

[12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 97194225.0

[45] 授权公告日 2001 年 2 月 7 日

[11] 授权公告号 CN 1061697C

[22] 申请日 1997.3.27 [24] 颁证日 2000.11.25

[21] 申请号 97194225.0

[30] 优先权

[32] 1996.4.4 [33] EP [31] 96200967.6

[86] 国际申请 PCT/EP97/01623 1997.3.27

[87] 国际公布 WO97/38146 英 1997.10.16

[85] 进入国家阶段日期 1998.10.29

[73] 专利权人 荷高文斯铝轧制品有限公司

地址 联邦德国科布伦茨

[72] 发明人 A·J·P·哈斯勒 D·萨姆帕斯

[56] 参考文献

DE2716799A 1997.10.27 _

GB1458181A 1976.12.8 _

JP5-25572A 1993.6.16 _

审查员 葛松生

[74] 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利商标事
务所

代理人 龙传红

权利要求书 2 页 说明书 13 页 附图页数 0 页

[54] 发明名称 铝-镁合金板或挤压件

[57] 摘要

提供了一种与 AA5083 相比在软化回火及加工硬化回火态下具有明显提高的强度的,板状或挤压件状的高强度 Al-Mg 合金。该合金的延展性,抗点状腐蚀,应力腐蚀及剥蚀的能力与 AA5083 相当。该材料具有在大于 80℃ 以上的温度下的,改善了长期抗应力腐蚀和剥蚀的能力。其成份为:5—6% Mg、>0.6—12% Mn、0.4—1.5% Zn、0.05—0.25% Zr、最多 0.3% Cr、最多 0.2% Ti、最多 0.5% Fe、最多 0.5% Si、最多 0.4% Cu、最多 0.4% Ag,余量的 Al 及不可避免杂质。通过使锭均匀化,以 400—530℃ 的温度范围将此锭热轧成板,有或无中间退火地将此板冷轧,在 200—550℃ 将此冷轧材经最终退火及任选地使其经中间退火而制成这种合金的板材。

ISSN 1008-4274



权 利 要 求 书

1.板状或挤压物状的铝-镁合金,其组成如下(%重量):

Mg	5.0-6.0
Mn	>0.6-1.2
Zn	0.4-1.5
Zr	0.05-0.25
Cr	最多 0.3
Ti	最多 0.2
Fe	最多 0.5
Si	最多 0.5
Cu	最多 0.4
Ag	最多 0.4

余量的 Al 及不可避免的杂质。

2.权利要求 1 的铝-镁合金,它具有选自软化回火态和加工硬化回火态的状态。

3.权利要求 1 或 2 的铝-镁合金,其中 Mg 含量的范围为 5.0-5.6% (重量)。

4.权利要求 1 或 2 的铝-镁合金,其中 Mn 含量为至少 0.7% (重量)。

5.权利要求 4 的铝-镁合金,其中 Mn 含量在 0.7-0.9% (重量)的范围内。

6.权利要求 1 或 2 的铝-镁合金,其中 Zn 含量不大于 1.4% (重量)。

7.权利要求 6 的铝-镁合金,其中 Zn 含量不大于 0.9% (重量)。

8.权利要求 1 或 2 的铝-镁合金,其中 Zr 含量在 0.10-0.20% (重量)的范围内。

9.权利要求 1 或 2 的铝-镁合金,其中 Mg 含量在 5.2-5.6% (重量)的范围内。

10.权利要求 1 或 2 的铝 - 镁合金, 其中 Cr 含量不大于 0.15% (重量)。

11.权利要求 1 或 2 的铝 - 镁合金, 其中 Ti 含量不大于 0.10% (重量)。

12.权利要求 1 或 2 的铝 - 镁合金, 其中 Fe 含量在 0.2 - 0.3% (重量) 的范围内。

13.权利要求 1 或 2 的铝 - 镁合金, 其中 Si 含量在 0.1 - 0.2% (重量) 的范围内。

14.权利要求 1 或 2 的铝 - 镁合金, 其中 Cu 含量不大于 0.1% (重量)。

15.含有至少一种用权利要求 1 - 14 中任一项的铝 - 镁合金制成焊接板或挤压件的焊接结构。

16.权利要求 15 的焊接结构, 其中所述板或挤压件的焊接件屈服强度为至少 140MPa。

17.权利要求 1 - 14 中之任一项的铝 - 镁合金在大于 80℃ 的作业温度下的应用。

说明书

铝 - 镁合金板或挤压件

本发明涉及特别适用于建造海上和陆地运输的大型焊接构件的板状及挤压件的铝 - 镁合金, 所述构件比如为贮存容器及车、船。本发明的板材, 比如, 可用于建造海上运输工具, 如单船体救生筏, 快速摆渡飞船、高速轻型船舶及用于建造这类工具推进器的喷射环。本发明的合金还可用于其它用途, 如作 LNG 罐、筒仓, 油罐车的建造材料及用作加工及模制的板。该板的厚度范围为几 mm, 如 5mm - 最多 200mm。本发明合金的挤压件可用作加强件, 及用于诸如快速摆渡飞船之类的海上工具的超级结构。

含 Mg 量 > 3 % 的 Al - Mg 合金大量用于大型焊接构件, 如海上及陆地运输用的贮存容器和车、船。这种类型的标准合金是 AA5083 合金, 其组成 (重量 %) 如下:

Mg	4.0-4.9
Mn	0.4-1.0
Zn	≤0.25
Cr	0.05-0.25
Ti	≤0.15
Fe	≤0.4
Si	≤0.4
Cu	≤0.1
其它元素 (每种)	≤0.05
(总量)	≤0.15

余量的 Al。

软化回火态和加工硬化回火态的 AA5083 合金板尤其适用于建造海上运输工具, 如轮船, 救生筏及高速船舶。软化回火态的 AA5083 合金板被用于建造油罐车、翻斗车等。AA5083 合金的多用性的主要原因于:

它提供了高强度（在室温及低温时的）、轻重量、耐腐蚀性、可弯曲性、可成形性及焊接性的优良组合。AA5083 合金可通过在其中增加 Mg %，不明显地损失延展性而提高其强度。但，增加 Al - Mg 合金中的 Mg %，则抗剥蚀及耐应力腐蚀的能力明显降低。近年来，由于在加工硬化回火和软化回火态下的性能优于 AA5083，已引进了新的合金 AA5383。在此情况下，这种改进主要是通过优化 AA5083 的现用组成达到的。

下面将提到在现有技术文献中找到的 Al - Mg 合金的某些其它公开材料。

GB - A - 1458181 推出一种强度比 JISH5083 高的合金，它含更多的 Zn。其组成为（%重量）：

Mg	4-7
Zn	0.5-1.5
Mn	0.1-0.6，优选 0.2-0.4
任选	Cr 0.05-0.5
	Ti 0.05-0.25
	Zr 0.05-0.25 中的一种或几种
杂质	≤0.5

余量的 Al。

在这些例子，不考虑参考例，Mn 含量为 0.19 - 0.44，而且未用 Zr。这种合金是作为可冷成形的，而且还适用于挤压的合金被陈述的。

US - A - 2,985,530 述及一种用于制造和焊接的，含 Zn 量高于 AA5083 的合金。加 Zn 为的是进行合金的焊后自然时效硬化。该板材的组成（%重量）如下：

Mg	4.5-5.5，最好是 4.85-5.35
Mn	0.2-0.9，最好是 0.4-0.7
Zn	1.5-2.5，最好是 1.75-2.25
Cr	0.05-0.2，最好是 0.05-0.15
Ti	0.02-0.06，最好是 0.03-0.05
余量的 Al。	

在“轻合金冶金学”(冶金研究所, Ser. 3 (London) 1983, Hector S. Campbell, P82-100)中, 叙述了对含 3.5 - 6 % 的 Mg 及 0.25 或 0.8 % 的 Mn 的铝合金加 1 % 的 Zn 的作用。据信 Zn 在 100 °C 时效 10 天, 而不是在 125 °C 时效 10 个月时改进了抗拉强度及抗应力腐蚀能力。

DE - A - 2716799 提出了一种准备用来代替汽车部件中的钢板的铝合金, 其组成如下(重量%) :

Mg	3.5-5.5
Zn	0.5-2.0
Cu	0.3-1.2
任选地, Mn	0.05-0.4
Cr	0.05-0.25
Zr	0.05-0.25
V	0.01-0.15 中的至少一种

余量的 Al 及杂质。

大于 0.4 % 的 Mn 被认为降低延展性。

本发明的目的之一在于提供一种 Al - Mg 合金板或挤压件, 它们与标准的 AA5083 合金相比, 具有大为提高的, 软化回火态及加工硬化回火态下的强度。本发明另一目的在于提供合金板和挤压件, 它们所提供的延展性, 可弯曲性, 耐点蚀、应力腐蚀和耐剥蚀能力至少与 AA5083 的性能相当。

按本发明, 提供了一种板状或挤压件状的铝 - 镁合金, 其组成如下(% 重量) :

Mg	5.0-6.0
Mn	>0.6-1.2
Zn	0.4-1.5
Zr	0.05-0.25
Cr	最多 0.3
Ti	最多 0.2
Fe	最多 0.5
Si	最多 0.5

Cu 最多 0.4

Ag 最多 0.4

余量的 Al 及不可避免的杂质。

由于本发明，我们可提供这样的合金板或挤压件，其强度比 AA5083 的高，尤其是该合金的焊接点的强度比 AA5083 焊件的高。还发现，本发明的合金在 80℃ 以上的温度下的耐长期应力腐蚀、耐剥蚀能力有所提高，80℃ 是用于 AA5083 合金的最高温度。

本发明的要点还在于具有至少一种上述合金的焊接板或挤压件的焊接结构。该焊接件的屈服强度最好为至少 140MPa。

据信，因本发明而取得的改善了的性能，尤其是在加工硬化回火及软化回火时的较高的强度，归因于提高了 Mg 和 Zn 的含量，而且还加了 Zr。

本发明人认为，AA5083 的耐剥蚀和耐应力腐蚀能力差的原因在于含阳极化的 Mg 的金属间化合物在晶界析出程度被提高了。在较高 Mg 含量时的耐应力腐蚀和耐剥蚀的能力可以通过使含 Zn 的金属间化合物优先在晶界上析出，而使含 Mg 的金属间化合物在晶界上析出较少而得以保持。含 Zn 的金属间化合物在晶界上析出有效地减少了在晶界上析出的，高度阳极化的二元 Al - Mg 金属间化合物的体积份额，因而在采用了高 Mg 含量的同时，本发明的合金的耐应力腐蚀和耐剥蚀能力有明显提高。

可通过使选定组成的 Al - Mg 合金坯经预热、热轧、冷轧（使用或不使用中间退火）及最终退火而制成本发明的合金板。条件最好如下：预热温度范围为 400 - 530℃，均匀化时间不大于 24 小时。热轧最好在 500℃ 时开始。最好在压缩 20% 之后，热轧板经或不经中间退火以 20 - 60% 的压缩比被冷轧。最终和中间退火最好在 200 - 530℃ 的温度范围内进行，而加热时间为 1 - 10 小时，在这种退火温度下的保温时间范围为 10 分 - 10 小时。退火可在热轧步骤后进行，因而最终的板材可最多拉长 6%。

挤压工艺的细节将述于下文。

下面陈述限制本发明的铝合金的合金元素及工艺条件的理由。

所有的组成均以重量百分数表达。

Mg: Mg 是该合金中的主要强化元素。低于 5.0 % 的 Mg 含量不能提供所需的焊接强度，而当其加入量超过 6.0 % 时，则在热轧时出现严重的裂纹。为在便于加工和强度间折衷，Mg 的优选含量为 5.0 - 5.6 %，而更好是 5.2 - 5.6 %。

Mn: Mn 是主要辅助元素。在与 Mg 结合时，Mn 对于该合金的板材和焊接点都提供了强度。低于 0.6 % 的 Mn 含量不能对该合金的焊接点提供足够的强度。大于 1.2 %，则增加了热轧难度。对于强度而言，优选的最小 Mn 含量为 0.7 %，Mn 含量的优选范围为 0.7 - 0.9 %，这代表了强度和便于加工间的一种折衷。

Zn: 对于该合金的耐腐蚀性而言，Zn 是重要元素。Zn 对于加工硬化回火态的该合金还提供某种程度的强度。小于 0.4 %，加 Zn 不能提供与 AA5083 相当的耐晶间腐蚀能力。Zn 含量大于 1.5 % 时，铸造和热轧，尤其是在工业规模，变得困难。因此，优选的最大 Zn 含量为 1.4 %。由于大于 0.9 % 的 Zn 会导致焊接热影响区中的腐蚀，所以最好用不大于 0.9 % 的 Zn。

Zr: 为使加工硬化回火的该合金提高强度，Zr 是重要的。对于抗御该合金板在焊接时开裂，Zr 也是重要的。Zr 含量大于 0.25 % 有导致很粗的针状初次晶粒的倾向，这将使该合金的便于加工性能及该合金板的可弯曲性下降，因而 Zr 含量不得大于 0.25 %。Zr 的最小含量为 0.05 %，为在加工硬化退火态时提供足够的强度，采用 0.10 - 0.20 % 的优选的 Zr 含量范围。

Ti: Ti 是用本发明生产的锭和焊接接头在凝固时的重要晶粒细化剂。但，与 Zr 结合的 Ti 形成不希望有的粗大的初次结晶晶粒。为避免这种现象，Ti 含量不得超过 0.2 %，而更好是不大于 0.1 %。Ti 的适宜的最低含量为 0.03 %。

Fe: Fe 在铸造时形成 Al - Fe - Mn 化合物，因而限制由于 Mn 而产生的有益的效果。大于 0.5 % 的 Fe 含量形成粗大的初次结晶晶粒，这使本发明合金的焊接接头的疲劳寿命下降。Fe 含量的优选范围是 0.15 - 0.30 %，更好是 0.20 - 0.30 %。

Si: Si 形成 Mg_2Si , 尤其是它在含 $Mg > 4.5\%$ 的 Al - Mg 合金中是不溶的。因此 Si 限制了 Mg 的有益作用。Si 还与 Fe 结合而形成粗大的 Al - Fe - Si 相颗粒, 这会影响该合金焊接接头的疲劳寿命。为避免主要的强化元素 Mg 被损失, Si 含量不得大于 0.5% 。Si 的优选范围为 $0.07 - 0.20\%$, 更好是 $0.10 - 0.20\%$ 。

Cr: Cr 改善该合金的耐腐蚀能力。但 Cr 限制 Mn 和 Zr 的溶解度。因此, 为避免形成粗大的初次结晶晶粒, Cr 含量不得大于 0.3% , 优选的 Cr 含量范围为 $0 - 0.15\%$ 。

Cu: Cu 不应超过 0.4% 。大于 0.4% 的 Cu 含量使本发明的合金板的抗点状腐蚀能力不可接受地恶化。优选的 Cu 含量不大于 0.15% , 更好不大于 0.1% 。

Mg: 可将 Ag 任选地包括在该合金中, 最高达最大含量 0.4% , 更好是至少 0.05% , 以进一步改善抗应力腐蚀能力。

其余是 Al 和不可避免的杂质。每种杂质元素一般以 0.05% 的最大量存在, 而杂质总量最多为 0.15% 。

现叙述生产本发明产品的方法。

热轧前的预热通常在 $400 - 530\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内, 按单一或多次步骤进行。无论在何种情况下, 预热都使铸态合金中的合金元素的偏析下降。按多步骤, 可有意地使 Zr、Cr 和 Mn 析出, 从而控制热轧机排出材料的显微组织。若这种处理在 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下进行, 所得到的均匀化的效果不充分。另外由于坯料的变形抗力明显上升, 在低于 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度下难以进行工业性热轧。若此温度大于 $530\text{ }^{\circ}\text{C}$, 则发生共晶熔化, 结果形成不希望的孔隙。上述预热处理的优选时间为 $1 - 24$ 小时。热轧最好在高于 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时开始。随着本发明组成范围内的 Mg % 的提高, 初始轧制道次的工艺制度则变得较为严格。

最好在最终退火之前对热轧板施以压缩比为 $20 - 60\%$ 的冷轧。压缩比最好至少为 20% , 以便使含阳极化的 Mg 的金属间化合物在最终退火热处理过程中均匀析出。不经任何中间退火的, 超过 60% 的冷轧压缩比会在轧制过程中产生裂纹。在中间退火的情况下, 这种处理最好在压缩比至少 20% 的冷轧后进行, 以便使含 Mg 和/或 Zr 的金属间化合物在

该经中间退火的材料中均匀分布。最终退火可分单一周期或多步骤进行，在所述的多步骤中。有一次或多次加热、保温及从退火温度冷下来的过程。加热时间一般为 10 分 - 10 小时。根据要求的状态，退火温度在 200 - 500 ℃ 的范围内。为产生加工硬化状态，如 H321，该优选范围为 225 - 275 ℃，而对于软化状态，如 O/H111，H116 等而言，该范围为 350 - 480 ℃。在此退火温度下的保温时间最好为 15 分 - 10 小时。退火保温后的冷却速度最好为 10 - 100 ℃/小时。中间退火的条件与最终退火的条件相似。

在制造挤压件时，均匀化步骤通常在 300 - 500 ℃ 的温度范围内进行 1 - 15 小时。坯料从此均热温度冷至室温。进行均匀步骤主要是为固溶因铸造而存在的含 Mg 共晶。

挤压前的预热通常在 400 - 530 ℃ 的温度范围内，于气体炉中进行 1 - 24 小时，或于感应炉内进行 1 - 10 分钟。通常要避免如 530 ℃ 的过高温度。根据可得到的压力及坯料尺寸，可在挤压机上，用一孔或多孔模完成。可以一般范围为 1 - 10m/分的挤压速度施加变化很大的 10 - 100 的挤压比。

挤压后，被挤压的零件可用水或空气急冷。可在间断退火炉中，通过将经挤压的零件加热至 200 - 300 ℃ 的温度范围内进行退火。

实施例 1

表 1 列出了用于生产软化态和加工硬化态材料的锭子的化学组成（% 重量）。该锭以 35 ℃/时的速度被预热至 510 ℃。当达到该预热温度时，将该锭在热轧前均热 12 小时。施以 95 % 的总热轧压缩比。1 - 2 % 的压缩比被用于第一次的三道次热轧。每个道次的压缩比逐步加大。出自轧机的材料温度在 300±10 ℃ 的范围内。对此热轧材料施以 40 % 的冷轧压缩比。最终板厚为 4mm。通过在 525 ℃ 使该冷轧料退火 15 分钟，产生了软化态材料。通过在 250 ℃ 使该冷轧材料均热 1 小时产生加工硬化态材料。加热时间为 1 小时。此热处理之后，将材料空冷。所得材料的抗拉性能及抗腐蚀性能列于表 2 中。

在表 2 中，PS 是屈服强度（MPa）。UTS 是极限抗拉强度（MPa），Elong 是最大延伸率（%）。还评价该材料的抗点状腐蚀、

耐剥蚀和抗晶间腐蚀的能力。用 ASSET 试验 (ASTM G66) 评估材料抗剥蚀和抗点状腐蚀能力。PA、PB、PC 及 PD 标志 ASSET 试验的结果, PA 代表最佳结果。用 ASTM G67 重量损失试验确定该合金对晶间腐蚀的敏感度 (在表 2 中, 该结果以 mg/cm^2 表达)。测试取自该合金的焊接板的试样, 以确定焊接接头的抗拉性能。

作为本发明实施例的合金是 B4 - B7, B11 及 B13 - B15。其它合金用于对比。A0 是典型的 AA5083 合金。列于表 2 中的成分以这样的方式分组: 以代码 A 开头的合金有 <5 % 的 Mg, 以 B 开头的合金有 5 - 6 % 的 Mg, 而以 C 开头的合金的含 Mg 量 >6 %。

代码 A 的合金与代码 B 的合金的焊接强度的简单对比清楚地表明: 为得到很高的焊接强度, Mg 含量必须大于 5 %。虽然提高 Mg 含量使焊接强度提高, 但全部三种代码 C 的合金在热轧时开裂的事实表明: 若 Mg 含量 >6 % 时, 则该合金的加工性能明显变差。将 Mg 增加到 5 % 以上还产生了对晶间腐蚀的敏感性 (以 B3 合金的重量损失值表明, 该值为 $17\text{mg}/\text{cm}^2$ (H321 状态))。合金 B4 - B7 的重量损失值与标准合金 5083 (A0 合金) 该值间的可比性表明: 以大于 0.4 % 的含量向含 Mg >5 % 的合金加 Zn 则导致抗晶间腐蚀能力明显改善。

合金 B1 和 B2 的 ASSET 试验结果表明: 大于 0.4 % 的 Cu 含量导致程度不可接受的点状腐蚀, 因而为达到可与 AA5083 相比的耐点状腐蚀/耐剥蚀能力, 必须将 Cu 含量保持在 0.4 % 以下。虽然除 Mn 含量外, 合金 B9 和 B5 的组成相似, 但 H321 回火态的 B9 的强度值比 B5 的该值高, 这意味着: 具有 0.4 % 以上的 Mn 含量是重要的, 但, 含 1.3 % 的 Mn 的 B10 合金在热轧时的严重裂纹说明 1.3 % 代表在 H321 回火态下通过加 Mn 来提高强度的最大限度。在多次试验中取得的经验表明: 0.7 - 0.9 % 间的 Mn 含量代表了增加强度和加工难度间的折衷。

可比较合金 B11、B14 及 B16 的性能, 从而发现加 Zr 的作用; 这些合金的比较结果表明: 加 Zr 提高了加工硬化回火态时的强度及焊接接头的强度。合金 B16 在热轧时开裂的事实说明加 Zr 的限度为小于 0.3 %。大规模试验表明: 在 Zr 含量大于 0.2 % 时形成粗大的金属间化合物的风险较高, 因而 Zr 含量在 0.1 - 0.2 % 的范围内是可取的。代表本发明的

合金 B4 - B7、 B11 和 B13 - B15 与标准的 AA5083 相比, 不仅在焊前和焊后具有很高的强度, 而且具有与该标准合金相似的耐腐蚀性能。

表 1

代码	Mg	Mn	Zn	Zr	Ti	Fe	Si	Cr	Cu	Al
A0	4.54	0.64	0.1	0.005	0.02	0.24	0.25	0.1	0.08	余量
A1	4.22	0.6	0.1	0.004	0.01	0.25	0.25	0.09	0.3	余量
A2	4.3	0.6	0.1	0.04	0.02	0.24	0.25	0.1	0.6	余量
A3	4.38	0.65	0.1	0.13	0.01	0.25	0.27	0.09	0.05	余量
A4	4.26	0.64	0.1	0.215	0.02	0.25	0.27	0.09	0.05	余量
A5	4.33	0.65	0.1	0.01	0.01	0.27	0.28	0.24	0.06	余量
A6	4.3	0.64	0.1	0.005	0.02	0.23	0.28	0.24	0.3	余量
A7	4.2	0.6	0.1	0.145	0.01	0.25	0.29	0.24	0.3	余量
A8	4.4	0.63	0.1	0.145	0.01	0.23	0.29	0.24	0.0.7	余量
A9	4.7	0.8	0.4	0.13	0.14	0.23	0.14	<0.01	0.1	余量
A10	4.7	0.8	0.6	0.13	0.12	0.23	0.13	<0.01	0.1	余量
A11	4.8	0.8	0.4	0.17	0.02	0.23	0.13	<0.01	0.1	余量
A12	4.8	0.8	0.4	0.25	0.13	0.25	0.12	<0.01	0.1	余量
B1	5.0	0.8	0.2	0.12	0.09	0.22	0.13	<0.01	0.4	余量
B2	5.0	0.8	0.2	0.12	0.06	0.23	0.12	<0.01	0.6	余量
B3	5.1	0.8	0.1	0.12	0.1	0.25	0.13	<0.01	0.1	余量
B4	5.2	0.8	0.4	0.12	0.13	0.25	0.13	<0.01	0.1	余量
B5	5.3	0.8	0.53	0.143	0.05	0.18	0.09	<0.01	0.06	余量
B6	5.2	0.8	1.03	0.13	0.05	0.18	0.09	<0.01	0.06	余量
B7	5.1	0.8	1.4	0.12	0.05	0.18	0.09	<0.01	0.05	余量
B8	5.2	0.8	1.7	0.12	0.04	0.17	0.09	<0.01	0.07	余量
B9	5.3	0.3	0.5	0.15	0.09	0.18	0.1	<0.01	0.1	余量
B10	5.2	1.3	0.4	0.12	0.05	0.17	0.09	<0.01	0.06	余量
B11	5.6	0.8	0.52	0.14	0.05	0.18	0.09	<0.01	0.05	余量
B12	5.7	0.8	0.2	0.12	0.08	0.25	0.13	<0.01	0.17	余量
B13	5.7	0.8	1.05	0.14	0.05	0.18	0.09	<0.01	0.05	余量
B14	5.9	0.8	0.4	0.23	0.12	0.25	0.13	<0.01	0.1	余量
B15	5.9	0.8	0.6	0.24	0.15	0.24	0.15	<0.01	0.1	余量
B16	5.8	0.8	0.4	0.3	0.1	0.24	0.15	<0.01	0.1	余量
C1	6.2	0.7	0.6	0.15	0.1	0.18	0.1	<0.01	0.09	余量
C2	6.5	0.8	1.9	0.15	0.07	0.18	0.1	<0.01	0.07	余量
C3	6.1	1.3	1	0.15	0.1	0.19	0.14	<0.01	0.07	余量

表 2

	H321 回火态						0 回火态						焊 接 接 头 (H321)			
	抗拉性能			耐腐蚀性能			抗拉性能			耐腐蚀性能			抗拉性能			
代码	PS	UTS	Elong	ASSET	重量损失	PS	UTS	Elong	ASSET	重量损失	PS	UTS	Elong	PS	UTS	Elong
A0	285	361	9.8	PA	5	150	295	21.1	PA	3	160	288	6.4			
A1	281	359	10	PB/PC	2	155	305	23	PC	3	156	275	7			
A2	286	361	9.8	PC		164	324	22.5	PC	2	155	270	6			
A3	278	356	9.7	PA	2	155	299	20.8	PA	3	150	276	7			
A4	279	354	8.8	PA	2	146	291	21.4	PA	3	153	278	6			
A5	282	357	9.2	PA	2	155	309	19	PA	4	157	277	4			
A6	290	359	9	PB/PC	2	158	310	18	PC	2	160	285	5			
A7	289	365	10	PC	4	158	305	19.1	PA	4	161	285	6			
A8	275	342	10.2	PA	3	160	299	19	PA	3	157	285	5			
A9	329	394	8.8	PA	3	170	323	20.6	PA	2	162	290	6.2			
A10	331	404	8.4	PA	2	176	332	21.4	PA	2	164	287	6.1			
A11	326	398	9.8	PA	3	172	328	21.8	PA	3	163	290	6			
A12	350	400	8.7	PA	2	168	322	21.3	PA	3	165	295	6			
B1	329	404	8.5	PC/PD	5	181	341	21.1	PD	4	170	298	6			
B2	337	405	8.7	PD	5	186	344	20.1	PD	7	171	307	6			
B3	332	402	8.9	PB	17	179	326	19.7	PB	20	173	310	6			
B4	326	404	9.7	PA	3	174	327	22.5	PA	2	187	310	6			
B5	308	404	10.4	PB	8	174	342	21.2	PB	10	190	319	5.6			

表 2 (续)

	H321 回火态					0 回火态					焊接接头 （ H321 ）			
	抗拉性能			耐腐蚀性能		抗拉性能			耐腐蚀性能		抗拉性能			
代码	PS	UTS	Elong	ASSET	重量损失	PS	UTS	Elong	ASSET	重量损失	PS	UTS	Elong	
B6	314	416	10.6	PA/PB	4	175	344	22.7	PB	4	198	330	5.5	
B7	320	421	10.2	PA/PB	5	173	340	22.3	PA	5	185	309	6	
B8		轧制时开裂					轧制时开裂							
B9	290	384	10.5	PB	12	170	321	21	PB	14	174	305	6	
B10		轧制时开裂					轧制时开裂							
B11	318	395	10.1	PB	6	179	345	21.2	PB/PC	4	198	333	7.0	
B12	328	419	9.7	PB	19	190	352	21.7	PB/PC	25	190	325	6	
B13	322	428	10	PA/PB	7	176	344	18.9	PB	5	195	313	5.2	
B14	331	427	9.7	PA	3	182	344	21.3	PA	2	199	327	6.2	
B15	347	432	9.6	PA	2	187	356	22.4	PA	2	197	329	6.1	
B16		轧制时开裂					轧制时开裂							
C1		轧制时开裂					轧制时开裂							
C2		轧制时开裂					轧制时开裂							
C3		轧制时开裂					轧制时开裂							

实施例 2

将具有表 3 中所列组成 (合金 D1) 的 DC 铸造锭, 在 510 °C/12 小时的条件下均匀化, 然后热轧成厚 13mm 的板. 再将此热轧板冷轧至 8mm 厚。

表 3

元素	Mg	Mn	Zn	Zr	Cu	Fe	Si	Ti	Cr	Al
合金 D1	5.2	0.8	0.8	0.13	<0.1	0.2	0.1	0.024	<0.01	余量

接着于 250 °C 将此板退火 1 小时。测定此板的抗拉性能及耐腐蚀性能。用 ASTM G66 和 ASTM G67 评定对点状腐蚀、剥蚀及晶间腐蚀的敏感性。D1 合金焊前的这些性能列于表 4, 然后与标准的 AA5083 的这些性能比较。表 4 中所列的各项数据是对用合金 D1 所产生的试样所作的 10 次试验的平均值。从表 4 可知: 不仅合金 D1 的屈服强度和极限抗拉强度明显高于标准的 AA5083 的该强度, 而且抗点状腐蚀、剥蚀和晶间腐蚀的能力与 AA5083 相似。

表 4

性能	AA5083	合金 D1
屈服强度 (MPa)	257	305
极限抗拉强度 (MPa)	344	410
延伸率 (%)	16.3	14
ASSET 试验结果	PB	PA/PB
重量损失试验结果[mg/cm ²]	4	5

用 190A 的电流和 23V 的电压生产 800 × 800mm 的合金 D1 焊接板。用三个焊道产生焊接接头。用此焊接板加工成 25 个横向焊接拉伸试样。所用的填料焊丝为 AA5183。出于参考的目的, 类似地用标准的 AA5083 焊接板加工出 25 个横向焊接拉伸试样。表 5 列出了得自 25 个焊接接头的拉伸试验的数据, 这些接头是合金 D1/5183 和 5083/5183 的接头, 数据是最大和最小值的平均值。从表 5 中的数据可知, 在焊接状态下, 合金 D1 的屈服强度和极限抗拉强度明显高于标准的 AA5083 合金的该强度。

表 5

	合金 5083/5183			合金 D1/5183		
	PS MPa	UTS MPa	延伸率 %	PS MPa	UTS MPa	延伸率 %
平均	139	287	17.2	176	312	15.8
最小	134	281	11.4	164	298	11.8
最大	146	294	21.9	185	325	21.1

实施例 3

用 510 ℃/12 小时的条件使组成与实施例 2 的合金 D1 相同的 DC 铸造锭均匀化，然后热轧至厚 13mm。再将此热轧板冷轧至 8mm 的板厚。接着于 350 ℃将该板退火 1 小时。通过在 100 ℃时使试样以 1 小时 - 30 天的不同时期均热，使这样产生的“0”回火态板经受热处理。出于参考的目的，将取自 8mm 的 0 回火 AA5083 板的试样也以与合金 D1 相同的条件热处理。用扫描电镜检验该试样的显微组织。对暴露于 100 ℃的 AA5083 试样的检验表明：阳极化金属间化合物在晶界上析出。还被观察到的是：随着在 100 ℃下的暴露时间的增加，晶界的析出变得更为密集。它变得如此之密，以致最终形成一个阳极化金属间化合物的连续的晶界网。但，与标准的 AA5083 合金的情况不同的是，发现合金 D1 的试样即使长期暴露于 100 ℃之后，晶粒中仍含有阳极化金属间化合物的析出物。由于已知阳极化金属间化合物的连续的晶界网是造成应力腐蚀裂纹的主要原因，所以标准的 AA5083 合金的用途只限于工作温度小于 80 ℃的应用场合。但，合金 D1 的化学组成使得任何连续的晶界析出物即使在 100 ℃下长期暴露也形成不了，所以结论是，这种合金适用于工作温度大于 80 ℃的应用场合。