范围内宽范围地变化。

[0112] 实施例

[0113] 实施例1

[0114] 使用Induthem VC 650V机器在铜模具中铸造本发明的称为Innov1、Innov2和Innov3的三种合金以及现有技术的一种8009合金,以获得130mm高、95mm宽和5mm厚的铸块。合金的组成在下表1中以质量分数百分比的形式给出。

[0115] [表1]

[0116]

合金	Si	Fe	V	Zr
参考(8009)	1.8	8.65	1.3	-
Innov1	1.7	3.5	1.3	1
Innov2	1.7	3.5	1.3	2
Innov3	1.7	3.5	1.3	3

[0117] 使用快速原型制作方法测试上表1中所述的合金。由上文所得铸块机械加工出样品用于激光扫描表面,呈60x 22x 3mm尺寸的薄片形式。将薄片放置在SLM机器中,使用激光

按照相同的扫描策略进行表面扫描,并且方法条件为用于SLM方法的代表性方法条件。事实上,发现以这种方式可评估合金对于SLM方法的适用性,特别是表面质量、热裂敏感性、未加工状态下的硬度以及热处理后的硬度。

[0118] 在激光束下,金属熔化成厚度为10至350 $\mu\text{m}$ 的熔池。用激光扫描后,金属如SLM方法中一样迅速冷却。激光扫描后,表面上的一个厚度为10至350 $\mu\text{m}$ 的薄层被熔化,然后固化。由于适当地选择了扫描参数,因此该层中金属的性能类似于通过SLM制造的零件的芯处的金属性能。使用3DSystems品牌的ProX300选择性激光熔化机器对不同样品进行激光表面扫描。激光源的功率为250W,矢量偏差为60 $\mu\text{m}$ ,扫描速率为300mm/s并且光束直径为80 $\mu\text{m}$ 。

[0119] 努氏硬度测量

[0120] 硬度是合金的重要性能。事实上,如果通过用激光扫描表面而再熔化的层的硬度高,则用该合金制造的零件可具有高的断裂极限。

[0121] 为了评估再熔化层的硬度,将上文所得的薄片在垂直于激光通道的方向的平面上切割,然后抛光。抛光后,进行再熔化层的硬度测量。硬度测量使用Struers Durascan型号仪器进行。选择努氏HK0.05硬度法,其中压痕的主对角线平行于再熔化层的平面设置,以在压痕和样品边缘之间保持足够的距离。在再熔化层的中间厚度处定位15个压痕。图2显示了硬度测量的实例。附图标记1对应于再熔化层,附图标记2对应于努氏硬度压痕。

[0122] 在激光处理后(在未加工状态下)和在400 $^{\circ}\text{C}$ 下不同时间段的额外热处理后,根据努氏标度在50g载荷下测量硬度(HK0.05),从而可特别是评估合金在热处理期间的硬化性以及任选的HIC处理对机械性能的影响。

[0123] 下表2中给出了在未加工状态下以及在400 $^{\circ}\text{C}$ 下不同时间后的努氏HK0.05硬度值(HK0.05)。

[0124] [表2]

合金	未加工状态	在 400 $^{\circ}\text{C}$ 下 1 小时后	在 400 $^{\circ}\text{C}$ 下 4 小时后	在 400 $^{\circ}\text{C}$ 下 10 小时后
参考 (8009)	316	145	159	155
Innov1	172	146	153	141
Innov2	187	172	171	150
Innov3	199	179	188	186

[0126] 本发明的合金(Innov1和Innov2)显示出在未加工状态下的努氏HK0.05硬度小于参考8009合金,但在400 $^{\circ}\text{C}$ 下热处理后与参考8009合金数量级相同或大于参考8009合金。

[0127] 上表2清楚地表明,本发明的合金相对于参考8009合金具有更好的热稳定性。事实上,8009合金的硬度从热处理开始就显著下降,然后达到平稳状态。另一方面,本发明的合金的硬度逐渐降低。

[0128] 实施例2

[0129] 制备具有下表3中所示组成的本发明的合金,以质量百分比计。

[0130] [表3]

合金	Fe	Si	Zr	V
Innov4	3.5	1.7	3	1.3

[0132] 使用VIGA(真空惰性气体雾化)雾化器成功地雾化了5kg的合金粉末。在FormUp 350型号的选择性激光熔化机器中成功地使用粉末制备了拉伸试样坯件。使用以下参数进行测试:层厚度:60 $\mu$ m,激光功率:370W,矢量偏差:0.11至0.13mm,激光速度:1000至1400mm/s。将构造板加热至200 $^{\circ}$ C的温度(不囿于理论,将板从50 $^{\circ}$ C加热至300 $^{\circ}$ C似乎有利于减少所制零件的残余应力和热源裂纹)。

[0133] 对于制造方向(Z方向)上的拉伸试验,坯件为圆柱形,高为45mm且直径为11mm。将坯件在300 $^{\circ}$ C下进行2小时的应力消除热处理。将一些坯件保持在原始应力消除状态,其他坯件在400 $^{\circ}$ C下进行1小时的额外处理(硬化退火)。

[0134] 由上述坯件机械加工出具有下文所述以mm计的特性的TOR4型圆柱形测试试样(参见表4和图3)。

[0135] [表4]

类型	$\varnothing$	M	LT	R	Lc	F
TOR 4	4	8	45	3	22	8.7

[0137] 在图3和表4中, $\varnothing$ 表示试样中央部分的直径,M表示试样两端的宽度,LT表示试样的总长度,R表示试样的中央部分与端部之间的曲率半径,Lc表示试样中央部分的长度,并且F表示试样两端的长度。

[0138] 根据标准NF EN ISO 6892-1(2009-10)和ASTM E8-E8M-13a(2013)在环境温度和高温(200 $^{\circ}$ C和250 $^{\circ}$ C)下进行拉伸试验。所得结果示于下表5中。

[0139] [表5]

方向	热处理	试验温度	Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	A%
Z	原始应力消除条件 (在 300 $^{\circ}$ C下 2 小时)	25 $^{\circ}$ C	372	410	6.7
Z	硬化退火 (在 400 $^{\circ}$ C下 1 小时)	25 $^{\circ}$ C	432	467	4.8
Z	硬化退火 (在 400 $^{\circ}$ C下 1 小时)	200 $^{\circ}$ C	230	249	4.7
Z	硬化退火 (在 400 $^{\circ}$ C下 1 小时)	250 $^{\circ}$ C	203	222	3.7

[0142] 根据上表5,硬化退火导致相对于未加工状态的机械强度显著增加,同时伴随伸长率的降低(如果比较表5的前两行)。因此,本发明的合金使得可以免除常规的固溶热处理/淬火类型的热处理。本发明的合金还具有良好的热机械性能:在200 $^{\circ}$ C和250 $^{\circ}$ C下的Rp0.2分别为230MPa和203MPa。

[0143] 在拉伸试验之前在400 $^{\circ}$ C下进行1小时的热处理(硬化退火),使得可以模拟可选的400 $^{\circ}$ C的HIC处理的效果或在100 $^{\circ}$ C至300 $^{\circ}$ C的工作温度下长期老化的效果。

[0144] 总之,本发明的合金兼具环境温度和高温下的良好的性能,以及良好的热稳定性。

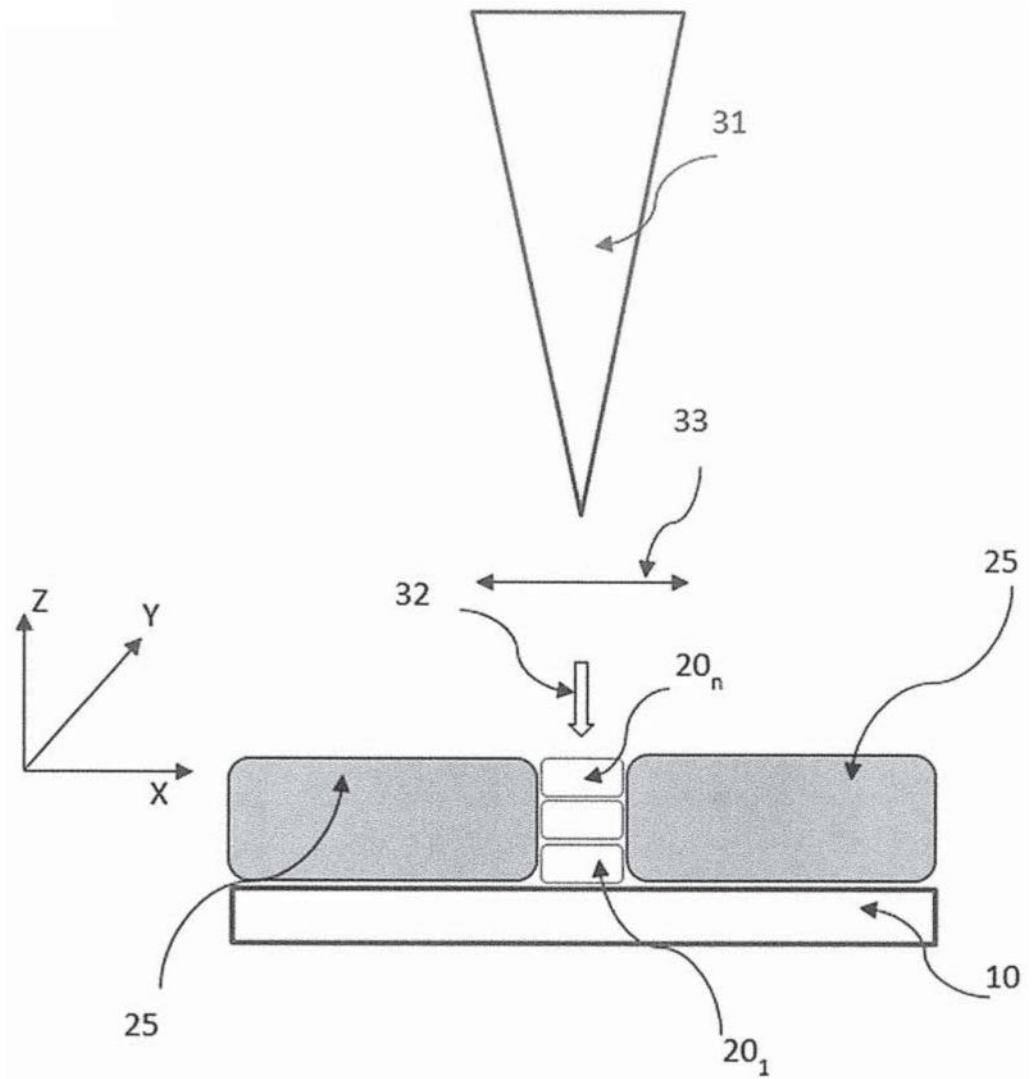


图1

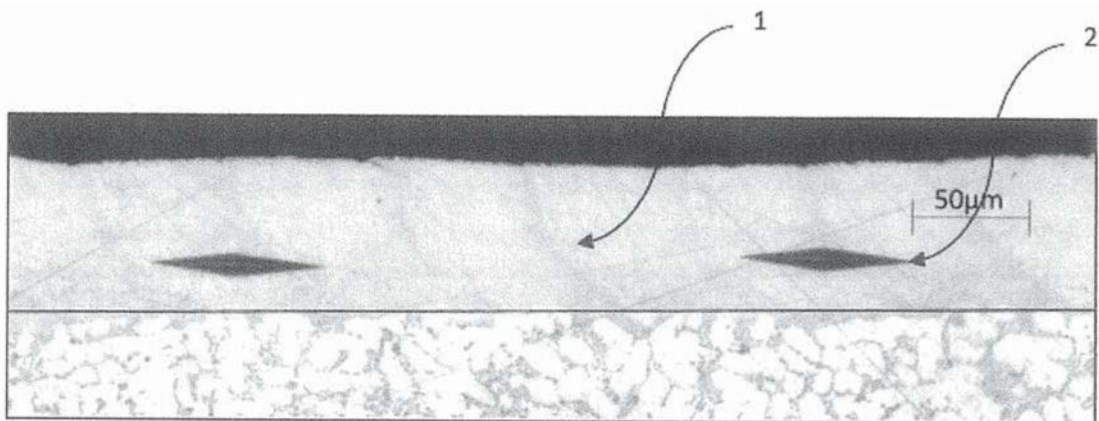


图2

