



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 103025901 B

(45)授权公告日 2017. 03. 08

(21)申请号 201080066466.1

(22)申请日 2010.04.26

(65)同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 103025901 A

(43)申请公布日 2013.04.03

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

2012.10.26

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/EP2010/055504 2010.04.26

(87)PCT国际申请的公布数据

W02011/134486 EN 2011.11.03

(73)专利权人 萨帕有限公司

地址 瑞典斯德哥尔摩

(72)发明人 S·扎亚克 J·布拉姆

(74)专利代理机构 永新专利商标代理有限公司

72002

代理人 过晓东 谭邦会

(51)Int.Cl.

G22C 21/00(2006.01)

G22C 21/08(2006.01)

G22F 1/04(2006.01)

G22F 1/05(2006.01)

(56)对比文件

EP 1413636 A1, 2004.04.28, 权利要求6、

28, 说明书第0183-0186段.

JP 2008076297 A, 2008.04.03, 权4, 表1.

审查员 田刚

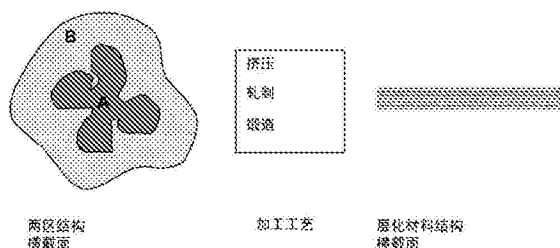
权利要求书4页 说明书6页 附图2页

(54)发明名称

具有分层的微结构的损伤容限性铝材料

(57)摘要

本发明公开了一种在保留材料高强度的同时提高损伤容限性的锻铝材料。而且,本发明公开了一种沉淀可硬化铝合金铸铝材料,该材料包含具有两个明显区域的晶粒,第一中心区富含能够与铝发生包晶反应的元素,而围绕第一区的第二区则富含能够与铝发生共晶反应的元素。



1. 一种沉淀可硬化铝合金的铸铝材料,其中铝合金包含以重量%计的以下成分:

0.3-1.5Si,

0.3-1.5Mg,

<0.6Mn,

<0.5Cu,

<0.5Fe,

<0.3Nb,

<0.3V,

<0.3Cr,

<0.2Zn,

<0.2Ti,

<0.2Mo,

<0.2Zr

以及不可避免的杂质,每种杂质最多为0.05重量%,全部杂质最多为0.15重量%,余量为铝,其特征在于,该铸铝材料包含具有两个明显区域的晶粒、树枝状晶体或晶胞,其中第一中心区富含能够与铝进行包晶反应的元素,而围绕第一区的第二区富含能够与铝进行共晶反应的元素,经LOM干涉相衬中对包晶丘在横截面上测量,第一区占总体积的1-85%;其中所述沉淀可硬化铝合金包含包晶合金元素,其共分配系数 Σk 大于3,且包晶元素的比例为大于 $0.02 \times [\text{共晶合金元素重量}\%]$,以便抑制包晶区中局部共晶元素的含量至 $<0.8 \times [\text{合金中共晶合金元素的平均重量}\% \text{含量}]$ 。

2. 权利要求1的铸铝材料,其中铝合金包含以重量%计的以下成分:

0.3-1.5Si,

0.3-1.5Mg,

0.05-0.3Mn,

<0.5Cu,

<0.5Fe,

<0.3Nb,

<0.3V,

<0.3Cr,

<0.2Zn,

<0.2Ti,

<0.2Mo,

<0.2Zr,

以及不可避免的杂质,每种杂质最多为0.05重量%,全部杂质最多为0.15重量%,余量为铝。

3. 权利要求1的沉淀可硬化铝合金的铸铝材料,其中铝合金包含以重量%计的以下成分:

0.3-1.5Si,

0.3-1.5Mg,

<0.6Mn,
<0.5Cu,
<0.5Fe,
<0.3Nb,
<0.3V,
<0.3Cr,
<0.2Zn,
0.01-0.1Ti,
<0.2Mo,
<0.2Zr,

以及不可避免的杂质,每种杂质最多为0.05重量%,全部杂质最多为0.15重量%,余量为铝。

4. 权利要求1的铸铝材料,其中铝合金包含以重量%计的以下成分:

0.3-1.5Si,
0.3-1.5Mg,
<0.6Mn,
0.05-0.2Cu,
<0.5Fe,
<0.3Nb,
<0.3V,
<0.3Cr,
<0.2Zn,
<0.2Ti,
<0.2Mo,
<0.2Zr,

以及不可避免的杂质,每种杂质最多为0.05重量%,全部杂质最多为0.15重量%,余量为铝。

5. 权利要求1的铸铝材料,其中铝合金包含以重量%计的以下成分:

0.3-1.5Si,
0.3-1.5Mg,
<0.6Mn,
<0.5Cu,
<0.5Fe,
<0.3Nb,
0.01-0.1V,
<0.3Cr,
<0.2Zn,
<0.2Ti,
<0.2Mo,

<0.2Zr,

以及不可避免的杂质,每种杂质最多为0.05重量%,全部杂质最多为0.15重量%,余量为铝。

6. 权利要求1的铸铝材料,其中铝合金包含以重量%计的以下成分:

0.3-1.5Si,

0.3-1.5Mg,

<0.6Mn,

<0.5Cu,

<0.5Fe,

0.02-0.15Nb,

<0.3V,

<0.3Cr,

<0.2Zn,

<0.2Ti,

<0.2Mo,

<0.2Zr,

以及不可避免的杂质,每种杂质最多为0.05重量%,全部杂质最多为0.15重量%,余量为铝。

7. 权利要求1-6之一的铸铝材料,其中能够与铝进行包晶反应的元素选自Nb、Ti、Zr、V、Mo、Cr和Zn。

8. 权利要求1-6之一的铸铝材料,其中铝合金的Mg/Si比>1。

9. 权利要求1-8之一的铸铝材料经变形制得的锻铝材料,其中产生了具有分层的微结构的材料。

10. 权利要求9的锻铝材料,其中通过挤压使材料变形。

11. 权利要求9的锻铝材料,其中通过锻造使材料变形。

12. 权利要求9-11之一的锻铝材料,其中所述材料具有重结晶的晶粒结构。

13. 一种铝合金,其能够凝固形成两个明显区域的晶粒、树枝状晶体或晶胞,其中第一中心区富含能够与铝进行包晶反应的元素,而围绕第一区的第二区富含能够与铝进行共晶反应的元素,经LOM干涉相衬中对包晶丘在横截面上测量,第一区占总体积的1-85%;该铝合金包含以重量%计的以下成分:

0.3-1.5Si,

0.3-1.5Mg,

<0.6Mn,

<0.5Cu,

<0.5Fe,

0.02-0.15Nb,

0.01-0.1V,

<0.3Cr,

<0.2Zn,

0.01-0.1Ti,

<0.2Mo,

<0.2Zr,

以及不可避免的杂质,每种杂质最多为0.05重量%,全部杂质最多为0.15重量%,余量为铝,并且其中Mg/Si比>1;并且,

其中所述铝合金包含包晶合金元素,其共分配系数 Σk 大于3,且包晶元素的比例为大于 $0.02 \times [\text{共晶合金元素重量}\%]$,以便抑制包晶区中局部共晶元素的含量至 $<0.8 \times [\text{合金中共晶合金元素的平均重量}\% \text{含量}]$ 。

14.一种制备权利要求1-8之一的铸铝材料的方法,其特征在于,铸造沉淀可硬化铝合金,同时控制浇铸速度,以制得二区铸体结构,其中经LOM干涉相衬中对包晶丘在横截面上测量,第一区占总体积的1-85%。

15.一种制备源自权利要求1-8之一的铸铝材料的锻铝材料的方法,其包括以下步骤:

-任选将铸铝材料均质化,

-任选预热坯体,

-使铸体结构变形,以产生具有分层结构的材料,该分层结构包括具有不同机械性能交替层,

-冷却所述材料,

-任选热处理所述材料。

16.权利要求15的方法,其中所述材料通过挤压或锻造变形。

17.权利要求15的方法,其中控制浇铸速度,以使浇铸过程的凝固时间为至少75秒。

18.权利要求9-12之一的锻铝材料用于汽车和铁路车辆的用途。

具有分层的微结构的损伤容限性铝材料

[0001] 本发明涉及具有分层的微结构的损伤容限 (damage tolerant) 铝材料和适合制备该铝材料的沉淀可硬化型系铝合金, 及制备该铝材料的方法。

[0002] 发明背景

[0003] 本发明涉及铝材料的制备, 特别是损伤容限型锻铝材料的制备。

[0004] 从现有技术中已知, 对于常规生产的铝材料, 其强度、延展性和损伤容限性通常是反向关联的, 即增加拉伸强度通常会劣化延展性和损伤容限性。

[0005] 在之前EP1987170披露的方法中使用了合金, 该合金包括基于重量%的以下组分: 最高0.6的Mn, 最高0.3的Cr, 最高0.25的Zr, Mg 0.25-1.2, Si 0.3-1.4, Ti 0.1-0.4, 其中Ti以固溶体存在, 并含有附带杂质, 包括Fe和Zn, 至多为0.5, 余量为铝。优选Si/Mg之比为1.4。合金被浇铸至坯体 (billet), 然后均质化, 所述坯体被挤压 (extrusion) 用于生产耐压性能提升的材料。

[0006] 耐应力腐蚀裂纹的挤压或轧制材料公开在JP2008076297中。该专利中所用的组合物会得到合金化元素均匀分布的传统微结构。该专利同时还要求浇铸速度和浇铸后冷却速率必须足够高, 以保持铸体结构的颗粒尺寸微小。因此不能生产高损伤容限性材料。

[0007] 在EP2103701中, 使用了一种铝合金来生产汽车工业产品, 其屈服强度高于280MPa, 其中该铝合金包括: Si 0.68-0.77, Fe 0.16-0.24, Cu 0.24-0.32, Mn 0.68-0.77, Mg 0.58-0.67, Cr<0.04, Zn<0.1, Ti<0.1, V<0.04, 其它元素<0.3, 以及余量为铝。

[0008] 发明概述

[0009] 本发明的目的是提供一种能够生产具有改进的损伤容限性的锻铝材料、同时又保留该材料的高强度的条件。

[0010] 该目的通过根据本发明中的铸铝材料、根据本发明中的铝合金和根据本发明中的生产铸铝材料的控制方法来实现。本发明中还列出实施方案。

[0011] 这样获得的锻铝材料具有机械性能显著不同的交替层的微结构, 可提供具有卓越结合的强度、延展性和损伤容限性的锻铝材料。

[0012] 分层结构由沉淀 (precipitation) 可硬化铝合金变形形成, 该铝合金包含具有2个区域的晶粒构成的铸体结构; 第一中心区富含能够与铝发生包晶反应的元素, 而围绕第一区的第二区则富含能够与铝发生共晶反应的元素。为了实现分层结构的效果, 铝合金应当包含包晶合金元素, 其分配系数大于3, 优选大于5, 最优选大于8, 比例为大于包晶元素重量%含量的0.02倍。

[0013] 本发明提供一种沉淀可硬化铝合金的铝材料, 其包含由具有2个明显的区域的晶粒、树枝状晶体或晶胞组成的铸体结构, 并, 第一中心区富含能够与铝发生包晶反应的元素, 而围绕第一区的第二区则富含能够与铝发生共晶反应的元素, 经LOM干涉相衬中对包晶丘在横截面上测量, 第一区占坯体总体积的1-85%, 优选占10-70%, 最优选占20-50%。

[0014] 本发明还提供一种由铸铝材料变形生产的具有分层的微结构的锻铝材料, 以及通过控制浇铸速度、从而制备出二区铸体结构的所述材料的方法, 经LOM干涉相衬中对包晶丘在横截面上测量, 第一区占总体积的1-85%, 优选占10-70%, 最优选占20-50%。

[0015] 该锻铝材料是一种优异的备选材料,特别适用于对损伤容限性有要求的领域,例如将损伤容限性作为前提条件的汽车部件。

[0016] 附图简述

[0017] 图1所示为根据本发明的已铸态材料横截面示意图,其中A表示富含包晶元素的中心区,B表示晶粒中富含共晶元素的周围区,以及变形后获得的分层结构的示意图。

[0018] 图2所示为包含1.2% (Mg+Si) 的凝固AlMgSi合金晶粒的不同区域中Mg+Si-的再分布,其经能量色散X射线光谱揭示,以作为这些区域中包晶合金元素重量%含量的函数。

[0019] 图3a和3b比较了同等强度水平的2种铝材料弯曲的损伤容限性,其中材料a)表示传统铝材料,和b)表示根据本发明的铝材料,其中附图标记表示:1-垂直裂纹,2-小纵向止裂纹(arrested crack)。

[0020] 发明详述

[0021] 在本发明中,损伤容限性锻铝材料由具有显著不同的机械性能的分层组成,其在成品结构内的显微水平上保持截然不同,参见图1。该分层结构表现出高强度下损伤容限性提升的程度。损伤容限性是与其安全地维持缺陷的能力相关的结构特点。

[0022] 本发明一方面提供一种生产损伤容限性铝材料的工艺,其中浇铸工艺产生铸体结构,其由具有2个区的晶粒构成;其中1-85%的体积由富含包晶元素的区域组成,以下其简称“包晶区”;15-99%的体积由富含共晶元素的周围区组成,以下其简称“共晶区”。本发明的凝固工艺称为延伸包晶凝固,我们已经发现,在给定所选包晶合金元素与共晶元素的比例下,与传统均质化铸体结构相反,在每个晶粒内形成了具有不同组成的两个明显区域的铸体结构。该延伸包晶凝固可使合金化元素发生非常强的再分布,产生所需的二区结构。该二区结构的发展依赖对浇铸工艺的控制,例如浇铸几何学、浇铸速度、金属头和熔融体温度。

[0023] 包晶区定义为一种微结构成分,其具有至少 $0.02 \times [\text{共晶元素}\%] \times [\text{包晶元素的}\Sigma k]$,其中 Σk 为共分配系数。包晶元素能够降低共晶元素在合金内含物分数中的局部含量。这样才可形成所需的二区结构。

[0024] 图2所示为一个晶粒内共晶元素的再分布作为包晶合金化元素局部含量函数的示例,经具有1.2% (Mg+Si) 的AlMgSi合金的能量色散X射线光谱测得。可清楚看到包晶合金化元素的局部含量超过0.2%时,此时具有2个显著不同区域的微结构(富Mg+Si-区和贫Mg+Si-区)形成,其中第二区和第一区中的Mg+Si之比为1:2或更低。

[0025] 包晶合金化元素的强度由其共分配系数 Σk 和含量限定,共分配系数 Σk 必须大于3,优选大于5,最优选大于8,含量则必须大于 $0.02 \times [\text{共晶合金化元素}\%]$,这样可抑制包晶区中局部合金化元素的含量至 $<0.8 \times [\text{合金中共晶合金元素含量的均值}(\%)]$ 。分配系数低于3时,不能形成二区结构。如果分配系数大于3但小于8时,可形成所述二区结构,但不太好,这样在某些情况下在锻铝产品中不能提供足够多的分层结构。

[0026] 共分配系数计算为包晶温度下二相体系单个系数的总和(Ti 7.5, V 3.9, Mo 2.5, Nb 1.9, Zr 2.5, Cr 2, Zn 1.1, W 2.7, Hf 2.4, Ta 2.5)。

[0027] 在浇铸过程中加入包晶元素后,沉淀可硬化铝合金的凝固速率必须足够慢,从而为上述再分布留出足够的时间,以产生具有至少1%的包晶区的微结构。如上所述,二区结构的发展取决于对浇铸过程的控制,即凝固速率。凝固速率应优选对应于以下示例中条件

下最大90mm/min的浇铸速度,特别参考表2。通常对于本发明范围内合金的所有组分,浇铸过程的凝固时间,即完全液态和完全凝固材料之间的时间,应当控制为至少75秒,优选至少100秒。

[0028] 浇铸材料成形后,例如轧制、挤压或锻造,可获得软硬层交替的分层结构。基于这一原因,根据本发明的自包晶/共晶起始结构获得的分层材料可得到损伤容限性和拉伸强度的卓越组合性能。

[0029] 浇铸后,可进行铝合金均质化。均质化处理的目的是溶解Mg和Si,抵消源自浇铸工艺中的可能的残余应力,以形成用于控制锻造晶粒结构的弥散型晶粒,以及使在铝合金凝固过程中形成的尖锐或针状金属间化合物球体化。根据本发明,无需合金元素的再分布。因此,如果要将材料均质化,则优选较低的均质化温度而不是较高的均质化温度,主要目的是增加区域间机械性能的差异。均质化后,冷却合金,例如通过空气冷却。进而可预热所述合金,优选在低于500℃的温度范围内,并挤压、轧制或锻造。在挤压、轧制或锻造后,将本发明的铝合金淬火,理想为压制淬火,例如用水、水喷雾、强制通风、其它冷却液体或通过氮气来淬火。

[0030] 在接下来的步骤中,将材料老化至所需机械和物理性能。优选将本发明的合金人工老化至所需回火,理想为过老化回火如T7,特别是需要用于通过塑性变形来吸收动力能量的高吸收力的应用。或可将铝合金老化至T6条件以求更高强度,或在低老化条件下老化,或在50-120℃的温度范围内进行稳定化退火,以提高冷成形性和/或额外的热处理响应。

[0031] 在完整的加工处理循环后,可将该材料加工为各类产品。铝合金特别适合于需要高损伤容限性的情况,例如用于汽车和铁路车辆的碰撞组件。虽然根据本发明的铝合金优选通过挤压加工,其也同样适合于轧制和锻造加工,例如汽车悬挂部件,损伤容限性材料对组件的疲劳性能有副作用。

[0032] 延展性和损伤容限性增加是由于分层结构,其可增加颈缩开始的应变,并阻止颈缩过程中应变的局部化,以及增加的抗断裂性能,这反映为增加的真实的断裂应变。

[0033] 合金化元素的选择

[0034] 只要所需的微结构能够形成,性能的改善不决定性地依赖于铝的组成。因此,所有沉淀可硬化铝合金,例如2XXX、6XXX、7XXX和8XXX合金都可用于生产本发明的材料。

[0035] 已发现为了获得足够的强度水平,含有0.3-1.5%Mg和0.3-1.5%Si的AlMgSi合金应当在包晶合金中加入至少 $0.02 \times [\text{共晶合金元素重量}\%]$,从而获得在铸体材料和均质化材料中足够量的二组分结构,并在热加工后获得分层结构。能够与铝进行包晶反应的元素为Nb、Ti、V、Mo、Cr、Zn、Zr、Hf、Ta和W。

[0036] 根据本发明的优选组合物为含有以重量%计的以下合金化元素的铝合金:

[0037] Si 0.3-1.5,优选为0.5-1.1,

[0038] Mg 0.3-1.5,优选为0.5-1.5,更优选为0.65-1.2,

[0039] Cu<0.5,优选为<0.4,最优选<0.25,

[0040] Mn<0.6,优选为0.05-0.3,更优选为0.08-0.15,

[0041] Nb<0.3,优选为0.02-0.15,

[0042] V<0.3,

[0043] Ti<0.2,

[0044] Mo<0.2

[0045] Cr<0.3

[0046] Zr<0.2

[0047] Zn<0.2

[0048] Fe<0.5,优选为<0.3

[0049] 以及不可避免的杂质,其每种<0.05,总量<0.15,余量为铝。

[0050] 为了优化Al-Mg-Si合金强度,应选择Mg和Si的含量,以确保尽可能多的Mg和Si用于制造可硬化沉淀物。通常已知硬化颗粒的Si/Mg摩尔比约为1。Si含量范围为0.3%-1.5%,优选0.5-1.1%。在此含量范围内,当组合使用含量为0.3%-1.5%、优选0.5%-1.5%、更优选0.65%-1.2%的Mg时,强度可得到优化。Mg/Si比的范围应优选>1,这样可形成Mg剩余。Mg或Si剩余应理解为Mg或Si不会形成沉淀物。Mg剩余对材料的总体强度影响不大,但对晶粒边界强度有积极的影响。Mg剩余可限制Si向晶粒边界的扩散,这对于与分层结构组合时提高损伤容限性较为重要。

[0051] Mn含量为<0.6%,优选为0.05%-0.3%,更优选为0.08%-0.15%,本发明的铝合金在挤压和热处理期间和之后对热破裂较不敏感,并可获得细晶粒的再结晶微结构。而且,当Mn含量在上述范围内时,通过Mn对热延展性和 α 型含铁金属间化合物的形成的益处,可获得最佳的机械性能和挤压性。

[0052] 为获得共分配系数 Σk 大于3,优选大于5,最优选大于8,包晶反应强度大于 $0.02 \times [\text{共晶元素重量}\%] \times [\Sigma k]$,包晶合金元素应按这种方式选择。经验结果指出,选自以下的包晶合金元素间存在额外的协同作用:Ti、Zr、V、Mo、Cr、Zn、Hf、Ta和W,优选Ti、Zr、V、Cr、Mo和Nb,最优选Ti、V、Mo和Nb,以增加包晶反应效力高于包晶温度下双相体系单个系数的总和 $\times \Sigma k (<8)$ 。

[0053] 本发明中铝合金中Cu含量可以至多为0.5%。在一个优选的实施方案中,Cu最多为0.4%,更优选最多为0.25%。

[0054] 任选可添加Cr和/或Zr,这不仅可增强包晶组分,同时可控制晶粒结构。因此,可添加Cr和Zr的一种或两种的范围为<0.3%Cr和/或<0.2%Zr。添加时,可获得非再结晶的晶粒结构。

[0055] Zn一般认为是杂质元素,可容忍极限为至多0.2%,但是优选为低于0.1%。

[0056] 虽然Fe可略微增加强度,其含量应不超过0.5%,优选低于0.3%,以降低形成金属间化合物颗粒的不良形成的风险,这可在使用最终组件期间引发断裂。

[0057] 余量为铝与不可避免的杂质,例如源自所用原材料或制造工艺中的杂质。典型地,每种杂质元素最多为0.05重量%,总杂质最多为0.15重量%。

[0058] 现在本发明通过一些实施例进行阐释,但这并不限制本发明的范围。

实施例

[0059] 表1列出了一些对比材料(合金C、E、F、G)和本发明范围内的合金(合金A、B、D)的重量%的化学组成。所有这些铝合金为DC铸体,以评估组成和浇铸速度对包晶组分发展的影响。

[0060] 表2列出了一些对比变例和产生根据本发明的包晶组分大于20%的铸体结构的变

例的合金和浇铸速度(变例A2、A3和B2、B3)。

[0061] 通过以下步骤,加工直径为254mm、包晶组分大于20%(变例A2、B2和D)的浇铸坯体以及对比材料(合金C、E-G):

[0062] 在545℃下均质化;

[0063] 空气冷却;

[0064] 预热至约460℃;

[0065] 用2孔模头挤压成盒轮廓(box profile);

[0066] 用水压制淬火;

[0067] 与不同颗粒老化。

[0068] 比较具有相似包晶/共晶元素比的合金B和D,显示在合金中添加Nb可获得二区结构,而添加Cr不会产生这一效果。因此Nb似乎会与其它合金化元素产生协同效应,除了预期其会对增加总包晶反应有益以外。

[0069] 表3所示为合金A2、B2、C和D在T6 (195℃下4.5小时)下的机械性能。“Rm”为最终拉伸强度,“Rp0.2”为0.2%下的屈服强度,和A5(断裂伸长率)。损伤容限性定义为对垂直裂纹发展的量度。当形成如图3所示的裂纹时,认为材料不具有损伤容限性。比较单组分材料与根据本发明的二组分材料的弯曲行为,结果如图3所示。图3b中所示为本发明材料,仅可见少量分层的止裂纹。与对比材料的大量的长垂直裂纹相比(图3a),本发明的分层材料可以阻断层间的短小分层裂纹。

[0070] 表1合金A-G的化学组成(重量%),余量铝和不可避免的杂质

[0071]

合金		Mg	Si	Nb	V	Ti	Mn	Fe	Cu	包晶元素/ 共晶元素 之比	Mg/Si 比
A	本发明	0.83	0.61	0.02	0.08	0.05	0.09	0.19	0.12	0.104	1.36
B	本发明	0.95	0.58	0.05	0.06	0.04	0.1	0.19	0.2	0.098	1.64
C	对比材料	0.62	0.93	--	--	--	0.5	0.2	0.08	0.013	0.67
D	本发明	0.6	0.65	--	0.05	--	0.16	0.19	0.21	0.056	0.92
E	对比材料	0.58	0.63	--	0.02	--	0.1	0.18	0.2	0.033	0.92
F	对比材料	0.55	0.58	--	--	--	0.15	0.21	0.08	0.027	0.95
G	对比材料	0.83	0.61	-	--	--	0.04	0.2	0.2	0.014	1.36

[0072] 表2浇铸速度及在浇铸10”坯体后包晶组分大于20%的发展及后续最终材料的分层结构

[0073]

合金	铸体材料	浇铸速度 毫米/分钟	包晶组分是否 >20%	最终材料中的 分层结构
A1	本发明	80	是	是
A2	本发明	85	是	是
A3	对比材料	90	否	否
B1	本发明	80	是	是
B2	本发明	85	是	是
B3	对比材料	90	否	否
C	对比材料	85	否	否
D	对比材料	95	否	否
E	对比材料	85	否	否
F	对比材料	85	否	否
G	对比材料	85	否	否

[0074] 表3T6 (195℃下4.5小时) 下合金的机械性能和损伤容限性

[0075]

合金	195℃ 下老化 4.5 小时			
	Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	A5 (%)	损伤容限性
A2	297	311	12.5	是
B2	301	317	12.6	是
C	309	328	12.2	否
D	289	303	13.2	否

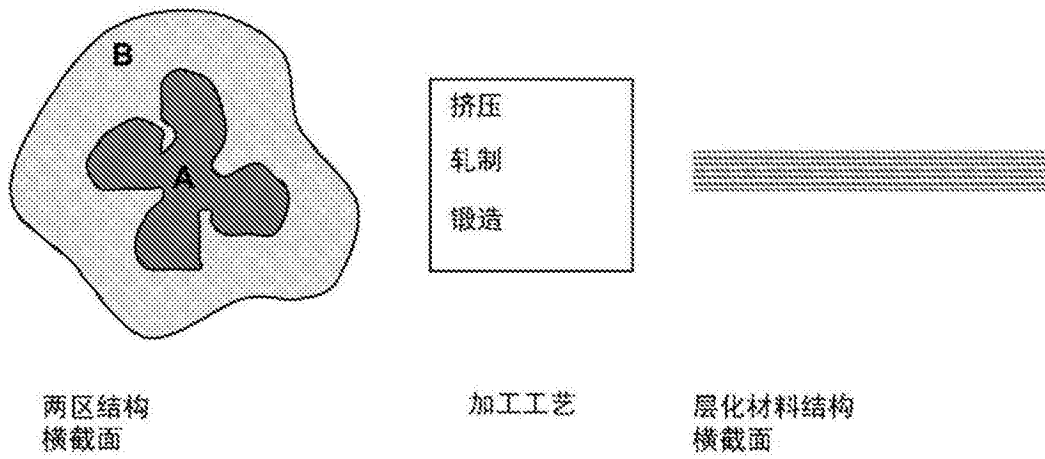


图1

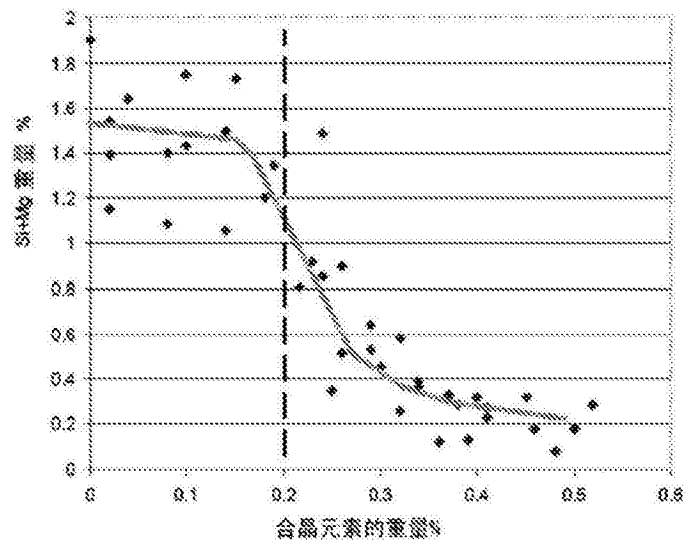


图2

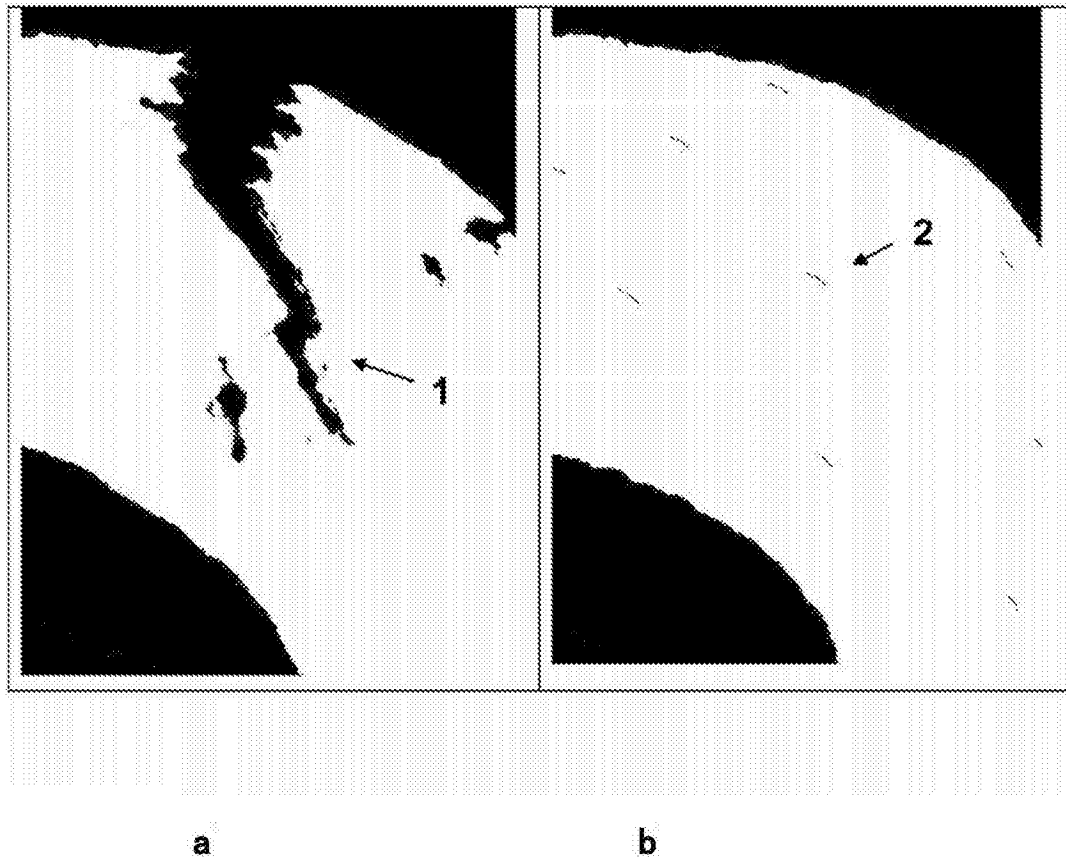


图3a、3b