



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101896631 B

(45) 授权公告日 2015. 11. 25

(21) 申请号 200880116009. 1

(22) 申请日 2008. 11. 05

(30) 优先权数据

07022205. 4 2007. 11. 15 EP

60/988656 2007. 11. 16 US

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2010. 05. 13

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/EP2008/064965 2008. 11. 05

(87) PCT国际申请的公布数据

W02009/062866 EN 2009. 05. 22

(73) 专利权人 阿勒里斯铝业科布伦茨有限公司

地址 德国科布伦茨

(72) 发明人 A·诺曼 A·怀斯 A·博格

S·斯潘格勒

(74) 专利代理机构 北京泛华伟业知识产权代理

有限公司 11280

代理人 曹津燕

(51) Int. Cl.

C22C 21/06(2006. 01)

C22F 1/047(2006. 01)

(56) 对比文件

CN 1061697 C , 2001. 02. 07, 权利要求 1, 说明书第 5 页第 2 段.

EP 0259700 A1 , 1988. 03. 16, 全文.

US 1626294 A , 1986. 12. 02, 全文.

WO 99/42627 A , 1999. 08. 26, 全文.

审查员 吕哲

权利要求书1页 说明书7页

(54) 发明名称

Al-Mg-Zn 锻造合金产品及其制造方法

(57) 摘要

本发明涉及一种铝合金锻造产品,以 wt. % 计,其含有:Mg :3. 0 至 7. 0、Zn :0. 6 至 2. 8、Mn :0 至 1. 0、Cu :0 至 2. 0、Sc :0 至 0. 6、至少一种选自如下元素的元素:(Zr :0. 04 至 0. 4、Cr :0. 04 至 0. 4、Hf :0. 04 至 0. 4、Ti :0. 01 至 0. 3)、Fe 最高 0. 3、Si 最高 0. 3、不可避免的杂质、以及余量的铝,以使 Zn- 含量范围为 Mg- 含量的函数,即:Zn- 含量范围的下限:[Zn] = 0. 34[Mg]-0. 4;并且 Zn- 含量范围的上限:[Zn] = 0. 34[Mg]+0. 4。

1. 一种制造铝合金锻造产品的方法,该方法包括如下步骤:

a. 将 AlMg 合金的铸锭铸造成坯,所述 AlMg 合金具有以下化学组成,以 wt. %计,其包含:

Mg	4.2 至 4.9
Zn	0.6 至 2.8
Mn	0.1 至 1.0
Cu	0.2 至 1.2,

至少一种选自如下元素的元素:

Zr	0.04 至 0.4
Cr	0.04 至 0.4
Hf	0.04 至 0.4
Ti	0.01 至 0.3
Sc	0 至 0.6,
Fe	最高 0.3
Si	最高 0.3,

不可避免的杂质,余量的铝,以使 Zn- 含量范围为 Mg- 含量的函数,即:

Zn- 含量范围的下限: $[Zn] = 0.34[Mg] - 0.4$, 并且

Zn- 含量范围的上限: $[Zn] = 0.34[Mg] + 0.4$,

b. 将该铸坯预热和 / 或均质化;

c. 通过一种或多种选自轧制、挤出和锻造的方法对该坯进行热加工;

d. 对热加工的坯进行退火,然后通过喷雾淬火或浸入淬火迅速冷却;

e. 对退火且冷却的坯进行冷加工;

f. 任选地对冷加工的坯进行拉伸或压缩;

h. 对该坯进行热处理以达到理想的韧度,

其中,该合金产品具有未重结晶的微观结构,其中最终状态中有 30% 或更少的晶粒为未重结晶的。

2. 根据权利要求 1 所述的方法,其中所述 AlMg 合金的 Mn- 含量范围为 0.6 至 1.0%。

3. 根据权利要求 1 所述的方法,其中所述 AlMg 合金基本上不含有锂。

4. 根据权利要求 1 所述的方法,其中所述产品为飞机的结构构件。

5. 根据权利要求 1 所述的方法,其中所述产品为装甲板。

6. 根据权利要求 1 所述的方法,其中所述产品为模具板。

7. 权利要求 1 至 6 中任一项所述的方法得到的铝合金产品在结构应用中的用途,该结构应用选自装甲板、模具板、压力容器、储料仓、飞机构件、飞机翼肋、飞机翼梁、飞机框架。

Al-Mg-Zn 锻造合金产品及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种铝合金,特别是涉及用于结构构件的 Al-Mg-Zn 型合金产品,该合金产品同时具备高强度和改善的耐腐蚀性。由这种铝合金产品制成的产品非常适用于航空航天应用,但并不限于此。该合金可以被加工成各种产品形式,例如板材、薄板、厚板、挤出或锻造产品。此外,本发明还涉及制造这种 Al-Mg-Zn 产品的方法。

背景技术

[0002] 如从本文以下将理解的,除非另作说明,合金名称和韧度代号(temperdesignation)是指由铝业协会(Aluminum Association)于2007年公布的铝标准和数据及登记备案中的铝业协会名称。

[0003] 对于任何对合金组成或优选合金组成的说明,除非另作说明,所有提到的百分数都是指重量百分数。

[0004] 有几种高强度 Al-Mg 合金为本领域所公知。例如,US-6,315,948-B1(2001年11月13日公告)公开了一种铝合金,以 wt. % 计,实质上由 5-6% Mg、0.05-0.15% Zr、0.7-1.0% Mn、0.01-0.2% Ti、0.05-0.5% 的至少一种选自 Sc 和镧系元素的元素组成,其中至少存在 Sc 和 0.005-0.5% 铈,余量为铝和不超过 0.2% Si 的不可避免的杂质。据报道该合金特别适合用作机动车辆的车身面板。

[0005] US-5,624,632(1997年4月29日公告)公开了一种用作航空航天应用的耐损伤产品的铝合金,该铝合金基本上不含锌和锂,且含有 3-7% Mg、0.05-0.2% Zr、0.2-1.2% Mn、高达 0.15% Si 和 0.05-0.5% 的选自铪、铟、铋、钽、铱和铪的形成分散体的元素,余量为铝和杂质元素(incidentalelement)以及杂质。

[0006] 尽管 Al-Mg 基合金比较适于航空航天应用,但是仍然需要比现有的合金强度更高且同时具有非常好的耐腐蚀性的铝合金。

发明内容

[0007] 本发明的一个目的是提供一种具有提高的强度的铝-镁合金。本发明的另一个目的是提供一种制造这种铝合金产品的方法。

[0008] 本发明实现或超越了这些目的和其它目的以及进一步的优点,其中,提供了铝合金锻造产品,以 wt. % 计,该铝合金锻造产品含有:Mg 约 3.0 至 7.0、Zn 约 0.6 至 2.8、Mn 0 至约 1.0、Cu 0 至约 2.0、Sc 0 至约 0.6、至少一种选自如下元素的元素:(Zr 约 0.04 至 0.4、Cr 约 0.04 至 0.4、Hf 约 0.04 至 0.4、Ti 约 0.01 至 0.3)、Fe 最高约 0.3、Si 最高约 0.3、不可避免的杂质、以及余量的铝,以使 Zn- 含量范围为 Mg- 含量的函数,即:

[0009] Zn- 含量范围的下限:[Zn] = 0.34[Mg]-0.4;并且

[0010] Zn- 含量范围的上限:[Zn] = 0.34[Mg]+0.4。

[0011] 当与具有相同 Mg 含量的合金相比较时,本发明的合金产品比其它 5000 系合金(例如 AA5053)的强度提高了至少 20%。这种强度提高的同时还伴随着优异的耐腐蚀性,

甚至是在敏化的条件下。

[0012] 本发明的合金产品中的每种元素的作用如下。

[0013] Mg 是本发明合金中主要的合金元素,其为合金产品提供主要强度。在优选的实施方案中, Mg-含量的下限为约 4.0%,更优选为约 4.2%。Mg-含量的上限优选为约 5.0%,更优选为约 4.9%。Mg 含量过高会使合金产品在热加工操作中,特别是轧制过程中,易边缘开裂和皱裂 (alligatoring)。Mg 含量过低则不能为合金提供足够的强度。

[0014] 本发明的产品中的其它主要合金元素为锌。将 Zn 的添加量严格控制在限定的范围内,防止生成大量的 β -相,否则会在合金中形成 β -相。通过将 β -相的体积分数控制得非常小,就不再可能沿着晶粒边界生成连续的网状析出物,从而制得即使在敏化条件下仍对 IGC 行为有高抗性的合金产品。需要的 Zn 的精确量与合金中 Mg 的水平是相关的,使得当合金中 Mg 的水平提高时,所需要的 Zn 的水平也提高。此外,添加 Zn 使得在热处理过程中,特别是在冷加工操作后的热处理过程中生成 Mg-Zn 相的析出物,从而显著地改善了合金产品的强度,同时也得益于耐腐蚀性的提高。

[0015] 在所述合金产品的实施方案中, Mn 为约 0.1-1.0, 优选为约 0.6-1.0%, 其作为形成分散体的元素添加到合金产品中以在热-机械加工过程中控制晶粒结构,从而提高合金产品的强度。

[0016] 在所述合金产品的另一个实施方案中, Mn 作为杂质元素存在,允许的水平最高为 0.1%, 优选最高为约 0.05%, 例如,约 0.02%或更低。因此,该合金可以基本上不含有 Mn。在 Mn 以杂质水平存在的实施方案中,必须添加选自 Zr、Cr、Hf 或 Ti 的至少一种元素。在该实施方案中,发现可以达到非常高的强度水平,然而在现有技术中认为在 AlMg 合金中加入 Mn 是达到足够强度水平所必需的。对于本发明,理想地至少加入 Zr。在更优选的实施方案中,至少加入 Zr 和 Sc。根据本发明,已经发现在 Mn 以杂质水平存在的实施方案中,可以达到合金产品的耐损伤性能。

[0017] 在所述合金产品的实施方案中,加入约 0.1%至 1.5%, 优选为约 0.2%至 1.2%的 Cu, 以进一步提高合金强度,尽管会损失一些耐腐蚀性。提高强度和略微降低耐腐蚀性之间的平衡使得本发明的合金产品特别适用于各种装甲板、加工和成形板应用。

[0018] 在所述合金产品的另一个实施方案中, Cu 以杂质水平存在,特别是对于腐蚀成为关键工程参数的应用,可以容许的水平最高为 0.1%, 优选为最高约 0.05%, 例如,为约 0.02%或更低。因而,所述合金可以基本上不含有 Cu。

[0019] 钪可以以约 0.05%至 0.6%, 优选为 0.07%至 0.25%的量添加到所述合金产品中。加入 Sc 可以生成 Al_3Sc 分散体,其在热机械加工过程中会抑制重结晶,从而使强度更高。特别是当在低于 350°C 的温度下退火时,形成 1 至 10nm 的析出物,据信其能提高合金产品的强度。

[0020] 向本发明的合金产品中加入至少一种或多种选自如下元素的元素:

[0021] Zr 约 0.04 至 0.4%, 优选为约 0.06 至 0.15% ;

[0022] Cr 约 0.04 至 0.4%, 优选为约 0.06 至 0.15% ;

[0023] Hf 约 0.04 至 0.4%, 优选为约 0.06 至 0.15% ;

[0024] Ti 约 0.01 至 0.3%, 优选为约 0.02 至 0.15%。

[0025] 在优选的实施方式中,以限定的量加入 Zr,特别是还有目的地加入 Sc 时。错用

于稳定所述 Al_3Sc 分散体,从而保持合金强度,即使在合金产品加工过程中的高温下或者在由该合金产品制成的部件的寿命期间,例如,用于飞机机翼的前沿的除冰管。 Hf 可以代替 Zr 使用,或者与 Zr 一起使用。

[0026] 所述合金产品中的 Si 含量应低于 0.3%,并且可以作为一种目的性合金元素存在。在另一个实施方案中,硅作为一种杂质元素存在,其含量应该为该范围的下限,例如低于约 0.15%,更优选低于 0.1%,以将断裂韧性维持在理想的水平,特别是当其用于航空航天应用时。

[0027] 所述合金产品中的 Fe 含量应低于 0.3%。当将该合金产品用于航空航天应用时,优选为该范围的下限,例如,低于约 0.15%,更优选低于约 0.07%,以特别是将韧度维持在足够高的水平。当将该合金产品用于商业应用时,例如用作加工板,可以容许较高的 Fe 含量。

[0028] 该合金产品可以含有正常的和/或不可避免的元素和杂质,一般地每种 $< 0.05\%$,且总量 $< 0.2\%$,余量为铝。

[0029] 对于本发明,应该理解的是,该合金产品不含有 Li ,以不可避免的杂质形式存在除外,可以容许的水平最高为 0.05%,例如为约 0.02%或更低。因此该合金基本上不含有 Li 。

[0030] 就本发明而言,“基本上不含有”和“实质上不含有”是指非故意地向组合物中加入这种合金元素,是由于杂质和/或与制造设备接触时的浸出而使痕量的这种元素进入到最终的合金产品中。

[0031] 在本发明的优选实施方案中,以 wt. % 计,该合金的组成为:

[0032] Mg 4.0 至 5.0,优选为 4.2 至 4.9

[0033] Zn 0.96 至 2.1

[0034] Mn < 1.0 ,优选 < 0.05

[0035] Cu 0 至 2.0

[0036] Sc 0.05 至 0.6,优选为 0.07 至 0.25

[0037] Zr 0.04 至 0.4,优选为 0.06 至 0.15

[0038] 任选地,一种或多种选自如下元素的元素:

[0039] Cr 0.04 至 0.4

[0040] Hf 0.04 至 0.4

[0041] Ti 0.01 至 0.3,

[0042] Fe 最高 0.15

[0043] Si 最高 0.15,

[0044] 平衡量的不可避免的杂质,每种杂质 < 0.05 ,总量 < 0.25 ,余量的铝,以使 Zn -含量范围为 Mg -含量的函数,即:

[0045] Zn -含量范围的下限: $[\text{Zn}] = 0.34[\text{Mg}] - 0.4$; 并且

[0046] Zn -含量范围的上限: $[\text{Zn}] = 0.34[\text{Mg}] + 0.4$ 。

[0047] 在本发明的另一个优选的实施方案中,以 wt. % 计,该合金的组成为:

[0048] Mg 4.0 至 5.0,优选为 4.2 至 4.9

[0049] Zn 0.96 至 2.1

[0050] Mn 0.1 至 1.0,优选为 0.7 至 1.0

[0051] Cu 0 至 2.0

[0052] Sc 0.05 至 0.6, 优选为 0.07 至 0.25

[0053] Zr 0.04 至 0.4, 优选为 0.06 至 0.15

[0054] 任选地, 一种或多种选自如下元素的元素:

[0055] Cr 0.04 至 0.4

[0056] Hf 0.04 至 0.4

[0057] Ti 0.01 至 0.3,

[0058] Fe 最高 0.15

[0059] Si 最高 0.15,

[0060] 平衡量的不可避免的杂质, 每种杂质 < 0.05 , 总量 < 0.25 , 余量的铝, 以使 Zn- 含量范围为 Mg- 含量的函数, 即:

[0061] Zn- 含量范围的下限: $[Zn] = 0.34[Mg] - 0.4$; 并且

[0062] Zn- 含量范围的上限: $[Zn] = 0.34[Mg] + 0.4$ 。

[0063] 在本发明的合金产品中, 当合金产品具有未重结晶的微观结构时, 性能达到最佳平衡, 就是说, 在最终状态中有 30% 或更少, 优选为 15% 或更少的晶粒为未重结晶的。这种微观结构是通过本发明的方法得到的。

[0064] 在本发明的另一个方面, 提供了一种制造铝合金产品的方法, 该方法包括如下步骤:

[0065] a. 将具有本发明的化学组成的 AlMg 合金的铸锭铸造成坯;

[0066] b. 将该铸坯预热和 / 或均质化;

[0067] c. 通过一种或多种选自轧制、挤出和锻造的方法对该坯进行热加工;

[0068] d. 对热加工的坯进行退火, 然后迅速冷却;

[0069] e. 对退火且冷却的坯进行冷加工;

[0070] f. 任选地对冷加工的坯进行拉伸或压缩;

[0071] h. 对该坯进行热处理以达到理想的韧度。

[0072] 可以提供铸锭或板材或薄板坯形式的铝合金, 通过本领域常规用于铸造产品的铸造技术 (例如, DC- 铸造、EMC- 铸造、EMS- 铸造) 制造成合适的锻造产品。也可以使用连铸, 例如, 带式连铸机或辊式连铸机得到的薄板坯, 其当生产更薄规格的最终产品时可能特别有利。如本领域所公知的, 也可以使用晶粒细化剂, 例如含有钛和硼, 或钛和碳的晶粒细化剂。在将该合金坯料铸造之后, 通常将铸锭剥皮, 以除去临近该铸锭的铸造表面的偏析区。

[0073] 一般执行一步或多步均质化处理, 每步的温度为约 400°C 至 560°C 。预热温度包括将热加工坯料加热到热加工入口温度, 一般温度为约 350°C 至 560°C 。

[0074] 在预热和 / 或均质化工序后, 可以通过一种或多种选自轧制、挤出和锻造的方法对该坯料进行热加工, 优选使用常规的工业工序。本发明优选使用热轧的方法。

[0075] 所述热加工, 特别是热轧, 可以达到最终规格, 例如 3mm 或更小或者厚规格的产品。可供选择地, 所述热加工步骤可以提供中间规格的坯料, 通常为板材或薄板。

[0076] 本发明的一个重要的方面是, 为了达到用于 AlMg 合金产品应用的理想工程特性, 在热加工操作之后, 对该产品进行退火热处理, 然后将产品迅速冷却或淬火, 优选地通过喷

雾淬火或者在水或其它淬火介质中浸入淬火。这些淬火技术本身为本领域技术人员所公知。然而,在现有技术中,在以工业规模退火处理之后,一般是通过空气冷却法使 5000- 系列合金产品冷却。空气冷却法是指将产品从加热炉中移出,通过将产品放置在制造现场冷却使其变冷,有时使用风扇产生一些小规模的空气循环。根据本发明的上下文,需要将该产品迅速冷却或淬火,以尽可能多地避免 Mg-Zn 相 (例如 $MgZn_9$) 大粒度析出而导致最终状态下强度降低。

[0077] 对于 Sc 含量不超过 0.05% 的本发明的合金产品,一般在 350°C 至 450°C 的温度下进行退火处理。一般的退火时间为高达约 2 小时。

[0078] 对于含有 0.05% 至 0.6% 以及优选为更窄范围的 Sc 的本发明的实施方案,一般在约 300°C 至 350°C 的温度下进行退火处理,优选为约 330°C 至 350°C。在这种实施方案中,一般的退火时间为高达约 5 小时。

[0079] 然后,可以对中间规格的该坯料冷加工达到最终规格,例如,通过轧制。根据合金的组成和冷加工的量,可以在冷加工操作过程中使用中间退火以增强加工性能。但是,根据本发明,重要的是,如果在冷加工操作过程中使用一次或多次中间退火处理,则至少在最后一次冷加工操作之前的最后一次中间退火后将该产品迅速由退火温度冷却下来。

[0080] 可选择地,在包括拉伸的冷加工操作中,将冷加工 (例如通过轧制) 后的合金产品以约 0.5 至 10%, 优选为约 0.5 至 6% 的幅度冷拉。也可以将该合金产品冷压缩。

[0081] 在冷加工操作之后,并且在选择性冷拉或压缩操作之后,对该合金产品进行热处理使冷加工后的微观结构恢复,达到改善的性能平衡。在该热处理过程中,还对该合金产品进行理想的人工老化处理以形成 Mg-Zn- 相的细尺度强化析出物,使合金产品的强度显著提高至少 60MPa 或更多,最好的结果是提高至少 80MPa 或更多。

[0082] 一般的热处理在约 100°C 至 210°C 的温度下以一个或多个热处理步骤进行。例如,可以在约 105°C 至 135°C 的温度下进行第一次热处理,优选地进行至少 30 分钟,更优选地进行约 2 至 20 小时,这取决于温度。在第一次热处理或第一次老化步骤之后,可以在 135°C 至 210°C, 更优选在 140°C 至 175°C 下进行第二次热处理或第二次老化步骤,一般进行至少 4 小时,更优选地进行约 6 至 28 小时。可选择地,可以在第二次热处理之后进行第三次热处理,例如,在约 105°C 至 145°C 下一般进行高达约 30 小时。

[0083] 本发明的铝合金产品可以便利地用于结构应用,特别是用作装甲板、模具板、压力容器,或者用于储料仓、油罐车,以及用于航海应用。当用作飞机中的结构构件时,该合金产品特别是可以用作飞机翼肋、飞机翼梁,飞机框架、桁条、压力舱壁、机身板、下翼板、用作加工零件或锻件的厚板或者用作桁条的薄板。通过本发明的方法制造的合金产品也可以以阶段式挤压或挤压成型翼梁的形式提供,以用于飞机结构,或者以锻造翼梁的形式提供,以用于机翼结构。

[0084] 本发明的铝合金产品特别适于通过各种常规的连接技术,包括但不限于熔焊、摩擦搅拌焊、铆接和粘接与期望产品相连接。

[0085] 下面,将通过如下的非限定性实施例对本发明进行说明。

实施例

[0086] 铸造具有表 1 所示组成的三种铝合金,其中合金 A 和 B 为本发明的合金,合金 C 为

作为基准合金的 AA5083 合金。将铸锭加工成 $80 \times 80 \times 100\text{mm}$ 的各种轧制坯料。以 35°C / 小时的速率将该轧制坯料加热到 450°C ，并在该温度下热处理 10 小时。将该铸锭由 80mm 热轧为 4mm 的规格，然后进行两种不同的加工路线。

[0087] 路线 1:

[0088] - 在 475°C 下将 4mm 的板材退火 30 分钟，并空气冷却；

[0089] - 冷轧使规格降低到 2.4mm；

[0090] - 冷轧后，将该板材在 480°C 下退火 30 分钟，随后进行空气冷却；

[0091] - 接着，对该板材进行 1.5% 的拉伸。

[0092] 然后在这种状态下对该材料进行测试。

[0093] 路线 2:

[0094] - 在 475°C 下将 4mm 的板材退火 30 分钟，然后进行水淬；

[0095] - 冷轧使规格降低到 2.4mm；

[0096] - 冷轧后，将该板材在 250°C 下退火 30 分钟，随后进行空气冷却；

[0097] - 接着，对该板材进行 1.5% 的拉伸。

[0098] 然后在这种状态下对该材料进行测试。

[0099] 使用标准的欧洲规范标本测试不同制造路线的各种合金的拉伸性能。拉伸性能列于表 2。

[0100] 由表 2 中的结果可以看出，对于加工路线 1，与基准合金 C (AA5083) 相比较，合金 A 的保证强度 (Proof Strength) 提高了至少 10%，而合金 B 提高了约 35%。而对于加工路线 2，合金 A 比基准合金强约 35%，合金 B 比基准合金强约 50%。

[0101] 根据标准 ASTM G67，使用为 Al-Mg 合金设计的失重测试法测定腐蚀性能。在进行腐蚀测试前，通过在 120°C 下热处理 10 天将各种板材敏化。该测试是研究晶粒间腐蚀行为 (Intergranular Corrosion behaviour, IGC) 的定量测试。根据这种标准测试，表现出低于 $15\text{mg}/\text{cm}^2$ 的失重的合金可以被认为具有 IGC 抗性，而失重超过 $25\text{mg}/\text{cm}^2$ 的合金被认为不具有 IGC 抗性。当失重达到 $15\text{--}25\text{mg}/\text{cm}^2$ 之间时，该合金被称作 IGC 性能不确定。结果列于表 3。

[0102] 由表 3 中的结果可以看出，通过两种制造路线加工的基准合金 C 对 IGC 几乎没有抗性。用路线 1 加工的合金 A 和 B 均表现得明显好些。而当通过路线 2 加工时，合金 A 和 B 均表现出极好的 IGC 抗性，失重分别为 6 和 $13\text{mg}/\text{cm}^2$ 。

[0103] 还使用根据 ASTM G1 10 的测试法测定了腐蚀性能，该测试法一般用于 2000- 和 7000- 系列合金。该测试法测定剥离行为，为一种可视测试。同样对于本测试，在进行腐蚀测定前，通过在 120°C 下热处理 10 天将各种板材敏化。可以看出，由路线 1 和路线 2 加工的合金 A 没有表现出可观察到的腐蚀迹象。但是，对于由路线 1 处理的同时添加 Cu 和 Zn 的合金 B 表现出标准的 IGC 行为，这种行为在例如 2024 合金上也可以观察到。而当由路线 2 处理时，合金 B 只表现出点蚀的迹象。

[0104] 表 1. 合金的组成，余量为铝和常规杂质。

[0105]

合金	元素								
	Mg	Mn	Zn	Cu	Fe	Si	Cr	Zr	Ti
A	4.5	0.7	1.5	-	0.03	0.03	-	-	0.03
B	4.5	0.7	1.5	1.0	0.03	0.03	-	-	0.03
C	4.65	0.65	0.11	0.05	0.25	0.19	0.19	-	0.03

[0106] 表 2. 表 1 中的合金的拉伸性能。

[0107]

合金	加工路线	0.2% PS [MPa]	UTS [MPa]	EI [%]
A	1	187	329	33
	2	308	334	14
B	1	231	390	30
	2	348	412	10
C	1	168	307	18
	2	228	317	16

[0108] 表 3. 在 120°C 下敏化 10 天后合金的失重结果。

[0109]

加工路线	合金	失重 (mg/cm ²)
1	A	22
	B	21
	C	46
2	A	6
	B	13
	C	36