



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 112760525 B

(45) 授权公告日 2022.06.03

(21) 申请号 201911060106.X *B22F 3/105* (2006.01)
(22) 申请日 2019.11.01 *G22C 30/00* (2006.01)
(65) 同一申请的已公布的文献号 *G22C 19/07* (2006.01)
申请公布号 CN 112760525 A *G21D 9/00* (2006.01)
(43) 申请公布日 2021.05.07 *G22F 1/00* (2006.01)
(73) 专利权人 利宝地工程有限公司 *B33Y 10/00* (2015.01)
地址 加拿大 安大略省 *B23P 6/00* (2006.01)
(72) 发明人 A·B·冈查洛夫 J·利宝地 *B23K 31/02* (2006.01)
P·劳登 *B23K 35/30* (2006.01)
B23K 35/40 (2006.01)
(74) 专利代理机构 北京市中咨律师事务所
11247
专利代理师 马利蓉 吴鹏
(51) Int. Cl.
G22C 19/05 (2006.01)
G22F 1/10 (2006.01)

审查员 叶朋

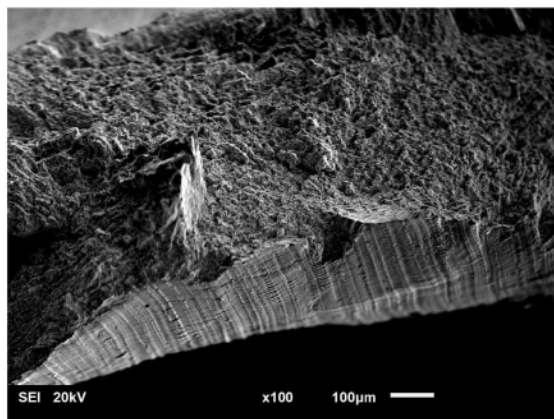
权利要求书3页 说明书13页 附图11页

(54) 发明名称

高 γ' 镍基超级合金、其用途及制造涡轮发动机构件的方法

(57) 摘要

本发明涉及一种高 γ' 镍基超级合金、其用途以及通过焊接、3D增材制造、铸造和热成型制造涡轮发动机构件的方法,所述超级合金包含 9.0-10.5wt.% 的Cr、16-22wt.% 的Co、1.0-1.4wt.% 的Mo、5.0-5.8wt.% 的W、2.0-6.0wt.% 的Ta、1.0-4.0wt.% 的Nb (Ta和Nb的总含量为3.0-7.0wt%)、3.0-6.5wt.% 的Al、0.2-1.5wt.% 的Hf、0.01-0.2wt.% 的C、0-1.0wt.% 的Ge、0-0.2wt.% 的Y、0-1.0wt.% 的Si、0-0.015wt.% 的B、1.5-3.5wt.% 的Re以及余量的镍和杂质。



1. 一种高 γ' 镍基超级合金, 所述高 γ' 镍基超级合金包含下列重量百分比的元素:
 - 9.0%至10.5%的铬,
 - 16%至22%的钴,
 - 1.0%至1.4%的钼,
 - 5.0%至5.8%的钨,
 - 2.0%至6.0%的钽,
 - 1.0%至4.0%的铌,
 - 钽和铌的总含量为3.0-7.0%,
 - 3.0%至6.5%的铝,
 - 0.2%至1.5%的铪,
 - 0至1.0%的锆,
 - 0至0.2%的钇,
 - 0至1.0%的硅,
 - 0至0.015%的硼,
 - 0.01%至0.2%的碳,
 - 1.5%至3.5%的铈, 和
 - 余量的镍和杂质, 其中铬和硅的总含量不为零。
2. 根据权利要求1所述的高 γ' 镍基超级合金, 其中锆和硅的总含量为0.9-1.1wt%。
3. 根据权利要求1或2所述的高 γ' 镍基超级合金用作焊丝、焊接粉末或涡轮发动机构件的用途。
4. 一种制造涡轮发动机构件的方法, 其中, 所述方法包括使用根据权利要求1或2所述的高 γ' 镍基超级合金的步骤。
5. 根据权利要求4所述的制造涡轮发动机构件的方法, 其中所述方法包括选自以下步骤的步骤:
 - a) 铸造,
 - b) 在2190-2290°F下退火1-2小时,
 - c) 通过在1500-1800°F下塑性变形的热成型,
 - d) 在1975-2050°F下一次时效处理2-4小时, 和
 - e) 在1300-1500°F下二次时效处理16-24小时。
6. 根据权利要求5所述的制造涡轮发动机构件的方法, 其中, 所述方法包括选自以下的热处理: 在2190°F至2290°F的温度范围内退火1-2小时、在1975°F至2050°F的温度范围内一次时效处理2-4小时和在1300°F至1500°F的温度范围内二次时效处理16-24小时。
7. 根据权利要求5所述的制造涡轮发动机构件的方法, 其中, 在1500-1800°F的温度下热成型步骤之前, 包括附加步骤: 在2200-2290°F的温度、15-20KSI的压力下将锭进行热等静压处理2-6小时。
8. 根据权利要求5所述的制造涡轮发动机构件的方法, 其中, 所述方法包括通过塑性变形5-80%来热成型。
9. 根据权利要求5所述的制造涡轮发动机构件的方法, 其中, 所述一次时效处理的温度被选择为高于所述涡轮发动机构件的工作温度。

10. 根据权利要求4所述的制造涡轮发动机构件的方法,其中,所述方法,包括以下步骤:

a) 通过对包含至少两种含量分别为70-80wt.%和20-30wt.%的不同镍基和钴基粉末的粉末混合物在焊接池中熔化和沉积来进行熔焊,其中:

所述镍基粉末包含下列重量百分比的元素:

- 6%至8%的铬,
- 6%至12%的钴,
- 1.3%至1.6%的钼,
- 4.5%至5%的钨,
- 2.0%至6.0%的钽,
- 1%至4.0%的铌,
- 钽和铌的总含量为3.0%至7.0%,
- 3.0%至6.5%的铝,
- 0.2%至1.5%的铪,
- 2.5%至3%的铯,
- 0至1.0%的锆,
- 0至1%的硅,
- 0至0.2%的钇,
- 0至0.015%的硼,
- 0.01至0.1%的碳,和
- 余量的镍和杂质,并且

所述钴基粉末包含以下重量百分比的元素:

- 10%至18%的镍,
- 19%到21%的铬,
- 8%到10%的钨,
- 3%到6.5%的铝,
- 0到1.0%的锆,
- 0到1%的硅,
- 0至0.45%的钇,
- 0到1.5%的铪,
- 0至4%的铌,
- 0.01%至0.2%的碳,和
- 余量的钴和杂质;

b) 按照预编程的焊接路径逐渐移动和固化所述焊接池,形成具有与权利要求1所述的高 γ' 镍基超级合金相同的化学成分的焊道。

11. 根据权利要求10所述的制造涡轮发动机构件的方法,其中,所述熔焊选自激光束、等离子弧、微等离子体、电子束焊接和气体保护钨极电弧焊。

12. 根据权利要求10所述的制造涡轮发动机构件的方法,其中,所述方法还包括焊后热处理,该焊后热处理选自高等静压、退火、时效处理或退火与时效处理的组合。

13. 根据权利要求12所述的制造涡轮发动机构件的方法,其中,在焊后热处理之后,所述方法还包括加工为所需的几何形状的步骤。

14. 根据权利要求13所述的制造涡轮发动机构件的方法,其中,所述方法还包括非破坏性测试步骤。

15. 根据权利要求10所述的制造涡轮发动机构件的方法,其中,所述粉末混合物选自包含镍基和钴基粉末的预合金粉末混合物或在焊接期间直接在焊接池中混合的不同镍基和钴基粉末。

16. 根据权利要求4-15中任一项所述的制造涡轮发动机构件的方法,其中,所述涡轮发动机构件由3D增材制造方法制造。

17. 一种涡轮发动机构件,其通过根据权利要求4-16中任一项所述的方法获得。

高 γ' 镍基超级合金、其用途及制造涡轮发动机构件的方法

技术领域

[0001] 本发明的高 γ' 镍基超级合金可以用于激光束(LBW)、等离子体(PAW)、微等离子体(MPW)、气体保护钨极电弧焊(GTAW)、电子束(EBW)焊接和3D增材制造,以及用于通过铸造和热成型来制造涡轮发动机构件和其它制品。

背景技术

[0002] 航空和工业涡轮发动机的大多数涡轮叶片由具有氧化和蠕变特性的独特组合的镍基高 γ' 超级合金制成。然而,尽管高 γ' 超级合金具有显著特性,但发动机构件常常由于涡轮发动机运转期间发生的蠕变和热机械疲劳开裂、氧化和热腐蚀损坏而需要各种焊接修复。不同的钴基Mer1 72(M72)、镍基René 142(R142)和René 80(R80)焊接材料自1980年代以来用于修复高压(HPT)和低压(LPT)涡轮叶片,参见A.Gontcharov等人,GT2018-75862,“Advanced Welding Materials and Technologies for Repair of Turbine Engine Components manufactured of High Gamma Prime Nickel Based Superalloys(用于修复由高 γ' 镍基超级合金制成的涡轮发动机构件的先进焊接材料和技术)”,ASME Turbo Expo 2018的会议记录:Turbine Technical Conference and Exposition,GT2018,2018年6月11-15日,挪威奥斯陆(进一步参见GT2018-75862)。

[0003] 钴基M72在温度 $\geq 1800^\circ\text{F}$ 时具有优异的可焊性、延展性和抗氧化性,但具有低蠕变特性,如在GT2018-75862和实施例1中所示,这导致HPT叶片过早失效和不定期的发动机拆解。对于大多数钴基合金和具有高钴含量的镍基超级合金来说,低蠕变特性是常见的。另一方面,由Earl W.Ross和Kevin S.O'Hara在“Rene 142:高强度、抗氧化DS涡轮翼型件合金”,Superalloys(超级合金),1992年,第257-265页中公开的并基于根据US 4,169,742的高 γ' 镍基超级合金(其由10-13wt.%的Co、3-10wt.%的Cr、0.5-2wt.%的Mo、3-7wt.%的W、0.5-10wt.%的Re、5-6wt.%的Al、5-7wt.%的Ta、0.5-2wt.%的Hf、0.01-0.15wt.%的C、0.005-0.05wt.%的B、0-0.1wt.%Zr和余量的镍组成)产生的高 γ' 镍基R142焊丝,其包含6.8wt.%Cr-12wt.%Co-1.5wt.%Mo-4.9wt.%W-6.4wt.%Ta-6.1wt.%-1.5wt.%Hf-2.8wt.%Re,具有优异的蠕变特性,但可焊性极差。使用R142对涡轮发动机构件进行有限的焊接修复仅在将发动机构件预热至高温的情况下进行,如Dikran A.Barhanko等人在“Development of Blade Tip Repair for SGT-700Turbine Blade Stage 1,With Oxidation Resistant Weld Alloy(使用抗氧化焊接合金修复SGT-700涡轮叶片级1的叶片尖端的开发)”,ASME Turbo Expo 2018的会议记录:Turbomachinery Technical Conference and Exposition,GT2018,2018年6月11-15日,挪威奥斯陆和Alexandre Gontcharov等人在前面引用的文章GT2018-75862中所证明的那样。然而,即使进行预热,R142焊缝也表现出较差的延展性和较高的微裂纹倾向,从而无法使用R142进行3D增材制造。

[0004] 具有根据US 3,615,376的化学成分的镍基超级合金R80,其包含Ni-15%Cr-9.5%Co-5%Ti-4%W-4%Mo-3%Al-0.17%C,具有更好的可焊性但抗氧化性差,并且不能替代

R142和M72。

[0005] CN 105492639、CA 28004402、US 4288247、US 7014723、US 8992669和US 8992700中公开的Co含量提高至20-30%的镍基超级合金尽管焊接性可能更好,但由于在大于或等于1800°F的温度下的机械特性不足,因此也不能代替高 γ' 的R142超级合金。

[0006] 因此,在新的高抗氧化性、高强度和延展性的高 γ' 镍基超级合金的研发方面存在大量需求,所述高 γ' 镍基超级合金可以在环境温度下在单晶(SX)材料上产生无裂纹焊接,以用于涡轮发动机构件的修复和3D增材制造。

发明内容

[0007] 我们已经发现包含下列重量百分比的元素的高 γ' 镍基超级合金:9.0%至10.5%的Cr,16%至22%的Co,1.0%至1.4%的Mo,5.0%至5.8%的W,2.0%至6.0%的Ta,1.0%至4.0%的Nb(Ta和Nb的总含量在3.0%至7.0%的范围内),3.0%至6.5%的Al,0.2%至1.5%的Hf,0.01%至0.2%的C,0%至1.0%的Ge,0%至1.0%的Si,0%至0.2%的Y,0%至0.015%的B,1.5%至3.5%的Re以及余量的镍和杂质,在环境温度下具有优异的可焊性,具有良好的机械和氧化特性的组合,并且可以用于通过熔焊对涡轮发动机构件进行各种修复以及通过3D增材、铸造和热成型来制造涡轮发动机构件。

[0008] 高 γ' 镍基超级合金的另一个优选实施方案包含在0.9-1.1wt%范围内的锆和硅的总量。

[0009] 当前超级合金的优选实施方案选自焊丝、焊粉、等轴或定向固化的涡轮发动机构件、修复的涡轮发动机构件和通过热成型生产的制品。

[0010] 根据本发明的另一实施例,提供一种制造涡轮发动机构件的方法,其中所述方法包括使用本发明的高 γ' 镍基超级合金的步骤。

[0011] 本文中,“制造涡轮发动机构件”指的是从原材料制造和/或修复旧的发动机构件使其能作为新的涡轮发动机构件使用。

[0012] 由具有优选的化学成分的本发明的超级合金制造的涡轮发动机构件和其它制品经受热处理,该热处理与R142超级合金的热处理不同,并且包括在2190°F至2290°F的温度范围内退火1-2小时,在1975°F至2050°F的温度范围内进行一次时效处理2-4小时,并且在1300°F至1500°F的温度范围内进行二次时效处理16-24小时,旨在通过导致 γ' 相的析出的时效处理来最大限度地提高所研发的超级合金的机械特性。

[0013] 通过铸造来制造涡轮发动机构件的优选实施方案包括在退火之前在2200-2290°F的温度、15-20KSI(102.6-136.8MPa)的压力下将锭热等静压处理2-6小时的附加步骤。

[0014] 根据另一优选实施方案制造涡轮发动机构件包括至少两个连续步骤:在2190°F至2290°F下将锭退火1-2小时,然后通过塑性变形5-80%而在1500°F至1800°F的温度范围内进行热成型,以及最终热处理——其包括涡轮发动机构件在1975-2050°F下一次时效处理2-4小时并在1300-1500°F下二次时效处理16-24小时。

[0015] 为了避免通过热成型制造的涡轮发动机构件的再结晶,这些涡轮发动机构件的工作温度被选择为低于一次时效处理的温度。

[0016] 根据另一个优选实施方案,一种制造涡轮发动机构件的方法,包括以下步骤:通过在焊接池中熔化和沉积粉末混合物来进行熔焊,该熔焊优选选自激光束、等离子弧、微等离子

子体、电子束焊接和气体保护钨极电弧焊,所述粉末混合物包括含量分别为(70-80) wt. %和(20-30) wt. %的至少两种不同的镍基和钴基粉末,其中镍基粉末包含以下重量百分比的元素:

- [0017] -6%至8%的铬,
- [0018] -6%至12%的钴,
- [0019] -1.3%至1.6%的钼,
- [0020] -4.5%至5%的钨,
- [0021] -2.0%至6.0%的钽,
- [0022] -1.0%至4.0%的铌,钽和铌的总含量在3.0%至7.0%的范围内,
- [0023] -3.0%至6.5%的铝,
- [0024] -0.2%至1.5%的铪,
- [0025] -2.5%至3%的铌,
- [0026] -0至1.0%的锆,
- [0027] -0至1%的硅,
- [0028] -0至0.2%的钇,
- [0029] -0至0.015%的硼,
- [0030] -0.01至0.1%的碳,和

[0031] -余量的镍和杂质,

[0032] 并且钴基粉末包含以下重量百分比的元素:

- [0033] -10%至18%的镍,
- [0034] -19%到21%的铬,
- [0035] -8%到10%的钨,
- [0036] -3%到6.5%的铝,
- [0037] -0到1.0%的锆,
- [0038] -0到1%的硅,
- [0039] -0至0.45%的钇,
- [0040] -0到1.5%的铪,
- [0041] -0到4%的Ni,
- [0042] -0.01到0.2%的碳,和
- [0043] -余量的钴和杂质;

[0044] 通过根据预编程焊接路径来逐渐移动和固化焊接池(由此形成具有与根据本发明超级合金相同的化学成分的焊道)来进行:选自高等静压、退火、时效处理或退火与时效处理的组合的焊后热处理;加工到所需的几何形状,并进行非破坏性测试。

[0045] 为了实施上述优选实施方案,所述粉末混合物选自包含不同的镍基和钴基粉末的预合金粉末混合物或在焊接期间直接在焊接池中混合的镍基和钴基粉末。

附图说明

[0046] 图1是处于经退火和时效处理的状态下的本发明的铸造超级合金的微观结构,描绘了:

- [0047] a) 在固化期间形成锯齿状的晶粒边界；
- [0048] b) 在时效热处理期间析出立方 γ' 相。
- [0049] 图2是处于经时效处理的状态下的挤出棒的微观结构,描绘了:
- [0050] a) 在挤出和一次再结晶过程中形成具有直边界的等轴晶粒；
- [0051] b) 在时效热处理期间析出 γ' 相。
- [0052] 图3是在常温下产生的LBW焊缝的微观结构,描绘了:
- [0053] a) 在预热至1700-1800°F的情况下在使用GTAW焊接产生的René 142焊缝中形成微裂纹；
- [0054] b) 使用由本发明的超级合金制成的焊接粉末利用LBW在环境温度下产生的无缺陷多层焊缝堆积。
- [0055] 图4是在PWA1484 SX基板(基底金属)上使用LBW在环境温度下产生的无缺陷多层焊缝堆积的微观结构,其中:
- [0056] a) 焊接状态下的焊缝和基底金属的无裂纹熔融；
- [0057] b) 在PWHT时效热处理之后析出焊接金属中的 γ' 相。
- [0058] 图5是由焊接金属制成的拉伸样品中的一些合金元素的断裂和EDS映射(分布),描绘了细小立方Ta-Hf基金属间粒子的枝晶间析出:
- [0059] a) 使用SEM形成的焊接金属拉伸试验样品的韧性断裂；
- [0060] b) 钽的分布；
- [0061] c) 铪的分布。
- [0062] 图6是由本发明的超级合金的无铬实施方案制成的断口拉伸试验样品,其中:
- [0063] a) 断口图,描绘了拉伸样品的韧性凹窝断裂和在凹窝底部的立方Ta-Hf基金属间粒子；
- [0064] b) 与a)相同,放大倍数更高,描绘了用于EDS的典型粒子(光谱1和2)的选择和标记；
- [0065] c) 标记为光谱1的粒子的化学分析并且所选粒子的化学成分包含46.5%的Ta-37.3%的Hf-9.5%的Ni-4.1%的Co-1.8%的Cr。
- [0066] 图7是在René 80基板上使用本发明的超级合金产生的焊缝的微观结构,其中:
- [0067] a) 在“焊后原状”的状态下在焊缝中形成的树枝状结构；
- [0068] b) 根据优选实施方案,在退火和时效处理PWHT之后邻近熔融线的焊接金属和基础材料的微观结构。
- [0069] 图8是在环境温度下接受弯曲试验的焊接金属测试样品的断口图,描绘了样品的韧性断裂。
- [0070] 图9是由包含0.85wt.%锆的本发明的超级合金的本发明实施方案制成并在1800°F下进行拉伸试验的焊接样品的断口图,描绘了:
- [0071] a) Ta-Hf基金属间粒子的形态的交替；
- [0072] b) 与a)相同,放大倍数更高,选择用于EDS的典型Ta-Hf粒子；
- [0073] c) 在图9a中标记为映射图数据19的粒子表面上的Ta和Hf的映射,描绘了该粒子显著富含Ta和Hf。
- [0074] 图10是使用包含不同镍基和钴基粉末的粉末混合物生产的LBW焊缝的微观结构,

描绘了：

- [0075] a) 在焊接池固化期间形成树枝状结构；
- [0076] b) 按照优选的实施方案在时效处理之前进行的均质化退火期间树枝状晶体的溶解。

[0077] 图11是利用LBW和3D增材制造概念由实施例6中描述的4285合金制造的焊缝样品，其中

- [0078] a) 通过LBW制造的手动对接GTAW焊缝测试样品；
- [0079] b) 多道LBW焊缝中的外延枝晶生长和每道795 μm 的LBW焊缝析出的典型厚度；
- [0080] c) 在GTAW焊接接头的焊后热处理期间的立方 γ' 和双 γ' 相的析出。

[0081] 标准首字母缩略词和主要定义

[0082] ASTM-美国试验材料协会(标准)

[0083] HPT-高压涡轮

[0084] LPT-低压涡轮

[0085] NDT-非破坏性测试

[0086] NGV-喷嘴导叶

[0087] PWHT-焊后热处理

[0088] UTS-极限拉伸强度

[0089] SRT-应力破坏试验

[0090] LBW-激光束焊接

[0091] MPW-微等离子焊接

[0092] GTAW-钨极气体电弧焊

[0093] EBW-电子束焊接

[0094] PAW-等离子弧焊

[0095] SX-单晶材料

[0096] BM-基础材料

[0097] 3D AM-三维增材制造

[0098] SEM-扫描电子显微镜

[0099] EDS-能量色散X射线光谱仪

[0100] IPM-每分钟英寸

[0101] FPI-荧光渗透检测

[0102] 镍基超级合金-用于制造涡轮发动机构件和其它制品的金属材料，其在高达0.9倍熔点的高温下呈现优异的机械强度和抗蠕变(固体材料在应力下缓慢移动或变形的趋势)性；具有良好的表面稳定性、抗氧化性和耐腐蚀性。析出强化超级合金通常具有包括奥氏体面心立方晶格的基体，所述奥氏体面心立方晶格包含镍-铝或钛-铝基 γ' 相的析出。超级合金主要用于制造涡轮发动机构件。

[0103] 热成型-也称为热加工，是一种金属在相当高的温度下在压力下成形的工艺，在该温度下材料具有足够的延展性。

[0104] 高 γ' 镍基超级合金是镍基超级合金，其包括3wt.%-12wt.%的铝或钛或铝钛合金元素总量。

[0105] 激光束(电子束、气体钨极弧和等离子弧)焊接-一种焊接工艺,其使用通过施加照射在包含或不包含焊接材料的接合部或基础材料上的集中的相干光束(电子束或电弧)而获得的热产生材料的聚结。

[0106] 可焊接性-在强加条件/规定条件下将材料焊接成特定的、合适的结构并令人满意地履行其预期用途的能力。

[0107] 结构涡轮发动机构件-确保发动机在使用条件下的完整性的各种外壳、框架、喷嘴导叶环和其它定子部件。

[0108] 基础材料-发动机构件和试验样品的材料。

[0109] 能量色散X射线光谱(EDS)-一种用于样品的元素分析或化学表征的分析技术。

具体实施方式

[0110] 本发明的材料属于析出强化高 γ' 超级合金,并含有大量的铝,铝是众所周知的主要 γ' 形成元素。

[0111] 强度、延展性、抗氧化性和可焊接性的独特组合归因于奥氏体延性 γ 相基体中图1b、图9、图10和图11中示出的大量高强度 γ' 金属间 Ni_3Al 相, (γ'') Ni_3Nb 相和Ta-Hf-W-Si立方金属间粒子的析出,所述基体是Co、Cr、Mo、W、Re在镍中的固溶体,具有所有合金元素的最佳比率。发现在经时效处理的条件下研发的超级合金的 γ' 相和 γ'' 相的体积分数(体积含量)超过50vol.%。

[0112] 根据该优选实施方案,用于评价本发明的超级合金的机械特性的锭是通过在氩气中进行三弧重熔、然后进行退火和时效热处理而生产的。

[0113] 通过在1600-1800°F的温度下多次挤出锭,然后进行酸洗以除去表面氧化来制造焊丝。

[0114] 通过在氩气中对锭进行气体雾化来生产直径为45 μm 的焊接粉末。

[0115] 为了本发明的析出强化超级合金的机械特性最大化,研发了特殊热处理,其包括在2190°F至2290°F的温度范围内进行均质化退火1-2小时,然后在1975°F至2050°F的温度范围内进行一次时效处理2-4小时,并且在1300°F至1500°F的温度范围内进行二次时效处理16-24小时。这种热处理不同于常常用于R142超级合金热处理的热处理,参见W. Ross和Kevin S. O' Hara在“Rene 142:高强度、抗氧化性DS涡轮翼型件合金”针对René 142所述, Superalloys (超级合金) 1992, 第257-265页。

[0116] 涡轮发机构件的PWHT热处理参数取决于应用。发现,通过铸造和3D增材制造的涡轮发动机的HPT、LPT NGV和其它非旋转构件的最佳热处理参数包括在2250-2290°F的温度范围内退火2小时,然后在1100-1120°F下进行一次时效处理2小时,并在1480-1500°F的温度下进行二次时效处理24小时。

[0117] 使用本发明的焊丝或焊接粉末由单晶超级合金制成和/或通过焊接修复的HPT和LPT涡轮叶片的热处理的PWHT参数包括分别在1975°F到1995°F的温度范围内进行一次时效处理4小时和在1300°F至1325°F的温度范围内进行二次时效处理16小时,以避免基础材料的再结晶。由本发明的超级合金通过热成型制造的涡轮发机构件的热处理也仅包含使用上述公开的参数进行一次和二次时效处理,以避免基础材料的再结晶。

[0118] 由本发明的超级合金通过热成型制造的涡轮发机构件的工作温度被选择在一

次时效处理温度之下,目的是排除基础材料在使用条件下的再结晶和机械特性的降低。

[0119] 根据优选实施方案,在挤出之前或在通过铸造制造涡轮发动机构件之后锭的退火导致均匀化,同时时效处理由于 γ' 相的析出而在优异强度的形成中发挥关键作用。此外,通过实施例更详细地解释优选的实施方案。

[0120] 实施例1

[0121] 为了证明所研发的超级合金的高强度和延展性的独特组合,通过在氩气中进行三弧重熔,然后在2215-2230°F下均化退火2小时、在2035-2050°F下进行一次时效处理2小时并且在1155-1170°F进行二次时效处理24小时,来生产由René 142 (R142) 和Mer1 72 (M72) 制造的样品、具有优选实施方案的本发明的超级合金(标记为4275A、4275B、4275C和4275D的样品)和具有偏离表1中示出的优选实施方案的化学成分的超级合金(标记为427X的样品)。

[0122] 直径为0.255-0.275英寸的试验样品由锭机加工而成,并按照ASTM E192-04进行射线照相检查。不容许尺寸超过0.002英寸的线性指示和孔。按照ASTM E-8机加工基准直径为0.176-0.180英寸并且长度为1.8英寸的小尺寸试验样品。按照ASTM E-21进行拉伸试验,温度高达1800°F。

[0123] 表1余量为Ni的镍基超级合金的化学成分

[0124]

样品	Ni	Cr	Co	Ta	Al	W	Mo	Re	Hf	C	B	Y	Ge	Si
M72	15	20	余量	3	4.4	9	-	-	1	0.35	-	0.45	-	-
R142	余量	6.8	12	6.3	6.1	4.9	1.5	2.8	1.2	0.12	0.015	-	-	-
4275A	余量	9	20	6.0	5.5	5.5	1.0	1.5	0.2	0.10	0.01	0.15	-	0.01
4275B	余量	10	21.5	5.4	6.0	5.0	1.2	2.5	1.2	0.12	0.01	-	-	0.12
4275C	余量	9.8	20.4	5.4	5.5	5.1	1.2	2.3	1.1	0.14	0.015	0.01	0.85	-
4275D	余量	10.2	22	2.0	4.2	5.5	1.2	3.5	1.5	0.12	0.01	0.1	0.2	0.8
4275E	余量	10.1	22	5.45	5.7	5.95	2	2.1	1.15	0.13	0.01	0.11	-	0.1
427X	余量	10	26	5.5	6.2	5.4	1.4	2.0	1.1	0.12	0.01	0.1	-	-

[0125] 锭的固化引起形成图1a所示的锯齿形的晶粒边界,这增强了所研发的超级合金的机械特性。焊后时效热处理(PWHT)引起图1b所示的大量 γ' 相析出。

[0126] 在韧性奥氏体基体中析出大量高强度 γ' 相导致形成如表2所示的高强度和延展性的理想组合。本发明的超级合金的延展性(伸长率)优于标准R142样品的延展性,而强度优于M72。

[0127] 表2通过氩气中的三弧重熔生产的锭的力学特性

材料	试验温度 °F	UTS, KSI	0.2%屈服强度, KSI	伸长率 %
M72	1800	23.1	15.7	86.8
R142	1800	71.2	70.5	1.0
4275A	70	172.1	142.0	7.0
4275A	1450	136.7	125.8	8.6
4275A	1600	113.3	93.1	6.9
4275A	1800	70.9	61.7	9.8
4275B	1800	71.5	68.5	5.0
4275D	1800	63.6	55.0	14.0
427X	1800	43.7	37.8	18.2

[0129] 实施例2

[0130] 低 γ' 锻造AMS 5664 Inconel 718 (IN718)和AMS 5704 Waspaloy超级合金由于高达1200°F温度下的高强度和良好的可加工性而被用于制造结构涡轮发动机构件。然而,如表3所示,进一步加热IN718和Waspaloy至1800°F显著降低了这些超级合金的强度和应力破坏特性(SRT)。

[0131] 由于所研发的高 γ' 超级合金的高达1800°F温度下的强度和可加工性的良好组合,被发现最突出地用于替代标准锻造超级合金利用热成型工艺制造结构涡轮发动机构件。为了评价本发明的超级合金在锻造(热成型)条件下的机械特性,根据优选实施方案对锭进行挤压,以产生直径为0.225英寸的棒,其进一步在1950°F的温度下进行初步时效处理4小时并且在1300°F下进行二次时效处理24小时。

[0132] 按照ASTM E-8机加工长度为1.8英寸、基准直径为0.158-0.162英寸的小尺寸试验样品。按照ASTM E-8在70°F下并按照ASTM E-21在1200°F和1800°F下进行拉伸试验。按照ASTM E-139在1200°F、1350°F和1800°F的温度下进行应力破坏测试。

[0133] 在高温下挤出本发明的超级合金引起形成具有图2a中所示的直晶粒边界的等轴结构,所述晶粒边界与图1a中所示的锭固化期间形成的锯齿形边界不同。一次时效热处理引起图2b所示 γ' 相的析出。

[0134] 通过实验发现,所研发的超级合金的UTS和SRT特性优于高达1800°F的Inconel 718和Waspaloy的UTS和SRT,分别如表3和4所示。

[0135] 表3锻造(通过挤出热成型)超级合金的拉伸特性

材料	测试温度 °F	UTS, KSI	0.2% 屈服强度 KSI	伸长率 %
Inconel 718	70	186.3	161.2	12.5
	1200	162.5	138	10.5
	1800	15.7	8.5	67.9
Waspaloy	70	195.7	168.3	16
	1200	186.4	139.5	20.4
	1800	30.1	21.5	49.9
4275A	70	182.5	155.6	10.5
	1200	174.2	145.7	11.0
	1800	59.6	43.3	5.1

[0137] 表4热成型(挤出)棒的SRT特性

材料	测试温度 °F	应力, KSI	至破裂的时间, 小时
Inconel 718	1200	100	28
	1800	15	1.4
Waspaloy	1350	80	26.5
	1800	15	4.3
4275A	1200	100	232
	1350	80	447.8
	1800	15	31.2

[0140] 高强度、延展性和可加工性的组合使得本发明的超级合金在通过热成型制造涡轮发动机构件方面最为突出。

[0141] 实施例3

[0142] 为了模拟使用手动GTAW和自动LBW焊接修复由单晶材料制成的涡轮发动机构件, 使用所研发的、形式分别为焊丝和焊接粉末的超级合金生产试验样品, 标准René142焊丝用于预热至1700-1800°F的GTAW和环境温度下的LBW。

[0143] 针对使用René142焊丝的GTAW, 进行预热以生产用于拉伸和SRT测试的样品, 因为在环境温度下焊接会引起René142焊缝的大量裂纹, 如图3a所示。

[0144] 在环境温度下进行使用由本发明的超级合金制成的焊接粉末的多道LBW和使用由本发明的超级合金制成的焊丝的GTAW, 用以生产标记为LBW4275和GTAW4275的焊接样品。焊缝没有裂纹。这些样品的典型微观结构在图3b和图4a中被示出。

[0145] 焊缝的焊后热处理包括在2200°F下均质化退火2小时, 然后在1975-1995°F下一次时效处理4小时, 并在1300-1320°F下二次时效处理16小时, 以排除由PWA1484 SX材料制成的HPT叶片的再结晶, 其引起图4b所示的体积分数为49.2vol.%的 γ' 相析出。

[0146] 按照ASTM E-8生产厚度为0.050英寸的扁平小尺寸“全焊金属”样品, 并按照ASTM E-21在1800°F下进行拉伸测试, 按照ASTM E-139在1800°F和22KSI的应力下进行SRT。

[0147] 表5 René 142和4275焊接金属的拉伸和蠕变特性

焊接方法和样品 ID	试验温度 °F	UTS, KSI	0.2%屈服强度, KSI	伸长率 %	至破裂的时间, 小时
GTAW R142	1800	34.8	34.0	2.7	24.2
LBW4275B	1800	71.7	52.6	6.5	278.5

[0149]	GTAW4275B	1800	67.5	53.8	8.7	216.8
--------	-----------	------	------	------	-----	-------

[0150] 如表5所示,由本发明的超级合金生产的LBW和GTAW焊缝的延展性和SRT特性优于标准René 142焊缝的特性。

[0151] René 142焊缝的低拉伸和SRT特性归因于图3a中所示的微裂纹的形成。

[0152] 所研发的超级合金的高拉伸和蠕变特性以及良好的延展性和可焊性归因于图5和6中所示的 γ 基体的韧性Ni-Cr-Co-Re-W-Mo固溶体中大量高强度立方 γ' 相的析出和细立方Ta-Hf基金属间粒子的枝晶间析出。

[0153] 实施例4

[0154] 尽管在1954年发明了根据US 2901374的包含Ni-(5-40)wt.%Cr-(15-40)wt.%Ge的镍基钎焊材料,但锆尚未用于制造Ni基超级合金。尽管锆是会影响高温强度的熔点抑制剂,但我们发现,对本发明的超级合金的添加高达0.85wt.%的锆(其在表1中被标记为4275C),改善了可焊接性并在René 80上产生无缺陷焊缝,如图7所示。

[0155] 以75-80A的焊接电流、9-10V的电压、1-1.2ipm(英寸/分钟)的焊接速度手动焊接试验样品。在焊接之后,对样品进行热处理,包括在2190°F下退火2小时,在1975°F下一次时效处理2小时,然后在1550°F下二次时效处理16小时。用于测试的拉伸样品由基础材料和焊缝按照ASTM E-8加工而成并在1800°F下进行拉伸测试。

[0156] 按照ASTM E-190在环境温度下对焊接金属进行半导向弯曲试验。

[0157] 除以上外,由René 80和本发明的超级合金制成的圆柱形样品在2050°F下进行循环氧化测试500小时。每个循环的持续时间为1小时,包括暴露于2050°F下50分钟,然后冷却至约700°F并再加热至2050°F 10分钟。

[0158] 通过实验发现,焊接接合部和焊接金属的强度和抗氧化性优于René 80基础材料,如表6A和6B所示。

[0159] 表6A René 80和本发明的超级合金的拉伸特性

	焊接方法和材料	试验温度°F	UTS, KSI	0.2%屈服强度, KSI	伸长率 %
[0160]	René 80	1800	55.3	45.3	16.5
	René 80 - 4275C 不同的焊接接合部	1800	61.8	48.1	12.2

[0161] 表6B René 80和本发明的超级合金在2050°F下的氧化特性

	焊接方法和材料	在空气中暴露 200 小时后以克为单位计的 重量损失
[0162]	René 80	3.1583
	4275C 焊接金属	0.0028

[0163] 由焊接金属制成的弯曲样品大约在90°处断裂,证明了如图8所示的本发明的超级合金的独特延展性,在已知的高 γ' 超级合金上产生的任何焊缝上没有报道过这种延展性。通过实验发现,锆增强了Ta-Hf金属间粒子之间的键合,并改变了这些粒子的形态,如分别

在图6a和图9a中所示。EDS分析确认了粒子由Ta-Hf基金属间化合物产生,参见图9b和9c。这种效应是未知的,因为与属于化学元素的相同IVA组的Si相反,在规定范围内的锆不会导致形成影响含Si镍基超级合金的机械特性的晶间和枝晶间Ni-Ge基共晶体。

[0164] 因此,本发明的超级合金的含Ge实施方案的优异机械特性是通过高含量的 γ' 相与通过细Ta-Hf基金属间粒子与韧性的基于Ni-Cr-Co-Re-Mo-W的基体的相干结合(如图9a中所示)对晶粒和枝晶边界的强化的组合而实现的,通过(于焊接池中熔化在一起并然后固化的)不同的镍基和钴基粉末而形成的焊接池的固化的独特性使得产生优于使用均质焊接粉末和焊丝产生的焊缝的特性的焊缝特性。通过Cr、Al、Si的优化含量与本发明的超级合金的Ge和所有其它合金元素的相结合来增强抗氧化性。

[0165] 基于测试结果,发现,由本发明的超级合金制造的焊丝和粉末最突出地用于HPT和LPT叶片的尖端修复,从而确保在大修之间的完整发动机循环期间叶片的尖端与定子之间的最佳间隙、低燃料消耗和涡轮发动机的高效率。

[0166] 实施例5

[0167] 为了说明用于制造涡轮发动机构件的3D增材制造工艺,使用配备有1kW IPG激光器和两个粉末进料器的LAWS1000激光焊接系统生产长4英寸×高1英寸×厚0.125英寸的样品,所述粉末进料器允许直接在焊接池中混合两种不同的镍基和钴基不同粉末以及使用预合金粉末混合物进行焊接。

[0168] 下面的例子描述了使用包含75wt.%的镍基粉末和25wt.%钴基粉末的预合金粉末混合物的焊接。镍基粉末包含6.8wt.%的Cr、12wt.%的Co、1.5wt.%的Mo、4.9wt.%的W、6.3wt.%的Ta、6.1wt.%的Al、1.2wt.%的Hf、2.8wt.%的Re、0.1wt.%的Si、0.12wt.%的C、0.015wt.%的B、0.1wt.%的Si和余量的Ni。钴基粉末包含17wt.%的Ni、20wt.%的Cr、3wt.%的Ta、9wt.%的W、4.4wt.%的Al、0.45wt.%的Y、0.1wt.%的Si和余量的Co。

[0169] 用于生产样品的焊接参数如下:

[0170] -激光束功率-480W(瓦特)

[0171] -沉积速率-3.8g/min(克/分钟)

[0172] -焊接速度-3.5ipm(英寸/分钟)

[0173] -焊缝上的束振荡速度-40imp

[0174] -惰性气体-氩气

[0175] 在多道焊接沉积期间,焊接池按照预编程的焊接路径以3.5ipm的速度逐渐移动,由于固化而引起形成具有与本发明超级合金相同的有利化学成分的焊道。标记为4275E的焊接金属样品的化学成分在表1中提供。

[0176] 在焊接测试后,将试验样品在2035-2050°F下进行一次时效处理2小时,并且在1155-1170°F下进行二次时效处理24小时,从而加工成所需的几何形状,然后按照AMS 2647进行包括FPI的非破坏性测试并按照ASTM E192-04进行射线照相检查。不允许尺寸超过0.002英寸的焊接/焊缝不断点。

[0177] 按照ASTM E-8由焊缝生产小尺寸试验样品并按照ASTM E-21在1775°F下进行拉伸测试。

[0178] 焊接引起形成具有外延晶粒生长的树枝状结构,如图10a所示。焊缝没有裂纹和其它焊缝断点。

[0179] 焊后均匀化和时效热处理引起大量 γ 相的析出,如图10b所示。

[0180] 表7通过使用粉末混合物的LBW产生的焊缝的拉伸和SRT特性

[0181]	焊接金属样品 ID	试验温度 °F	UTS, KSI	0.2%屈服强度, KSI	伸长率, %
	4275E	1775°F	74.8	63.5	7.4

[0182] 如表7所示,焊接样品在1775°F的温度下表现出优异的强度和良好的延展性,尽管焊接金属中Al的净含量为5.7wt.%。

[0183] 包含5.7wt.%铝的本发明的超级合金的优异焊接性、强度和延展性是通过由不同的镍基和钴基粉末产生的焊接熔池的固化的独特性而实现的。

[0184] 包含5.7wt.%的Al的已知镍基超级合金在环境温度下是不可焊接的,而使用不同粉末的混合物和/或粉末混合物的LBW焊接(其由于焊接池的固化形成净化学成分与本发明的超级合金的化学成分一致的焊缝)产生了具有高机械特性的良好焊缝。

[0185] 实施例6

[0186] 为了模拟由Rene N5单晶(SX)材料制造的涡轮发动机部件修复,在SX基体上利用由78-80%的Ni基粉末A和20-22%的Co基粉末B制成的混合物在环境温度下进行LBW焊接,其中

[0187] 粉末A:

[0188] Ni-8%Cr-8%Co-1.5%Mo-4.5%W-3.5%Ta-6%Al-0.75%Hf-0.15%Si-3.5%Re-1.2%Nb-0.012%B-0.1%C

[0189] 粉末B:

[0190] Co-18%Cr-15%Ni-10%W-0.05%Hf-3.5%Al-0.15%Si-0.1%C

[0191] 通过激光束在焊接池中熔化不同的Ni基粉末A和Co基粉末B,制造均匀的合金。由于焊接池的固化,形成具有如下总化学成分的焊道(材料4285):

[0192] 材料4285:

[0193] Ni-10%Cr-16%Co-1.2%Mo-5.6%W-2.8%Ta-1%Nb-5.5%Al-0.5%Hf-0.15%Si-0.01%B-0.1%C-2.2%Re

[0194] 在焊接之后,利用3D增材制造技术通过LBW制造的测试样品经受1975°F下一次时效处理4小时,然后1650°F下二次时效处理4小时。

[0195] 在焊接和热处理之后,样品经受金相和射线照相检查。没有发现裂纹和其他焊接断点。

[0196] 由焊接样品加工出小尺寸的拉伸试片,该拉伸试片经受环境温度下的拉伸测试,以说明按照ASTM E8合金的研发材料的高延展性。4285所有焊接金属样品的拉伸特性如下:

[0197] UTS=187.2KSI

[0198] 0.2%屈服强度=173.4KSI

[0199] 伸长率=11.2%

[0200] 关于4285材料的焊接评估,进行了额外的测试。

[0201] 实验发现,在通过自动LBW制造的4285材料上在环境温度下利用手动焊接制造的GTAW焊缝没有焊缝断点,如图11a所示。

[0202] 多道LBW焊接导致形成枝晶组织和外延晶粒生长,如图11b所示。

[0203] 焊后热处理导致精细 γ' -Ni₃Al、 γ'' -Ni₃Nb相和金属间Ta-Hf-W-Si加强相在GTAW焊接金属的韧性奥氏体基体中形成析出,如图11c所示,增强本发明超合金的延展性/韧性、可焊性并获得高强度。

[0204] 图11a中所示的GTAW对焊连接接头在1400°F下显示具有高强度:

[0205] UTS=142.1KSI

[0206] 0.2%屈服强度=132.9KSI

[0207] 伸长率=5.2%

[0208] 4285超合金的良好焊接性、高延展性和提高的强度归因于在本发明超合金中Ta和Nb的总含量在3wt%至7wt%内范围的优化。

[0209] 实施例7

[0210] 为了模拟由Rene N5 SX材料制成的涡轮发动机部件的修复,使用由70-72%的Ni基粉末C和28-30%的Co基粉末D制成的粉末混合物在SX基体上进行在环境温度下的LBW焊接。

[0211] 粉末C:

[0212] Ni-6%Cr-6%Co-1.7%Mo-5.6%W-3.4%Ta-4%Nb-6.2%Al-0.3%Hf-0.5%Si-3%Re-0.02%B-0.1%C

[0213] 粉末D:

[0214] Co-21%Cr-5.6%W-4%Nb-6.2%Al-0.3%Hf-0.5%Si-0.1%C

[0215] 由于焊接池的固化,形成具有材料4287的总体化学成分的焊道:

[0216] 材料4287包括:

[0217] Ni-10%Cr-18%Co-1.2%Mo-5.6%W-2%Ta-4%Nb-6.2%Al-0.3%Hf-0.5%Si-0.015%B-0.1%C-2.2%Re

[0218] 焊缝的焊后热处理包括在1975°F下进行一次时效处理4小时,接着在1650°F下进行二次时效处理4小时。

[0219] 在焊接和热处理之后,样品经受金相和射线照相检查。没有发现裂纹和其他焊接断点。

[0220] 从按照ASTM E-8的焊接样品加工出小尺寸的拉伸样本,该拉伸样本按照ASTM E-21经受1800°F下的拉伸测试。4287所有焊接金属样品的拉伸特性如下:

[0221] UTS=63.6KSI

[0222] 0.2%屈服强度=49.3KSI

[0223] 伸长率=14.5%

[0224] 虽然已经就优选实施方案描述了本发明,但是显然,本领域技术人员可以采用本发明的其它形式。因此,本发明的范围仅通过以下权利要求来限定。

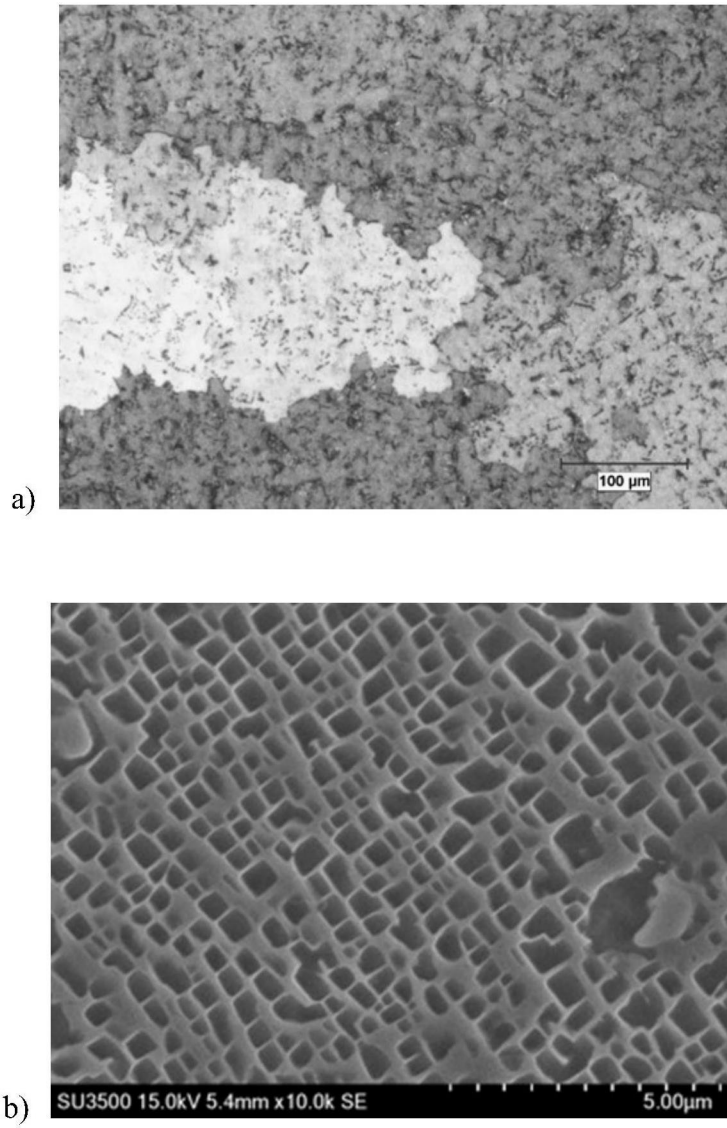


图1

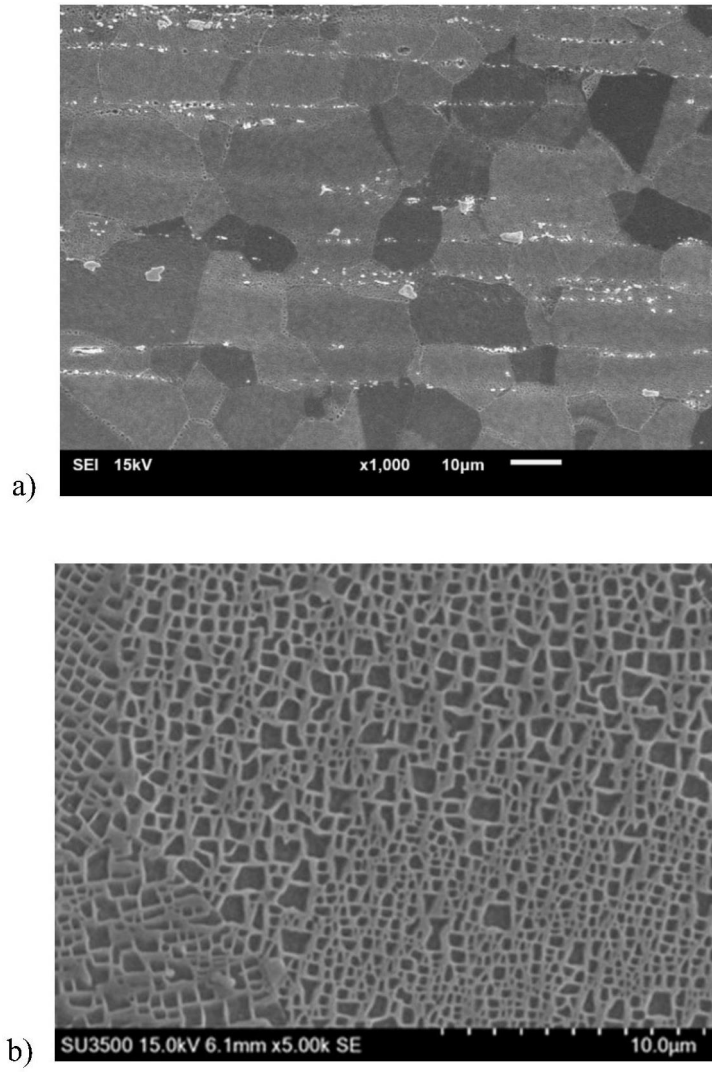


图2

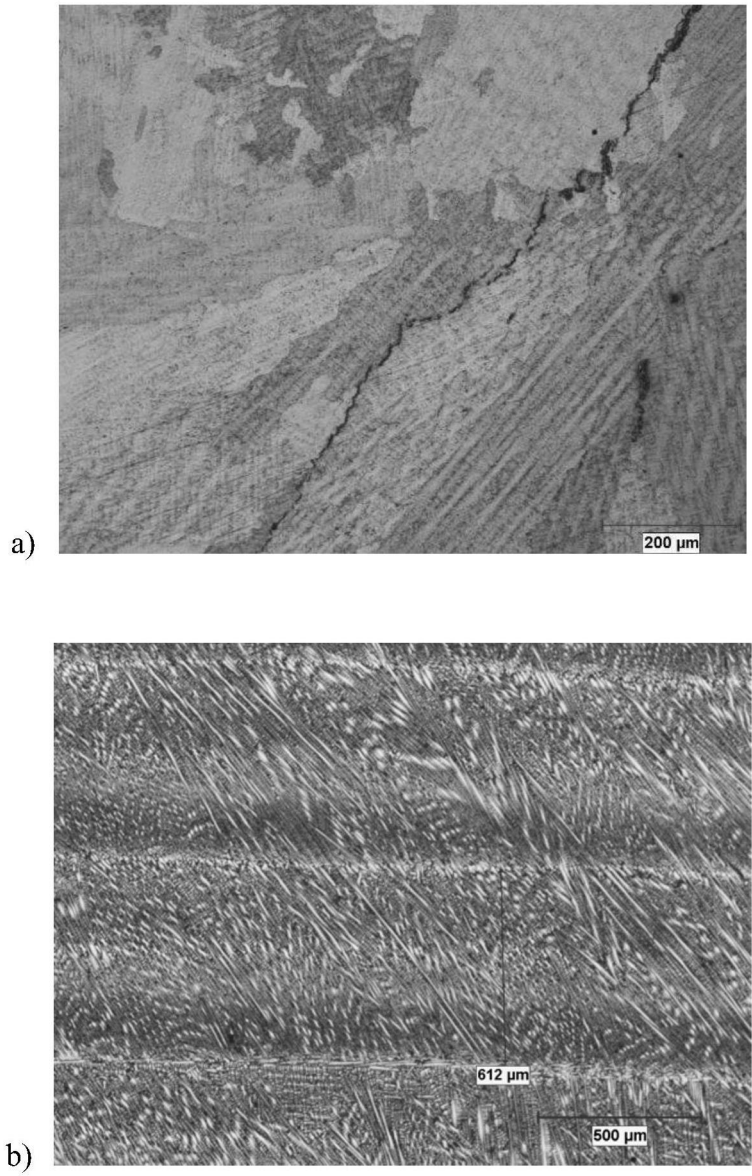


图3

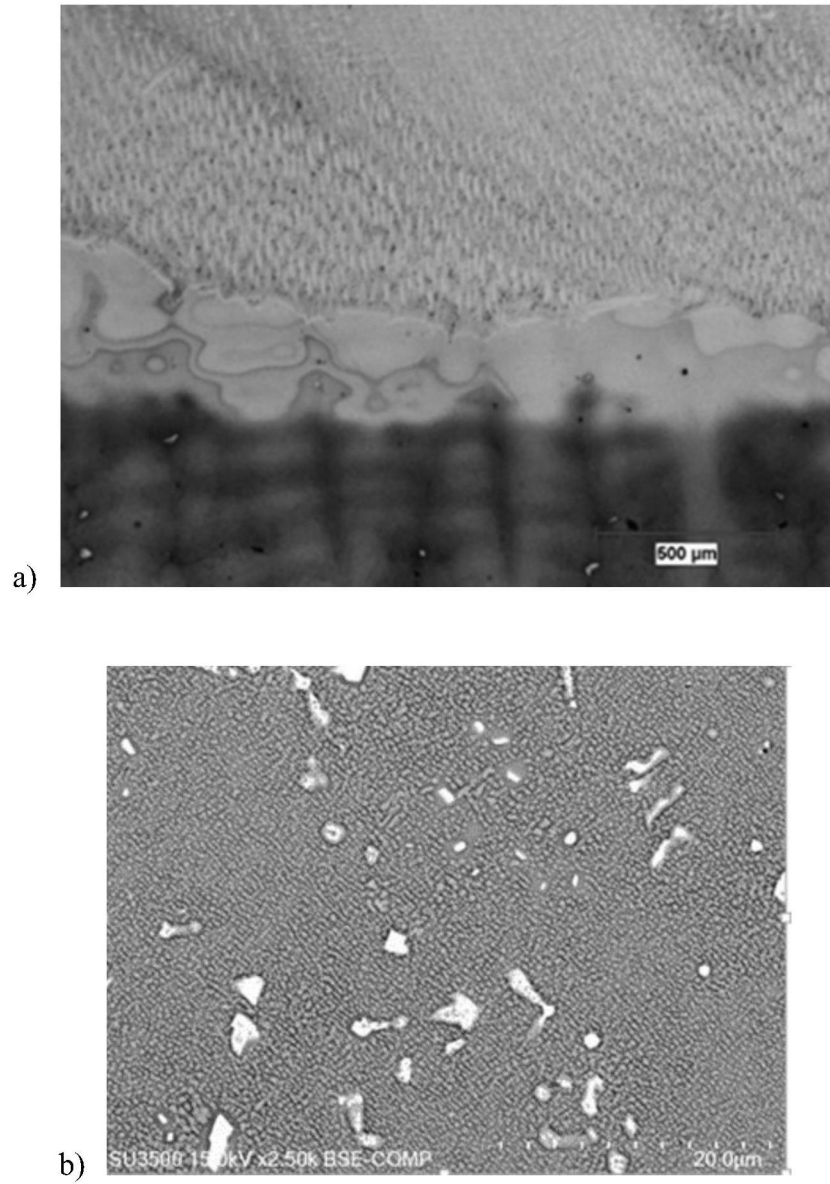


图4

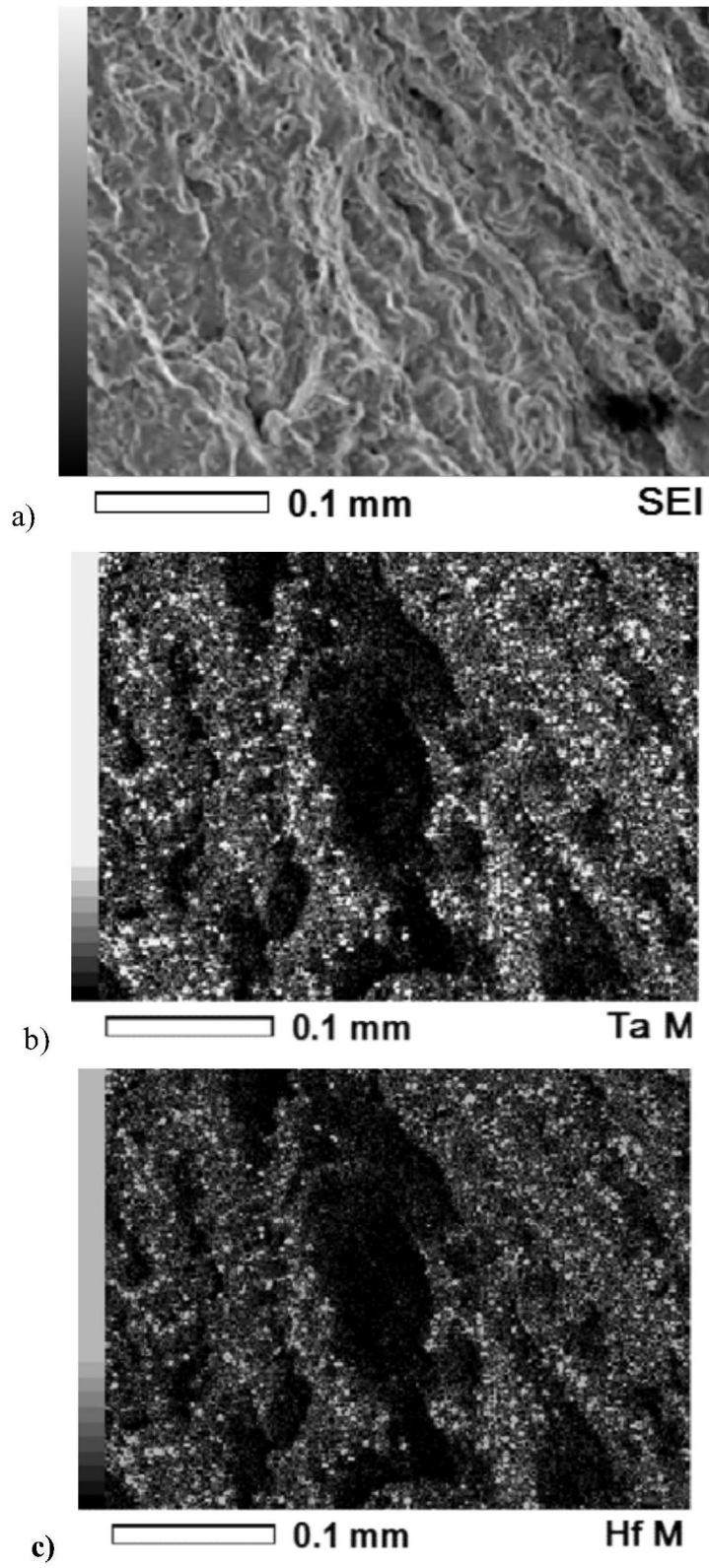


图5

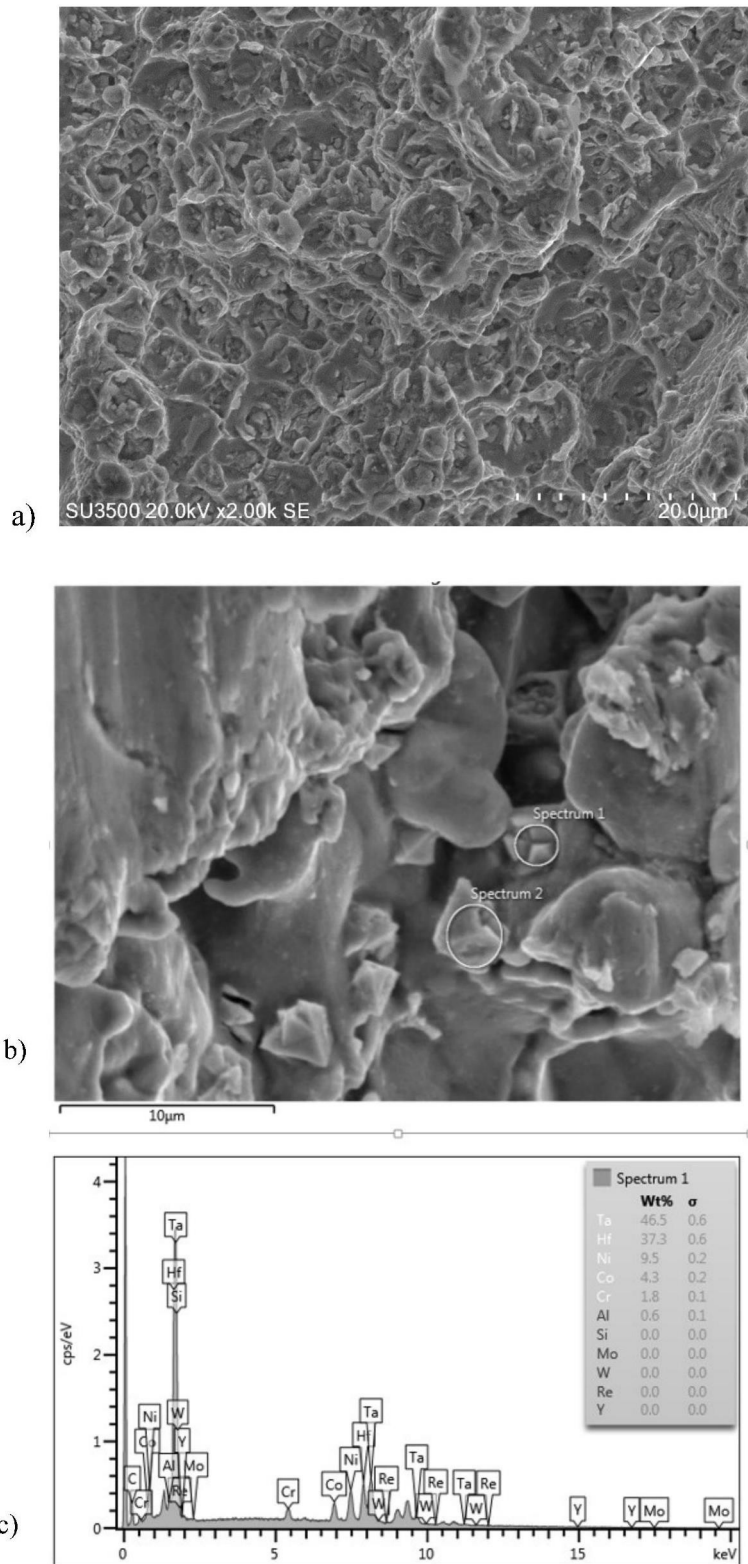


图6

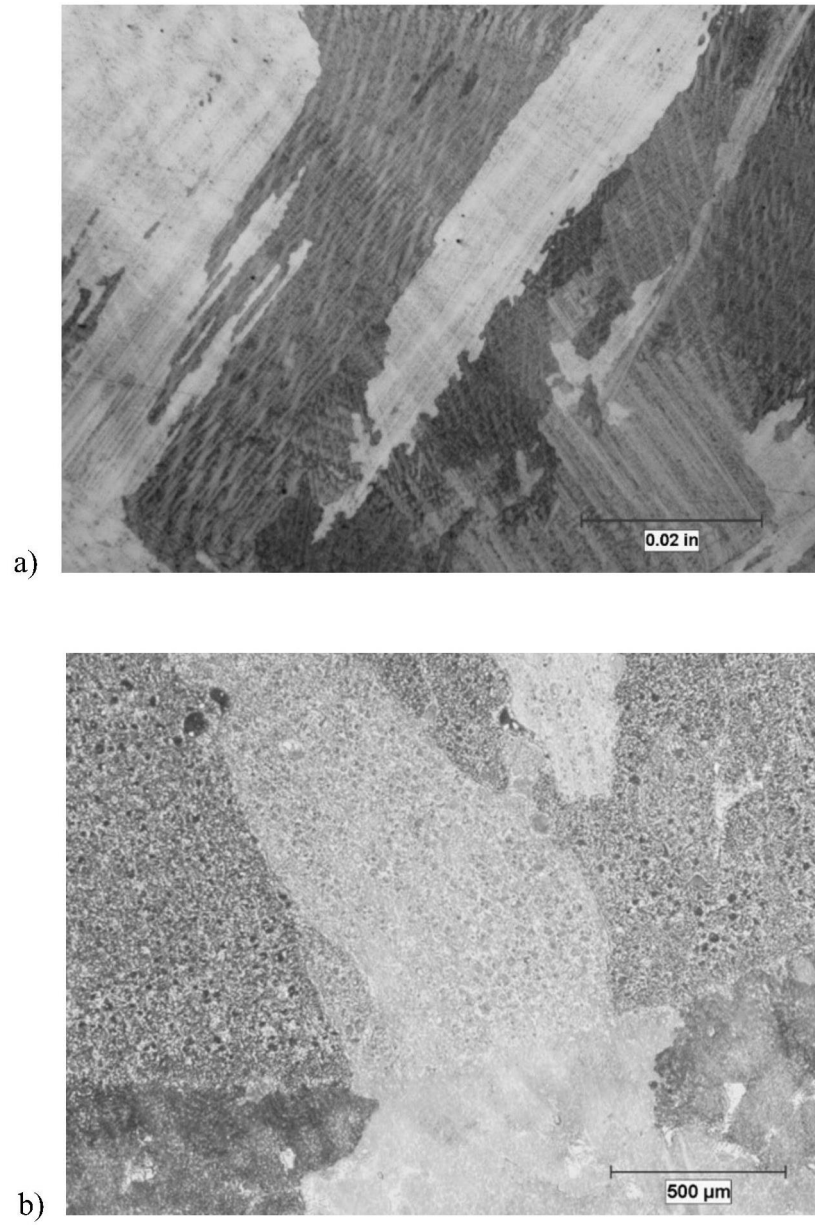


图7

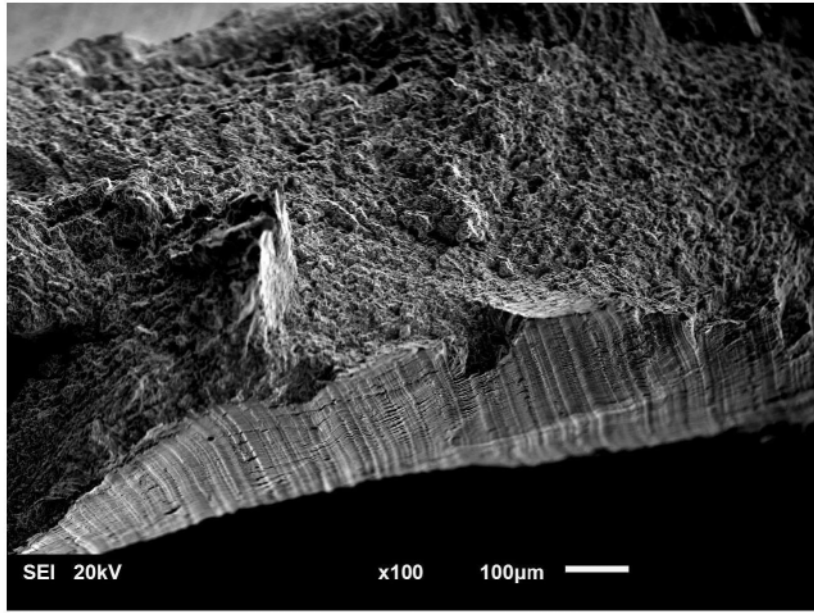


图8

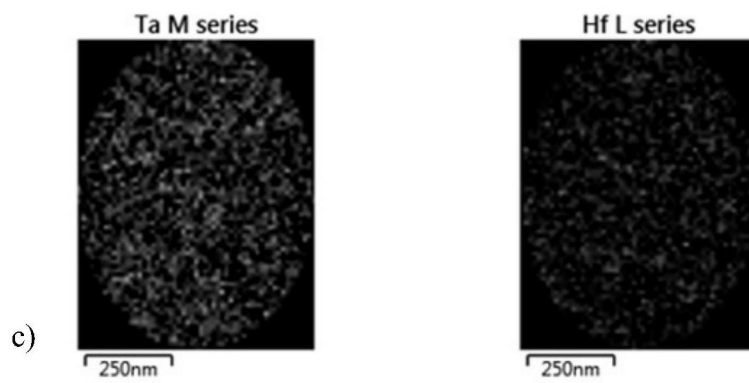
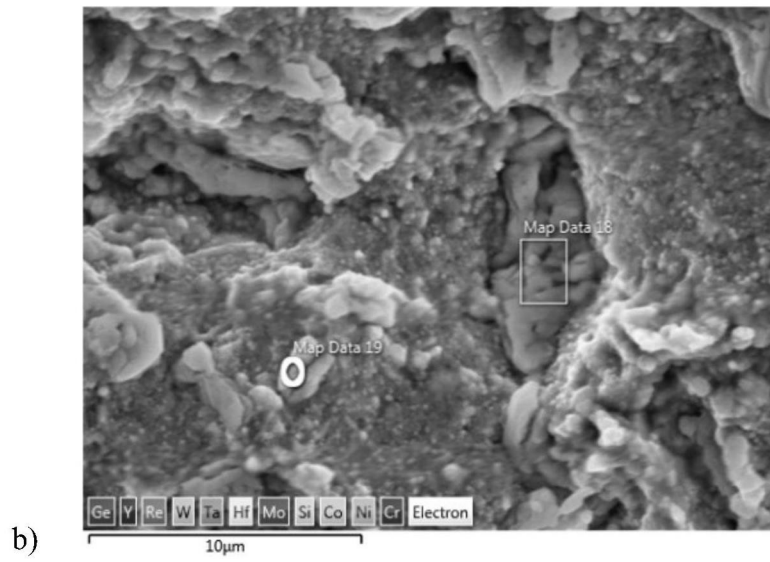
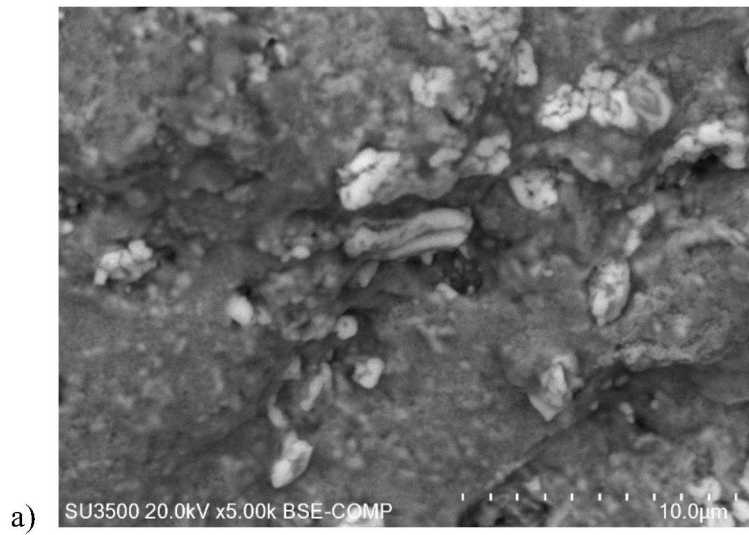


图9

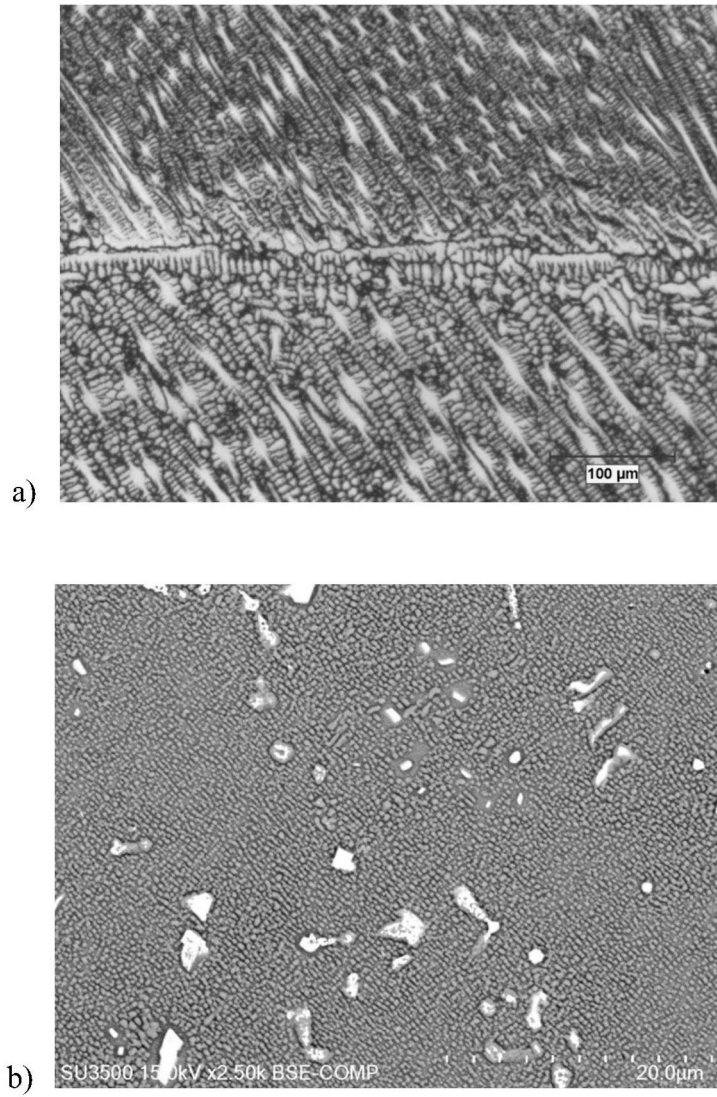


图10

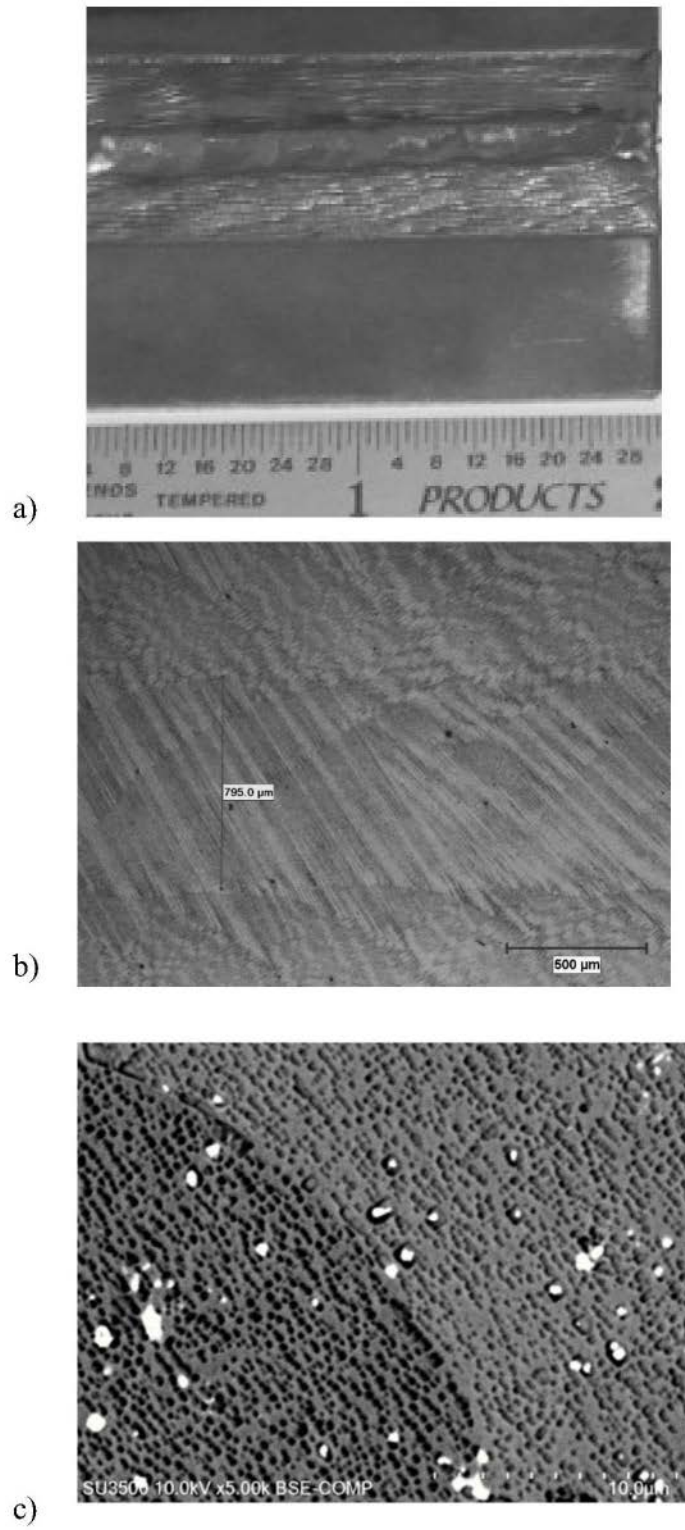


图11