



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 105283568 A

(43) 申请公布日 2016. 01. 27

(21) 申请号 201480032819. 4 (51) Int. Cl.
(22) 申请日 2014. 12. 12 *G22G 21/16*(2006. 01)
(30) 优先权数据 *B22D 25/06*(2006. 01)
61/915, 916 2013. 12. 13 US *G22F 1/057*(2006. 01)
(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2015. 12. 08
(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/CA2014/051206 2014. 12. 12
(87) PCT国际申请的公布数据
W02015/085433 EN 2015. 06. 18
(71) 申请人 力拓加铝国际有限公司
地址 加拿大魁北克省
(72) 发明人 布拉德利·L·霍恩施泰因
J·弗雷德·马约尔
(74) 专利代理机构 北京康信知识产权代理有限
责任公司 11240
代理人 张英 宫传芝

权利要求书2页 说明书11页 附图15页

(54) 发明名称

具有改进的高温特性的铸造铝合金

(57) 摘要

一种铝合金以重量百分比计包含 0.1-0.25 Si、最多 0.10 Fe、2.0-3.4 Cu、0.9-1.2 Ni、1.3-1.8 Mg、最多 0.25 Ti 以及一种或多种分散体形成元素,其余是铝和不可避免的杂质。所述合金适合于铸造,并且可形成为铸造合金产品。另外,所述合金展示优异的高温机械特性,特别是高温疲劳强度以及良好耐腐蚀性。

1. 一种铝合金,其以重量百分比计包含:
Si :0.1-0.25
Fe :最多 0.10
Cu :2.0-3.4
Ni :0.9-1.2
Mg :1.3-1.8
Ti :最多 0.25,以及
一种或多种分散体形成元素,其余是铝和不可避免的杂质。
2. 如权利要求 1 所述的合金,其中所述一种或多种分散体形成元素选自自由以下组成的组:钒、锆、锰、铬、钨、铅、铌、钽、钛及其组合。
3. 如权利要求 2 所述的合金,其中所述一种或多种分散体形成元素中的每种以达 0.20wt. % 的量存在。
4. 如权利要求 2 所述的合金,其中所述一种或多种分散体形成元素一起以达 0.20wt. % 的量存在。
5. 如权利要求 1 所述的合金,其中所述 Fe 含量是最多 0.08wt. %。
6. 如权利要求 1 所述的合金,其中所述 Fe 含量是最多 0.06wt. %。
7. 如权利要求 1 所述的合金,其中所述 Cu 含量是 2.0wt. % -3.2wt. %。
8. 如权利要求 1 所述的合金,其中所述 Cu 含量是 2.0wt. % -3.0wt. %。
9. 如权利要求 1 所述的合金,其中所述 Ti 含量是最多 0.20wt. %。
10. 如权利要求 1 所述的合金,其中所述合金还包含作为杂质的最多 0.1wt. % Zn。
11. 如权利要求 1 所述的合金,其中所述不可避免的杂质可各自以 0.05 的最大重量百分比存在,并且所述不可避免的杂质的最大总重量百分比是 0.15。
12. 如权利要求 1 所述的合金,其中所述合金是铸件,并且其中所述合金的平均晶粒尺寸是 100 μm 或更小。
13. 如权利要求 12 所述的合金,其中所述平均晶粒尺寸是 50 μm 或更小。
14. 一种铸造铝合金产品,其由根据权利要求 1 所述的铝合金形成。
15. 如权利要求 14 所述的铸造铝合金产品,其中所述铸造铝合金产品是涡轮增压器叶轮。
16. 如权利要求 14 所述的铸造铝合金产品,其中所述产品能够在 200°C 的温度下均热至少 1000 小时之后耐受在 250MPa 负载下的至少 150,000 个循环。
17. 如权利要求 14 所述的铸造铝合金产品,其中所述产品能够在 200°C 的温度下均热至少 1000 小时之后耐受在 250MPa 负载下的至少 200,000 个循环。
18. 如权利要求 14 所述的铸造铝合金产品,其中所述产品能够在 200°C 的温度下均热至少 1000 小时之后耐受在 250MPa 负载下的至少 250,000 个循环。
19. 如权利要求 14 所述的铸造铝合金产品,其中所述产品在 200°C 的温度下均热至少 1000 小时之后具有在 250MPa 的负载下至少 60,000 个循环的 B1 可靠性值。
20. 如权利要求 14 所述的铸造铝合金产品,其中所述产品在 175°C 的温度下均热至少 1000 小时之后具有在 250MPa 的负载下至少 90,000 个循环的 B1 可靠性值。
21. 如权利要求 14 所述的铸造铝合金产品,其中所述产品在 200°C 的温度下均热至少

1000 小时之后具有在 250MPa 的负载下至少 100,000 个循环的 B10 可靠性值。

22. 一种形成铸造产品的方法,所述方法包括:

铸造铝合金以形成所述铸造产品,所述合金包含:

Si :0.1-0.25

Fe :最多 0.10

Cu :2.0-3.4

Ni :0.9-1.2

Mg :1.3-1.8

Ti :最多 0.25, 以及

一种或多种分散体形成元素,其余是铝和不可避免的杂质;

使所述铸造产品经受热等静压;

对所述铸造产品进行固溶热处理;以及

对所述铸造产品进行人工时效处理。

23. 如权利要求 22 所述的方法,其中所述铸造产品是涡轮增压器叶轮。

24. 如权利要求 22 所述的方法,其中所述铸造产品能够在 200℃ 的温度下均热至少 1000 小时之后耐受在 250MPa 负载下的至少 150,000 个循环。

25. 如权利要求 22 所述的方法,其中所述铸造产品能够在 200℃ 的温度下均热至少 1000 小时之后耐受在 250MPa 负载下的至少 200,000 个循环。

26. 如权利要求 22 所述的方法,其中所述铸造产品能够在 200℃ 的温度下均热至少 1000 小时之后耐受在 250MPa 负载下的至少 250,000 个循环。

27. 如权利要求 22 所述的方法,其中使用 T7 热处理完成所述固溶热处理和所述人工时效处理。

具有改进的高温特性的铸造铝合金

[0001] 相关申请的交叉引用

[0002] 本申请是 2013 年 12 月 13 日提交的美国临时申请号 61/915,916 的非临时申请并且要求所述临时申请的优先权,所述申请以引用的方式整体并入本文且构成其一部分。

发明领域

[0003] 本发明总体上涉及一种用于铸造和其他应用的铝合金,并且在一些具体方面,涉及一种在高温下具有改进的强度、耐疲劳性和耐腐蚀性的铝合金,以及用于加工这类合金的方法。

[0004] 背景

[0005] 用于高温应用(例如,达 200°C)的某些铝合金部件如涡轮增压器叶轮经常通过锻造 2XXX 系列铝合金制成。例如,涡轮增压器叶轮经常由锻造 2618-T6 合金制成。这类部件还可通过铸造 3XX 系列合金如 354.0-T6 来制成。然而,这类现有合金具有某些缺点和限制。例如,现有锻造合金可遭受腐蚀问题,特别是在较高操作温度下。此外,锻造合金具有另外缺点:比铸造合金固有成本更高(可能达 3-4 倍)来生产以及由于生产所需的锻造和机械加工的性质而具有受限的设计灵活性。现有铸造合金如 C355.0-T61 和 354.0-T6 具有在较高操作温度(例如,在 150°C 以上)降解的机械特性,如强度和耐疲劳性。一些现有铸造铝合金利用了高水平的铜或铁以产生增加的拉伸和屈服强度。然而,增加的 Cu 含量对这类合金的耐腐蚀性有害,并且增加的 Fe 含量对高温疲劳强度极其有害。

[0006] 因此,这类合金在高温下使用时具有限制,并且这类限制可影响涡轮增压器本身的性能限制。提供本发明来解决这些问题和其他问题中的至少一些,并且提供未由现有合金、加工方法和制品提供的优点和方面。本发明的特征和优点的充分讨论延迟到以下详细说明中。

[0007] 概述

[0008] 以下呈现本发明的方面的总体概述以便提供对本发明的基本了解。此概述不是本发明的广泛综述。它不意图鉴定本发明的关键或重要要素或描述本发明的范围。以下概述仅以一般形式呈现本发明的一些方面作为以下提供的更详细说明的前序。

[0009] 本公开的方面涉及一种铸造铝合金,其组成以重量百分比计包含:

[0010] Si :0.1-0.25

[0011] Fe :最多 0.10

[0012] Cu :2.0-3.4

[0013] Ni :0.9-1.2

[0014] Mg :1.3-1.8

[0015] Ti :最多 0.25,以及

[0016] 一种或多种分散体形成元素,其余是铝和不可避免的杂质。在一个实施方案中,不可避免的杂质可各自以 0.05wt. % 的最大含量存在,并且不可避免的杂质的最大总含量可以是 0.15wt. %。

[0017] 根据一方面,所述一种或多种分散体形成元素选自自由以下组成的组:钒、锆、锰、铬、铈、钨、铌、钽、钛以及其组合。在不同实施方案中,每种分散体形成元素可以达 0.20wt.% 或达 0.15wt.% 的量存在。或者,在不同实施方案中,所述分散体形成元素可一起以达 0.20wt.% 或达 0.15wt.% 的量存在。

[0018] 根据另一方面,所述合金可具有最多 0.08wt.% 或最多 0.06wt.% 的铁含量。

[0019] 根据另一方面,所述合金可具有 2.0wt.% -3.2wt.% 或 2.0wt.% -3.0wt.% 的铜含量。

[0020] 根据另外方面,所述合金可具有最多 0.20wt.% 的钛含量,和 / 或所述合金可具有作为杂质的最多 0.1wt.% 的锌含量。

[0021] 根据另一方面,所述合金是铸件,并且所述铸造合金可具有 100 μm 或更小的合金平均晶粒尺寸。在一个实施方案中,铸造合金的平均晶粒尺寸可以是 50 μm 或更小。

[0022] 本公开的另外方面涉及一种由如本文所述的铝合金形成的铝合金产品,如铸造铝合金产品。这种铸造铝合金产品的一个实例是涡轮增压器叶轮或压缩机轮。可使用所述合金制造许多其他不同类型的铸造铝合金产品或其他铝合金产品。铸造产品可在铸造之后进行固溶热处理和 / 或人工时效处理,如通过 T7 热处理。

[0023] 根据一方面,所述铸造产品能够在 200°C 的温度下均热至少 1000 小时之后耐受在 250MPa 负载下的至少 150,000 个循环。在其他实施方案中,所述铸造产品能够在这些相同条件下耐受至少 200,000 或 250,000 个循环。

[0024] 根据另一方面,所述铸造产品在 200°C 的温度下均热至少 1000 小时之后具有在 250MPa 的负载下至少 60,000 个循环的 B1 可靠性值。

[0025] 根据另一方面,所述铸造产品在 175°C 的温度下均热至少 1000 小时之后具有在 250MPa 的负载下至少 90,000 个循环的 B1 可靠性值。

[0026] 根据另一方面,所述铸造产品在 175°C 或 200°C 的温度下均热至少 1000 小时之后具有在 250MPa 的负载下至少 100,000 个循环的 B10 可靠性值。

[0027] 本公开的其他方面涉及一种形成铸造产品的方法,所述方法包括铸造如本文所述的铝合金以形成铸造产品,使所述铸造产品经受热等静压,对所述铸造产品进行固溶热处理,并且对所述铸造产品进行人工时效处理。在一个实施方案中,热处理和时效工艺可利用 T7 热处理工艺。

[0028] 本发明的其他特征和优点将由结合附图进行的以下描述而显而易见。

[0029] 附图简述

[0030] 为了允许更全面地理解本发明,现在将参考附图通过举例描述本发明,其中:

[0031] 图 1 是呈涡轮增压器叶轮形式的铸造制品的透视图,所述铸造制品可使用根据本公开的方面的合金制造;

[0032] 图 2 是在不同温度下均热 30 分钟之后不同合金之间的极限拉伸强度的比较,如在以下实施例 1 中所述;

[0033] 图 3 是在不同温度下均热 1000 小时之后不同合金之间的极限拉伸强度的比较,如在以下实施例 1 中所述;

[0034] 图 4 是在不同温度下均热 30 分钟之后不同合金之间的屈服强度的比较,如在以下实施例 1 中所述;

[0035] 图 5 是在不同温度下均热 1000 小时之后不同合金之间的屈服强度的比较,如在以下实施例 1 中所述;

[0036] 图 6 是在不同温度下均热 30 分钟之后不同合金之间的伸长的比较,如在以下实施例 1 中所述;

[0037] 图 7 是在不同温度下均热 1000 小时之后不同合金之间的伸长的比较,如在以下实施例 1 中所述;

[0038] 图 8 是在不同温度下均热 30 分钟之后不同合金之间的疲劳强度的比较,如在以下实施例 1 中所述;

[0039] 图 9 是在不同温度下均热 1000 小时之后不同合金之间的疲劳强度的比较,如在以下实施例 1 中所述;

[0040] 图 10 是如在以下实施例 2 中所述的用于腐蚀测试的样品的照片;

[0041] 图 11 包括示出如在以下实施例 2 中所述的在合金 A-T7 的铸造样品表面处的腐蚀的显微照片;

[0042] 图 12 包括示出如在以下实施例 2 中所述的在 2618-T6 合金的锻造样品表面处的腐蚀的显微照片;

[0043] 图 13 包括示出如在以下实施例 2 中所述的在 354.0-T6 合金的铸造样品表面处的腐蚀的显微照片;

[0044] 图 14 包括示出如在以下实施例 3 中所述的不同合金的晶粒尺寸的显微照片;

[0045] 图 15 是在不同温度下均热 30 分钟之后具有不同晶粒尺寸的合金 A 的样品之间的极限拉伸强度、拉伸屈服强度和拉伸伸长的比较,如在以下实施例 3 中所述;

[0046] 图 16 是在不同温度下均热 30 分钟之后具有不同晶粒尺寸的合金 A 的样品之间的疲劳强度的比较,如在以下实施例 3 中所述;

[0047] 图 17 是在不同温度下均热 1000 小时之后具有不同铁水平的合金样品的极限拉伸强度的比较,如在以下实施例 4 中所述;

[0048] 图 18 是在不同温度下均热 1000 小时之后具有不同铁水平的合金样品的屈服强度的比较,如在以下实施例 4 中所述;

[0049] 图 19 是在不同温度下均热 1000 小时之后具有不同铁水平的合金样品的伸长的比较,如在以下实施例 4 中所述;

[0050] 图 20 是在不同温度下均热 1000 小时之后具有不同铁水平的合金样品的疲劳强度的比较,如在以下实施例 4 中所述;并且

[0051] 图 21A-21D 是具有不同铁水平的合金样品的扫描电子显微照片,如在以下实施例 4 中所述。

[0052] 详述

[0053] 一般来说,本文所述的合金组合物提供一种铝合金,所述铝合金适合于铸造复杂形状,具有减少的铜含量和铁含量以分别产生改进的高温耐腐蚀性和疲劳强度。对于相同最终用途,相较于可比的锻造合金,所述铸造合金在高温(例如,达 200°C)下出人意料地以更低的成本产生类似或甚至优异的机械特性。

[0054] 本公开的方面涉及一种适合于铸造的铝合金组合物,其以重量百分比计包含:

[0055]

Si 0.1 – 0.25;

Fe 最多 0.10;

Cu 2.0 – 3.4;

Mg 1.3 – 1.8;

Ni 0.9 – 1.2;

[0056]

Ti 最多 0.25; 以及

[0057] 一种或多种分散体形成元素,其余是铝和不可避免的杂质。

[0058] 在一个实施方案中,所述合金可包含 0.1wt. % -0.25wt. % 的量的硅。在其他实施方案中,所述合金可包含 0.15wt. % -0.25wt. % 或 0.20wt. % -0.25wt. % 硅。另外,在一个实施方案中,所述合金可包含 1.3wt. % -1.8wt. % 的量的镁。硅和镁添加剂能够增加所述合金的强度。

[0059] 在一个实施方案中所述合金可包含最多 0.10wt. % 的量的铁,或在另一个实施方案中最多 0.08wt. %,或在另一实施方案中最多 0.06wt. %。如以下所述,这一减少的铁含量改进所述合金的高温耐疲劳性。

[0060] 在一个实施方案中所述合金可包含 2.0wt. % -3.4wt. % 的量的铜,或在另一个实施方案中 2.0wt. % -3.2wt. %,或在另一实施方案中 2.0wt. % -3.0wt. %。铜添加剂能够增加所述合金的强度。然而,如上所述,对这些铜添加剂加以限制以便不会降低所述合金的耐腐蚀性。

[0061] 在一个实施方案中,所述合金可包含 0.9wt. % -1.2wt. % 的量的镍。镍添加剂能够增加所述合金的强度。

[0062] 在一个实施方案中所述合金可包含最多 0.25wt. % 的量的钛,或在另一个实施方案中最多 0.20wt. %。在其他实施方案中,所述合金可包含 0.04wt. % -0.25wt. %、0.10wt. % -0.25wt. %、0.04wt. % -0.20wt. % 或 0.10wt. % -0.20wt. % 的量的钛。钛通常充当所述合金中的晶粒细化剂,并且帮助实现细晶粒尺寸。在一个实施方案中,可出于此目的以 TiB₂ 的形式和 / 或以商业 Ti-B 晶粒细化剂合金 (例如, 5 : 1Ti-B) 的形式添加至少一些 Ti。如以下所述, Ti 还可充当分散体形成元素,从而向所述合金添加高温抗蠕变性。

[0063] 在一个实施方案中,所述合金还可包含一种或多种分散体形成元素。分散体形成元素可包含但不限于钒、锆、锰、铬、钨、钨、铌、钽、钛及其组合。在不同实施方案中,这类分散体形成元素可单独或一起以达 0.20wt. % 或达 0.15wt. % 的量或以 0.05wt. % -0.20wt. % 或 0.05wt. % -0.15wt. % 的量被包含。在一个实施方案中,所述合金可以达 0.20wt. % 或达 0.15wt. % 的量或以 0.05wt. % -0.20wt. % 或 0.05wt. % -0.15wt. % 的量包含钒和 / 或锆。通过包含这类元素形成的分散体能够 (特别是在高温下) 帮助抵抗蠕变,并且还可增加强度。

[0064] 所述合金的其余包含铝和不可避免的杂质。在一个实施方案中,不可避免的杂质

可各自以 0.05 的最大重量百分比存在,并且不可避免的杂质的最大总重量百分比可以是 0.15。另外,在一个实施方案中,所述合金可包含最多 0.1wt. % 的量的作为杂质的锌。在另一个实施方案中,所述合金可包含其他合金化添加剂。

[0065] 所述合金可用于形成多种不同的制品,并且可初始生产为前体产品,如可经由多种技术生产的铸块以及坯料和其他中间产品,所述技术包括铸造技术如连续或半连续铸造和其他技术。进一步加工可用于使用所述合金生产制品,如铸造制品,所述制品可通过熔化且铸造所述铸块或其他前体产品以形成所述铸造制品来生产。应理解在一个实施方案中铸造制品可具有复杂的几何形状,包括一个或多个内部空腔或凹形部分和 / 或非恒定横截面形状,并且可进一步加工以改变所述制品的形状或形式,如通过切割、机械加工、连接其他部件或通过其他技术。

[0066] 所述合金可具有细晶粒尺寸,这能够增加所述合金的耐疲劳性,特别是在高温下。例如,在不同实施方案中,所述合金可具有约 50 μm 或更低或约 100 μm 或更低的晶粒尺寸。如上所述,钛(例如 TiB_2) 添加剂可用于控制晶粒尺寸。金相评价技术或热分析仪的使用可用于监测生产设置中的晶粒尺寸。

[0067] 一般来说,所述合金具有优异机械特性,特别是在高温下,如达 200°C 或甚至高于 200°C。在一个实施方案中,所述铸造合金可能能够在 175°C 或 200°C 下均热至少 1000 小时之后耐受在 250MPa 应力下的至少 150,000 个循环。在其他实施方案中,所述铸造合金可能能够在相同条件下耐受至少 200,000 个循环或至少 250,000 个循环。圆盘上的弯曲疲劳测试、在 250MPa 应力下的多个循环、非反向 $R = 0.1$ 可用于确定如上所述的合金的疲劳特性。所述合金的耐疲劳性还可使用通过使用威布尔可靠性分析 (Weibull Reliability Analysis) 技术测定的 B1 或 B10 值来表示,所述技术是在可靠性工程领域中熟知的技术以预测与具体部件的寿命相关的集中于失效率的可能分布。B1 值指示当群体的预测可靠性为 99% 时的时间,即 1% 将在所述时间之前失效。B10 值指示当群体的预测可靠性为 90% 时的时间,即 10% 将在所述时间之前失效。在某些实施方案中,使用这种分析技术,由如本文所述的合金生产的部件可在 250MPa 的负载下,在 175°C 下至少 90,000 个循环或至少 110,000 个循环或至少 130,000 个循环的 1000 小时暴露之后具有 B1 可靠性值,并且可在 200°C 下至少 60,000 个循环或至少 80,000 个循环或至少 100,000 个循环的 1000 小时暴露之后具有 B1 可靠性值。另外,在某些实施方案中,由如本文所述的合金生产的部件可在 250MPa 的负载下,在 175°C 或在 200°C 下至少 100,000 个循环或至少 125,000 个循环或至少 150,000 个循环的 1000 小时暴露之后具有 B10 可靠性值。应了解所述合金也可使用其他测试程序展示增加的疲劳强度,包括行业标准程序。还应了解这些疲劳特性可指示在铸造、固溶处理和时效热处理(例如, T7 热处理)之后所述合金的性能。

[0068] 另外,在不同实施方案中,所述合金可在 175°C 下均热至少 1000 小时之后具有至少 300MPa 的拉伸强度和 / 或至少 275MPa 的屈服强度,并且可在 200°C 下均热至少 1000 小时之后具有至少 240MPa 的拉伸强度和 / 或至少 210MPa 的屈服强度。此外,在不同实施方案中,所述合金可在室温下具有至少 375MPa 或至少 400MPa 的拉伸强度和 / 或至少 325MPa 或至少 340MPa 的屈服强度。ASTM B557、ASTM E8/8M 和 / 或 ASTM E21 或其他常见测试标准可用于确定所述合金的拉伸特性。应了解这些拉伸特性可指示在铸造、固溶处理和时效热处理(例如, T7 热处理)之后所述合金的性能。

[0069] 可使用多种技术中的一种或多种来加工所述合金以便形成制品和 / 或实现所需特性。如上所述,这种加工可包括使用不同技术来将所述合金铸造或成形为制品。可用于形成所述合金的潜在铸造技术的实例包括但不限于真空辅助的差压铸造、高压压铸或其他压铸、重力铸造、模压铸造、砂模铸造、半永久型铸造等。这种加工还可包括在铸造之后热等静压 (HIP) 以降低或消除铸造合金中的孔隙率。可使用的一种 HIP 工艺在 103, 390MPa 的压力下进行,其中制品被加热至约 475°C 持续约 10 分钟并且然后加热至约 495°C 持续约 2 小时。这种加工还可包括固溶处理和 / 或时效热处理,如 T7 热处理。可使用的一种固溶热处理是将制品加热至约 490°C 持续约 3 小时并且然后加热至约 525°C 持续约 17 小时,然后在 60°C 至 80°C 下在水中淬火,留在水中持续 30 分钟,然后风干。(在固溶热处理之后)可使用的一种人工时效处理是将制品加热至 200°C 持续 20 小时。其他加工技术可用于其他实施方案中,包括其他铸造后加工技术。例如,可在热处理之后对粗铸件进行精细机械加工。也可使用其他技术加工和形成所述合金,例如通过使用锻造技术。

[0070] 所述合金可包含在铸造和 / 或加工期间形成的至少一些含 Fe 金属间化合物 (例如, FeSiAl 或 Fe-Ni 金属间化合物)。这些金属间化合物可以是对所述合金的高温疲劳特性有害的。在一个实施方案中,所述合金在铸造、固溶处理和时效热处理 (例如, T7 热处理) 之后仅包含有限量的这种含 Fe 金属间化合物。

[0071] 上述铸造方法可提供由如上所述的合金形成的铝合金铸件或铸造铝合金产品。这种产品的一个实例是涡轮增压器叶轮或压缩机轮 10, 如图 1 中所示,其可包括圆形板 12, 所述圆形板具有连接至所述板 12 且从中心旋转轴 16 向外辐射的多个叶片或翼片 14。如上所述,此叶轮 10 包括叶片 14 之间的内部空腔或凹形部分 18 并且在任何可能轴线长度的至少一部分上具有非恒定横截面形状。所述合金可适用于其他应用,包括经受高温下的循环负载和 / 或潜在腐蚀环境条件的其他制品。在许多这类应用中,所述合金可用于形成用于通常使用通过不同技术如锻造、轧制、挤压、机械加工等制成的部件的应用的铸造部件。由所述合金制成的这些铸造部件能够满足用于这类应用的高温疲劳要求和其他物理特性,例如在达 250MPa 的负载下,在 175°C 或 200°C 或更高温度下的疲劳寿命要求。

[0072] 以下实施例说明可用本发明的实施方案获得的有益特性,包括高温机械性能和耐腐蚀性。

[0073] 详述

[0074] 通过将如本文所述的合金 A-T7 的实施方案与标准 2618-T6 挤压和锻造毛坯以及 354.0-T6 铸造合金比较来进行机械特性比较测试。用于此实施例的合金 A 实施方案的化学在以下表 1 中给出,连同 354.0 铸造化学和 2618 锻造化学。

[0075] 表 1:测试材料的合金化学 (wt. %)

[0076]

元素:	Si	Fe	Cu	Mg	Ni	Ti	Mn	V	Zr
A1	0.20	0.06	2.18	1.31	1.04	0.14	0.00	0.00	0.12
A2	0.23	0.05	2.21	1.64	1.05	0.17	0.10	0.13	0.10

A3	0.23	0.04	2.34	1.63	1.01	0.17	0.01	0.12	0.10
A4	0.25	0.04	2.39	1.54	1.00	0.18	0.00	0.11	0.12
A5	0.24	0.04	2.84	1.50	1.03	0.18	0.00	0.11	0.15
A6	0.25	如所指出	2.15	1.35	1.00	0.20	0.01	0.13	0.14
合金 B	0.23	0.08	2.44	1.43	1.11	0.11	0.01	0.11	0.13
354.0	8.76	0.08	1.63	0.52	0	0.20	0.00	0	0
2618	0.23	1.03	2.22	1.58	1.01	0.06	0.03	0	0

[0077] 通过在使铸轮经受如上所述的 HIP 和 T7 热处理之后从铸造压缩机轮机械加工来产生合金 A 实施方案 A1、A2、A3、A4 和 A5 的样品。通过在使铸轮经受 HIP 和 T6 热处理之后从铸造压缩机轮机械加工来产生 354.0 合金的样品。通过从热处理至 T6 热处理的锻造 2618 压缩机轮坯料机械加工来产生 2618 合金的样品。拉伸样品与 ASTM B557 一致并且疲劳测试样品是盘形的。然后将所述样品加热至不同温度,包括室温 (22°C)、100°C、150°C、175°C 和 200°C 并且均热 30 分钟和 1000 小时。在完成均热之后,在均热温度下根据 ASTM E21 和 B557 进行每种合金的拉伸强度、屈服强度和伸长的测试。还根据如上所述的弯曲疲劳测试,使用 250MPa 的应力在以上温度中的每个下进行疲劳测试。此测试的结果在图 2-9 以及以下表 2-4 中示出。在这些结果和在以下分析中,术语“合金 A”用于指来自所测试的所有合金 A 实施方案,即 A1、A2、A3、A4 和 A5 的结果的平均值。

[0078] 表 2:极限拉伸强度 (MPa)

[0079]

拉伸强度		均热 30 分钟			拉伸强度		均热 1000 小时	
	合金 A-T7	354.0-T6	2618-T6		合金 A-T7	354.0-T6	2618-T6	
22°C	413	406	439	22°C				
100°C	391	385	418	100°C	399	384	422	
150°C	365	342	396	150°C	346	335	371	
175°C	336	316	368	175°C	305	282	324	
200°C	308	292	347	200°C	246	190	244	

[0080] 表 3:屈服强度 (MPa)

[0081]

屈服强度		均热 30 分钟			屈服强度		均热 1000 小时	
	合金 A-T7	354.0-T6	2618-T6		合金 A-T7	354.0-T6	2618-T6	
22°C	346	336	358	22°C				
100°C	308	341	368	100°C	349	347	375	
150°C	309	308	345	150°C	313	315	343	
175°C	291	289	323	175°C	276	254	300	
200°C	270	265	308	200°C	214	168	212	

[0082] 表 4 :拉伸伸长

[0083]

伸长%		均热 30 分钟			伸长%		均热 1000 小时		
	合金 A-T7	354.0-T6	2618-T6			合金 A-T7	354.0-T6	2618-T6	
22°C	6.8	6.6	9.5						
100°C	6.6	7.9	9.9		100°C	7.2	8.6	9.5	
150°C	10.7	10.4	14.8		150°C	11.7	8.7	11.4	
175°C	12.4	10.7	14.7		175°C	12.6	9.8	14.5	
200°C	14.1	11.1	16.3		200°C	17.6	17.5	18.1	

[0084] 如在图 2-5 和表 2-3 中所示,合金 A 的拉伸强度和屈服强度通常可比得上 354.0 合金的拉伸强度和屈服强度并且通常在均热 30 分钟之后在室温和在所有温度下低于锻造 2618 合金。然而,在 175°C 和以上的温度下均热 1000 小时之后,合金 A 的拉伸强度和屈服强度更可比得上 2618 合金的拉伸强度和屈服强度并且显著高于 354.0 合金的拉伸强度和屈服强度。事实上,在 200°C 下均热 1000 小时之后,合金 A 的拉伸强度和屈服强度类似于或甚至大于锻造 2618 合金的拉伸强度和屈服强度。由于合金 A 的较低室温强度,并且由于锻造合金通常超过铸造合金的机械特性的事实,这一结果是出人意料地。拉伸伸长也适合于合金 A,如在表 4 和图 6-7 中所示。

[0085] 如在图 8-9 中所见,合金 A 的疲劳性能在 175°C 和 200°C 的温度下均热 30 分钟之后优于锻造 2618 合金的疲劳性能,并且合金 A 的疲劳性能在 100°C 和以上的温度下均热 1000 小时之后优于锻造 2618 合金的疲劳性能。事实上,对于 150°C 以上的温度,合金 A 的疲劳性能大大优于锻造 2618 合金的疲劳性能。由于合金 A 的屈服强度在那些相同温度下类似于锻造 2618 合金的屈服强度的事实,并且因为锻造合金通常超过铸造合金的机械特性,这些结果也是出人意料的。合金 A 的疲劳性能在所有温度下优于 354.0 铸造合金的疲劳性能,经常优异相当大的界限。

[0086] 以上测试中的疲劳数据还用于威布尔可靠性分析中以产生所测试的合金的 B1 和 B10 值。表 5 和 6 包括在所述温度下均热 1000 小时之后在每个测试温度下的这一数据。

[0087] 表 5 :B1 可靠性 (威布尔)

[0088]

温度(1000 小时)	疲劳循环($\times 10^3$)		
	合金 A-T7	354.0-T6	锻造 2618-T6
22°C	135	106.6	97.4
100°C	105.5	84.5	117.3
150°C	180.1	97.1	144.6
175°C	131.6	71.7	77.4
200°C	109.5	43.8	46.9

[0089] 表 6 :B10 可靠性 (威布尔)

[0090]

温度(1000 小时)	疲劳循环(x 10 ³)		
	合金 A-T7	354.0-T6	锻造 2618-T6
22°C	141.4	114.7	99.1
100°C	144.2	90.4	118.7
150°C	195.8	98.6	152.9
175°C	152.9	77.4	82.6
200°C	179.8	46.9	78.1

[0091] 表 5 和 6 中的数据确立相较于铸造 354.0 合金和锻造 2618 合金,由合金 A 展示的显著改进的高温耐疲劳性。

[0092] 总之,这一测试证明合金 A 具有的高温机械特性远优于 354.0 铸造合金的高温机械特性,并且通常类似于或甚至优于 2618 锻造合金的特性。具体地说,所述测试证明合金 A 在高于 150°C 的温度下长期暴露之后具有大大优于 354.0 铸造合金和 2618 锻造合金两者的耐疲劳性。

[0093] 不受具体理论约束,预期导致合金 A 的耐疲劳性增加的机制是合金中脆性含 Fe 金属间化合物(例如,FeSiAl 或 Fe-Ni 金属间化合物,如图 21 所示)由于减少的铁含量所致的减少。锻造 2618 合金具有在室温下将较小应力转移至含 Fe 金属间化合物的高强度基质,从而产生良好室温性能。然而在更高温度下,基质的软化可将更多应力转移至脆性含 Fe 金属间化合物,这可引起失效。通过限制或消除合金 A 中的这类含 Fe 金属间化合物的量,这类金属间化合物不会在高温下引起失效,从而允许更好的疲劳性能。另外,这些含 Fe 金属间化合物的减少或消除使得所述合金更适合于铸造应用。这种类型的金属间化合物可通过锻造合金的机械加工破碎,然而铸件通常不进行机械加工,并且合金 A 的配制允许在无加工的情况下实现良好机械特性。

[0094] 实施例 2

[0095] 如以上在实施例 1 中所述,通过将合金 A(以上表 1 的合金 A1 和 A2) 的样品与锻造 2618 合金和 354.0 铸造合金比较来进行腐蚀比较测试。在 5 轴 CNC 铣床上从 2618 合金的锻造、预热处理的样品以及 354.0 合金和合金 A1 和 A2 的铸件机械加工汽车压缩机轮。通过热等静压和如在以上实施例 1 中所述的热处理来加工压缩机轮铸件,并且然后与由热处理锻制 2618 材料产生的轮进行比较。将压缩机轮切成段(参见图 10)并且悬挂在盐雾室中。使用 Q-Fog CTT1100 循环腐蚀测试器根据 ASTM 标准 B117 对叶片段进行测试。将来自每种合金的样品初始放置到腐蚀室中,然后在 12、24、48、72 和 96 小时单独除去。然后将叶片样品通过最重腐蚀区域分段,安装且根据 ASTM 标准 E3 进行抛光。然后使用倒置金相显微镜评价抛光的样品。记录腐蚀侵袭的深度。结果在以下表 7 中展示,并且“合金 A”在此用于指合金 A1 和 A2 的平均值。

[0096] 表 7:腐蚀侵袭的深度

[0097]

暴露小时数	腐蚀侵袭的深度(微米)	腐蚀侵袭的深度(微米)	腐蚀侵袭的深度(微米)
	合金 A	锻造 2618	354.0 合金
12	27.71	50.85	19.34
24	77.49	147.63	30.39
48	100.52	346.55	42.94
72	111.35	364.52	42.19
96	265.73	371.89	50.15

[0098] 在不同暴露时间下不同样品的腐蚀的示例性照片在图 11-13 中示出。354.0 材料在每一持续时间水平下展示一些表面腐蚀,但无晶间腐蚀的迹象,从而导致较小腐蚀深度。表面腐蚀随着在盐雾室中的时间增加而变得逐步更重。侵袭区域跨部件的表面广泛存在。

[0099] 2618 锻造材料在每一持续时间水平下展示主要晶间腐蚀。晶间腐蚀随着在盐雾室中的持续期增加而变得逐步更重。侵袭区域跨部件的表面广泛存在。

[0100] 对于合金 A 的样品,检测到少量晶间腐蚀,然而侵袭比 354.0 铸造合金和 2618 锻造合金两者的腐蚀侵袭更局部化,并且合金 A 展示比 2618 锻造材料更低的晶间腐蚀侵袭深度。

[0101] 总之,盐雾腐蚀测试证明合金 A 具有比锻造 2618 材料更好的耐腐蚀性。不受具体理论约束,预期合金 A 的腐蚀性能改进是由于合金 A 的铁和铜含量减少,以及相较于 2618 合金的 T6 处理,使用 T7 热处理。

[0102] 实施例 3

[0103] 通过将如实施例 1 中所述的合金 A(表 1 中的合金 A1 和 A2)的样品与不包含来自添加 Ti-B 晶粒细化剂合金的硼的类似合金(表 1 中的合金 B)比较来进行机械特性比较测试,以便确定晶粒尺寸对合金的高温机械特性的作用。将所述合金铸造成压缩机轮铸件,然后通过热等静压和如以上实施例 1 中所述的热处理加工所述铸件。然后也如以上实施例 1 中所述,从所述铸件切割样品。合金 A 产生大约 50 μm 的平均晶粒尺寸,而合金 B 产生大约 1000 μm 的平均晶粒尺寸,如在图 14 中所示。然后将所述样品在室温(22 $^{\circ}\text{C}$)、100 $^{\circ}\text{C}$ 、150 $^{\circ}\text{C}$ 、175 $^{\circ}\text{C}$ 和 200 $^{\circ}\text{C}$ 下均热 30 分钟,并且然后使用如以上在实施例 1 中所述的测试针对极限拉伸强度、屈服强度和疲劳强度进行测试。此测试的一些结果总结在图 15-16 中。如在图 15 中所示,两种样品的拉伸强度和屈服强度大约相同,从而指示晶粒尺寸对拉伸强度具有较小作用。可在高温下(例如,200 $^{\circ}\text{C}$)观察一些作用。然而,如在图 16 中所示,细晶粒合金 A 的高温疲劳强度比粗晶粒合金 B 显著更好。还在金相学上检查所述样品,并且发现疲劳断沿粗晶粒合金 B 中的晶粒边界发生。

[0104] 总之,证明细晶粒尺寸对根据本公开的方面的合金的高温疲劳强度具有显著作用。不受具体理论约束,预期粗晶粒合金的晶粒边界有助于疲劳断裂的扩展。还预期这种作用可在薄壁部件中加重,特别是在壁厚度与晶粒尺寸处于相同数量级的情况下,因为较小晶粒在晶粒边界处以较大程度分散脆性相(例如 Cu 相),并且还提供晶粒之间的裂纹扩展的更复杂和艰难的途径。

[0105] 实施例 4

[0106] 为了测试铁含量对合金 A 的机械特性的作用,如上所述制备表 1 中的合金 A6 的样品,所述样品具有 0.06wt. %、0.44wt. %、1.42wt. % 和 1.88wt. % 的铁含量。如上所述测试这些样品的机械特性(拉伸强度、屈服强度、伸长和疲劳性能)。此测试的结果在图 17-20 中示出。图 17-18 示出低铁(0.06wt. %)合金的略优异的高温拉伸和屈服强度。然而,显示低铁合金具有优异的高温延展性和显著优异的高温疲劳性能,如在图 19-20 中所示。这提供证据来支持以上实施例 1 中所述的理论,即导致合金 A 的耐疲劳性增加的机制是合金中脆性含 Fe 金属间化合物由于减少的铁含量而减少。

[0107] 然后从以上所述的具有不同铁含量的 A6 合金的铸件切割样品,并且产生所述样品的扫描电子显微照片。对于具有不同铁含量的所有样品,这些显微照片在图 21 中示出,并且含 Fe 金属间化合物的位置以图中的标记标识。如可在图 21 中所见,含 Fe 金属间化合物的量在更高 Fe 合金中增加。这还支持以下理论:更高量的含 Fe 金属间化合物导致较差高温耐疲劳性。

[0108] 本文所述的实施方案能够提供优于现有合金、铸件和方法的优点,包括优于用于高温应用中的现有铸件和锻造铝合金的优点。例如,本文所述的合金的实施方案能够提供相较于通常用于高温循环应用的锻造合金如 2618-T6 的可比的或优异的高温机械特性,以及相较于这类锻造合金的优异耐腐蚀性。这一结果是特别出人意料地,因为锻造部件通常预期在机械特性方面胜过铸造合金。作为铸造合金的本文所述的合金还可用于以相对于经由锻造技术生产相同部件显著更低的成本来生产铸造产品。作为另一个实例,本文所述的合金能够提供相较于典型铸造合金如 354.0-T6 大大增加的高温机械特性。作为另一实例,本文所述的合金能够提供至少优于具有更高 Cu 和 Fe 含量的铸造合金的耐腐蚀性,以及相对于这类合金增加的高温机械特性。其他益处和优点是本领域的技术人员可识别的。

[0109] 虽然已经关于具体实施例(包括进行本发明的当前优选模式)描述了本发明,但本领域的技术人员将了解存在上述系统和方法的多种变型和变更。因此,本发明的精神和范围应如所附权利要求书中所提出广泛地解释。除非另外指明,否则本文的所有组合物以重量百分比表示。应理解本文所述的所有范围和标称组合物可包括超出在某些实施方案中列出的精确数值的变化,并且术语“约”可用于权利要求书中以表示这种变化。还应理解本文所述的组合物可包含本文所讨论的合金化元素的组合、由所述组合组成或主要由所述组合组成。

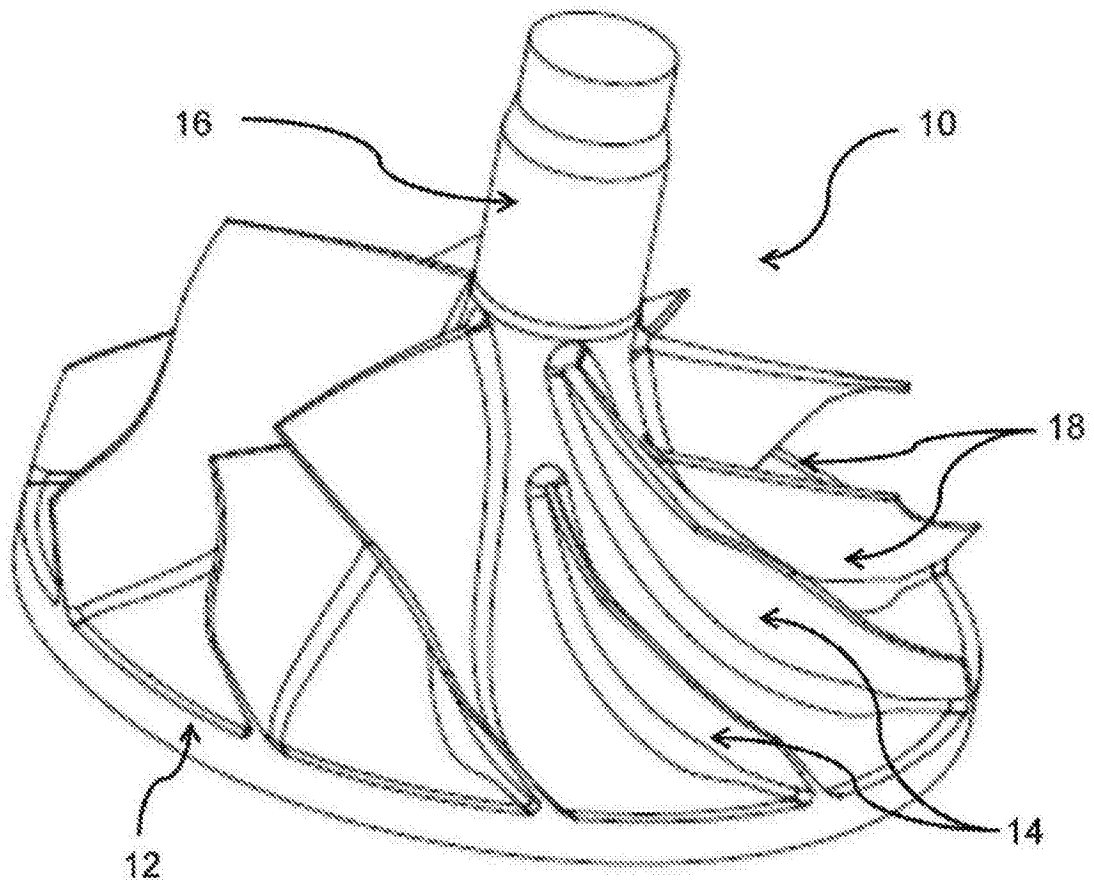


图 1

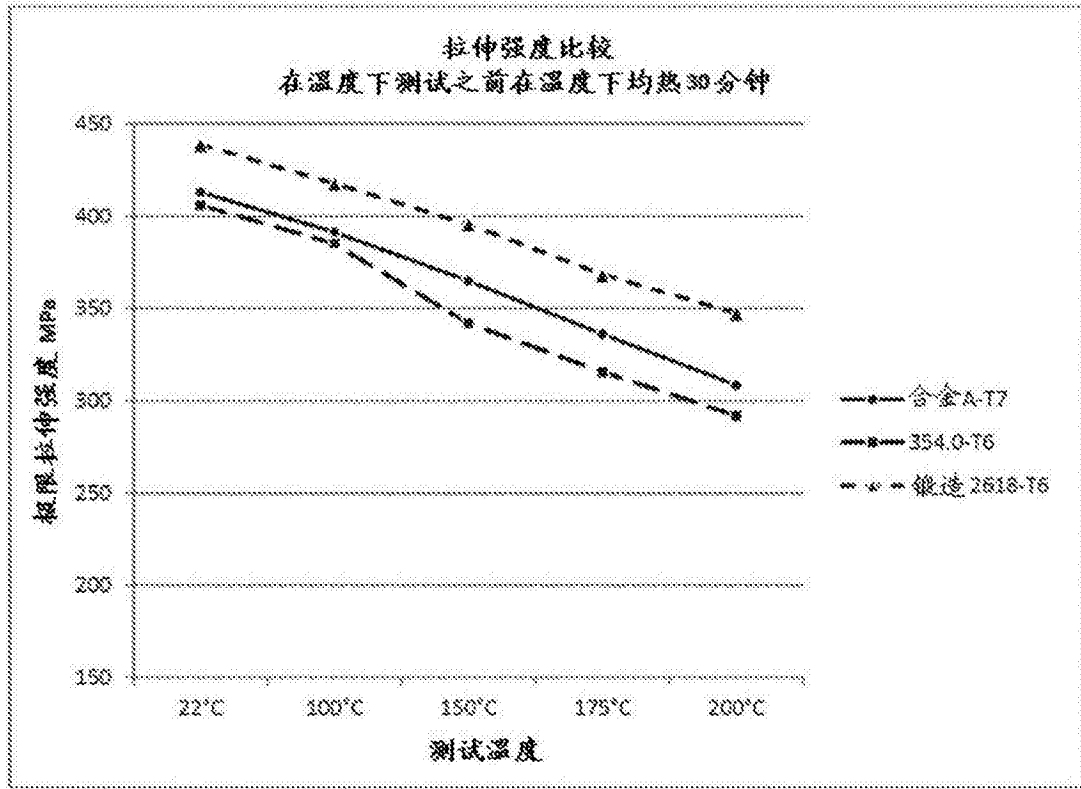


图 2

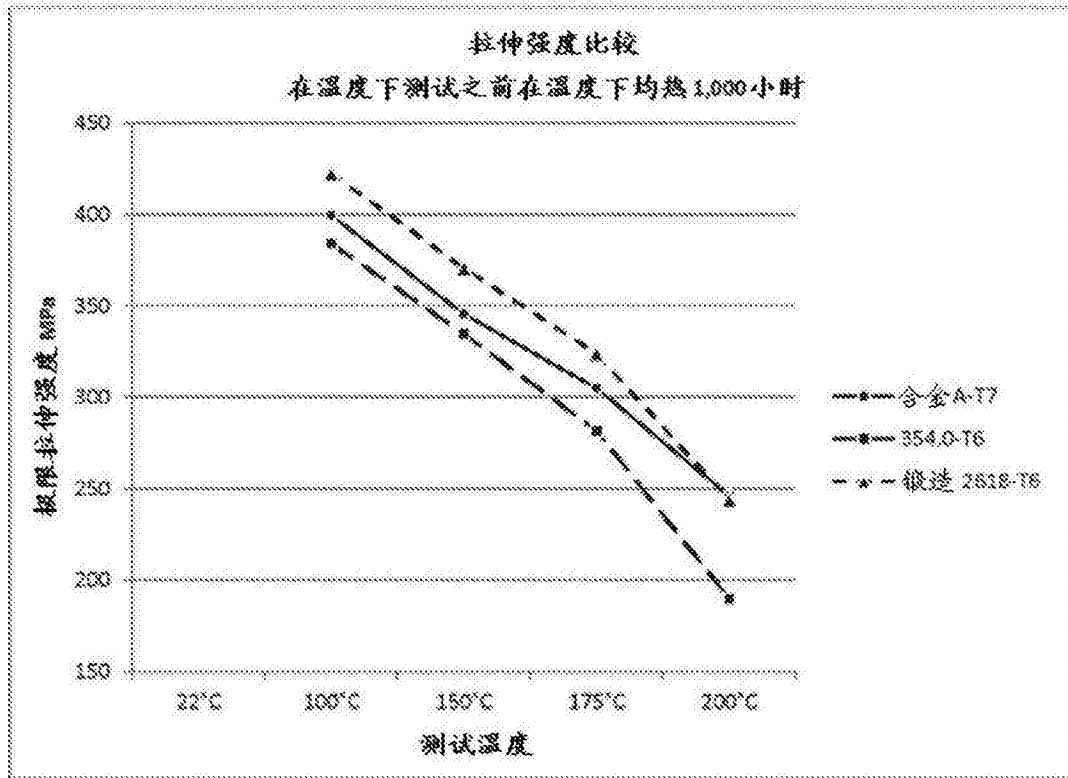


图 3

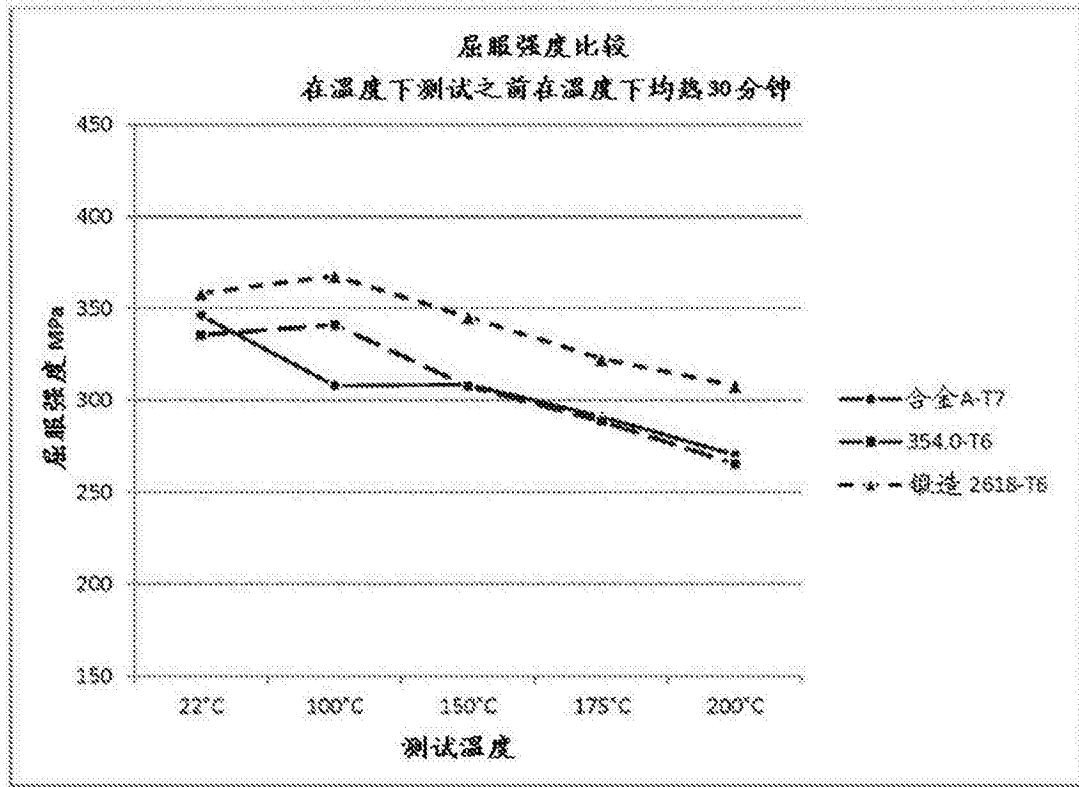


图 4

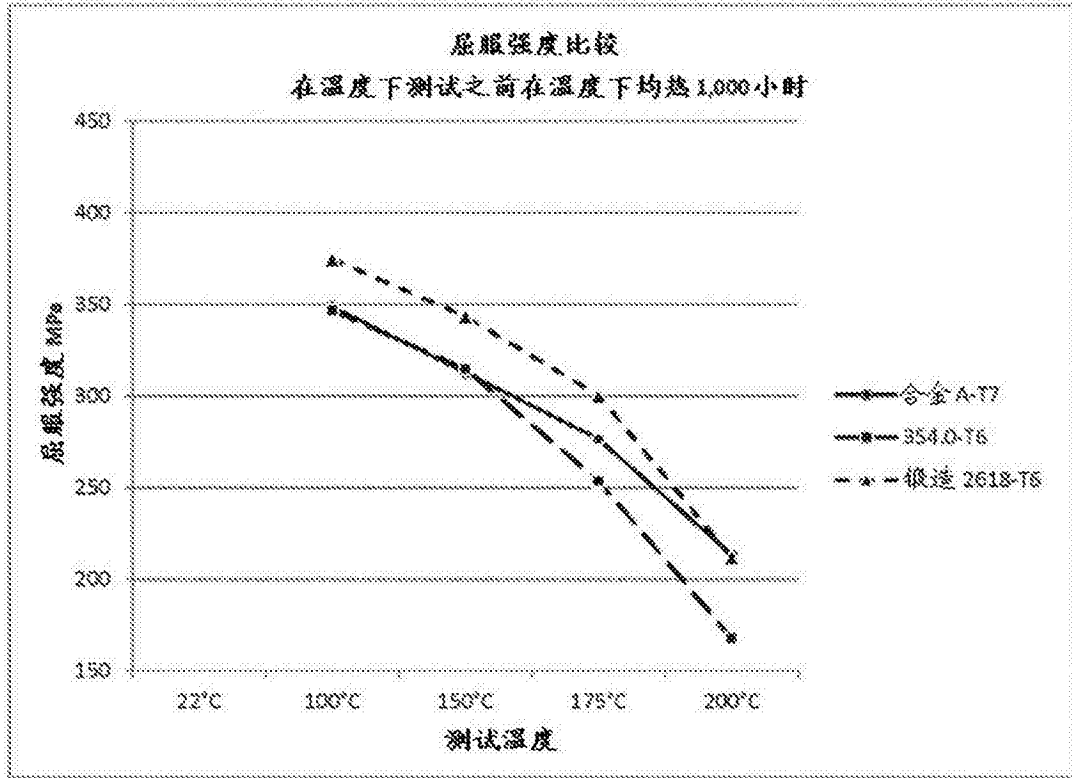


图 5

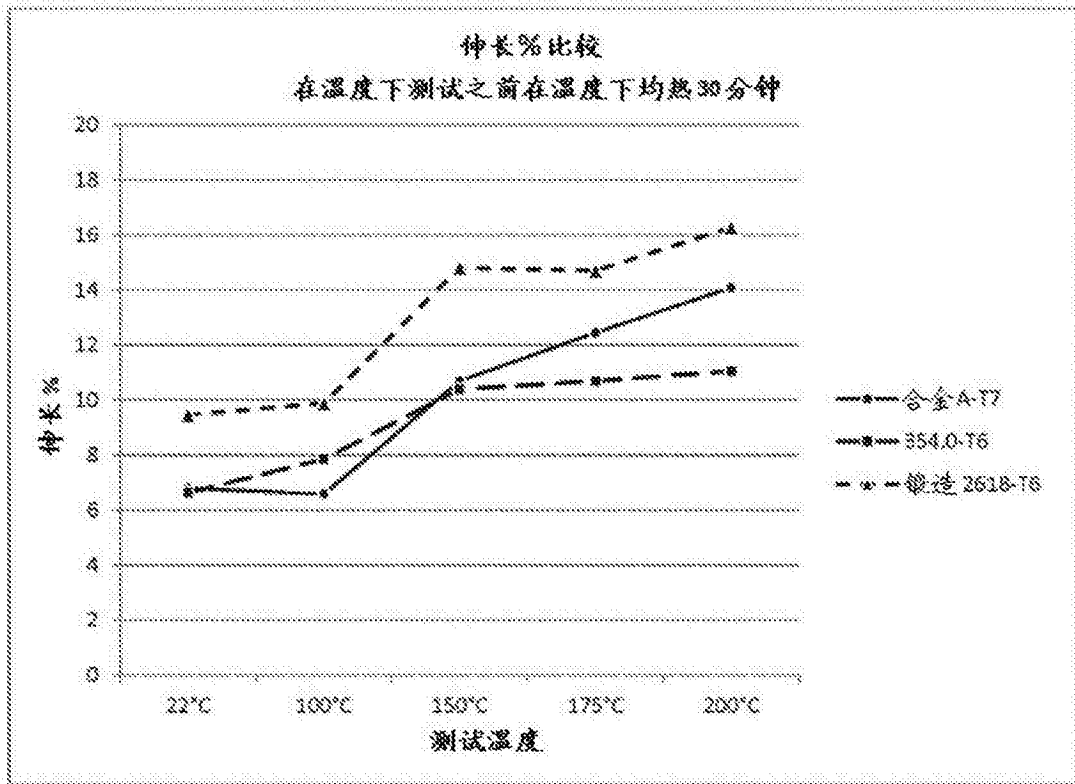


图 6

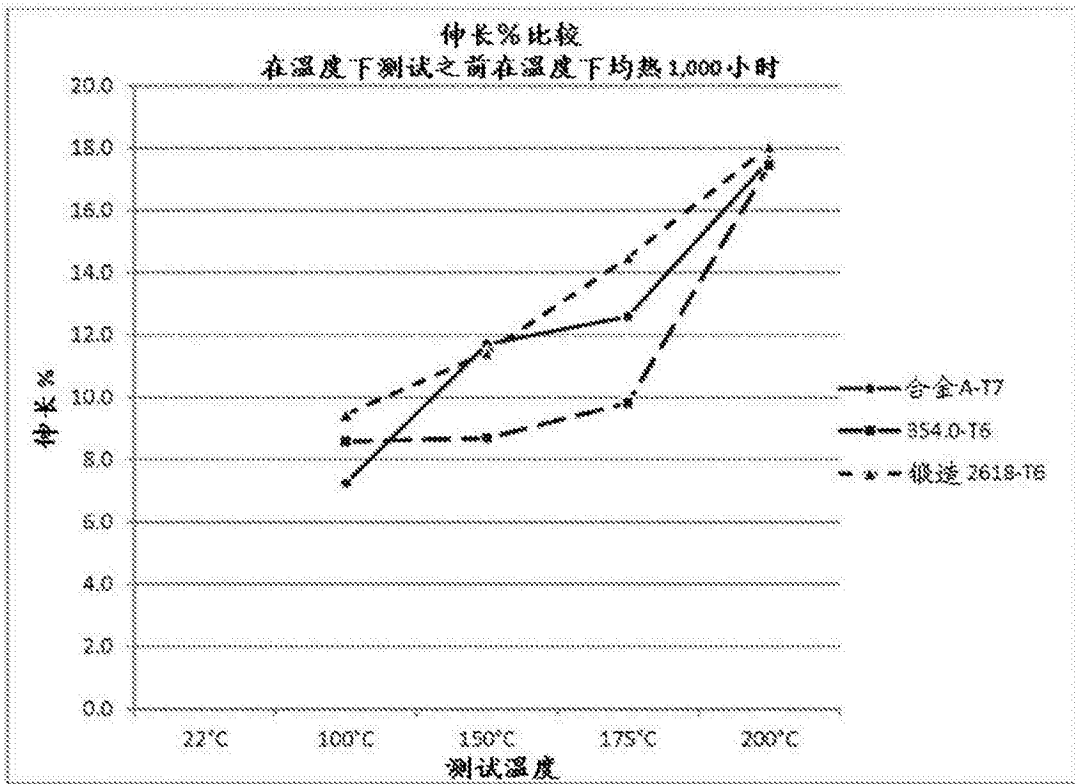


图 7

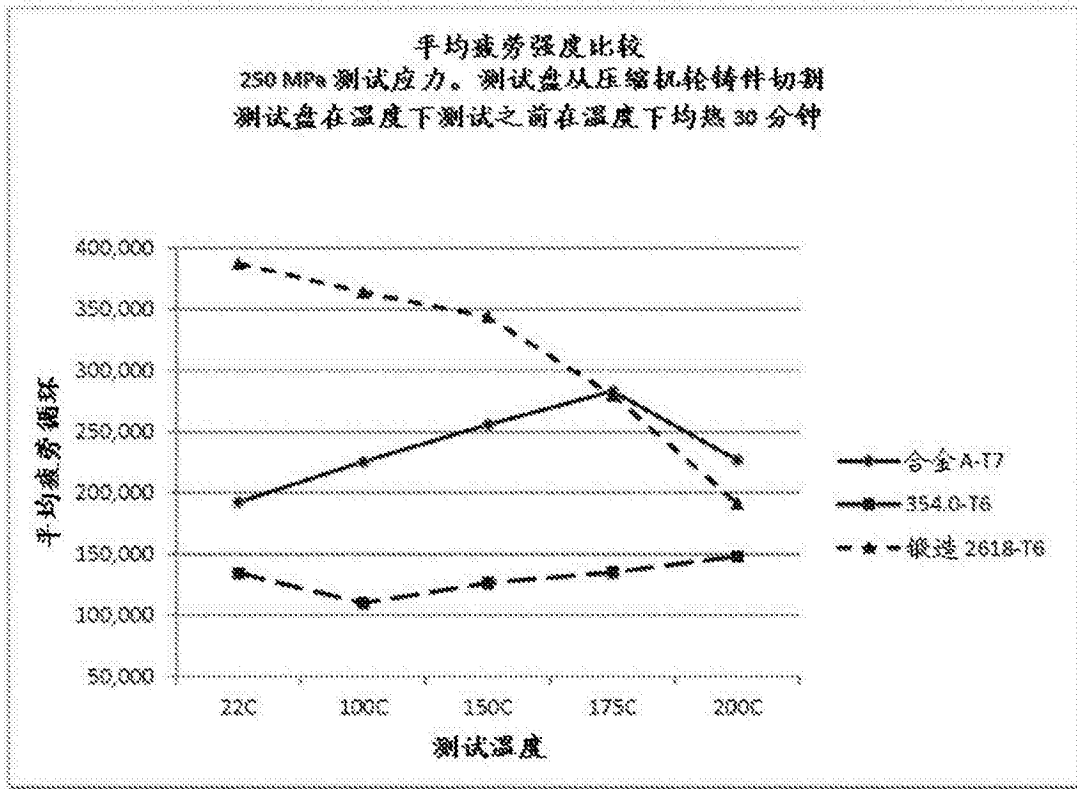


图 8

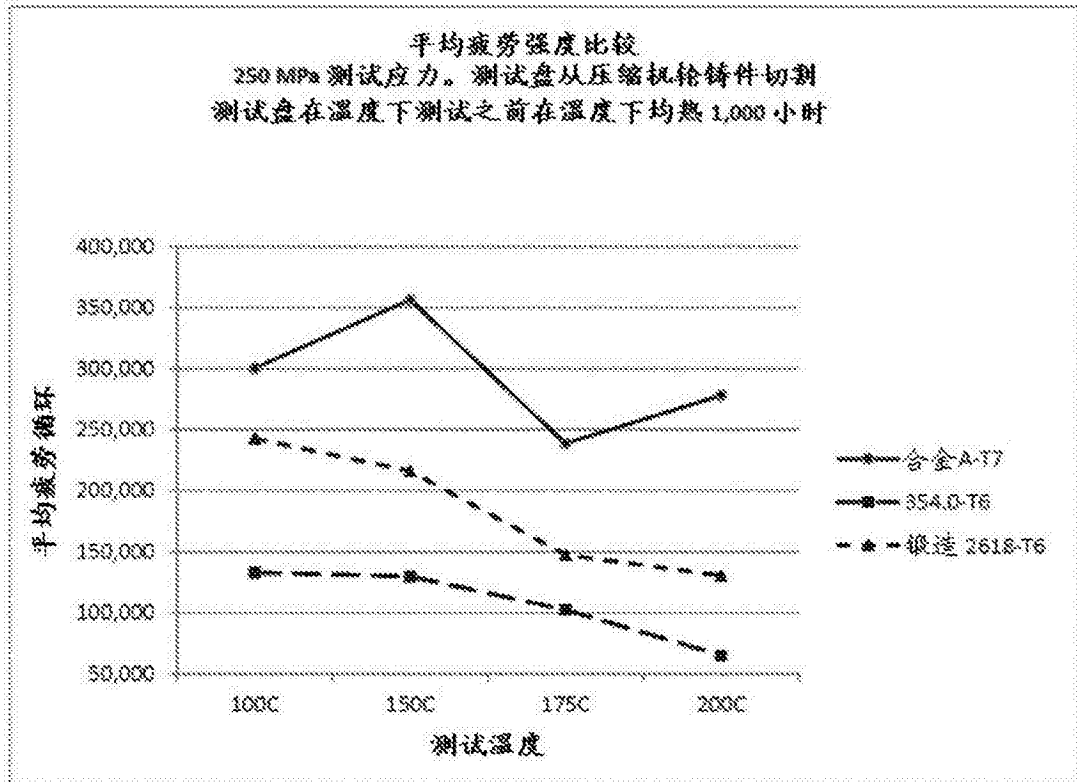


图 9

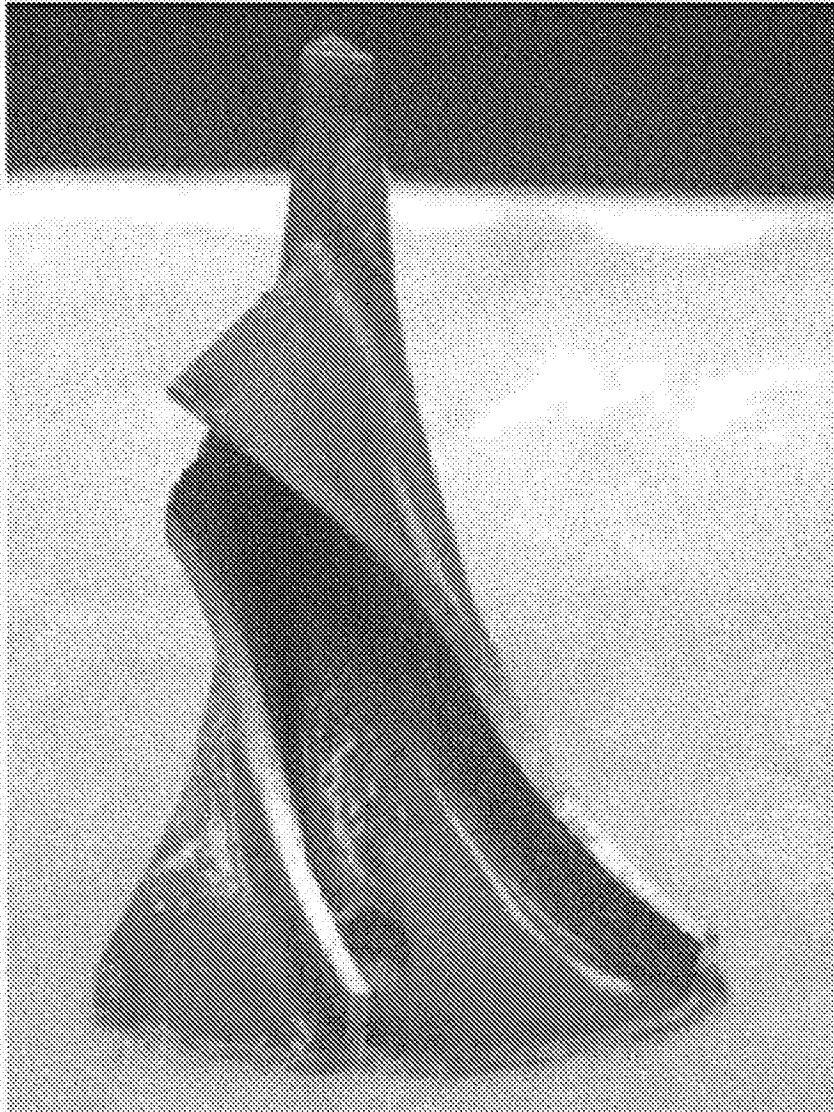
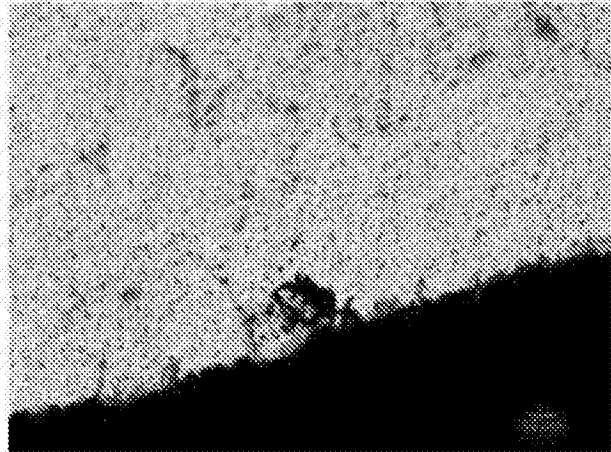
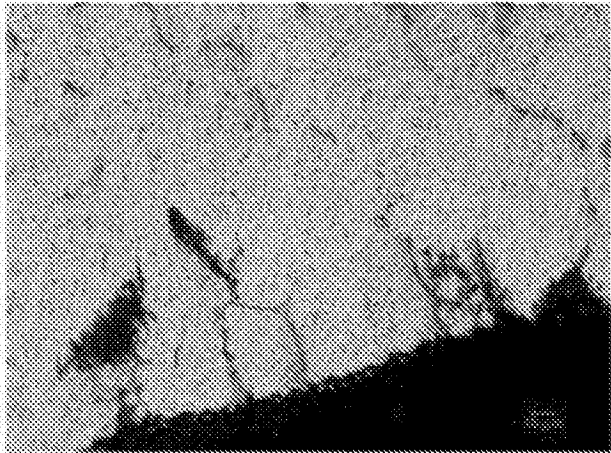


图 10

在12小时暴露之后的
铸造合金A-500x



在48小时暴露之后的
铸造合金A-500x



在96小时暴露之后的
铸造合金A-50x

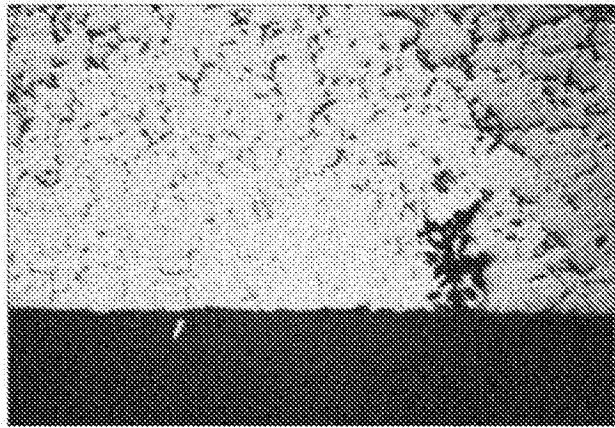
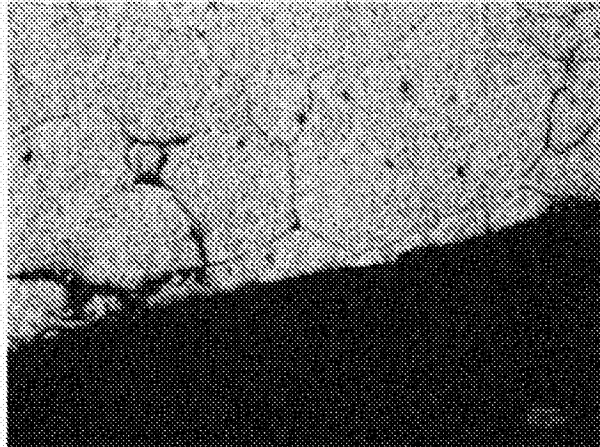
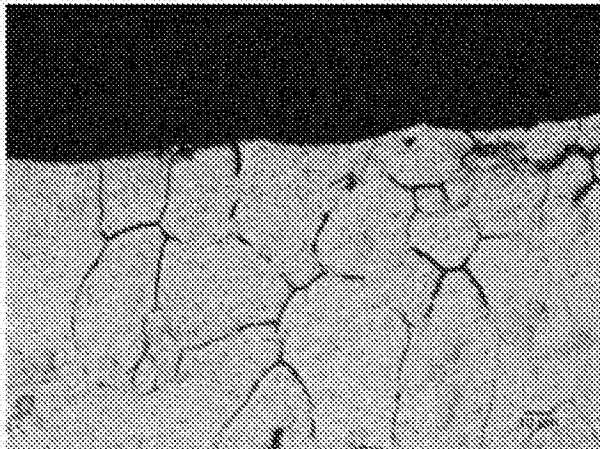


图 11

在12小时暴露之后的
锻造 2618 - 500x



在48小时暴露之后的
锻造 2618 - 500x



在96小时暴露之后的
锻造 2618 - 50x

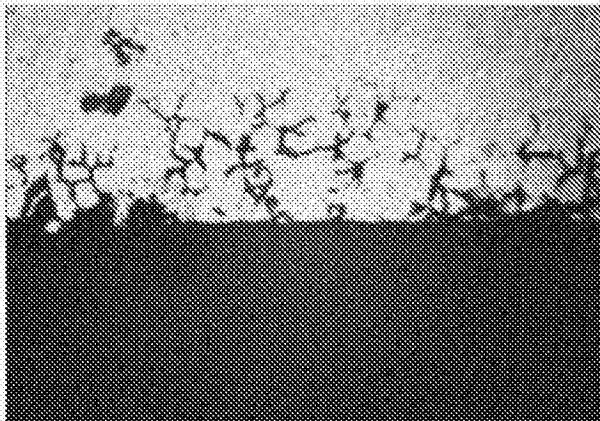
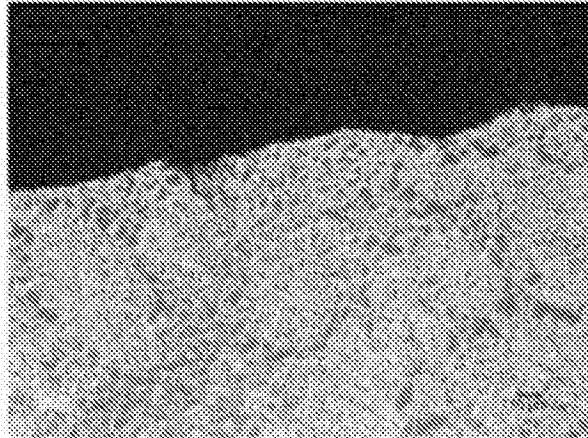
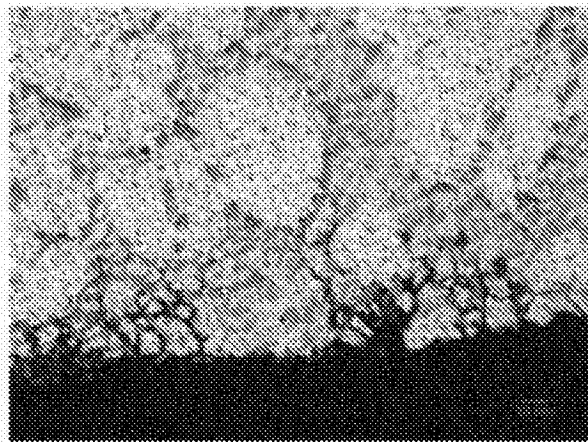


图 12

在12小时暴露之后的
铸造 354 - 500x



在48小时暴露之后的
铸造 354 - 500x



在96小时暴露之后的
铸造 354 - 500x

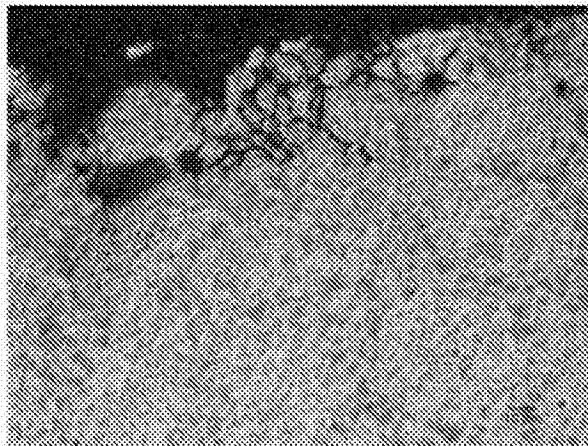
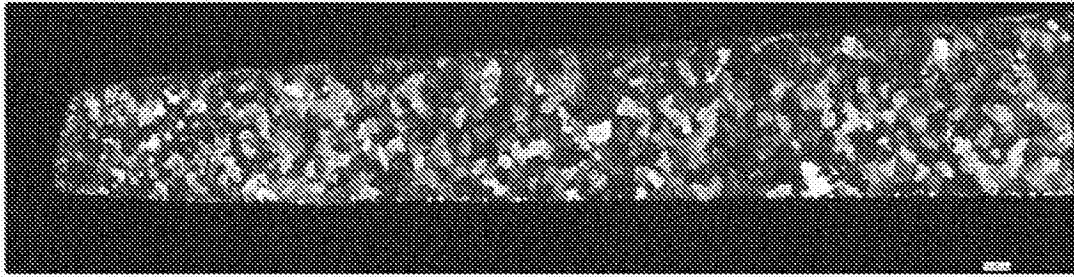
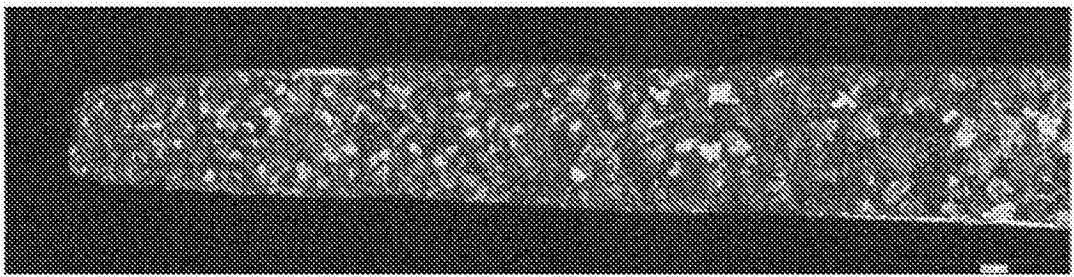


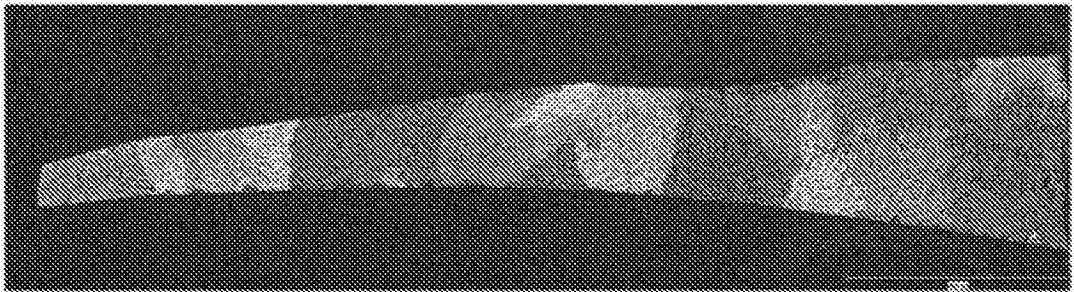
图 13



合金A：细晶粒尺寸(约50 μm)



合金A：细晶粒尺寸(约50 μm)



合金B：粗晶粒尺寸(约1000 μm)

图14

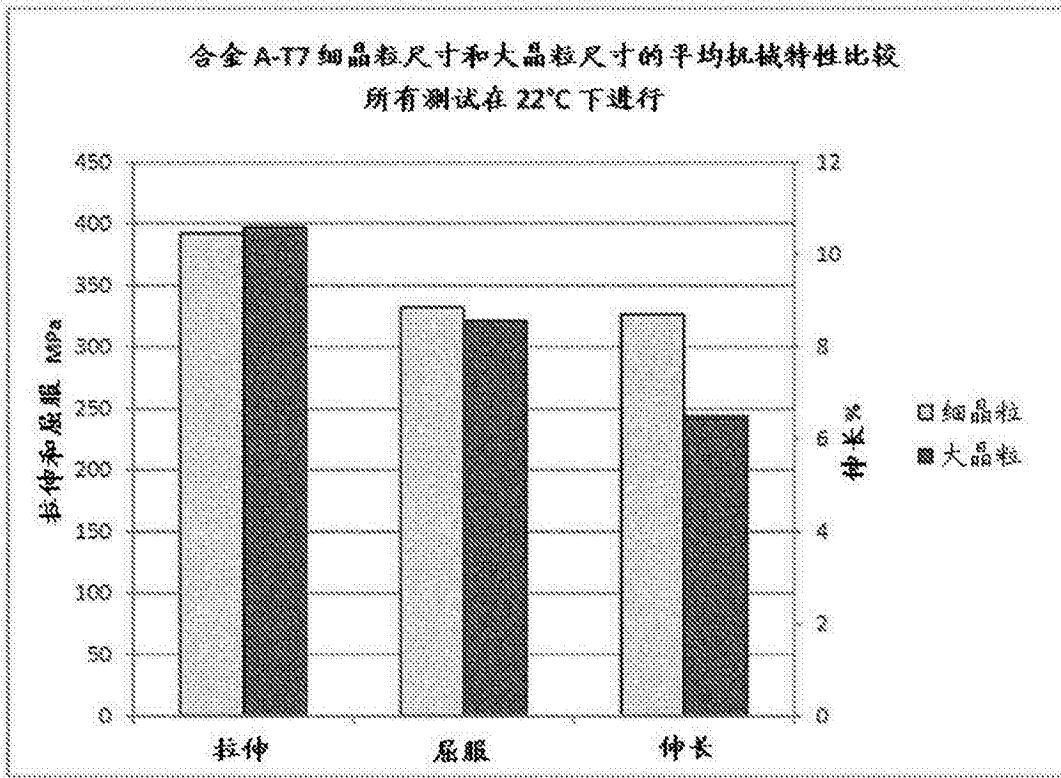


图 15

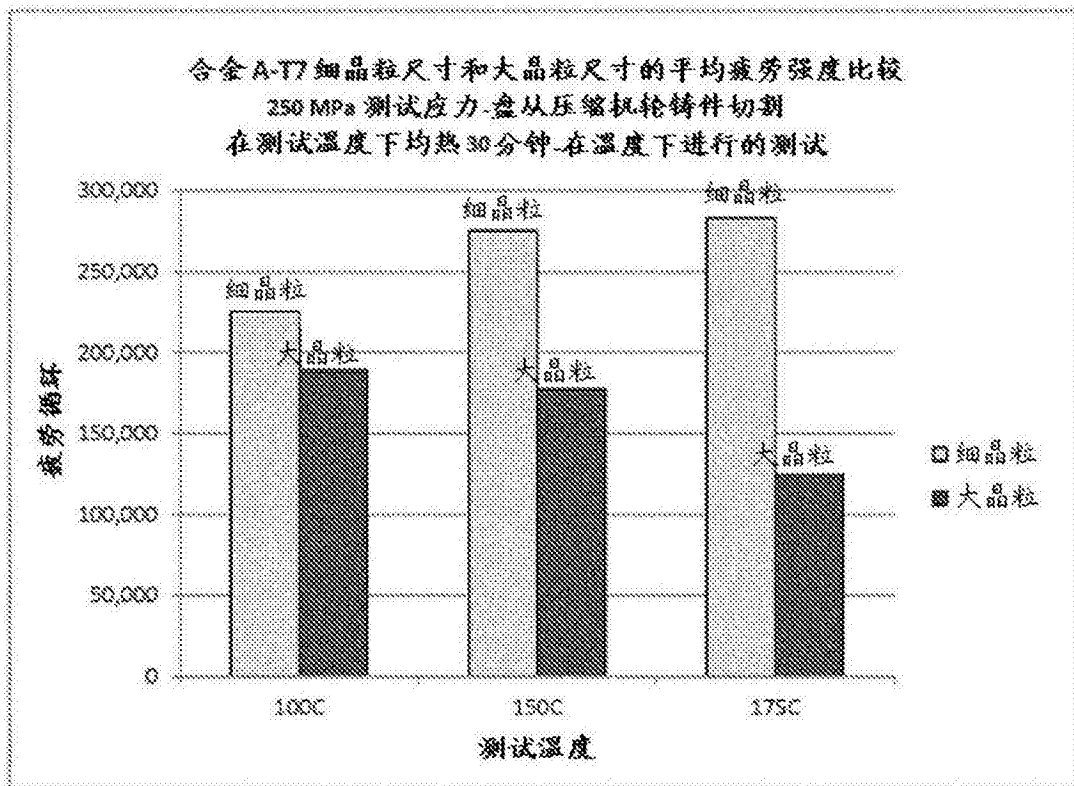


图 16

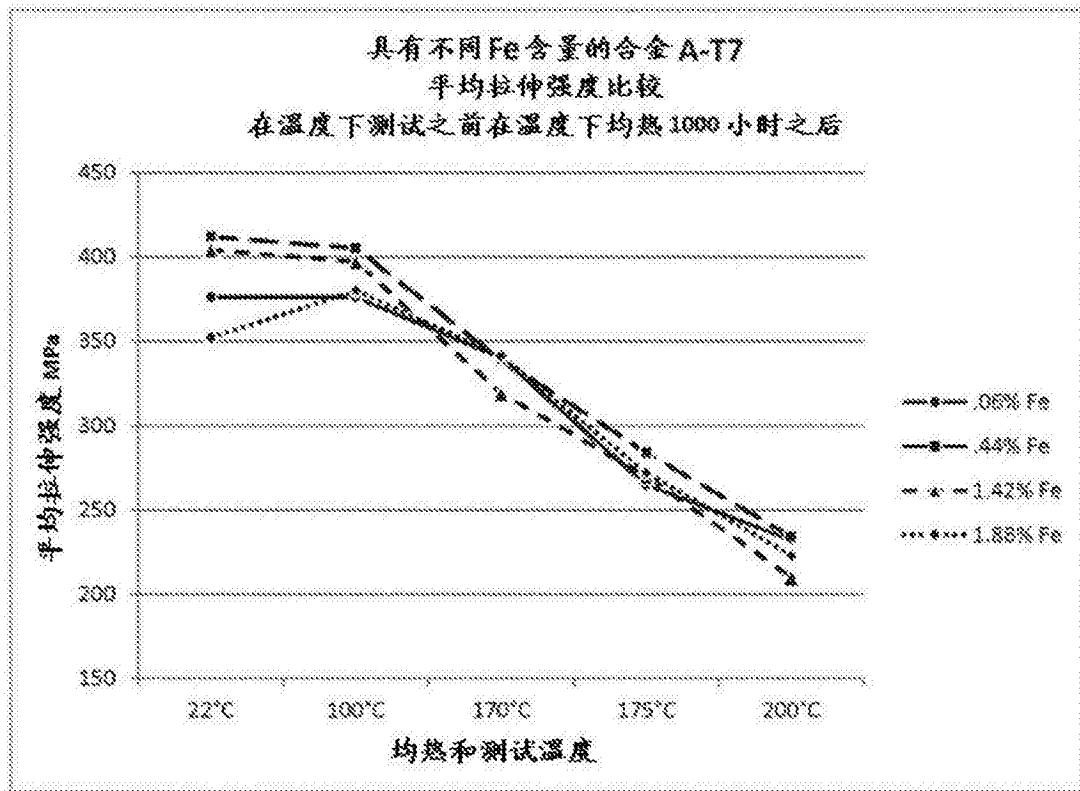


图 17

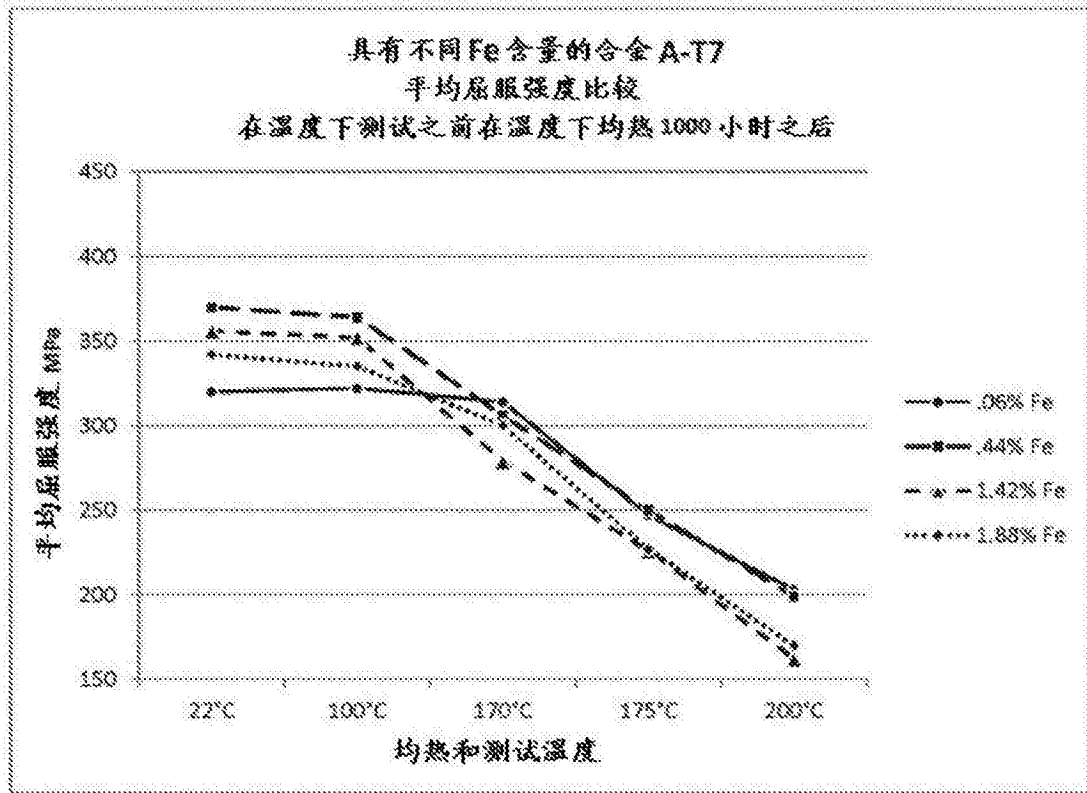


图 18

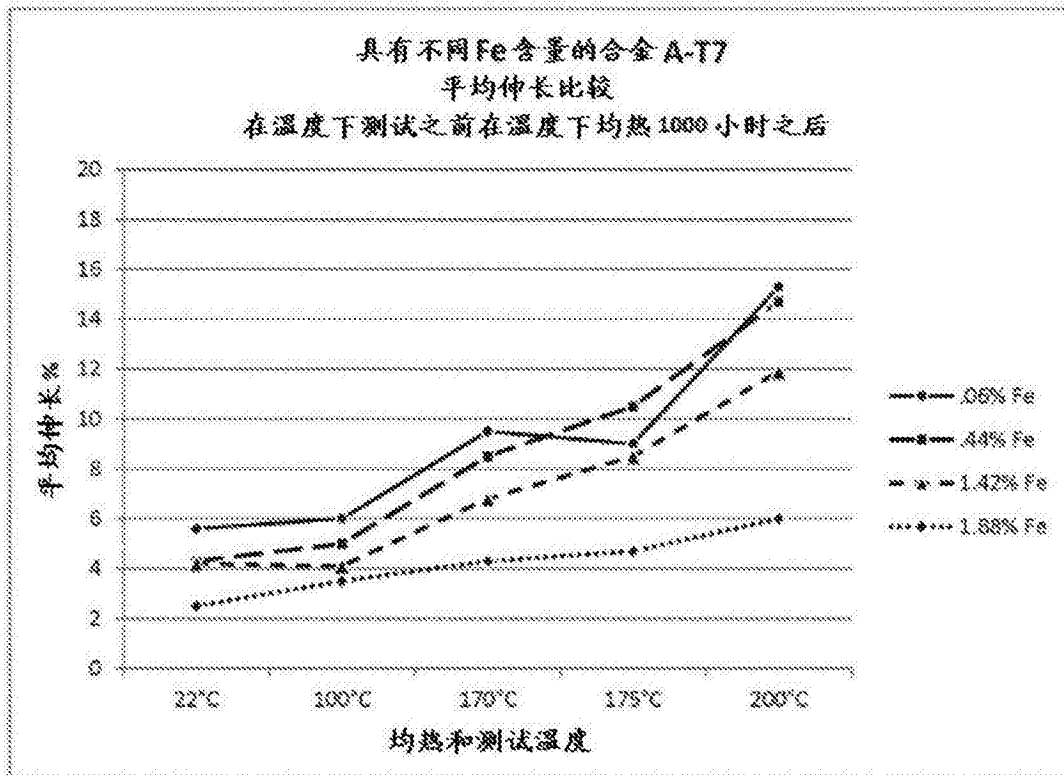


图 19

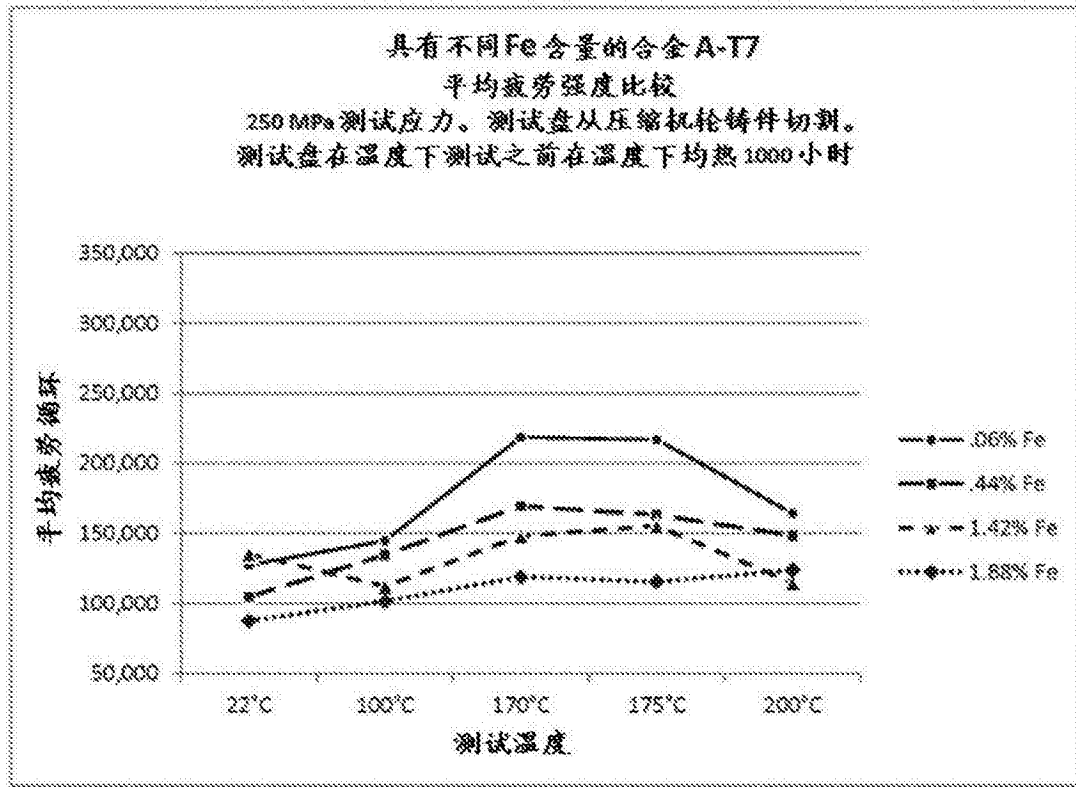


图 20

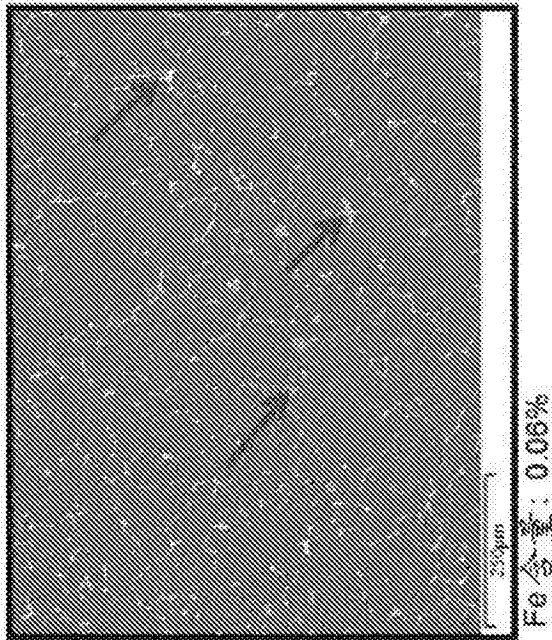


图 21A

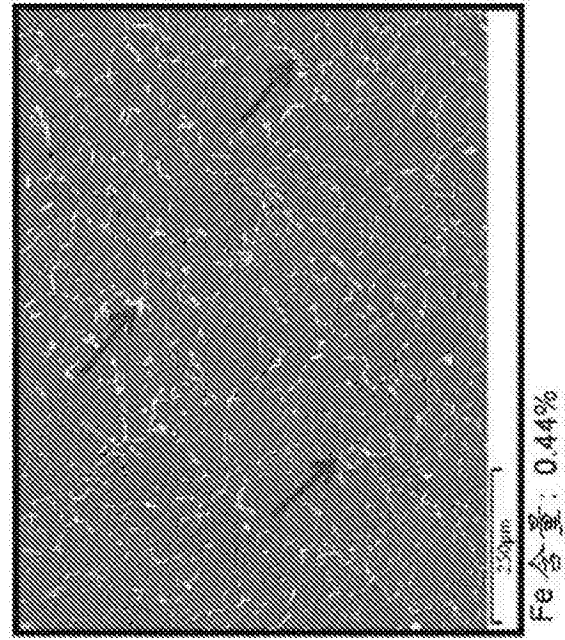


图 21B

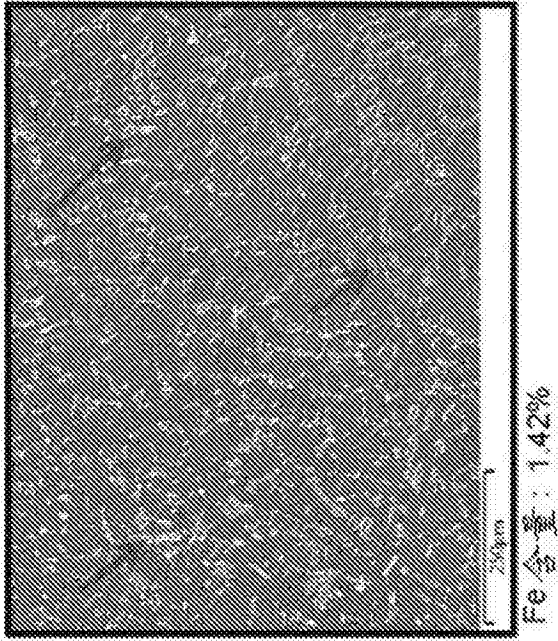


图 21C

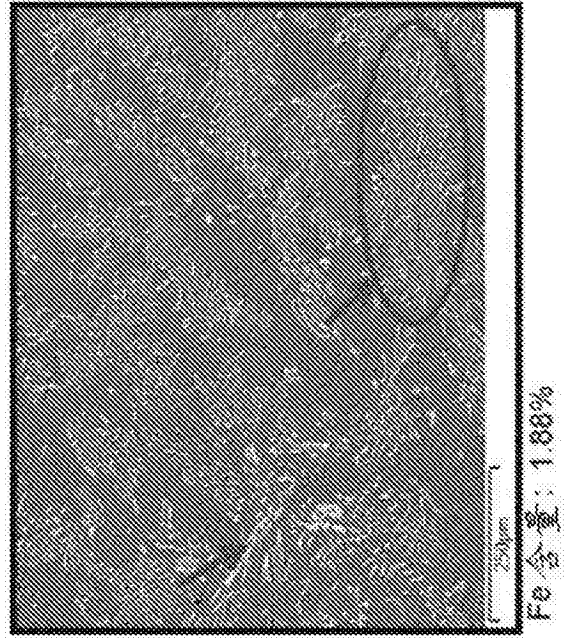


图 21D