

[12] 发 明 专 利 说 明 书

[21] ZL 专利号 98808977.7

[45]授权公告日 2002 年 1 月 23 日

[11]授权公告号 CN 1078263C

[22]申请日 1998.9.10 [24]颁证日 2002.1.23

[21]申请号 98808977.7

[30]优先权

[32]1997.9.11 [33]JP [31]246705/1997

[86]国际申请 PCT/JP98/04079 1998.9.10

[87]国际公布 WO99/13124 英 1999.3.18

[85]进入国家阶段日期 2000.3.9

[73]专利权人 日本轻金属株式会社

地址 日本东京

共同专利权人 阿尔肯国际有限公司

本田技研工业株式会社

[72]发明人 森山武 P·维克利夫 D·J·洛伊德

林 登 安永晋拓 赵丕植

[56]参考文献

EP0646655A 1985.4.5

JP0259700A 1988.3.16

JP04187048A 1002.7.6

JP05179413A 1993.7.20

JP63255346A 1988.1.1

审查员 徐 川

[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

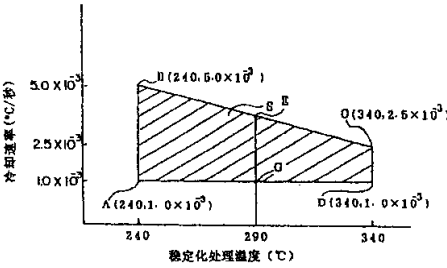
代理人 段承恩

权利要求书 1 页 说明书 9 页 附图页数 1 页

[54]发明名称 铝合金板的制造方法

[57]摘要

对连铸和轧制态铝合金板(含 Mg 量 3—6wt%)进行如下处理可使其具有增强的应力腐蚀断裂抗力和改善的形状稳定性:退火,应变校正,在 240℃—340℃之间的某一给定温度加热并保温 1 小时或更长时间,缓慢冷却。该缓慢冷却处理是在选自预定冷却区间的某一冷速下进行的,该预定冷却区间与预定的温度区间 S 相对应,该预定温度区间 S 在附图中是以斜线的封闭形式表示。



I S S N 1 0 0 8 - 4 2 7 4

权 利 要 求 书

1.一种制造具有在应力下增强的应力腐蚀断裂抗力及改善的形状稳定性的铝合金板的方法，该方法包括按以下顺序的连续步骤：连铸具有3~5重量%的Mg的熔融铝合金，得到铝合金板；对轧制后或未经轧制的该铝合金板进行退火；通过轧制或拉伸来应变校正该退火态板，板厚减薄量为0.5-2%；在选自预定温度区间的某温度下对校正后的铝合金板进行加热，该预定温度区间接下述方式确定：以热处理温度（℃）为横坐标轴，冷却速率（℃/秒）为纵坐标轴建立长方形坐标系，在该坐标系中，分别以下列坐标点对连接四条直线：（240， 5.0×10^{-3} ）和（340， 2.5×10^{-3} ）之间；（240， 1.0×10^{-3} ）和（340， 1.0×10^{-3} ）之间；（240， 5.0×10^{-3} ）和（240， 1.0×10^{-3} ）之间；（340， 2.5×10^{-3} ）和（340， 1.0×10^{-3} ）之间，这四条直线所包围的加热温度区域即是预定温度区间；将加热的铝合金板在此选定温度保温1小时或更长时间；随后将其以与预定温度区间相对应的冷却速率冷却下来。

说明书

铝合金板的制造方法

技术领域

本发明涉及Al-Mg合金板的制造方法，该Al-Mg合金板可提供更好的应力腐蚀断裂抗力并在冲压后具有改良的形状稳定性。

现有技术

同钢板相比，铝合金板重量轻并具有好的成形性，因而，现今它们已取代钢板作为机动车辆车身用板、骨架结构、船舶构件等。因具有高强度和良好的成形性，已提出一种Al-Mg系合金（JIS型5000系列）典型用作上述的铝合金板。

然而，该Al-Mg合金存在这样的问题：变形后在经过长时间间隔时，倾向于以薄膜形式在其晶界处优先地析出 β 相（ Al_2Mg_3 ），从而引起应力腐蚀断裂。已发现各种方法以解决这个问题，例如，日本未审专利公开No. 4-187748公开了一种汽车用高应力腐蚀断裂抗力铝合金板的制造方法，该方法包括如下过程：扩散退火（均匀化）铝合金铸锭（含Mg量3.5~5.5wt%），热轧并接着冷轧该铸锭，退火所得到的板，不再继续冷轧，将退火态铝板在150~230℃保温0.5~24小时。作为类似的例子，JP 5-179413A或JP 63-255346A公开了一种方法，该方法包括：铸造后扩散退火铝合金铸锭，热轧并接着冷轧该铸锭，然后，对所得的板进行退火并缓慢冷却。

为提高Al-Mg系合金板变形后的形状保持能力，即它的形状稳定性，需要使些类板的弹性极限应力（或0.2%屈服强度）变得尽可能低。为达到这种目的，日本已审专利公报No. 6-68146提出了一种方法，该现有技术方法包括：冷轧热轧态板或连铸板坯（含Mg量为2~6wt%的Al-Mg系合金），再结晶，采用快速加热和快速冷却方法对冷轧板进行淬火和固溶热处理，随后对所得到的板进行退火和校正处理。在此方法中，当校正后的加热温度预先设置在60~200℃范围内时，加热和冷却应在 $4 \times 10^{-3} \text{°C/秒}$ 或更高的速率下进行，在加热温度为200~360℃情况下，加热和冷却需在 $1.225 \times 10^{-3} T - 0.241 \text{°C/秒}$ 或更高的速率下进行，此处T表示加热温度，这个定义适于下述

情况。换句话说，在加热温度为60~160℃情况下，热处理进行 10^5 秒或更短；在加热温度为160~175℃情况下，热处理进行 $-5.33 \times 10^5 T + 9.5 \times 10^5$ 秒或更短；在加热温度为175~290℃情况下，热处理进行 $-1.65 \times 10 T + 4.89 \times 10^4$ 秒或更短；在加热温度为290~360℃情况下，热处理进行 $-7.14 T + 3.07 \times 10^3$ 秒或更短。采用上述方法，可生产出适合汽车用的具有高强度和良好成形性的铝合金板。

然而，采用上述方法由连铸和轧制得到的Al-Mg系合金板具有以下不足之处：当热处理时，该板不能获得足够的应力腐蚀断裂抗力，而且屈服强度的降低也不够。

本发明描述

从上述现有技术的不足之处考虑，本发明提供一种铝合金板的制造方法，该板通过连铸和轧制制造而成，具有良好的应力下应力腐蚀断裂抗力及形状稳定性。

通过旨在解决那些现有技术存在的问题并形成本发明的研究，本发明人发现，同Al-Mg系合金板传统制造方法截然不同，由连铸和轧制制造而成的Al-Mg系合金板可在迄今更高的温度下得以稳定化，然后在迄今更慢的冷速下进行冷却，结果铝合金板的应力腐蚀断裂抗力可得以增强，弹性极限应力得以降低，冲压后的形状稳定性得以提高。换句话说，连铸和轧制的Al-Mg系铝合金板不进行均匀化处理，这样会使Mg产生明显程度的偏析。这意味着通过本领域公知的加热温度和冷却速度的处理，使对应力腐蚀断裂的敏感性相反地得以有害的加大，更具体地说，Mg估计会在应力腐蚀断裂可能发生的明显偏析区域沿相邻的晶界以 β 相形式连续地析出，这个问题可通过采用本发明人以上发现的方法加以消除，即，使 β 相在含Mg量较低的及经连铸和轧制而成的Al-Mg合金板中不连续地析出，这种特定的方法可得到高的应力腐蚀断裂抗力，低的弹性极限应力及冲压后良好的形状稳定性。

依据本发明，提供一种铝合金板的制造方法，该板具有增强的应力腐蚀断裂抗力和改善的形状稳定性。该方法包括：退火一种连铸和轧制态铝合金（含Mg量为3~6wt%）板；应变校正（strain-correcting）该退火态

铝合金板；在选自预定温度区间的某温度下对校正后的铝合金板进行加热，该预定的温度区间按下述方式进行确定：以热处理温度（℃）为横坐标轴；冷却速率（℃/秒）为纵坐标轴建立长方形坐标系（rectangular ordinate system），在该坐标系中，分别以下列坐标点对连接四条直线：（240， 5.0×10^{-3} ）和（340， 2.5×10^{-3} ）、（240， 1.0×10^{-3} ）和（340， 1.0×10^{-3} ）、（240， 5.0×10^{-3} ）和（340， 1.0×10^{-3} ）、（340， 2.5×10^{-3} ）和（340， 1.0×10^{-3} ），这四条直线所包围的加热温度范围即是该预定温度区间；将所得到的铝合金板保温1小时或更长；随后将其以与预定温度区间相对应的冷却速率冷却下来。

附图简述

图1是表示最终热处理所用的稳定化温度与冷却速率之间的限定区域示意图。

本发明最佳实施方式

适宜本发明的铝合金是含Mg 3~6wt%的Al-Mg系合金。至少3wt%的Mg含量有助于得到高强度和足够的冲压成形性，Mg含量低于3wt%将不足以有效地获得上述效果。反之，Mg含量超过6wt%会使板的强度过高，难于对其进行轧制、弯曲之类的变形，还会使铝合金板对应力腐蚀断裂敏感，并且最终难以保持成品板长时间质量稳定，还会最终降低其形状稳定性。因此，Mg含量应3~6wt%，优选5.5wt%或更少，更优选5wt%或更少。

上述连铸和轧制板是通过将熔融铝合金（含Mg量3~6wt%）连铸成板坯，接着立即将所得板坯轧制至给定的板厚而成的。对该连铸和轧制态铝合金板进行退火以使之软化，接着，进行应变校正。就此阶段所获得的板而言，为充分改善应力腐蚀断裂抗力和形状稳定性，随后以一定方式进行加热和保温处理以及随后的缓冷处理以使所述板中偏析的Mg沿晶界以颗粒形式作为 β 相充分析出。

上述加热和保温处理是通过在240~340℃间的温度加热并在此温度保温1小时或长时间而实现的。加热和保温处理以及随后的缓慢冷却处理保证在连铸过程中偏析的Mg确实以颗粒形式沿晶界析出。这两种处理方式不仅可提供低的弹性极限应力和最小的应力腐蚀断裂敏感性，而且可以以经

济的方式得到良好的形状稳定性。

上述缓冷处理是以选自预定冷却区间的某一冷速进行的，该冷却区间与预定的加热和保温温度区间相对应。该加热和保温温度区间按下述方式进行确定：以温度（℃）为横坐标轴，冷却速率（℃/秒）为纵坐标轴建立长方形坐标系，在该坐标系中，分别以下列坐标点对连接四条直线： $(240, 5.0 \times 10^{-3})$ 和 $(340, 2.5 \times 10^{-3})$ 、 $(240, 1.0 \times 10^{-3})$ 和 $(340, 1.0 \times 10^{-3})$ 、 $(240, 5.0 \times 10^{-3})$ 和 $(240, 1.0 \times 10^{-3})$ 、 $(340, 2.5 \times 10^{-3})$ 和 $(340, 1.0 \times 10^{-3})$ ，这四条直线所包围的加热温度范围即是上述的加热和保温温度区间。

在实施本发明的方法过程中，需要时可在铝合金中加入除 Mg 外的其它合金元素。在需要更高强度的情况下，可加入一种或多种选自 Cu、Fe、Mn、Zn、Cr、Zr 和 V 中的合金元素，其各自加入量为约 0.1 ~ 2wt%。连铸过程中裂纹的产生可通过在铝合金中加入低于 0.1wt% 的 Ti 或混合加入低于 0.1wt% 的 Ti 和低于 0.05wt% 的 B 加以避免。当由铝合金制备熔融合金液时，允许铝重熔锭或回收废料中有不纯杂质元素，只要它们的含量在 JIS 型 5000 系列通常限定的范围之内。

下而参考一个生产铝合金板的优选实施方案详细地说明本发明。

在这个方案中，铝合金板的制造步骤如下：通过采用双辊连铸法（twin-rolling casting method）、带式连铸法、3C 法或类似的连续铸造方法将选定成分的熔融铝合金连铸成 5 ~ 30 毫米厚的板坯；并同时采用热轧和冷轧或只采用冷轧立即将上述板坯轧制成预定厚度的板。热轧后或冷轧过程中，需要时可进行退火处理。经随后于再结晶温度下进行的目的在于再结晶和软化的最终退火，对铝合金板进行称作矫平的校正处理，这种处理是通过轻微轧制或拉伸进行的，其中铝合金板的厚度减薄量为约 0.5 ~ 2%，采用这种处理后，铝合金板在冷轧和退火处理过程中产生的平直度降低得以消除。

此退火处理是用来使冷轧态铝合金板再结晶，以提高其成形性。为达到这种目的，可采用连续退火或分批退火。连续退火包括，将铝合金板展开，以 5℃/秒或更高的加热速率在 450 ~ 530℃ 保温约 1 秒 ~ 10 分钟以通

过再结晶进行软化处理。这种连续退火方式能够缩短退火处理时间，而且可以防止再结晶晶粒的长大，从而防止晶粒粗化。低于 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的加热速率或保温时间超过 10 分钟会引起再结晶晶粒的粗化，进而降低铝合金板的成形性。

分批退火是将成卷的铝合金板在退火炉中进行处理，以约 $40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的加热速率在 $300 \sim 400^{\circ}\text{C}$ 间的温度保温约 10 分钟~5 小时以通过再结晶进行软化处理。高于 400°C 的加热温度或保温时间超过 5 小时会引起再结晶晶粒的粗化，进而损害铝合金板的成形性，而且铝合金板表面氧化膜的厚度也会加大。加热温度低于 300°C 或保温时间不足 10 分钟将不足以有效地进行再结晶。

不论采用这两种方式中的哪一种退火方式，所得到的铝合金板都会在冷轧和退火过程中产生应变，最终其平直度被扭曲。当铝合金板以这种状态使用时，会引起输送麻烦及冲压状态下较差的形状。所以，铝合金板需以卷或单板形式通过使用矫直辊对其反复弯曲进行应变校正，以便校正铝合金板的变形，恢复其平直度。

上述连铸和轧制态铝合金板不进行扩散热处理，由于这个原因，Mg 会产生显著的偏析，而且由于冲压后随时间延长性能发生变化，同上面所述过程一样， β 相会以连续形式沿晶界优先地析出，使得铝合金板对应力腐蚀断裂高度敏感。另外，退火处理后的校正处理相当于一种冷轧，它会引起弹性极限应力的升高，进而加大弹性回复，也会引起形状稳定性的降低。为提高其应力腐蚀断裂抗力和形状稳定性，校正处理后的铝合金板应通过加热、保温处理及缓冷进行稳定化处理。这种处理和/或缓冷用以使偏析的 Mg 以颗粒形式作为 β 相析出。

附图以图示方式表示了稳定化处理所用的稳定化温度 ($^{\circ}\text{C}$) 与冷却速率 ($^{\circ}\text{C}/\text{秒}$) 之间的限定或特定区域。在进行稳定化处理时，首先进行加热和保温处理，在 $240 \sim 340^{\circ}\text{C}$ 之间的某一给定温度下进行 1 小时或更长时间，以便彻底消除上述的校正处理所引起的缺陷，接着缓慢冷却。更具体地讲，加热和保温处理是在按照附图图示范围内的某一温度下进行 1 小时或更长时间，随后的缓慢冷却处理是在与预定温度相间对应的纵坐标上所显示的冷

却速率下进行的，该温度区间按下述方式确定：以稳定化处理温度（℃）为横坐标轴，冷却速率（℃/秒）为纵坐标轴建立长方形坐标系，在该坐标系中，分别以下列坐标点对连接四条直线：B（240， 5.0×10^{-3} ）和C（340， 2.5×10^{-3} ）之间直线、A（240， 1.0×10^{-3} ）和D（340， 1.0×10^{-3} ）之间直线、B（240， 5.0×10^{-3} ）和A（240， 1.0×10^{-3} ）之间直线、C（340， 2.5×10^{-3} ）和D（340， 1.0×10^{-3} ）之间直线，这四条直线所包围即是加热温度区间S（以斜线表示）。举例来说，当在290℃加热和保温处理1小时时，缓冷处理的冷却速率可选定在坐标E和坐标G之间的某一数值，即在 $3.75 \times 10^{-3} \sim 1.0 \times 10^{-3}$ （℃/秒）范围内。

同时需要加热和保温处理以及缓慢冷却处理以使因连铸而显著偏析的Mg以断开的形式沿晶界充分地析出，由此消除所得到铝合金板的应力腐蚀断裂敏感性，降低其弹性极限应力，从而提高其形状稳定性。加热温度低于240℃，且冷却速率超过上限，即附图中处在B-C线以上的处理方式，将无法产生上述优点。加热温度超过340℃可使对应变校正造成应力的消除效果达到饱和，结果除了成本加大外，无法产生更好的结果。另外，冷却速率低于下限，即附图中处在A-D线以下的处理方式，会使处理时间延长，这是不经济的。

实施例

下面借助于表1~表4表示的实施例进一步说明本发明。

按传统方式中的作除气、过滤之类的步骤制备熔融合金液，对熔融合金液进行连铸和轧制，制备两种不同类型的连铸和轧制态铝合金板，这两种板的成分列于表1。按照表2所列的生产条件和热处理条件，将这两种连铸和轧制态铝合金板制成成品板，作为本发明的实例，将以上板的生产条件和热处理条件分为四组，即A、B、C、D组。作为对比比例的成品板同样由连铸和轧制态铝合金板按照表3所列的生产条件和热处理条件制备而成，将这些板的生产条件和热处理条件分为六组，即E、F、G、H、I和J组。

如表2和表3所示，由连铸制备的给定厚度的板坯不进行修整，也不进行均热，直接轧成1.0毫米厚的板。一些板坯在冷轧过程中进行中间退火（再结晶），另一些则不经过中间退火直接进行冷轧。随后，该1.0毫米

厚的冷轧板以 200℃/秒的加热速率从室温快速加热至 500℃，并在此温度保温 2 秒钟，接着以 40℃/秒的冷却速率将退火态板快冷。在上述过程中由冷却引起的铝合金板的平直度扭曲用张力矫直机加以校正，接着在由附图中特定区域 S（用斜线表示）所确定的稳定化处理温度和冷却速率条件下进行 1 小时的稳定化处理。

稳定化处理后铝合金板的实测机械性能和应力腐蚀断裂抗力列于表 4。

应力腐蚀断裂抗力由下述方法进行确定。

1.0 毫米厚的板进一步冷轧 30%制成 0.7 毫米厚的板，然后在 120℃ 下敏化处理 168 小时。将该板切成 20 毫米宽、83 毫米长用作试样。将该试样沿内径为 4.5 厘米的夹具弯曲成环，接着在环上加载一定量的应变并随后将该环连续浸泡在 35℃ 的 NaCl 3.5% 的盐溶液中。测量发生断裂所需的时间，将该时间作为应力腐蚀断裂抗力的服役寿命。

从表 4 可见：本发明实例（A、B、C、D 组）发生断裂前需要时间为 25 天或更长，作为对比例，即不进行稳定化处理（E 和 G 组）、稳定化处理温度过低（F、H 和 J 组）、稳定化处理时冷速过高（I 组），其发生断裂需要时间短，为 2 小时~5 天。因此，可以发现：按照本发明的稳定化处理对提高应力腐蚀断裂抗力有重要意义。

另外，本发明的实例显示出比对比例低的弹性极限应力，这意味着前者具有更好的形状稳定性。

如上文所述，本发明铝合金板的制造方法可以制备含 Mg 量较低的连铸和轧制态 Al-Mg 系合金板，同现有技术方法相比，该板呈现出高的应力下应力腐蚀断裂抗力和低的弹性极限应力，因而具有更好的形状稳定性。这种板适合用作汽车车身用板、骨架结构、空气过滤器、油箱、船舶构件、金属罐、家庭用具等等。

表 1 合金成分

合金号	成分 (wt%)							
	Mg	Fe	Si	Mn	Cr	Cu	Ti	B
1	4.55	0.23	0.07	0.24	0.01	0.04	<0.01	<0.01
2	3.45	0.20	0.05	0.02	0.01	0.01	<0.01	<0.01

表 2 板的生产条件和热处理条件

样品	组	合金号	铸造方法/板坯厚(mm)	修整	均热	热轧后板厚(mm)	中间退火后板厚(mm)/退火温度(℃)	最终板厚(mm)	最终退火温度(℃)	稳定化处理	
										温度(℃)	冷却速率(℃/秒)
本发明样品	A	1	连铸 25	无	无	6.0	-	1.0	500	240	3.1×10^{-3}
	B	1	连铸 25	无	无	6.0	1.2/330	1.0	500	240	5.0×10^{-3}
	C	1	连铸 25	无	无	6.0	1.2/330	1.0	500	340	2.5×10^{-3}
	D	2	连铸 6	无	无	冷轧		1.0	500	240	5.0×10^{-3}

表 3 板的生产条件和热处理条件

样品	组	合金号	铸造方法/板坯厚(mm)	修整	均热	热轧后板厚(mm)	中间退火后板厚(mm)/退火温度(℃)	最终板厚(mm)	最终退火温度(℃)	稳定化处理	
										温度(℃)	冷却速率(℃/秒)
对照样品	E	1	连铸 25	无	无	6.0	—	1.0	500	—	—
	F	1	连铸 25	无	无	6.0	—	1.0	500	150	5.0×10^{-3}
	G	1	连铸 25	无	无	6.0	1.2/330	1.0	500	—	—
	H	1	连铸 25	无	无	6.0	1.2/330	1.0	500	150	5.0×10^{-3}
	I	1	连铸 25	无	无	6.0	1.2/330	1.0	500	240	0.3
	J	2	连铸 6	无	无	冷轧		1.0	500	150	5.0×10^{-3}

表 4 机械性能及应力腐蚀断裂抗力 (SCC)

样品	组	合金号	机械性能			SCC 寿命	评估
			弹性极限压力 (Mpa)	强度 (Mpa)	延伸率 (%)		
本发明 样品	A	1	133	286	29	>100 天	○
	B	1	121	281	25	>25 天	○
	C	1	115	280	26	>25 天	○
	D	2	88	225	28	>25 天	○
对比例 样品	E	1	154	290	29	2 小时	×
	F	1	143	286	30	2 小时	×
	G	1	137	272	24	2 小时	×
	H	1	128	278	25	2 小时	×
	I	1	123	280	26	2 小时	×
	J	2	108	229	27	5 天	×

图 1

