



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 112189057 A

(43) 申请公布日 2021.01.05

(21) 申请号 201980034672.5

(22) 申请日 2019.06.10

(30) 优先权数据

2018-126421 2018.07.02 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2020.11.23

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2019/022865 2019.06.10

(87) PCT国际申请的公布数据

W02020/008809 JA 2020.01.09

(71) 申请人 住友电气工业株式会社

地址 日本大阪府

(72) 发明人 前田彻

(74) 专利代理机构 北京天昊联合知识产权代理有限公司 11112

代理人 常海涛 金小芳

(51) Int.Cl.

G22C 21/00 (2006.01)

G22F 1/04 (2006.01)

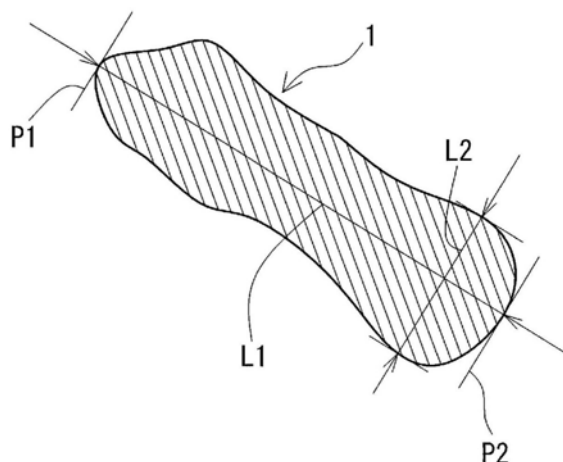
权利要求书1页 说明书27页 附图1页

(54) 发明名称

铝合金材料以及铝合金材料的制造方法

(57) 摘要

一种铝合金材料,具有:含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的组成、以及包含基质和化合物的织构,上述基质以Al为主体,上述化合物包含Al和Fe,相对密度为85%以上,在任意截面中,上述基质的平均结晶粒径为1100nm以下,上述化合物的平均长轴长度为100nm以下。



1. 一种铝合金材料, 具有:
含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的组成、以及包含基质和化合物的织构,
所述基质以Al为主体,
所述化合物包含Al和Fe,
相对密度为85%以上,
在任意截面中, 所述基质的平均结晶粒径为1100nm以下, 所述化合物的平均长轴长度为100nm以下。
2. 根据权利要求1所述的铝合金材料, 其中, 所述平均结晶粒径为600nm以下, 并且所述平均长轴长度为35nm以下。
3. 根据权利要求1或2所述的铝合金材料, 其中, 在所述截面中, 取边长为500nm的多个正方形测定区域, 所述测定区域中的长轴长度为5nm以上100nm以下的所述化合物的平均个数为10个以上。
4. 根据权利要求3所述的铝合金材料, 其中, 所述平均个数为80个以上175个以下。
5. 根据权利要求1至4中任一项所述的铝合金材料, 其中, 拉伸强度为300MPa以上。
6. 根据权利要求5所述的铝合金材料, 其中, 断裂伸长率为1%以上。
7. 一种铝合金材料的制造方法, 具备:
将含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的铝合金的熔融液急冷以制造固溶有所述Fe的粉末状或薄片状的原材料的步骤、
在400℃以下的温度下对所述原材料进行温热成形以形成相对密度为85%以上的致密体的步骤、以及
在400℃以下的温度下对所述致密体进行热处理的步骤。
8. 一种铝合金材料的制造方法, 具备:
将含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的铝合金的熔融液急冷以制造固溶有所述Fe的粉末状或薄片状的原材料的步骤、
对所述原材料进行冷成形以形成相对密度为85%以上的致密体的步骤、以及
在400℃以下的温度下对所述致密体进行热处理的步骤。
9. 根据权利要求7或8所述的铝合金材料的制造方法, 其中, 在所述致密体的X射线衍射中, 相对于铝相的峰强度, 包含Al和Fe的化合物的峰强度为1/10以下。

铝合金材料以及铝合金材料的制造方法

技术领域

[0001] 本公开涉及铝合金材料以及铝合金材料的制造方法。

[0002] 本申请要求基于2018年7月2日的日本专利申请特愿2018-126421的优先权,并且援引上述日本申请所记载的全部记载内容。

背景技术

[0003] 专利文献1公开了一种复合材料,其是通过将由铝合金构成的粉末成形并且将铝合金浸渍在所得的粉末成形体中而得到的。具体地,使用由包含总计为40质量%以下的Fe、Mg和Cu且含有60质量%以上的Al的铝合金构成的急冷凝固粉末,制作了空隙率为20体积%的成形体。通过在500℃下对上述成形体进行预热后,将铝合金(ADC12)浸渍在成形体的空隙中,从而制造了上述复合材料。

[0004] 现有技术文献

[0005] 专利文献

[0006] 专利文献1:日本特开2001-073055号公报

发明内容

[0007] 本公开的铝合金材料具有:

[0008] 含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的组成、以及

[0009] 包含基质和化合物的织构,

[0010] 上述基质以Al为主体,

[0011] 上述化合物包含Al和Fe,

[0012] 相对密度为85%以上,

[0013] 在任意截面中,上述基质的平均结晶粒径为1100nm以下,上述化合物的平均长轴长度为100nm以下。

[0014] 本公开的铝合金材料的制造方法具备:

[0015] 将含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的铝合金的熔融液急冷以制造固溶有上述Fe的粉末状或薄片状的原材料的步骤、

[0016] 在400℃以下的温度下对上述原材料进行温热成形以形成相对密度为85%以上的致密体的步骤、以及

[0017] 在400℃以下的温度下对上述致密体进行热处理的步骤。

[0018] 本公开的另一铝合金材料制造方法具备:

[0019] 将含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的铝合金的熔融液急冷以制造固溶有上述Fe的粉末状或薄片状的原材料的步骤、

[0020] 对上述原材料进行冷成形以形成相对密度为85%以上的致密体的步骤、以及

[0021] 在400℃以下的温度下对上述致密体进行热处理的步骤。

[0022] 附图简要说明

[0023] [图1]图1是说明包含Al和Fe的化合物的长轴长度的测定方法的图。

具体实施方式

[0024] [本公开所要解决的问题]

[0025] 期望高强度且伸长率也优异的铝合金材料。进一步地,优选制造性也是优异的。

[0026] 在专利文献1中,通过使铝合金浸渍在上述的具有空隙的成形体中而得到复合材料,从而可以获得比相同组成的熔融制材料更高的强度。然而,对于上述复合材料,如果不浸渍铝合金,则无法具有高的强度。另外,在专利文献1中也没有提及伸长率优异的构成。

[0027] 此外,上述复合材料需要采用铝合金进行浸渍,制造性较差。另外,为了能够采用铝合金进行浸渍,需要确保在上述成形体中设置开孔,成形性也较差。

[0028] 因此,本公开的一个目的在于提供一种高强度且伸长率也优异的铝合金材料。另外,本发明的另一个目的在于提供一种可以制造高强度且伸长率也优异的铝合金材料的铝合金材料制造方法。

[0029] [本公开的效果]

[0030] 本公开的铝合金材料具有高强度和优异的伸长率。本公开的铝合金材料的制造方法可以生产率良好地制造高强度且伸长率也优异的铝合金材料。

[0031] [本公开的实施方式的说明]

[0032] 首先,列出本公开的实施方式来进行说明。

[0033] (1) 根据本公开的一个方面的铝合金材料具有:

[0034] 含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的组成、以及

[0035] 包含基质和化合物的织构,

[0036] 上述基质以Al为主体,

[0037] 上述化合物包含Al和Fe,

[0038] 相对密度为85%以上,

[0039] 在任意截面中,上述基质的平均结晶粒径为1100nm以下,上述化合物的平均长轴长度为100nm以下。

[0040] 上述基质的平均结晶粒径以及上述化合物的平均长轴长度设为在Al合金材料的任意截面中测得的尺寸。上述平均结晶粒径以及上述平均长轴长度的测定方法的详细情况在后述的试验例1中进行说明。

[0041] 由于以下的原因(a)至(d),本公开的铝合金材料(以下有时称为Al合金材料)具有高强度和优异的伸长率。

[0042] (a) Fe的含量满足上述特定范围,Al合金材料包含相对较多的Fe。

[0043] (b) Fe主要以与Al的化合物的形式、代表性地以诸如 $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ 之类的金属间化合物的形式存在。另外,上述化合物是平均长轴长度为100nm以下的非常细微的颗粒。代表性地,上述化合物为析出物。

[0044] (c) 基质具有平均结晶粒径为1100nm以下的非常细微的晶体织构。

[0045] (d) 相对密度高达85%以上,Al合金材料是致密的。

[0046] 具体地,由于基质由非常细微的晶体构成,因此本公开的Al合金材料获得了由晶界强化所带来的强度提高效果。此外,尽管本公开的Al合金材料包含相对较多的Fe,但是Fe主要以非常细微的化合物的形式存在。通过这些化合物分散地存在于细微的晶体织构中,从而获得了由化合物的分散强化所带来的强度提高效果。进一步地,在本公开的Al合金材料中,致密地存在有这样的铝合金,该铝合金具有由晶体的晶界强化以及化合物的分散强化所产生的织构。由此,本公开的Al合金材料具有优异的强度。代表性地,与相同组成的熔融制材料的拉伸强度相比,本公开的Al合金材料的拉伸强度提高了8.5%以上,甚至提高了10%以上,强度优异。与相同组成的熔融制材料相比,取决于Fe的含量、相对密度、制造条件等,可以使拉伸强度提高10%以上,甚至提高30%以上。

[0047] 此外,在本公开的Al合金材料中,由于Fe主要以化合物的形式存在,因此基质中的Fe的含量相对较少。结果,基质可以表现出可塑性的变形行为。此外,由于上述化合物的尺寸足够小,因而难以产生应力集中。因此,上述化合物实质上不会成为破裂的起点。本公开的这种Al合金材料的强度优异,并且同时也可以具有断裂伸长率为1%以上、甚至于2%以上的高的伸长率。

[0048] 由于Fe主要以非常细微的化合物的形式适当地存在,因此本公开的Al合金材料在强度和伸长率之间具有良好的平衡。本公开的这种Al合金材料期望可以适当地用于需要轻量化、高强度和高韧性的各种结构材料。

[0049] 此外,当本公开的Al合金材料通过后述的根据本发明一个方面的Al合金材料制造方法来进行制造时,其制造性也优异。这是因为,不需要制作具有开孔的成型体,容易获得预定形状的成型体,并且也不需要上述浸渍步骤。

[0050] (2) 作为本公开的Al合金材料的一个例子,可列举出以下方式:上述平均结晶粒径为600nm以下、且上述平均长轴长度为35nm以下。

[0051] 在上述方式中,晶粒以及包含Al和Fe的化合物是更加细微的。因此,在上述方式中,上述化合物易于均匀地分散在晶体织构中,并且基于化合物的分散强化、以及由细微的晶粒带来的晶界强化,强度更加优异。此外,在上述方式中,上述化合物难以成为破裂的起点,伸长率也更加优异。

[0052] (3) 作为本公开的Al合金材料的一个例子,可列举出以下方式:在上述截面中,取边长为500nm的多个正方形测定区域,上述测定区域中的长轴长度为5nm以上100nm以下的上述化合物的平均个数为10个以上。

[0053] 上述平均个数的测定方法的详细情况在后述的试验例1中进行说明。

[0054] 在上述方式中,上述非常细微的化合物在上述特定范围内存在,良好地获得了由分散强化所带来的强度提高效果,强度优异。尽管在某种程度上包含上述化合物,但是如上所述,化合物是非常细微的,难以成为破裂的起点,因此上述方式的伸长率也优异。

[0055] (4) 作为上述(3)的Al合金材料的一个例子,可列举出以下方式:上述平均个数为80个以上175个以下。

[0056] 在上述方式中,由于上述非常细微的化合物在上述特定范围内存在,因此可以适当地获得由分散强化所带来的强度提高效果,强度优异。此外,在上述方式中,由于上述化合物不是太多,因此伸长率也优异。

[0057] (5) 作为本公开的Al合金材料的一个例子,可列举出以下方式:拉伸强度为300MPa

以上。

[0058] 与相同组成的熔融制材料相比,上述方式具有更高的拉伸强度和更高的强度。

[0059] (6)作为上述(5)的Al合金材料的一个例子,可列举出以下方式:断裂伸长率为1%以上。

[0060] 上述方式中,拉伸强度高达300MPa以上,并且断裂伸长率高达1%以上,其具有高强度且伸长率也优异。

[0061] (7)根据本公开的一个方面的铝合金材料(Al合金材料)的制造方法具备:

[0062] 将含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的铝合金的熔融液急冷以制造固溶有上述Fe的粉末状或薄片状的原材料的步骤、

[0063] 在400℃以下的温度下对上述原材料进行温热成形以形成相对密度为85%以上的致密体的步骤、以及

[0064] 在400℃以下的温度下对上述致密体进行热处理的步骤。

[0065] 此处的急冷是指使上述熔融液凝固时的冷却速度满足10000℃/秒以上。这一点在后述(8)的Al合金材料制造方法中也是同样的。

[0066] 本发明人研究了能够高生产率地制造比相同组成的熔融制材料具有更高强度和更优异的伸长率的Al合金材料的条件。结果,获得以下发现:与利用可动模具的常规的连续铸造法、或者利用固定模具的常规的铸造法相比,使用能够急冷的方法所制造的粉末状或薄片状的原材料可以良好地成形为致密的成形体。

[0067] 具体而言,使熔融液凝固时的冷却速度若为10000℃/秒以上,则Al中的Fe原子被浓缩,在没有时间形成Al和Fe的化合物以及没有时间析出的情况下,可以使熔融液凝固。在所得的凝固材料中,Fe基本上固溶在构成基质的Al中。另外,由于基本上没有时间使基质晶体生长,因此在上述凝固材料中构成基质的晶体是非常细微的。作为这种能够急冷的方法,例如,可列举出所谓的液体急冷凝固法和雾化法等。在液体急冷凝固法和雾化法等中,可以获得薄带或粉末作为上述凝固材料。在由上述凝固材料构成的薄带或粉末中,由于基本上不存在或者非常少地存在在成形时能够成为破裂起点的粗大的析出物(上述化合物),因此它们被认为具有优异的成形性。若将上述薄带粉碎,则可以获得薄片和粉末。

[0068] 此外,本发明人获得以下发现:通过在相对较低的温度下对上述成形后所得的成形体进行热处理,从而可以使固溶的Fe主要以与Al的化合物的形式析出,并且可以使上述化合物变得非常细微。热处理后的Al合金材料通过由非常细微的晶体织构带来的晶界强化和非常细微的化合物的分散强度、以及变得致密,从而与相同组成的熔融制材料相比具有更优异的强度。

[0069] 进一步地,在上述热处理期间,相对于作为基质的主体的Al,Fe的平衡固溶量非常小。因此,热处理后的基质表现出可塑性的变形行为。另外,在热处理后,上述化合物的尺寸非常细微。因此,热处理后的Al合金材料在变形时难以产生应力集中,难以破裂。由此,热处理后的Al合金材料在具有高强度的同时还具有优异的伸长率。

[0070] 上述(7)以及后述(8)的Al合金材料制造方法是基于以上发现的。

[0071] 在上述(7)的Al合金材料制造方法中,在对经由熔融液的急冷所制造的粉末和薄片进行温热成形以后,在相对较低的温度下进行热处理。这样的制造方法可以制造致密的、且上述非常细微的化合物分散在非常细微的晶体织构中的Al合金材料。

[0072] 具体地,在成形加工中使用的粉末和薄片,尽管Fe的含量高达3质量%以上,但是如上所述,Fe基本上没有析出,并且具有非常细微的晶体织构。这样的粉末和薄片的成形性优异,可以良好地成形为相对密度为85%以上的致密的成形体。

[0073] 特别地,成形加工是400℃以下的温热成形。因此,上述原材料的塑性变形性得以提高,并且成形性更加优异。另外,若加工温度为400℃以下,则易于抑制成形过程中的析出物(包含Al和Fe的化合物)及基质的晶粒的过度生长。因此,即使在下一个热处理之后,上述化合物和晶粒也易于变得细微。

[0074] 若成形加工中的加工温度低于上述化合物的析出温度,则上述化合物基本上不会析出,上述原材料的成形性优异,因此是更优选的。

[0075] 在温热成形后的热处理中,若热处理温度为400℃以下,则使Fe主要以与Al的化合物的形式析出,并且同时可以使上述化合物成为非常细微的颗粒。另外,若热处理温度为400℃以下,则抑制基质的晶粒生长,即使在热处理后也可以获得非常细微的晶体织构。

[0076] 对于上述热处理之后所得的Al合金材料,代表性地,相对密度为85%以上,截面中的基质的平均结晶粒径为1100nm以下且上述化合物的平均长轴长度为100nm以下。如上所述,这样的Al合金材料具有高强度和优异的伸长率。因此,上述(7)的Al合金材料的制造方法可以制造高强度且伸长率也优异的Al合金材料。

[0077] 此外,根据下述(I)至(V)的理由,上述(7)的Al合金材料制造方法可以生产率良好地制造高强度且伸长率也优异的Al合金材料。

[0078] (I)在成形过程中,通过使用成形性优异的原材料,从而良好地形成了致密的成形体。

[0079] (II)由于在成形加工中所使用的原材料的塑性变形性优异,因此减少了成形模具等成形工具的损伤。

[0080] (III)在温热成形和热处理中所需的热量可以相对地较少。

[0081] (IV)没有必要进行成形以具有开口。不需要上述浸渍步骤。

[0082] (V)在热处理前的成形体中,基本上不存在或者非常少且细微地存在上述化合物,晶粒也是非常细微的。因此,容易对热处理前的成形体进行切削加工以获得最终形状。

[0083] (8)根据本公开的另一方面的Al合金材料制造方法具备:

[0084] 将含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的铝合金的熔融液急冷以制造固溶有上述Fe的粉末状或薄片状的原材料的步骤、

[0085] 对上述原材料进行冷成形以形成相对密度为85%以上的致密体的步骤、以及

[0086] 在400℃以下的温度下对上述致密体进行热处理的步骤。

[0087] 与上述(7)的Al合金材料制造方法同样地,上述(8)的Al合金材料制造方法也使用经由熔融液急冷而制造的原材料,并且在成形后也在相对较低的温度下进行热处理,因此可以制造高强度且伸长率也优异的Al合金材料。详细情况如上所述。

[0088] 特别地,在上述(8)的Al合金材料制造方法中,所得的粉末和薄片的成形加工是冷成形。若为冷成形,则在成形时基本上不会析出析出物(包含Al和Fe的化合物),晶粒也基本上不会生长。因此,可以在不会由于粗大的析出物或粗大的晶粒而导致成形性降低的情况下进行成形加工。

[0089] 另外,与上述(7)的Al合金材料的制造方法同样地,通过良好的成形性、热量的减

少、浸渍步骤的省略、良好的切削加工性等,上述(8)的Al合金材料制造方法也可以生产率良好地制造高强度且伸长率也优异的Al合金材料。若成形过程中的处理温度为室温左右,则成形过程中不需要热量,进一步提高了生产率。

[0090] (9)作为上述(7)或(8)的Al合金材料制造方法的一个例子,可列举出以下方式:上述致密体的X射线衍射中,相对于铝相的峰强度,包含Al和Fe的化合物的峰强度为1/10以下。

[0091] 对于上述致密体,在成形后,包含Al和Fe的化合物的存在量非常少,可以说是接近于铝相的单相。这种原材料的切削加工性优异,即使是最终形状复杂的Al合金材料,也可以精度良好地加工成预定的形状。由此,上述方式可以生产率良好地制造高强度且伸长率优异、形状精度也优异的Al合金材料。

[0092] [本公开的实施方式的详细说明]

[0093] 以下,将详细地说明本公开的实施方式。

[0094] [铝合金材料]

[0095] (概要)

[0096] 实施方式的铝合金材料(Al合金材料)是由铝基合金(Al基合金)构成的成形体。

[0097] 定性地说,实施方式的Al合金材料是这样的致密的成形体,其具有包含相对较多的Fe的这种特定的组成,同时具有Fe主要以非常细微的析出物的形式存在、且基质是非常细微的晶体结构的这种特定的结构。定量地说,实施方式的Al合金材料具有含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的组成。另外,实施方式的Al合金材料具有包含以Al为主体的基质、以及含有Al和Fe的化合物的结构。上述化合物分散在基质中。在上述Al合金材料的截面中,基质的平均结晶粒径为1100nm以下,上述化合物的平均长轴长度为100nm以下。此外,实施方式的Al合金材料的相对密度为85%以上。

[0098] 以下,更详细地进行说明。

[0099] (组成)

[0100] <Fe>

[0101] 实施方式的Al合金材料由含有Fe作为添加元素的Al基合金,特别是Al和Fe的二元合金构成。Fe满足以下条件(a)和(b)。

[0102] (a)相对于Al的固溶量(平衡状态),即在660℃、1大气压的条件下Fe的固溶量为0.5质量%以下。

[0103] (b)Fe与Al形成金属间化合物。在Al和Fe的二元金属间化合物当中,Fe的元素比率最低的化合物(例如 $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$)的熔点为1100℃以上。

[0104] 若在上述特定范围内包含这样的Fe,并且在制造过程中(例如)将熔融液急冷,则可以使Fe固溶在构成基质的铝相(Al)中。另外,若对该固溶材料进行(例如)热处理,则Fe可以以化合物的形式析出(详情参见后述的制造方法)。即使Fe的元素比率最低,上述化合物的熔点仍为1100℃以上,这也远高于基质的熔点。这样的化合物由于其优异的稳定性而易于析出。此外,上述化合物通常比Al硬。这样的化合物可以分散地存在于基质中从而充当合金的强化相。

[0105] 若上述Al基合金中Fe的含量为3质量%以上,则通过使Fe主要以与Al的化合物(析出物)的形式存在,从而可以适当地获得由化合物的分散强化(析出强化)所带来的强度提

高效果。特别地,与在小于3质量%的范围内包含Fe的Al基合金中的由Fe的固溶强化所带来的强度提高效果相比,在实施方式的Al合金材料中,可以适当地获得由包含Fe的化合物的分散强化所带来的强度提高效果。这是因为,在实施方式的Al合金材料中,上述化合物非常细微并且分散在非常细微的晶体织构中。Fe的含量越高,则上述化合物的量越容易变多。因此,易于良好地获得由分散强度所带来的强度提高效果。结果,Al合金材料的强度更加优异。定量地说,相对于Fe含量相同的熔融制材料的拉伸强度,实施方式的拉伸强度的增加量例如为8.5%以上,进一步为10%以上、或者30%以上。

[0106] 另一方面,若上述Al基合金中的Fe含量为10质量%以下,则上述化合物难以变得粗大。因此,减少了由粗大的化合物所引起的破裂的发生。结果,Al合金材料的强度优异,并且容易提高伸长率。另外,若Fe的含量某种程度减少,则Al合金材料的制造性优异。当通过后述实施方式的Al合金材料制造方法进行制造时,容易制造后述的成形性优异的原材料。

[0107] 若上述Fe的含量为3.5质量%以上,更进一步为3.8质量%以上、或者4.0质量%以上,则Al合金材料具有更高的强度。若上述Fe的含量为9.8质量%以下,更进一步为9.5质量%以下、或者9.0质量%以下,则Al合金材料具有更优异的伸长率。若上述Fe的含量为3.5质量%以上9.8质量%以下,进一步为4.0质量%以上9.0质量%以下,则Al合金材料均衡性良好地具备高强度和高韧性。

[0108] 需要说明的是,此处的Fe含量是指形成Al合金材料的Al基合金中所含的量。当在制造过程中,原料(代表性地为铝基金属)含有Fe作为杂质时,可以调节Fe相对于原料的添加量,以使得Fe的含量满足3质量%以上10质量%以下的范围。

[0109] <基质>

[0110] 上述Al基合金的基质是除了包含Al和Fe的化合物即所谓的析出物等以外的主相。基质代表性地由铝相(Al)、固溶于Al中的元素、以及不可避免的杂质构成。

[0111] 铝相(Al)中的Fe的固溶量优选为较少。这是因为,Fe主要以与Al的化合物的形式存在,化合物的量较多,从而容易获得由化合物的分散强化所带来的强度提高效果。定量地说,当将基质设为100质量%时,基质中的Fe的固溶量可列举为0.5质量%以下。在这种情况下,基质中的Al的含量为99.5质量%以上。此处的固溶量是后述的急冷状态(非平衡状态)下的指标。若上述固溶量非常少至0.5质量%以下,则即使当Fe的含量为下限值即3质量%时,在Al基合金中的Fe当中,80质量%以上以上述化合物的形式存在($((3-0.5)/3) \times 100 \approx 83$)。在Fe的含量更高的Al基合金的情况下,在Al基合金中的Fe当中,90质量%以上、进一步95质量%以上以上述化合物的形式存在。若上述固溶量为0.45质量%以下,更进一步为0.40质量%以下、或者0.35质量%以下,则化合物的量更多,强度易于变得更高。

[0112] (织构)

[0113] 上述Al基合金具有这样的细微织构,其含有由包含Al和Fe的化合物构成的非常细微的颗粒,并且同时构成基质的晶粒是非常细微的。由于基质具有非常细微的晶体织构,因此可以获得由晶界强化带来的强度提高效果。由于非常细微的化合物分散在该晶体织构中,因此可以获得由化合物的分散强化所带来的强度提高效果。通过这些强度提高结构,使得实施方式的Al合金材料的强度优异。另外,由于基质中的Fe的含量(上述的固溶量)较少,因此Al合金材料表现出延展性行为。此外,由于上述化合物是非常细微的,因此难以成为破裂的起点。这样的实施方式的Al合金材料的伸长率也优异。

[0114] <晶粒>

[0115] 在Al合金材料的任意截面中,构成基质的晶体的平均结晶粒径为1100nm以下。当上述平均结晶粒径为1100nm以下时,可以说晶粒非常小并且晶界较多。结果,滑移面经由晶界而容易变得不连续,滑移阻力增加,良好地获得了由晶界强化带来的强度提高效果。上述平均结晶粒径越小,越容易获得由晶界强化带来的强度提高效果,强度容易变高。另外,由于晶粒非常小,因此上述非常细微的化合物容易均匀地分散,也容易获得由化合物的分散强化所带来的强度提高效果。晶粒越小,则越容易获得这些效果。当期望提高强度时,上述平均结晶粒径优选为1000nm以下,更优选为800nm以下、或者700nm以下,特别优选为600nm以下。下限没有特别的设定,但是考虑到制造性等,上述平均结晶粒径可列举为300nm以上,进一步为350nm以上。

[0116] <化合物>

[0117] 《尺寸》

[0118] 在Al合金材料的任意截面中,包含Al和Fe的化合物的平均长轴长度为100nm以下。若上述平均长轴长度为100nm以下,则上述化合物在Al基合金中不连续,可以说是非常短的颗粒。可以认为,这样的化合物易于孤立地存在,并且易于分散在上述晶体织构中。上述平均长轴长度越短,则上述化合物越容易均匀地分散在上述晶体织构中。因此,容易获得由微细的化合物的分散强化所带来的强度提高效果。另外,上述平均长轴长度越短,则上述化合物越难以成为破裂的起点,伸长率也越优异。当期望提高强度和伸长率时,上述平均长轴长度优选为95nm以下,进一步优选为80nm以下、或者50nm以下,特别优选为35nm以下。下限没有特别的设定,但考虑到制造性等,上述平均长轴长度可列举为10nm以上、15nm以上。

[0119] 特别地,若基质的平均结晶粒径为600nm以下并且包含Al和Fe的化合物的平均长轴长度为35nm以下,则Al合金材料具有更优异的强度以及更优异的伸长率。其原因在于,如上所述,更容易获得由化合物的均匀分散所带来的分散强度、由微细的晶粒所带来的晶界强化、破裂的减少等效果。

[0120] <<存在量>>

[0121] 在Al合金材料的任意截面中,取边长为500nm的多个正方形测定区域,上述测定区域中的长轴长度为5nm以上100nm以下的上述化合物的平均个数优选为10个以上。若在500nm×500nm的测定区域中平均存在有10个以上的长轴长度为100nm以下的非常细微的化合物,则可以适当地获得由分散强度所带来的强度提高效果。因此,Al合金材料的强度优异。另外,通过上述化合物,也可以抑制晶粒的生长,晶粒容易变得更加细微。例如,上述平均结晶粒径容易变为600nm以下。结果,由于容易获得由晶界强化所带来的强度提高效果,因此强度容易增大。进一步地,尽管含有某种程度的上述化合物,但是上述化合物非常细微并且分散地存在,因此难以成为破裂的起点。这样的Al合金材料的伸长率也优异。

[0122] 上述测定区域中的上述非常细微的化合物的平均个数越多,则越容易获得由分散强化所带来的、并进一步由晶界强化所带来的强度提高效果,强度越容易增大。若上述平均个数为30个以上,进一步为50个以上、或者70个以上,则强度容易变得更高。另一方面,若上述平均个数某种程度减少,则伸长率容易变大。若上述平均个数为200个以下,进一步为190个以下、或者180个以下,则伸长率容易变大,断裂伸长率容易变为1%以上。

[0123] 特别地,上述测定区域中,长轴长度为5nm以上100nm以下的上述化合物的平均个

数优选为80个以上175个以下。由于上述平均个数更多,因而如上所述,容易获得由分散强化所带来的、并进一步由晶界强化所带来的强度提高效果,强度容易变得更高。由于上述平均个数没有过多,因而减少了以上述化合物作为起点的破裂的发生,伸长率容易变得更大。定量地说,可以获得这样的Al合金材料,其均衡性良好地具有拉伸强度高达300MPa以上的强度、以及断裂伸长率高达2%以上的伸长率。若上述平均个数为100个以上175个以下,则可以具有拉伸强度高达320MPa以上的更高的强度。

[0124] 需要说明的是,在Al合金材料的任意截面中,若上述测定区域中的上述非常细微的化合物的平均个数为10个以上200个以下,则可以认为,化合物的存在量的各向异性小,或者基本上没有各向异性。可以认为上述化合物均匀地分散在这样的Al合金材料中。

[0125] 在上述Fe的固溶量(质量%)的测定、以及上述化合物的组成的确定中,可以使用能够进行局部成分分析的装置。作为上述装置,例如,可列举出带有根据能量分散型X射线光谱法(EDX)的测定装置的透射电子显微镜(TEM)及SEM等。或者,可列举出以下方法:根据XRD对固溶有预定量(约0质量%至1.5质量%)的Fe的材料进行结构分析,对X射线衍射峰的衍射角与Fe含量的关系进行校准,以求出Fe的固溶量等。

[0126] <<形状>>

[0127] 若上述化合物的形状接近于球形,则容易在上述晶体织构中均匀地分散,并且也难以成为破裂的起点。因此,Al合金材料的强度和伸长率这两者都优异,因此是优选的。若通过后述实施方式的Al合金材料制造方法进行制造,则上述化合物的形状代表性地接近于球形。在此,接近于球形是指下述的长宽比为1以上2以下,优选为1以上1.5以下。长宽比是下述的长轴长度相对于短轴长度的比率。对于存在于Al合金材料的任意截面中的化合物,将该截面中的化合物的最大长度L1(后述的图1)设为长轴长度。在与该长轴方向正交的方向上取得的长度当中,将最大的长度设为短轴长度L2(图1)。若长宽比L1/L2接近于1,则可以认为该化合物的形状的各向异性小,或者基本上没有各向异性,该化合物容易均匀地分散在基质中。

[0128] <相对密度>

[0129] 实施方式的Al合金材料的相对密度为85%以上,因此是致密的。由于Al合金材料由具有通过非常细微的化合物分散在上述非常细微的晶体织构中而得的织构的Al基合金构成,并且相对密度高达85%以上,因此Al合金材料具有高强度,并且伸长率也优异。相对密度越高,则具有上述特定组成和特定织构的Al基合金在Al合金材料中的占有率越高,空隙越小。由于空隙少,因此容易减少因应力集中于空隙部分而引起的破裂的产生。由此,Al合金材料不仅强度优异,而且伸长率也优异。因此,相对密度优选为90%以上,更优选为92%以上,进一步优选为93%以上。若利用后述实施方式的Al合金材料制造方法,则容易制造由具有上述特定组成和特定织构的Al基合金构成、且相对密度为85%以上的致密的Al合金材料。

[0130] 此处的相对密度是通过使用Al合金材料的表观密度和真密度并由(表观密度/真密度) $\times 100$ 而求得的。Al合金材料的真密度(例如)通过进行Al合金材料的组成分析并基于Al基合金的组成而求得。表观密度为通过使用包括Al合金材料内部所包含的气孔在内而测定的质量和体积、并由(质量/体积) $\times 100$ 而求得的每单位体积的质量。相对密度的上限为100%。若相对密度为100%,则为具有真密度的Al合金材料。

[0131] <机械特性>

[0132] 实施方式的Al合金材料具有高强度和优异的伸长率。

[0133] <<强度>>

[0134] 关于强度,实施方式的Al合金材料的拉伸强度(例如)为相同组成的熔融制材料的拉伸强度的108.5%以上。换句话说,相对于相同组成的熔融制材料的拉伸强度,实施方式的Al合金材料的拉伸强度的增加量为8.5%以上。这样的Al合金材料比相同组成的熔融制材料具有更高的强度。上述增加量越大,则拉伸强度越高。上述增加量(例如)为10%以上,更进一步为30%以上。

[0135] 需要说明的是,含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的Al基合金的熔融制材料的拉伸强度为约210MPa以上230MPa以下(参照后述的试验例)。

[0136] 若拉伸强度为300MPa以上,则比相同组成的熔融制材料的拉伸强度高。在这种情况下,上述增加量为30%以上,Al合金材料的强度更加优异。拉伸强度更优选为310MPa以上,进一步优选为315MPa以上、或者320MPa以上。另一方面,若拉伸强度过高,则断裂伸长率倾向于变得过低。若拉伸强度为500MPa以下,并进一步为450MPa以下,则Al合金材料具有高强度和优异的伸长率。在此的拉伸强度和后述的断裂伸长率是指室温(例如25℃)下的值。

[0137] <<伸长率>>

[0138] 关于伸长率,实施方式的Al合金材料的断裂伸长率(例如)为1%以上。若断裂伸长率为1%以上,则可以认为伸长率是优异的。断裂伸长率更优选为1.5%以上,进一步优选为1.8%以上、或者2.0%以上。另一方面,若断裂伸长率过高,则拉伸强度倾向于变得过低。若断裂伸长率为10%以下,并进一步为5%以下,则Al合金材料具有高强度和优异的伸长率。

[0139] 特别地,拉伸强度为300MPa以上且断裂伸长率为1%以上的Al合金材料具有高强度和优异的伸长率,因此是优选的。

[0140] 上述平均结晶粒径、化合物的长轴长度和个数、以及Al合金材料的拉伸强度和断裂伸长率(例如)可以通过调整Fe的含量、相对密度、以及制造条件(诸如热处理条件)来改变。例如,若Fe在上述范围内较多,则平均结晶粒径、以及化合物的长轴长度和个数倾向于增加。若Fe在上述范围内较少,则具有相反的倾向。或者,例如,若Fe在上述范围内较多,则拉伸强度倾向于增加。若Fe在上述范围内较少,则断裂伸长率倾向于增加。

[0141] <应用方式>

[0142] 实施方式的Al合金材料可以得到各种形状和尺寸。为了使Al合金材料成为预定的形状和尺寸,可以在制造过程中选择成形模具的形状、以及成形后的切削加工等。作为Al合金材料的代表性形状,可列举出线材、棒材、板材等实心体、以及具有通孔的筒状体等。Al合金材料的尺寸可以根据用途等而适当地选择。

[0143] (主要效果)

[0144] 实施方式的Al合金材料具有高强度和优异的伸长率。将在后述的试验例1中具体地说明该效果。另外,当实施方式的Al合金材料通过后述实施方式的Al合金材料制造方法来进行制造时,制造性也是优异的。

[0145] [Al合金材料的制造方法]

[0146] (概要)

[0147] 实施方式的Al合金材料(例如)可以通过具备以下的原材料准备步骤、成形步骤以及热处理步骤的实施方式的Al合金材料制造方法(A)或(B)来进行制造。简而言之,制造方法(A)和(B)是对经由熔融液急冷而制造的原材料进行成形并且在相对较低的温度下对所成形的致密体进行热处理的方法。然而,在制造方法(A)和(B)中,成形过程的加工温度是不同的。在制造方法(A)中,使用经由熔融液急冷而制造的原材料并进行温热成形以制造致密体。在制造方法(B)中,使用上述原材料并进行冷成型以制造致密体。

[0148] 制造方法(A)

[0149] (原材料准备步骤)对含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的铝合金的熔融液进行急冷,从而制造固溶有Fe的粉末状或薄片状的原材料。

[0150] (成形步骤)在400℃以下的温度下对上述原材料进行温热成形,从而形成相对密度为85%以上的致密体。

[0151] (热处理步骤)在400℃以下的温度下对上述致密体进行热处理。

[0152] 制造方法(B)

[0153] (原材料准备步骤)对含有3质量%以上10质量%以下的Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的铝合金的熔融液进行急冷,从而制造固溶有Fe的粉末状或薄片状的原材料。

[0154] (成形步骤)对上述原材料进行冷成形,从而形成相对密度为85%以上的致密体。

[0155] (热处理步骤)在400℃以下的温度下对上述致密体进行热处理。

[0156] 在实施方式的Al合金材料制造方法(A)和(B)中,虽然Fe的含量相对较多并达到3质量%以上,但是通过对熔融液进行急冷,从而获得Fe基本上不析出且具有非常细微的晶体结构的原材料以供给至成形加工。这样的原材料的成形性优异,可以良好地成形为相对密度达到85%以上的成形体(致密体),致密体的制造性优异。这是因为,上述原材料基本上不存在或者非常少地存在有粗大的化合物或粗大的晶粒,在成形时难以出现粗大颗粒成为破裂的起点而产生破裂的这种现象。特别地,由于制造方法(A)是温热成形,因此可以进一步提高成形性(详细情况将在下文进行说明)。由于制造方法(B)是冷成形,因此在成形时,上述化合物难以析出,或者难以生长成粗粒。

[0157] 此外,在实施方式的Al合金材料制造方法(A)和(B)中,通过在相对较低的温度下对上述致密体进行热处理,从而可以使固溶于基质中的Fe以非常细微的析出物(包含Al和Fe的化合物)的形式析出。进一步地,通过在相对较低的温度下进行热处理,从而可以抑制基质的晶粒生长,即使在热处理后也可以获得非常细微的晶体结构。因此,实施方式的Al合金材料制造方法(A)和(B)可以制造非常细微的化合物分散于非常细微的晶体结构中的Al合金材料,代表性地为实施方式的Al合金材料。

[0158] 以下,对于各步骤进行详细说明。

[0159] (原材料准备步骤)

[0160] <(A)和(B)相同>

[0161] 在该步骤中,代表性地,通过对由上述Al基合金构成的熔融液进行急冷以制造其中Fe基本上是固溶的固溶材料。在此,在常规的连续铸造法中,铸造时的熔融液的冷却速度为1000℃/秒以下。实际上,上述冷却速度约为几百℃/秒以下。在利用固定铸模的铸造法中,尽管也取决于铸造材料的尺寸,但是冷却速度通常比连续铸造法更慢,约为100℃/秒以下。若以这样的冷却速度使含有(例如)3质量%以上的Fe的熔融液凝固,则在铸造时会析出

包含Al和Fe的化合物。特别地，析出了上述平均长轴长度为200nm以上、甚至为300nm以上、或者500nm以上的粗大的化合物或化合物块。晶粒也容易变大，上述平均结晶粒径容易变为1200nm以上，甚至为3000nm以上。若对这样的铸造材料进行(例如)压制加工，则粗大的化合物或粗大的晶粒成为破裂的起点，成形性差。在实施方式的Al合金材料制造方法中，考虑到包含3质量%以上的Fe，使熔融液的冷却速度比上述常规连续铸造法更快。

[0162] <<冷却速度>>

[0163] 定性地说，使熔融液凝固时的冷却速度是使Fe基本上不析出的大小。定量地说，上述冷却速度为10000℃/秒以上。上述冷却速度越快，则Fe越难以析出，容易得到基本上不含由包含Al和Fe的化合物构成的析出物的固溶材料(过饱和固溶体)。若上述冷却速度为15000℃/秒以上，进一步为20000℃/秒以上、或者50000℃/秒以上，则会更有效地减少Fe的析出。

[0164] 上述熔融液的冷却速度可以基于熔融液的组成、熔融液的温度、固溶材料的尺寸(粉末直径、厚度等)等来进行调整。在上述冷却速度的测定中，例如，可以通过使用高灵敏度的红外热像仪观测与铸模相接触的熔融液的温度来求出。上述红外热像仪可列举出(例如)フリアーシステムズ公司制的A6750(时间分辨率:0.0002秒)。上述铸模可列举出(例如)后述熔纺法中的铜辊等。上述冷却速度由(熔融液温度-300)/t(℃/秒)来求出。t(秒)是从熔融液温度(℃)冷却至300℃的期间内所经过的时间。例如，若熔融液温度为700℃，则上述冷却速度由400/t(℃/秒)来求出。

[0165] 若将上述固溶材料制造为粉末状或薄带状，则由于粉末直径小或者厚度薄，因而容易实现10000℃/秒以上的冷却速度。此外，粉末状的固溶材料、薄带状的固溶材料、或者通过将薄带切短粉碎而得的粉末状或薄片状的固溶材料本身也具有优异的成形性，可以用作在成形加工中使用的原材料。在制造方法(A)和(B)中，将上述粉末状或薄片状的固溶材料用于原材料。

[0166] <<固溶材料的制造方法>>

[0167] 作为制造薄带状的固溶材料的方法，具有所谓的液体急冷凝固法。作为液体急冷凝固法的一个例子，可列举出熔纺法(melt span method)。作为制造粉末状的固溶材料的方法，可列举出雾化法。作为雾化法的一个例子，可列举出气体雾化法。

[0168] 熔纺法是这样的方法，其中将作为原料的熔融液喷射到高速旋转的诸如辊或盘之类的冷却介质上以进行急冷，从而制作过饱和固溶体呈带状连续的薄带。在熔纺法中，尽管取决于Fe的含量、薄带的厚度等，但是上述的熔融液的冷却速度可以成为100000℃/秒以上，进一步可以成为1000000℃/秒以上。所得的薄带可以进行切断或粉碎以成为薄片或粉末。薄片比薄带的长度短。薄片的长度可以是(例如)与薄带的宽度或厚度同等程度的长度，甚至也可以更短。上述冷却介质的构成材料可列举出(例如)铜等金属。

[0169] 雾化法是这样的方法，其中使作为原料的熔融液从坩埚底部的小孔流出，并高压喷射冷却能力高的气体或水，使熔融液的细流飞散以进行急冷，从而制作粉末。上述气体可列举出氩气、空气、氮气等。在雾化法中，调节冷却介质的种类(气体类型等)、熔融液的状态(喷射压力、流速等)、以及温度等以使上述的熔融液的冷却温度成为10000℃/秒以上。尽管取决于Fe的含量、以及气体压力等，但是在雾化法中，可以使上述冷却速度成为50000℃/秒以上，进一步可以成为100000℃/秒以上。

[0170] 上述薄带的厚度或薄片的厚度例如可列举为100 μm 以下,进一步为50 μm 以下、或者40 μm 以下。雾化粉末的直径(粉末直径)例如可列举为20 μm 以下,进一步为10 μm 以下、或者5 μm 以下。

[0171] <压延步骤>

[0172] 如上所述,获得了以下发现:上述粉末状或薄片状的固溶材料中Fe基本上不析出且具有非常细微的晶体结构,因此具有优异的塑性加工性,可以良好地进行所谓的粉末压延之类的压延。压延后得到的压延材料比压延前的固溶材料更加致密,成形性也优异。关于该压延材料,获得了以下发现:即使进行冷成形,也具有优异的成形性,以至于可以良好地成形为致密的成形体。例如,将上述压延材料粉碎后而得的粉末和薄片,即使进行冷成形,也可以得到相对密度为85%以上的致密的成形体。因此,作为通过冷加工进行成形的制造方法(B)的一个例子,可列举出在对粉末状或薄带状的固溶材料进行压延后将粉碎后的材料用作原材料的方法。至于粉末压延的条件,可以调节加压压力、辊间间隙等以获得预定厚度的压延材料。例如,可列举出使用具备一对辊的辊压延机。压延条件可列举出将各辊的直径设为约50mm ϕ 至60mm ϕ 、将加压压力设为约5吨、并且将辊间的间隙设为0mm。

[0173] 由粉末压延所制造的压延材料的厚度可以适当地选择。若压延材料的厚度(例如)为约0.1mm以上1.5mm以下,进一步为约0.3mm以上1.2mm以下,则容易形成压延材料。另外,该压延材料在压延后容易粉碎成粉末状等。粉碎后的粉末或薄片的尺寸可以在能够成形的范围内适当地选择。例如可列举出:粉碎后的粉末或薄片的最大长度等于或小于压延材料的厚度,特别是为50 μm 以下。

[0174] <原材料的组织>

[0175] 所谓的在成形加工中使用的原材料中Fe基本上不析出,指的是:定量而言,对原材料进行X射线衍射(XRD),相对于铝相的峰强度,包含Al和Fe的化合物的峰强度为1/15以下。

[0176] 在此,在利用XRD的结构分析中,当假定所有的Fe都析出时,上述化合物的最高峰强度与铝相(Al)的最高峰强度的比率(上述化合物的最高峰强度/Al的最高峰强度)理论上对应于体积比。在理想的比率下,分母与分子之差不会很大。另一方面,若上述比率为1/15以下,则与上述比率的分母(Al的最高峰强度)相比,上述比率的分子(上述化合物的最高峰强度)非常小。在该状态下,Fe基本上不会以上述化合物的形式存在,可以说是处于固溶的状态。

[0177] 通过将上述的熔融液的冷却速度设为10000 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上,从而可以容易地获得上述比率为1/15以下的固溶材料。上述原材料中的上述比率基本上保持了上述固溶材料中的上述比率,即使进行上述粉末压延等也基本上不会变化。上述比率越小,则固溶量在Fe含量中的比率越高,以上述化合物的形式存在的比例越低。可以认为这样的固溶材料具有优异的成形性,并容易形成致密的成形体,因而是优选的。因此,上述比率优选为1/20以下。若进一步提高上述冷却速度、或者进一步减少固溶材料的尺寸(厚度、粉末直径等),则上述比率容易变小。

[0178] 即使当上述原材料中含有包含Al和Fe的化合物的情况下,上述化合物也是非常细微的,也是非常少的。定量地说,在原材料的截面中,上述化合物的平均长轴长度为100nm以下,进一步为50nm以下、或者30nm以下。此外,在原材料的截面中,对于500nm $\times$ 500nm的多个测定区域,平均长轴长度为100nm以下的上述化合物的平均个数为150个以下,并进一步为

100个以下、或者50个以下。关于上述平均长轴长度,可以参照上述<化合物>中的<<尺寸>>部分,关于上述平均个数,可以参照<<存在量>>部分。

[0179] 关于上述原材料中的基质的晶粒尺寸,在原材料的截面中,平均结晶粒径为1100nm以下,并进一步为1000nm以下、或者800nm以下。关于该平均结晶粒径,可以参照<晶粒>部分。

[0180] (成形步骤)

[0181] 在该步骤中,对上述原材料进行温热加工或冷加工,从而制造相对密度为85%以上的成形体。通过致密化,减少了最终得到的Al合金材料的内部空隙。因此,制造了难以发生由于应力集中于空隙部分而引起的破裂、并且具有高强度和优异的伸长率的Al合金材料。

[0182] <冷加工>

[0183] 当上述原材料特别为经由上述压延而得的材料时,成型加工可以是后述的温热成形,但是也可以为冷成形。其原因之一是,如上所述,经由压延后的原材料是致密的并且成形性也优异。另一原因是,在冷成型的情况下,成型时析出物(包含Al和Fe的化合物)基本上不会析出,晶粒也基本上不会生长。因此,难以发生由粗大的析出物或粗大的晶粒所引起的成形性的降低。冷成形可列举出(例如)使用单轴加压装置等的加压成形。

[0184] 冷成形中的加工温度可列举出(例如)室温(约5℃至35℃)。若加工温度为室温,则防止了上述析出物的析出及晶粒的生长。在这方面,冷成形的成形性优异。另外,在成形过程中不需要热量。在这方面,冷成形的制造性也优异。若将上述加工温度设为(例如)选自150℃以下的温度,则可以提高原材料的塑性加工性,可以容易地获得成形体。

[0185] 施加压力可以在相对密度成为85%以上的范围内进行选择。定量地说,施加压力为0.1GPa以上,进一步为0.5GPa以上、0.8GPa以上、或者1.0GPa以上。从防止由成形体内部气泡的膨胀所引起的龟裂的发生、以及提高成形模具的耐久性等观点出发,施加压力为2.0GPa以下。尽管取决于原材料的组成和尺寸等,但是成形压力越高,则相对密度容易变得越高,成形体容易变得致密。

[0186] 成形后的成形体(致密体)代表性地基本上保持了上述原材料的织构,并且基本上不存在有粗大的化合物或粗大的晶粒。

[0187] <温热加工>

[0188] 当上述原材料特别为未经由上述压延的材料时,温热成形是优选的。其原因在于,原材料的塑性加工性得以提高,容易形成成形体。温热成形可列举出(例如)使用单轴加压装置等的加压成形,即所谓的热压。

[0189] 温热成形中的加工温度可列举出(例如)400℃以下。若上述加工温度为400℃以下,则原材料的成形性得以提高,良好地获得致密的成形体,并且同时抑制了包含Al和Fe的化合物以及基质的晶粒在成形过程中的过度生长。结果,在后述的热处理后,容易获得在非常细微的晶体织构中分散有非常细微的化合物的Al合金材料。上述加工温度越低,则越容易抑制上述化合物和晶粒的生长。因此,上述加工温度可以为390℃以下,并进一步可以为380℃以下。当上述加工温度为375℃以下,并优选为350℃以下时,上述化合物基本上不析出或者难以析出。因此,如后所述,可以获得上述化合物基本上不析出或者非常细微地少量析出、且切削加工性优异的成型体(致密体)。另一方面,若上述加工温度为300℃以上,则上

述原材料的塑性加工性得以进一步提高。上述加工温度越高,则上述原材料的塑性加工性越得以提高,因此上述加工温度可以为320℃以上。

[0190] 施加压力可以在相对密度成为85%以上的范围内进行选择。定量地说,施加压力为50MPa以上,进一步为100MPa (0.1GPa) 以上、或者700MPa以上。若施加压力为1GPa以上,进一步为1.5GPa以上,则可以容易地获得更致密的成形体。从防止上述成形体产生龟裂、以及提高成形模具的耐久性等观点出发,施加压力为2.0GPa以下。

[0191] 若加工温度为400℃以下,则成形后的成形体(致密体)代表性地具有与上述原材料的织构相近的织构,即使存在有上述化合物,上述化合物也是非常细微的并且存在量也是少量的,晶粒也是非常细微的。

[0192] <相对密度>

[0193] 如上所述,成形体(致密体)的相对密度为85%以上。最终获得的Al合金材料的相对密度基本上保持了成形体的相对密度。因此,成形体的相对密度越高,则可以获得相对密度越高且致密的Al合金材料,即具有高强度和优异的伸长率的Al合金材料。若成形体的相对密度为90%以上,并进一步为92%以上、或者93%以上,则制造了更加致密的具有高强度和高韧性的Al合金材料。

[0194] <成形体的织构>

[0195] 如上所述,成形体(致密体)的织构基本上保持了或者接近于原材料的织构。例如,在成形体的XRD中,包含Al和Fe的化合物的峰强度相对于铝相的峰强度为1/10以下。上述比率越小,则如上所述,Fe以上述化合物的形式存在的比率越低。因此,与在后述的热处理后进行切削加工的情况相比,上述比率小的成形体的切削加工性优异。例如,即使在最终形状复杂的情况下,也可以通过对上述成形体进行切削加工来制造形状精度优异的Al合金材料。若上述比率为1/12以下,并进一步为1/15以下,则切削加工性更加优异,因此是优选的。成形时的加工温度越低,则上述比率越容易减小。

[0196] <其他的成形加工>

[0197] 作为其他的成形加工,可列举出在400℃以下的温度下对上述原材料进行挤出的温热挤出。挤出温度优选为300℃以上400℃以下,更优选为380℃以下、或者350℃以下。尽管取决于挤出前的原材料和挤出条件等,但是温热挤出可以形成(例如)相对密度为98%以上、进一步为99%以上、或者基本上为100%的非常致密的成形体(挤出材料)。

[0198] 可以将上述原材料容纳于金属管中,并对通过密封金属管的两端而得的密封材料进行挤出。密封材料可以防止粉末等的飞散,并且易于保持形状,容易进行挤出。作为上述金属管,可以使用由具有足以能够进行挤出加工的加工性、以及足以能够防止容纳物在挤出时的崩解的强度的适当的金属所构成的管。例如,可列举出由纯铝或铝合金(例如,JIS标准,合金编号A1070等)、纯铜或铜合金等构成的金属管。挤出后,可以去除或保留基于金属管的表层。当保留上述表层时,制造了以上述表层作为被覆层的被覆Al合金材料(例如,铜被覆Al合金材料等)。金属管的尺寸可以根据容纳物的量和尺寸、以及当以上述表层作为被覆层时的被覆层的厚度等来进行选择。

[0199] (热处理步骤)

[0200] 在该步骤中,对上述原材料(成形体)进行热处理,从而使Fe主要以与Al的化合物的形式析出,或者调节上述化合物的尺寸。特别地,由于热处理温度相对较低,因此在热处

理后,上述化合物容易成为非常细微的析出物。另外,由于热处理温度相对较低,因此基质的晶粒的生长受到抑制,即使在热处理后也可以获得非常细微的晶体组织。即,制造了在上述细微的晶体组织中分散有非常细微的化合物的Al合金材料,代表性地为具有高强度和优异的伸长率的实施方式的Al合金材料。

[0201] 将热处理条件设为这样的条件:通过促进生成Al和Fe的化合物的核以使上述化合物从基质中析出并且上述化合物不会发生晶粒的过度生长。特别地,调节上述热处理条件,以使得满足:基质的平均结晶粒径为1100nm以下、上述化合物的平均长轴长度为100nm以下。

[0202] 热处理温度设为400℃以下。代表性地,上述热处理温度可设为超过350℃,或者可设为超过进行温热成形时的温热成形的加工温度。上述热处理温度在满足上述条件的范围内越低,则倾向于越容易抑制上述化合物和晶粒的粗大化。例如,上述热处理温度可列举为超过350℃且小于或等于380℃。

[0203] 保持时间例如为约0.1小时以上6小时以下,并进一步为约1小时以上6小时以下、或者约2小时以上4小时以下。

[0204] 热处理可以用于批次处理和连续处理的任一者中。批次处理是在将热处理对象封入至气氛炉等加热容器中的状态下进行加热的处理。连续处理是将热处理对象物连续地供给至带式炉等加热容器中并进行加热的处理。在连续处理中,可以调节带子的速度等参数以确保预定的保持时间。

[0205] 热处理中的气氛可列举出(例如)大气气氛或者低氧气氛。大气气氛不需要气氛控制,热处理操作性优异。低氧气氛是氧含量低于大气的气氛,可以减少Al合金材料的表面氧化。低氧气氛可列举出真空气氛(减压气氛)、惰性气体气氛、还原气体气氛等。

[0206] (主要效果)

[0207] 实施方式的Al合金材料的制造方法可以制造具有高强度和优异的伸长率的Al合金材料。另外,从以下方面来看,实施方式的Al合金材料的制造方法可以生产率良好地制造具有高强度和优异的伸长率的Al合金材料。

[0208] (v)在成形过程中,使用了成形性优异的原材料,良好地形成了致密的成形体。因此,可以生产率良好地制造成形体。

[0209] (w)在成形加工中使用的原材料的塑性变形性优异。因此,减少了成形模具等成形工具的损伤。

[0210] (x)温热成形和热处理中所需的热量容易变得相对较少。

[0211] (y)热处理前的成形体的切削加工性优异。因此,容易切削加工成最终形状,容易制造具有高精度的最终形状的Al合金材料。

[0212] (z)不需要进行成形以具有开孔。另外,上述浸渍步骤是不必要的。

[0213] [试验例1]

[0214] 在表1和表2所示的各种条件下制作Fe含量不同的Al合金材料,并且在表3和表4中示出了所得的Al合金材料的组织和机械特性。

[0215] <<试样的制作>>

[0216] (采用液体急冷凝固法的试样)

[0217] 如下所述地制作表1所示的试样No.1至No.25的Al合金材料。

[0218] <原材料准备>

[0219] 作为原料,准备纯Al (纯度4N) 和纯铁 (纯度3N),制作含有Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的Al基合金的熔融液。调节纯铁的添加量,以使得Al基合金中的Fe含量为表1所示的量(选自2质量%至12质量%的范围内的量;质量%)。使用上述熔融液,并通过液体急凝固法(在此为下述条件下的熔纺法)以制作薄带。

[0220] 具体地,在减压的氩气氛(-0.02MPa)下升温至1000℃,将上述原料溶解以制作熔融液。将上述熔融液喷射到以50m/秒的表面圆周速度旋转的铜制辊上,从而制作薄带。熔融液的冷却速度为80000℃/秒至100000℃/秒(≥ 10000 ℃/秒)。薄带的宽度为约2mm。薄带的厚度为约30 μ m。薄带的长度不定。

[0221] 在试样No.6至No.25中,将上述薄带粉碎成粉末状,将该粉末作为在成形中使用的原材料。在表1的“成形条件”一栏中记载为“有压延+粉碎”的试样No.1至No.5中,在对上述薄带进行后述的压延后,进行粉碎,并将由此所制作的颗粒作为在成形中使用的原材料。

[0222] 如下所述地制作上述颗粒。将上述薄带粉碎成粉末状,并对该粉末进行如下的粉末压延以后,进行粉碎以使粒径等于或小于压延材料的厚度。在粉末压延中使用具备一对辊的辊压延机。各个辊的直径为50mm ϕ 。各个辊的长度为80mm。关于压延条件,将加压压力设为5吨,将辊间的间隙设为0(零间隙)。压延材料的厚度为约0.5mm至1mm。以粉末粒径成为1mm以下的方式,对上述压延材料进行粉碎,从而获得颗粒。该颗粒满足:质量50g的颗粒自由下落以通过直径为4mm ϕ 的孔时的流动度在20秒以内。

[0223] 当通过XRD对所得的各试样的薄带进行结构分析时,观察到了包含Al和Fe的化合物(主要是Al₁₃Fe₄)的峰。相对于铝相的峰强度,上述化合物的峰强度为1/20以下。此外,当采用扫描电子显微镜(SEM)并以能够观察到长轴长度为5nm以上的上述化合物的放大倍率(在此为30000倍)观察各试样的薄带的截面时,看不到尺寸超过100nm的上述化合物。由此可以认为,各试样的薄带基本上是Al单相,并具有Al的晶体结构。另外,可以认为,若使用熔纺法等适当的方法,则可以获得Fe基本上不析出、且固溶有基本上全部的Fe的固溶材料(在此为薄带)。需要说明的是,上述薄带中的Fe含量可以通过(例如)红外吸收分析、高频感应耦合等离子体(ICP)发射光谱分析等来确认。

[0224] <成形步骤>

[0225] 在试样No.1至No.5中,使用上述颗粒制作成形体。在试样No.6至No.25中,使用通过粉碎上述薄带而得的粉末以制作成形体。在此,在氩气氛中,在0.1GPa的施加压力、以表1所示的温度(选自150℃至400℃的范围内的温度;℃)为加工温度、以及30分钟的保持时间这些条件下,进行加压成形以使得相对密度为85%以上。通过该加压成形,制作了直径为10mm ϕ 、高度为3mm的圆柱状成形体。需要说明的是,成形时的加工温度为150℃的情况对应于冷成形。成形时的加工温度为300℃至400℃的情况对应于温热成形。

[0226] <热处理步骤>

[0227] 对所得的各试样的成形体进行热处理。此处的热处理设为批次处理,并且条件设为:氮气气氛,加热温度为375℃(≤ 400 ℃),并且保持时间为60分钟。

[0228] (采用气体雾化法的试样)

[0229] 如下所述地制作表2所示的试样No.26至No.45的Al合金材料。

[0230] 如上述试样No.1等同样地,制作了含有Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的Al

基合金 (Fe 的含量为表2所示的量;质量%) 的熔融液,并通过气体雾化法,制作了雾化粉末。在此,采用公知的条件,推定熔融液的冷却速度为8000~10000℃/秒不足。雾化粉末的平均粒径为约100μm。

[0231] 使用上述雾化粉末,进行加压成形以制作成形体,并对成形体进行热处理。加压成形的条件与试样No.6至No.25相同,并将加工温度设为表2所示的温度(℃)。热处理条件与上述试样No.1等相同。

[0232] (采用模铸造法的试样)

[0233] 表2中所示的试样No.46至No.50的Al合金材料是通过由公知的连续铸造法(模铸造法)制造的连续铸造材料进行热处理而得的熔融制材料。具体地,如上述试样No.1等同样地,制作了含有Fe且余量由Al和不可避免的杂质构成的Al基合金 (Fe 的含量为表2所示的量;质量%) 的熔融液,然后利用铜铸模,制作了直径为10mmφ的圆棒状连续铸造材料。将该连续铸造材料切成3mm的长度,从而获得直径为10mmφ、高度为3mm的圆柱材料。对上述圆柱材料进行热处理。热处理条件与试样No.1等相同。

[0234] [表1]

试样 No.	铸造方法	Fe 含量 (质量%)	成形条件
1	液体急凝固法	2	有压延+粉碎 150℃下的加压成形(0.1GPa)
2	液体急凝固法	3	有压延+粉碎 150℃下的加压成形(0.1GPa)
3	液体急凝固法	7.5	有压延+粉碎 150℃下的加压成形(0.1GPa)
4	液体急凝固法	10	有压延+粉碎 150℃下的加压成形(0.1GPa)
5	液体急凝固法	12	有压延+粉碎 150℃下的加压成形(0.1GPa)
6	液体急凝固法	2	150℃下的加压成形(0.1GPa)
7	液体急凝固法	3	150℃下的加压成形(0.1GPa)
8	液体急凝固法	7.5	150℃下的加压成形(0.1GPa)
9	液体急凝固法	10	150℃下的加压成形(0.1GPa)
10	液体急凝固法	12	150℃下的加压成形(0.1GPa)
11	液体急凝固法	2	300℃下的加压成形(0.1GPa)
[0235] 12	液体急凝固法	3	300℃下的加压成形(0.1GPa)
13	液体急凝固法	7.5	300℃下的加压成形(0.1GPa)
14	液体急凝固法	10	300℃下的加压成形(0.1GPa)
15	液体急凝固法	12	300℃下的加压成形(0.1GPa)
16	液体急凝固法	2	350℃下的加压成形(0.1GPa)
17	液体急凝固法	3	350℃下的加压成形(0.1GPa)
18	液体急凝固法	7.5	350℃下的加压成形(0.1GPa)
19	液体急凝固法	10	350℃下的加压成形(0.1GPa)
20	液体急凝固法	12	350℃下的加压成形(0.1GPa)
21	液体急凝固法	2	400℃下的加压成形(0.1GPa)
22	液体急凝固法	3	400℃下的加压成形(0.1GPa)
23	液体急凝固法	7.5	400℃下的加压成形(0.1GPa)
24	液体急凝固法	10	400℃下的加压成形(0.1GPa)
25	液体急凝固法	12	400℃下的加压成形(0.1GPa)

[0236] [表2]

试样 No.	铸造方法	Fe 含量 (质量%)	成形条件
26	气体雾化法	2	150℃下的加压成形(0.1GPa)
27	气体雾化法	3	150℃下的加压成形(0.1GPa)
28	气体雾化法	7.5	150℃下的加压成形(0.1GPa)
29	气体雾化法	10	150℃下的加压成形(0.1GPa)
30	气体雾化法	12	150℃下的加压成形(0.1GPa)
31	气体雾化法	2	300℃下的加压成形(0.1GPa)
32	气体雾化法	3	300℃下的加压成形(0.1GPa)
33	气体雾化法	7.5	300℃下的加压成形(0.1GPa)
34	气体雾化法	10	300℃下的加压成形(0.1GPa)
35	气体雾化法	12	300℃下的加压成形(0.1GPa)
36	气体雾化法	2	350℃下的加压成形(0.1GPa)
37	气体雾化法	3	350℃下的加压成形(0.1GPa)
38	气体雾化法	7.5	350℃下的加压成形(0.1GPa)
39	气体雾化法	10	350℃下的加压成形(0.1GPa)
40	气体雾化法	12	350℃下的加压成形(0.1GPa)
41	气体雾化法	2	400℃下的加压成形(0.1GPa)
42	气体雾化法	3	400℃下的加压成形(0.1GPa)
43	气体雾化法	7.5	400℃下的加压成形(0.1GPa)
44	气体雾化法	10	400℃下的加压成形(0.1GPa)
45	气体雾化法	12	400℃下的加压成形(0.1GPa)
46	模铸造法	2	—
47	模铸造法	3	—
48	模铸造法	7.5	—
49	模铸造法	10	—
50	模铸造法	12	—

[0237] <<成形体的组织、相对密度>>

[0238] 对于试样No.1至No.45的热处理前的成形体、以及试样No.46至No.50的热处理前的成形体,检测了相对密度(%)、基质的平均结晶粒径(nm)、析出物的平均长轴长度(nm)、以及析出物的平均个数(个),并将其结果示出于表3和表4中。在此的析出物是指包含Al和Fe的化合物(在此是指Fe相对于Al的原子数的比例为0.1以上的化合物,主要为 $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$)。对于表4的成形体(热处理前)一栏中所记载的上述各项目,在试样No.46至No.50中,对热处理前的连续铸造材料进行了记载。

[0239] 关于试样No.1至No.45,当从加压成形的成形模具中取出成形体时,对于无法以预定的形状取出的试样,在表3和表4的“成形体密度”一栏中记载为“无法保持形状”。对于无法保持形状的试样,未测定基质的平均结晶粒径、以及析出物的平均长轴长度和平均个数。另外,对于无法保持形状的试样,也未测定后述的热处理材料的组织以及机械特性。在下述的说明中,对于与热处理前的成形体和热处理材料有关的事项,除非另有说明,否则将对除了无法保持形状的试样以外的试样进行说明。

[0240] 相对密度通过使用成形体的表观密度和真密度并根据(表观密度/真密度)×100来求出。成形体的表观密度通过使用包括成形体内部所含的孔在内所测定的质量和体积来求出。成形体的真密度基于成形体的组成而求出。

[0242] 基质的平均结晶粒径(nm)如下所述求出。

[0243] 采用SEM观察上述成形体的任意截面,并从该截面的SEM图像中获取 $5\mu\text{m} \times 5\mu\text{m}$ 的测定区域。从一个截面或多个截面中获取总共30个以上的测定区域。提取存在于各测定区域中的全部晶粒,求出各晶粒的截面积的等效面积圆,并将等效面积圆的直径(即等效圆直径)设为各晶粒的结晶粒径。在所提取的晶粒当中,根据结晶粒径大小,排除掉最大的10%中所含的晶粒以及最小的10%中所含的晶粒,并求出剩余的80%的晶粒的结晶粒径的平均。例如,若所提取的晶粒为30个,则根据结晶粒径大小,排除掉最大的3个以及最小的3个总共6个晶粒,并求出剩余的24个晶粒的结晶粒径的平均。将所求出的平均值设为平均结晶粒径,并将平均结晶粒径示出于表3和表4中。

[0244] 若使用市售的图像处理软件对SEM图像进行图像处理,则可以容易地进行上述晶粒的提取和后述化合物的提取。需要说明的是,在截面的观察中也可以使用金属显微镜。显微镜的倍率在能够清楚地测定出测定对象的尺寸的范围内进行调整。另外,当进行截面的观察时,有效的是:通过适当的溶液处理以进行晶界蚀刻,并通过电子束反向散射衍射法(EBSD)以获得具有晶体方位信息的SEM图像。

[0245] 上述析出物的平均长轴长度(nm)如下所述求出。

[0246] 采用SEM观察上述成形体的任意截面,并从该截面的SEM图像中获取 $5\mu\text{m} \times 5\mu\text{m}$ 的测定区域。从一个截面或多个截面中获取总共30个以上的测定区域。测定在各测定区域中析出的包含Al和Fe的化合物的最大长度。各化合物的最大长度如下所述测定。

[0247] 如图1所示,在上述截面的SEM图像中,通过两条平行线P1和P2将由包含Al和Fe的化合物构成的颗粒1夹在中间,并测定这些平行线P1和P2的间隔。上述间隔是在与平行线P1和P2正交的方向上的距离。沿任意方向获取多组平行线P1和P2,并且分别测定上述间隔。在所测得的多个上述间隔当中,将最大值设为颗粒1的最大长度L1。

[0248] 在此,在由上述化合物构成的颗粒当中,提取出最大长度为5nm以上的颗粒。即,不提取最大长度小于5nm的颗粒。将各化合物的最大长度设为各化合物的长轴长度。在所提取的化合物当中,根据长轴长度的大小,排除掉长度最大的10%中所含的颗粒以及长度最小的10%中所含的颗粒,并求出剩余的80%的颗粒的长轴长度的平均。例如,若所提取的化合物为30个,则根据长轴长度的大小,排除掉长度最大的3个以及长度最小的3个总共6个化合物,并求出剩余的24个化合物的长轴长度的平均。将所求出的平均值设为平均长轴长度,并将平均长轴长度示出于表3和表4中。对于没有观察到最大长度为5nm以上的化合物的试样,在“析出物尺寸”这一栏以及“析出物平均个数”这一栏中记载为“没有析出”。

[0249] 上述析出物的平均个数(个)如下所述求出。

[0250] 从上述成形体的截面的SEM图像中,获取 $500\text{nm} \times 500\text{nm}$ 的测定区域(以下称为析出测定区域)。从一个截面或多个截面中获取总共30个以上的析出测定区域。在此,从上述的 $5\mu\text{m} \times 5\mu\text{m}$ 的测定区域中逐个地获得析出测定区域,从而获取总共30个以上的析出测定区域。测定在各析出测定区域中存在的包含Al和Fe的化合物,也就是长轴长度为5nm以上100nm以下的化合物的个数。在各析出测定区域中的化合物的个数当中,根据个数的多少,排除掉个数最多的10%的区域以及个数最少的10%的区域,并求出剩余的80%的区域的化合物个数的平均。例如,若析出测定区域为30个,则根据个数的多少,排除掉个数最多的3个区域以及个数最少的3个区域总共6个区域,并求出剩余的24个区域中的化合物个数的平均。将所求

出的平均值设为平均个数,并将平均个数示出于表3和表4中。

[0251] 对于试样No.1至No.25的成形体,若与上述薄带同样地进行采用XRD的结构分析,则虽然观察到了上述化合物的峰,但是上述化合物的峰强度相对于铝相的峰强度为1/15以下。具体地,在试样No.1、No.2、No.6和No.7中,上述峰强度的比率为1/20以下。在其他的试样中,上述峰强度的比率超过1/20但为1/15以下,如表3所示,上述化合物的平均长轴长度为100nm以下,并且没有观察到尺寸超过100nm的上述化合物。由此可以认为,试样No.1至No.25的成形体基本上为Al单相,或者接近于Al单相。

[0252] <<热处理材料的织构、机械特性>>

[0253] 对于各试样的热处理材料(Al合金材料),检测了基质中Fe的固溶量(Fe量;质量%)、基质的平均结晶粒径(nm)、析出物的平均长轴长度(nm)、析出物的平均个数(个)、拉伸强度(MPa)以及断裂伸长率(%),其结果示出于表3和表4中。

[0254] 上述热处理材料中的基质的平均结晶粒径、以及析出物的平均长轴长度和平均个数通过与上述成形体相同的方式求出。

[0255] 在此,Fe的固溶量(质量%)通过使用TEM-EDX来求出。

[0256] 具体地,采用TEM观察上述热处理材料的截面,从该截面的TEM图像中提取基质,并测定基质中的Fe含量。从一个截面中获取10个以上的测定区域,并求出各测定区域中的Fe含量,其平均值示出于表3和表4中。在表4中,“<0.1”是指Fe的固溶量小于0.1质量%。

[0257] 拉伸强度(MPa)和断裂伸长率(%)根据JIS Z 2241(金属材料拉伸试验方法,1998年)并使用通用的拉伸试验机来测定。测定在室温(例如25℃)下进行。

[0258]

[表 3]

试样 No.	成形体（热处理前）				热处理材料					
	成形体密度 （相对密度）	晶粒颗粒 尺寸（nm） 平均结晶粒径	析出物 尺寸（nm） 平均长轴长度	析出物 平均个数 （□500nm）	基体中 Fe 含量 （质量 %）	晶粒颗粒 尺寸（nm） 平均结晶粒径	析出物 尺寸（nm） 平均长轴长度	析出物 平均个数 （□500nm）	拉伸 强度 （MPa）	断裂 伸长率 （%）
1	96%	350	没有析出	没有析出	0.3	410	19	55	210	4.1
2	95%	370	没有析出	没有析出	0.3	430	17	130	335	3
3	94%	380	13.5	15	0.4	455	22	162	390	2.4
4	93%	360	15	11	0.4	440	24	171	430	2.1
5	84%	530	18	7	0.4	630	25	190	345	0.6
6	86%	330	没有析出	没有析出	0.3	390	12.5	160	220	0.7
7	81%	350	没有析出	没有析出	0.3	395	14	224	215	0.5
8	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
9	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
10	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
11	89%	450	14.5	45	0.3	530	17	86	220	4.3
12	85%	440	15	40	0.3	550	16	158	250	1.8
13	83%	470	14	50	0.4	550	20	220	225	0.7
14	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
15	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
16	96%	540	16	83	0.2	580	19	29	250	6.2
17	94%	530	16.5	76	0.2	570	22	80	315	3.5
18	90%	540	17	68	0.3	580	30	141	350	2.7
19	86%	580	17	70	0.3	600	33.5	170	390	2.2
20	82%	760	17.5	64	0.4	830	60	24	365	0.6
21	98%	890	84	3	0.1	1050	90	3	165	8.3
22	97%	920	88	4	0.2	1170	95	4	180	4.3
23	95%	930	90	8	0.2	1090	95	12	255	3.3
24	93%	980	93	9	0.2	1085	100	11	275	2.5
25	92%	1060	98	10	0.2	1320	110	9	245	0.8

[0259]

[表 4]

试样 No.	成形体（热处理前）					热处理材料				
	成形体密度 （相对密度）	晶粒颗粒 尺寸（nm） 平均结晶粒径	析出物 尺寸（nm） 平均长轴长度	析出物 平均个数 （□500nm）	基质中 Fe 含量 （质量 %）	晶粒颗粒 尺寸（nm） 平均结晶粒径	析出物 尺寸（nm） 平均长轴长度	析出物 平均个数 （□500nm）	拉伸 强度 （MPa）	断裂 伸长率 （%）
26	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
27	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
28	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
29	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
30	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
31	83%	2150	360	0.4	0.1	2750	510	0.33	180	2.8
32	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
33	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
34	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
35	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
36	91%	1030	275	0.8	0.1	1100	290	0.75	200	5.6
37	87%	1100	290	0.8	0.1	1180	320	0.75	245	2.2
38	88%	1210	335	0.8	0.1	1300	360	0.66	290	0.9
39	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
40	无法保持形状	-	-	-	-	-	-	-	-	-
41	94%	3100	430	0.4	<0.1	3200	660	0.33	185	6.8
42	93%	3150	440	0.4	<0.1	3260	650	0.33	200	2.6
43	93%	3100	425	0.4	0.1	3300	640	0.30	245	1.5
44	91%	3350	505	0.4	0.1	3450	730	0.30	250	0.8
45	88%	3630	680	0.3	0.1	3860	860	0.25	220	0.4
46	98%	8800	630	0.7	<0.1	9600	690	0.50	210	5.3
47	98%	9050	680	0.7	<0.1	9530	720	0.50	230	1.9
48	98%	10200	850	0.5	<0.1	10500	860	0.40	230	0.6
49	98%	11000	1030	0.5	<0.1	11500	1040	0.33	210	0.4
50	97%	13200	1450	0.3	<0.1	13800	1470	0.25	220	0.5

[0260] 根据表3和表4,可以得出以下内容。

[0261] <关于成形体>

[0262] (1) 若使用由上述液体急凝固法获得的原材料, 则与使用上述气体雾化粉末的情况相比, 即使成形时的加工温度相对较低并低至350℃以下, 也可以获得相对密度为85%以上的致密的成形体。这一点可以通过对试样No.1至No.20与试样No.26至No.40进行比较来得以证明。在使用上述原材料的试样No.1至No.20中, 与使用上述气体雾化粉末的试样No.26至No.40相比, 无法保持形状的试样较少, 并且许多试样的相对密度为85%以上。另外, 由此可以认为, 若将熔融液的冷却速度设为10000℃/秒以上, 则与将熔融液的冷却速度设为小于10000℃/秒的情况相比, 可以获得成形性优异的原材料。

[0263] (2) 若成形时的加工温度为400℃, 则上述原材料和上述气体雾化粉末都可以获得相对密度为85%以上的致密的成形体(参照试样No.21至No.25、No.41至No.45)。

[0264] (3) 在使用由上述液体急凝固法获得的原材料的成形体中, 与使用上述气体雾化粉末的成形体相比, 晶粒是非常细微的。另外, 基本上不析出包含Al和Fe的化合物, 或者即使析出, 上述化合物的平均长轴长度也非常短并且分散存在。

[0265] 具体地, 在使用上述气体雾化粉末的试样No.26至No.45的成形体中, 基质的平均结晶粒径为1030nm以上、2000nm以上、进一步为3000nm以上的试样也很多。上述化合物的平均长轴长度为275nm以上、300nm以上、进一步为400nm以上的试样也很多。在上述析出测定区域中, 上述化合物的平均个数小于1个, 并且平均长轴长度为100nm以下的非常细微的化合物非常少。由此可以认为, 在试样No.26至No.45的成形体中, 平均长轴长度为约300nm以上的非常粗大的化合物局部地析出在平均结晶粒径为约2000nm以上的粗大的晶体组织中。

[0266] 另一方面, 在使用由上述液体急凝固法获得的原材料的试样No.1至No.25的成形体中, 基质的平均结晶粒径为1100nm以下、800nm以下、进一步为600nm以下的试样也很多。包含Al和Fe的化合物的平均长轴长度为100nm以下、35nm以下的试样也很多。在上述析出测定区域中, 上述化合物的平均个数为数个以上约85个以下。由此可以认为, 在试样No.1至No.25的成形体中, 基本上没有上述化合物析出在平均结晶粒径为1100nm以下的非常细微的晶体组织中, 或者虽然有上述化合物析出, 但是平均长轴长度为100nm以下的非常细微的化合物分散地存在。

[0267] (4) 与使用上述气体雾化粉末的试样No.26至No.45的成形体相比, 试样No.46至No.50的连续铸造材料的晶粒以及上述化合物均较大。在上述析出测定区域中, 上述化合物的平均个数小于1个、并且平均长轴长度为100nm以下的非常细微的化合物非常少。定量地说, 可以认为, 在上述连续铸造材料中, 平均长轴长度为630nm以上的非常粗大的化合物局部地析出在基质的平均结晶粒径为约9000nm以上的非常粗大的晶体组织中。

[0268] <关于热处理材料(Al合金材料)>

[0269] (1) 若对使用由上述液体急凝固法获得的原材料的试样No.1至No.25的成形体进行400℃以下的热处理, 则与热处理前的组织相比, 晶粒以及包含Al和Fe的化合物变大。或者, 上述化合物析出, 平均长轴长度为100nm以下的化合物的平均个数较多。定量地说, 在试样No.1至No.25的热处理材料当中, 许多试样的平均长轴长度为100nm以下的非常细微的化合物分散地存在于基质的平均结晶粒径为1100nm以下的非常细微的晶体组织中。需要说明的是, 作为基质主体的Al相主要具有fcc结构。

[0270] (2) 在试样No.1至No.25的热处理材料当中, 致密的、且平均长轴长度为100nm以下的非常细微的化合物分散地存在于基质的平均结晶粒径为1100nm以下的非常细微的晶体

织构中的试样具有高的拉伸强度以及高的断裂伸长率。具体地,在试样No.2至No.4、No.12、No.17至No.19、No.23以及No.24的热处理材料(以下,有时将这些试样统称为试样No.2等热处理材料)中,相对密度为85%以上。许多试样的相对密度为90%以上。此外,在试样No.2等热处理材料中,拉伸强度为250MPa以上,断裂伸长率为1%以上。很多试样在拉伸强度为255MPa以上的同时,断裂伸长率也为2%以上,从而均衡性良好地具有高拉伸强度和高断裂伸长率。

[0271] (3) 在试样No.1至No.25的热处理材料当中,当Fe含量为2质量%时,相对密度较高,基质的平均结晶粒径为1100nm以下,上述化合物的平均长轴长度为100nm以下,但是拉伸强度容易降低。在该试验中,当Fe含量为2质量%时,无法获得超过250MPa的拉伸强度。当Fe含量为12质量%时,相对密度小于85%,无法保持形状,或者上述化合物的平均长轴长度超过100nm,断裂伸长率低。因此,Fe含量优选为超过2质量%且小于12质量%。

[0272] (4) 与热处理前的织构相比,使用上述气体雾化粉末的试样No.26至45的热处理材料、以及作为熔融制材料的试样No.46至50的热处理材料的晶粒和上述化合物变大,平均长轴长度为100nm以下的化合物的平均个数少。定量地,可以认为,在这些热处理材料中,平均长轴长度为约300nm以上的粗大的化合物局部地存在于基质的平均结晶粒径为1100nm以上、进一步为约3000nm以上的粗大的晶体织构中。由于存在这样的粗大晶粒和粗大化合物,因此拉伸强度和断裂伸长率中的至少一者较低,并且拉伸强度和断裂伸长率的均衡性不好。

[0273] 需要说明的是,各试样的热处理材料的相对密度基本上保持了成形体的相对密度。

[0274] <试样No.2等热处理材料>

[0275] 以下,着眼于具有高强度和优异的伸长率的试样No.2至No.4、No.12、No.17至No.19、No.23和No.24的热处理材料。

[0276] (1) 关于试样No.2等热处理材料,当对试样No.47至No.49的熔融制材料(热处理材料)当中的具有相同Fe含量的试样进行比较时,相对于熔融制材料的拉伸强度,拉伸强度的增加量为8.5%以上。另外,断裂伸长率为1%以上,进一步为1.5%以上。因此,试样No.2等热处理材料比上述熔融制材料具有更高的强度和更优异的伸长率。

[0277] 特别地,在试样No.2等热处理材料当中的除了试样No.12以外的试样中,上述拉伸强度的增加量为10%以上,具有比上述熔融制材料更优异的强度。在试样No.2至No.4、以及No.17至No.19中,上述拉伸强度的增加量为30%以上,具有300MPa以上的高拉伸强度同时还具有2%以上的高断裂伸长率,不但强度更加优异,而且伸长率也优异。据认为其原因之一是由于:通过以下(α)和(β),使得非常细微的化合物容易均匀地分散在非常细微的晶体织构中。

[0278] (α) 基质的平均结晶粒径小至600nm以下,并且包含Al和Fe的化合物的平均长轴长度小至35nm以下。

[0279] (β) 基质中的Fe的固溶量非常少地少至0.5质量%以下,并且平均长轴长度为100nm以下的析出物的平均个数为10个以上,进一步为80个以上175个以下。在许多试样中,上述析出物的平均个数为115个以上175个以下。即,所含的Fe主要以非常细微的化合物的方式以孤立的状态存在。

[0280] 关于试样No.2至No.4、No.17至No.19的热处理材料,当对具有相同Fe含量的试样进行比较时,试样No.2至No.4的热处理材料比No.17至No.19的热处理具有更高的拉伸强度。据认为其原因之一如下所述。与No.17至No.19相比,试样No.2至No.4的热处理材料的基质的平均结晶粒径和上述化合物的平均长轴长度更小。另外,上述非常细微的化合物的平均个数较多,容易获得由晶粒的晶界强化以及化合物的分散强化所带来的强度提高效果。据认为,在热处理材料的织构中产生差异的原因之一是制造条件的差异。关于试样No.2至No.4的热处理材料,对通过上述熔融液急冷而得的粉末等进一步进行压延并粉碎,然后对所得的材料进行冷成形;另一方面,关于试样No.17至No.19的热处理材料,对上述粉末等进行温热成形。据认为,通过冷成形,从而抑制了晶粒和化合物的生长。

[0281] (2) 在试样No.2等热处理材料中,Fe的含量越多,则拉伸强度倾向于越高,Fe的含量越少,则断裂伸长率倾向于越高。据认为强度提高的原因之一如下所述。Fe的含量越多,则非常细微的析出物的平均个数越多,容易获得由化合物的分散强化所带来的强度提高效果。另外,上述细微的析出物(上述化合物)也容易抑制晶粒的生长,并且由于晶粒是非常细微的,因此也容易获得由晶界强化所带来的强度提高效果。据认为断裂伸长率提高的原因之一在于,Fe的含量越少,则析出物容易变得越小,平均个数也越少,因此容易防止上述析出物成为破裂的起点。

[0282] 由上述可知,示出了含有3%质量%以上10质量%以下的Fe、且具有高强度和优异的伸长率的Al合金材料。另外示出了:该Al合金材料是致密的(相对密度为85%以上,优选为90%以上),基质是非常细微的晶体织构(平均结晶粒径为1100nm以下),Fe主要以化合物的形式存在,同时,该化合物非常细微(化合物的平均长轴长度为100nm以下)并且分散存在上述晶体织构中。此外示出了:这样的Al合金材料可以通过使用经由熔融液急冷所制造的粉末等以制作致密的成形体(相对密度为85%以上)、并对该成形体进行400℃以下的热处理来制造。可以说,上述Al合金材料可以通过基于粉末冶金法的制造方法来容易地制造,因此制造性也是优异的。

[0283] 另外示出了:由上述熔融液急冷而得的粉末等中,Fe基本上不析出并且具有优异的成形性,因此即使成形时的加工温度为400℃以下的相对较低的温度,也可以良好地获得相对密度为85%以上、进一步为90%以上的致密的成形体。在400℃以下的范围内,成形时的加工温度越高,则相对密度越容易变高,强度越容易变高(对比参照试样No.12和试样No.17)。示出了:通过对由上述熔融液急冷所得的固溶材料进一步进行压延和粉碎而得的粉末等具有更优异的成形性,即使是成形时的加工温度为150℃以下的冷成形,也可以良好地获得相对密度为90%以上的致密的成形体。

[0284] 此外,示出了:通过将上述热处理温度设为400℃以下的相对较低的温度,从而可以使热处理后的上述化合物变得非常细微,同时可以使基质的晶粒变得非常细微。示出了:若对上述压延材料的粉碎产物进行冷成形,则与将由上述熔融液急冷而得的粉末等用于温热成形的情况相比,可以使晶粒和化合物变得更小,并且可以使非常细微的化合物的平均个数变得更多。

[0285] 本发明不限于这些示例,而是由权利要求的范围来表示,并且意图包括与权利要求的范围等同的含义和范围内的所有变化。

[0286] 例如,在试验例1中,可以适当地改变Fe含量、制造条件(熔融液的冷却速度、成形

时的加工温度和施加压力、热处理条件等)、Al合金材料的形状和尺寸等。

[0287] 符号的说明

[0288] 1 由化合物构成的颗粒

[0289] P1、P2 平行线

[0290] L1 最大长度(长轴长度)

[0291] L2 短轴长度

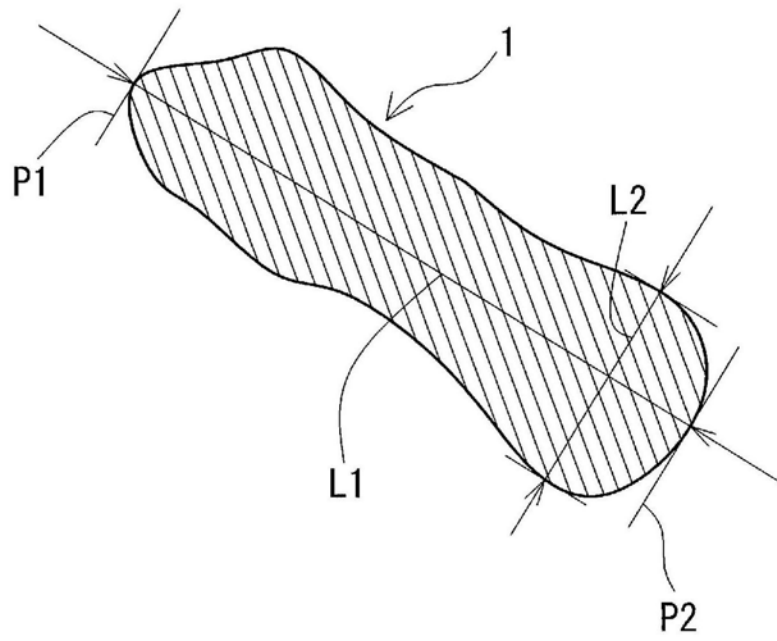


图1