

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4901757号
(P4901757)

(45) 発行日 平成24年3月21日(2012.3.21)

(24) 登録日 平成24年1月13日(2012.1.13)

(51) Int.Cl.	F 1
C 22 C 21/02	(2006.01) C 22 C 21/02
C 22 F 1/05	(2006.01) C 22 F 1/05
C 22 C 21/06	(2006.01) C 22 C 21/06
B 21 B 3/00	(2006.01) B 21 B 3/00 J
B 21 B 1/46	(2006.01) B 21 B 1/46 B

請求項の数 7 (全 18 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2007-551883 (P2007-551883)
 (86) (22) 出願日 平成17年5月25日 (2005.5.25)
 (65) 公表番号 特表2008-542526 (P2008-542526A)
 (43) 公表日 平成20年11月27日 (2008.11.27)
 (86) 國際出願番号 PCT/JP2005/010014
 (87) 國際公開番号 WO2006/126281
 (87) 國際公開日 平成18年11月30日 (2006.11.30)
 審査請求日 平成20年1月30日 (2008.1.30)

(73) 特許権者 000004743
 日本軽金属株式会社
 東京都品川区東品川二丁目2番20号
 (73) 特許権者 000005326
 本田技研工業株式会社
 東京都港区南青山二丁目1番1号
 (73) 特許権者 506022706
 ノヴェリス インコーポレイテッド
 NOVELIS INC.
 カナダ国、エム8ゼット 1ジェイ5 オ
 ンタリオ、トロント、エバンス アベニュー
 — 191
 (74) 代理人 100098017
 弁理士 吉岡 宏嗣

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】アルミニウム合金板、及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

必須元素として 0.40 mass % 以上 0.65 mass % 以下の Mg、0.50 mass % 以上 0.75 mass % 以下の Si、0.05 mass % 以上 0.20 mass % 以下の Cr、0.10 mass % 以上 0.40 mass % 以下の Fe、0.10 mass % 以下の Ti を含有し、残部が A1 及び不可避的不純物を含有し、結晶粒径が 10 μm 以上 25 μm 以下、T4P 处理材の 0.2% 耐力が 102 MPa 以下、T4P 处理材と T6P 处理材の 0.2% 耐力の差が 90 MPa 以上であるアルミニウム合金板。

【請求項 2】

0.15 mass % 以下の Cu を含有することを特徴とする請求項 1 に記載のアルミニウム合金板。

10

【請求項 3】

必須元素として 0.40 mass % 以上 0.65 mass % 以下の Mg、0.50 mass % 以上 0.75 mass % 以下の Si、0.05 mass % 以上 0.20 mass % 以下の Cr、0.10 mass % 以上 0.40 mass % 以下の Fe、0.10 mass % 以下の Ti を含有し、残部が A1 及び不可避的不純物を含有する合金溶湯を、薄板連続鋳造機で厚み 5 mm 以上 15 mm 以下のスラブに連続鋳造してコイルに巻き取った後、1 パス当たりの圧下率が 20 % 以上で冷間圧延を行い、10 / 秒以上の速度で 530 以上 560 以下まで加熱して 5 秒以上保持する溶体化処理を施し、水焼入れ、コイルアップさせ、60 以上 110 以下の温度で 3 時間以上 12 時間以下の間保持後、室温まで冷却す

20

るアルミニウム合金板の製造方法。

【請求項 4】

必須元素として 0.40 mass% 以上 0.65 mass% 以下の Mg、0.50 mass% 以上 0.75 mass% 以下の Si、0.05 mass% 以上 0.20 mass% 以下の Cr、0.10 mass% 以上 0.40 mass% 以下の Fe、0.10 mass% 以下の Ti を含有し、残部が A1 及び不可避的不純物を含有する合金溶湯を、薄板連続鋳造機で厚み 5 mm 以上 15 mm 以下のスラブに連続鋳造してコイルに巻き取った後、1 パス当たりの圧下率が 20 % 以上で冷間圧延を行い、10 / 秒以上の速度で 530 以上 560 以下まで加熱して 5 秒以上保持する溶体化処理を施し、70 以上 115 以下まで冷却してコイルアップさせ、10 / 時間以下の冷却速度で室温まで冷却するアルミニウム合金板の製造方法。
10

【請求項 5】

必須元素として 0.40 mass% 以上 0.65 mass% 以下の Mg、0.50 mass% 以上 0.75 mass% 以下の Si、0.05 mass% 以上 0.20 mass% 以下の Cr、0.10 mass% 以上 0.40 mass% 以下の Fe、0.10 mass% 以下の Ti を含有し、残部が A1 及び不可避的不純物を含有する合金溶湯を、薄板連続鋳造機で厚みが 10 mm 以上 30 mm 以下のスラブに連続鋳造し、さらに、熱間圧延により厚み 2 mm 以上 8 mm 以下の熱間圧延板としてコイルに巻き取った後、1 パス当たりの圧下率が 20 % 以上で冷間圧延を行い、10 / 秒以上の速度で 530 以上 560 以下まで加熱して 5 秒以上保持する溶体化処理を施し、水焼入れ、コイルアップさせ、60 以上 110 以下の温度で 3 時間以上 12 時間以下の間保持後、室温まで冷却するアルミニウム合金板の製造方法。
20

【請求項 6】

必須元素として 0.40 mass% 以上 0.65 mass% 以下の Mg、0.50 mass% 以上 0.75 mass% 以下の Si、0.05 mass% 以上 0.20 mass% 以下の Cr、0.10 mass% 以上 0.40 mass% 以下の Fe、0.10 mass% 以下の Ti を含有し、残部が A1 及び不可避的不純物を含有する合金溶湯を、薄板連続鋳造機で厚みが 10 mm 以上 30 mm 以下のスラブに連続鋳造し、さらに、熱間圧延により厚み 2 mm 以上 8 mm 以下の熱間圧延板としてコイルに巻き取った後、1 パス当たりの圧下率が 20 % 以上で冷間圧延を行い、10 / 秒以上の速度で 530 以上 560 以下まで加熱して 5 秒以上保持する溶体化処理を施し、70 以上 115 以下まで冷却してコイルアップさせ、10 / 時間以下の冷却速度で室温まで冷却するアルミニウム合金板の製造方法。
30

【請求項 7】

前記合金溶湯が 0.15 mass% 以下の Cu を含有することを特徴とする請求項 3 乃至 6 のいずれか 1 項に記載のアルミニウム合金板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、アルミニウム合金板、及びその製造方法に係り、特に、自動車部品等の曲げ成形、プレス成形等に用いる成形用に好適なアルミニウム合金板、及びその製造方法に関する。
40

【背景技術】

【0002】

自動車用ボディーシートなどでは、できるだけ高い成形性及び強度特性が得られることが要求されるため、従来は冷間圧延鋼板が使用されてきた。しかし、最近では、燃費向上、軽量化などの観点から、アルミニウム合金圧延板の使用が推進されている。特に、A1 Mg-Si 系アルミニウム合金板は、他の材料に比べ、時効熱処理前において、柔らかく、曲げなどの成形加工が容易であり、さらに、成形後の塗装焼き付けなどの工程で熱を加えると強度が高くなるため、自動車用ボディーシートなどに適している。
50

【0003】

A1 Mg Si 系アルミニウム合金では、晶析出物のサイズや晶析出状態をコントロールすることにより成形性を向上することが考えられている。さらに、成分組成を適切に選択すると同時に、板製造プロセスにおいて、適切な熱処理を行うことによって、B H 性を向上し、かつ、曲げなどの成形加工性などを向上することが考えられている。例えば、特開平9-31616公報では、晶析出物のサイズや晶析出状態をコントロールするための手段として、(Mg + Si)量を2.4%以下に規制しながら、結晶粒の微細化及び組織の安定化のため、Mn、Cr、Zr、Vなどのうちの1種または2種以上を添加し、かつ、鋳造されたスラブを均質化処理、熱間圧延、冷間圧延及び溶体化処理することが提案されている。なお、特に言及しない限り、元素含有量に関する「%」は「mass %」を意味する（以下同様）。

【0004】

特開平9-31616公報などに記載されているような従来技術においては、結晶粒の微細化及び組織の安定化のためMn、Cr、Zr、Vなどのうちの1種または2種以上を添加することが示されており、最終板における晶析出物の析出状態、張り出し成形性、曲げ性などについて評価されている。しかし、一般的に十分なB H 性を得ることが難しいとされる(Mg + Si)量1.5%以下の組成領域におけるMg、SiのB H 性に及ぼす影響、Crの最終板の再結晶粒径、肌荒れ性、曲げ性に及ぼす影響などについては十分な検討がなされていない。また、最終板となるアルミニウム合金板において必要なB H 性、曲げ加工性、肌荒れ性などといった品質を向上するためには、DC鋳造によるスラブ鋳造、必要に応じて面削、均質化処理、熱間圧延、冷間圧延、中間焼鈍、最終圧延、最終焼鈍といった多くの工程を経る必要があり製造コストが増大してしまう欠点がある。

【発明の開示】

【0005】

本発明の課題は、アルミニウム合金板の品質を向上しながらアルミニウム合金板の製造コストを低減することにある。

【0006】

本発明のアルミニウム合金板は、必須元素として0.40%以上0.65%以下のMg、0.50%以上0.75%以下のSi、0.05%以上0.20%以下のCr、0.10%以上0.40%以下のFeを含有し、残部がA1を含有し、結晶粒径が10μm以上25μm以下である。

【0007】

さらに、0.15%以下のCuを含有するアルミニウム合金板とする。また、0.10%以下のTiを含有するアルミニウム合金板とする。

【0008】

また、本発明のアルミニウム合金板の製造方法は、必須元素として0.40%以上0.65%以下のMg、0.50%以上0.75%以下のSi、0.05%以上0.20%以下のCr、0.10%以上0.40%以下のFeを含有し、残部がA1を含有する合金溶湯を、薄板連続鋳造機で厚み5mm以上15mm以下のスラブに連続鋳造してコイルに巻き取った後、冷間圧延を行い、10 /秒以上の速度で530以上560以下まで加熱して5秒以上保持する溶体化処理を施し、水焼入れ、コイルアップさせ、60以上110以下の温度で3時間以上12時間以下の間保持後、室温まで冷却する。

【0009】

さらに、本発明のアルミニウム合金板の製造方法は、必須元素として0.40%以上0.65%以下のMg、0.50%以上0.75%以下のSi、0.05%以上0.20%以下のCr、0.10%以上0.40%以下のFeを含有し、残部がA1を含有する合金溶湯を、薄板連続鋳造機で厚み5mm以上15mm以下のスラブに連続鋳造してコイルに巻き取った後、冷間圧延を行い、10 /秒以上の速度で530以上560以下まで加熱して5秒以上保持する溶体化処理を施し、70以上115以下まで冷却してコイルアップさせ、10 /時間以下の冷却速度で室温まで冷却する。

10

20

30

40

50

【0010】

さらに、本発明のアルミニウム合金板の製造方法は、必須元素として0.40%以上0.65%以下のMg、0.50%以上0.75%以下のSi、0.05%以上0.20%以下のCr、0.10%以上0.40%以下のFeを含有し、残部がAlを含有する合金溶湯を、薄板連続鋳造機で厚みが10mm以上30mm以下のスラブに連続鋳造し、さらに、熱間圧延により厚み2mm以上8mm以下の熱間圧延板としてコイルに巻き取った後、冷間圧延を行い、10 /秒以上の速度で530以上560以下まで加熱して5秒以上保持する溶体化処理を施し、水焼入れ、コイルアップさせ、60以上110以下の温度で3時間以上12時間以下の間保持後、室温まで冷却する。

【0011】

10

また、本発明のアルミニウム合金板の製造方法は、必須元素として0.40%以上0.65%以下のMg、0.50%以上0.75%以下のSi、0.05%以上0.20%以下のCr、0.10%以上0.40%以下のFeを含有し、残部がAlを含有する合金溶湯を、薄板連続鋳造機で厚みが10mm以上30mm以下のスラブに連続鋳造し、熱間圧延により厚み2mm以上8mm以下の熱間圧延板としてコイルに巻き取った後、冷間圧延を行い、10 /秒以上の速度で530以上560以下まで加熱して5秒以上保持する溶体化処理を施し、水焼入れ、コイルアップさせ、70以上115以下まで冷却してコイルアップさせ、10 /時間以下の冷却速度で室温まで冷却する。

【0012】

20

さらに、合金溶湯が0.15%以下のCuを含有するアルミニウム合金板の製造方法とする。また、合金溶湯が0.10%以下のTiを含有するアルミニウム合金板の製造方法とする。さらに、冷間圧延の1パス当たりの圧下率が20%以上である上記のいずれかのアルミニウム合金板の製造方法とする。

【0013】

このようなアルミニウム合金板、及びその製造方法とすることにより、アルミニウム合金板の品質を向上しながら製造コストを低減できる。

【発明を実施するための最良の形態】**【0014】**

30

以下、本発明を適用してなるアルミニウム合金板及びアルミニウム合金板の製造方法について説明する。まず、本発明の自動車用ボディーシート材などとして用いる本発明のアルミニウム合金板について説明する。本発明者らは、種々の検討の結果、アルミニウム合金板における合金成分、さらに、結晶粒のサイズを以下のようにすることで、必要なBH性、曲げ加工性、肌荒れ性などといった特性つまりアルミニウム合金板の品質を向上できると共に、その製造工程を簡素化できることなどから製造コストを低減できることを見いだした。

【0015】

Mgは、溶体化処理後にはマトリックス中に固溶しており、塗装焼付け加熱時にSiと共に強化相として析出し強度を向上させる。そのMgの添加量が0.40mass%未満ではその効果が小さく、0.65mass%を越えると溶体化処理後の曲げ性が低下し、曲げ性を向上できなくなってしまう。したがって、Mgの含有量は、0.40mass%以上0.65mass%以下とする。さらに、Mgの含有量を0.40mass%以上0.60mass%以下とすることが、溶体化処理後の曲げ性をより向上するうえで望ましい。

40

【0016】

Siは、塗装焼付け加熱時にMgと共に”と称されるMg₂Siの中間相またはそれに準ずる強化相として析出し強度を向上させる。そのSi添加量が0.50mass%未満ではその効果が小さく、0.75mass%を越えると溶体化処理後の曲げ性が低下し、曲げ性を向上できなくなってしまう。したがって、Siの含有量は、0.50mass%以上0.75mass%以下とする。さらに、Siの含有量を0.60mass%以上0.70mass%以下とすることが、溶体化処理後の曲げ性をより向上するうえで望ま

50

しい。

【0017】

C rは、再結晶粒を微細化させる元素として添加される。C rの添加量が0.05 mass%未満ではその効果が十分でなく、0.20 mass%を超えるとスラブ鋳造時に粗大なA1-Cr系晶出物が生成して自動車用アルミニウム板などとしての曲げなどの成形加工性が低下し、成形加工性を向上できなくなってしまう。したがって、C rの含有量は、0.05 mass%以上0.20 mass%以下とする。これにより、再結晶粒のサイズを10 μm以上25 μm以下に制御することができ、肌荒れ性を向上できる。さらに、C rの含有量を0.05 mass%以上0.15 mass%以下とすることが、曲げなどの成形加工性や肌荒れ性をより向上するうえで望ましい。

10

【0018】

F eは、S i、C rと共に共存させることにより、鋳造時において5 μm以下のサイズのA1-Fe-Si晶出物、A1(Fe·Cr)-Si晶出物の生成を増大させて再結晶の核を増やす。そして、再結晶の核が増えることによって、再結晶粒の微細化が図られ、肌荒れ性を向上する。F eの添加量が0.10 mass%未満の場合、その効果が十分でなく、0.40 mass%を超えると鋳造時に粗大なA1-Fe-Si晶出物、A1(Fe·Cr)-Si晶出物が生成して自動車用アルミニウム板などとしての曲げなどの成形加工性が低下するばかりでなく、薄スラブにおけるS iの固溶量を減少させるため、最終板におけるB H性が低下し、B H性や曲げなどの成形加工性などを向上することができなくなってしまう。したがって、F eの含有量は、0.10 mass%以上0.40 mass%以下とする。さらに、F eの含有量を0.10 mass%以上0.30 mass%以下とすることが、B H性や曲げなどの成形加工性をより向上するうえで望ましい。

20

【0019】

また、これらM g、S i、C r、F eの必須元素に加え、要求されるアルミニウム合金板の品質などに応じて0.15%以下のC uを添加することにより、アルミニウム合金板の品質をより向上できる。C uは、時効硬化を促進し、焼付け塗装後の製品強度を高める元素である。C uの含有量が0.15%を超えると、予備時効処理つまりT 4 P処理後の板の耐力が高くなり、曲げなどの成形加工性が低下するばかりでなく、耐食性、特に耐糸錆性の低下が顕著になるため、アルミニウム合金板の品質を向上できなくなってしまう。したがって、C uを添加する場合、C uの含有量は0.15%以下とする。

30

【0020】

また、これらM g、S i、C r、F eの必須元素に加え、要求されるアルミニウム合金板の品質などに応じて0.10 mass%以下のT iを添加することにより、アルミニウム合金板の品質をより向上できる。薄スラブの結晶粒微細化剤としてA1-T i、A1-T i-B等があるが、T iは0.10 mass%以下ならば含有しても本発明の効果を阻害することなく、スラブの鋳造欠陥を抑制し、アルミニウム合金板の品質をより向上できる。T iの含有量が0.10 mass%を超えると、鋳造時にT iA1₃等の粗大な金属間化合物が生成するため、板の成形性が低下する。したがって、T iを添加する場合、T iの含有量は0.10 mass%以下とする。

40

【0021】

なお、上記のような元素以外の残部は、A1及び不可避的不純物からなっている。また、このような組成の本発明のアルミニウム合金板では、結晶粒のサイズが10 μm以上25 μm以下になっていることによって、肌荒れ性が向上し、品質が向上している。

【0022】

次に、このようなアルミ合金板を製造するアルミニウム合金板の製造方法について説明する。なお、以下の説明における薄板連続鋳造法としては、双ベルト鋳造法及び双ドラム鋳造法などの種々の鋳造法を用いることができる。すなわち、薄板連続鋳造法としては、上下に対峙し水冷されている回転ベルト間または回転ドラムに溶湯を注湯し、ベルト面またはドラム面からの冷却で溶湯を凝固させて薄スラブとする。そして、ベルトまたはドラムの反注湯側よりこのスラブを連続して引き出し、必要に応じて熱間圧延を施すか、また

50

は、直接コイル状に巻き取る方法であれば種々の鋳造法を用いることができる。

【0023】

本発明のアルミニウム合金板の製造方法では、上記のようなアルミニウム合金板の組成と同じ組成の合金溶湯を用い薄板連続鋳造法によってスラブを鋳造する。薄板連続鋳造法によりスラブを鋳造するための薄板連続鋳造機によってスラブを連続鋳造し、必要に応じて熱間圧延を施すか、または、直接ロールに巻き取る。スラブの厚みは、5mm以上30mm以下であるため、鋳造時の冷却速度は、スラブ表層において200 /秒以上、スラブ厚みの1/4の位置でも30 /秒以上150 /秒以下となる。そして、最終板における金属組織では、Al Fe Si晶出物、Al (Fe · Cr) Si等晶出物のサイズが、5 μm以下といった程度に非常に微細である。したがって、本発明のアルミニウム合金板の製造方法で形成したアルミニウム合金板では、板を変形させた場合に晶出物とマトリックスの剥離が生じ難く、剥離が生じた部分を起点に微割れが発生し易いDC鋳造圧延板に比較して成形性に優れている。10

【0024】

このように鋳造時の冷却速度が比較的速く、しかも合金組成が比較的希薄なMg、Si含有量であるため、Mg₂Siとして晶出する量がDC鋳造スラブの場合に比べて少なくなる。

【0025】

また、冷間圧延の際に晶出物の周囲には転位が集積して、焼鈍の際に再結晶の核となることが知られているが、スラブの厚みを5mm以上30mm以下とすれば、鋳造時の冷却速度は、スラブ表層において200 /秒以上、スラブ厚みの1/4の位置でも30 /秒以上150 /秒以下となり、最終板におけるAl Fe Si晶出物、Al (Fe · Cr) Si等晶出物のサイズが、5 μm以下と非常に微細な状態であり、単位体積当たりの晶出物の数が多くなるため、再結晶粒の核の密度が高くなり、さらに粒界の移動を妨げるピン止め効果による再結晶粒粗大化抑制効果と相まって、再結晶粒のサイズが10 μm以上25 μm以下と比較的小さくなるため、成形性や肌荒れ性を向上できる。20

【0026】

肌荒れ性の評価方法については、特に成形加工後の板に電着塗装を施して、目視でランダム歪模様の有無を確認する。本発明のアルミニウム合金板は、前述のように再結晶粒のサイズが10 μm以上25 μm以下となるため、肌荒れ性評価においても従来のアルミニウム合金板よりも優れた特性を示す。30

【0027】

薄板連続鋳造法において、薄板連続鋳造機によるスラブ厚みが5mm未満の場合、単位時間当たりに鋳造機を通過するアルミニウム量が小さくなりすぎて、鋳造が困難になる。スラブの厚みが30mmを超える場合、スラブ厚みの1/4の位置における鋳造時の冷却速度が30 /秒未満となり、合金組成にもよるが、5 μmを超えるサイズのAl Fe Si晶出物、Al (Fe · Cr) Si晶出物が生成する。このため、最終板を変形させた場合に晶出物とマトリックスの剥離が生じ、曲げなどの成形加工性を損なう可能性がある。

【0028】

また、スラブの厚みが15mmを超え30mm以下の場合には、連続鋳造後、引き継ぎ熱間圧延を行うことで、厚さを2mm以上8mm以下まで低下させ、熱間圧延板としてロールに巻き取り、その後、最終板の厚みまで冷間圧延を行う。スラブの厚みが10mm以上15mm以下の場合には、連続鋳造後、引き継ぎ熱間圧延を行うことで、厚さを2mm以上8mm以下まで低下させ、熱間圧延板としてロールに巻き取り、その後、最終板の厚みまで冷間圧延を行うことができる。これに代えて、スラブの厚みが10mm以上15mm以下の場合には、連続鋳造後、スラブを直接ロールに巻き取り、その後、最終板の厚みまで冷間圧延を行うこともできる。スラブの厚みが5mm以上10mm未満の場合には、連続鋳造後、スラブを直接ロールに巻き取り、その後、最終板の厚みまで冷間圧延を行う。40
。

【0029】

鋳造後のスラブは、このように必要に応じて、熱間圧延工程により熱間圧延されるか、または、直接コイルアップした後、最終板の厚みまで冷間圧延工程により冷間圧延される。冷間圧延工程における1パス当たりの圧下率が高くなるに連れて、最終板における曲げ性、B H性が向上することが判明している。1パス当たりの圧下率を変化させて、最終板の厚みまで冷間圧延した板断面観察の結果から、1パス当たりの圧下率が高くなるに連れて、板材料が一度に受ける塑性変形量が大きくなり、鋳造時において生成したA1 Fe Si晶出物、A1 (Fe · Cr) Si晶出物、Mg₂Si晶出物が分断され易くなることがわかった。したがって、冷間圧延後の溶体化処理時にこれら晶出物のマトリックスへの固溶が促進されて、曲げ性、B H性が向上するものと考えられる。

10

【0030】

したがって、要求されるアルミニウム合金板の品質によって、アルミニウム合金板の品質をより向上する必要がある場合には、1パス当たりの圧下率を20%以上にすることにより、曲げ性やB H性をより向上できることによってアルミニウム合金板の品質をより向上できる。また、1パス当たりの圧下率を25%以上にすると、曲げ性やB H性をさらに向上できることによってアルミニウム合金板の品質をさらに向上できる。

【0031】

冷間圧延後、溶体化処理し、予備時効を施す。この溶体化処理及びその後の冷却は、通常連続焼鈍炉つまりCALで実施することが望ましい。溶体化処理及びその後の冷却をCALで実施すると、溶体化処理及びその後の冷却時に”析出のための核を生成させる予備時効を行うことができ、B H性が向上したA1 Mg Si系合金板を得ることが可能となった。具体的には、10 /秒以上の速度で530以上560以下まで加熱し、5秒以上保持する溶体化処理を施した後、(1)焼き入れ後、コイルアップさせ、60以上110以下の温度で3時間以上12時間以下の間保持後、室温まで冷却するか、または、(2)70以上115以下まで冷却してコイルアップさせ、10 /時間以下の冷却速度で室温まで冷却する。

20

【0032】

焼鈍炉による溶体化処理温度が530未満の場合、Mg₂Si晶出物のマトリックスへの固溶が十分に進まず、最終板におけるB H性が低下し、B H性を向上することができなくなってしまう。一方、保持温度が560を超えると、Mg₂Si晶出物の局部融解つまりバーニングを起こす可能性があり、また、再結晶粒径が25μmを超えて粗大化してしまい、最終板における肌荒れ性が低下し、肌荒れ性を向上することができなくなってしまう。したがって、B H性や肌荒れ性を向上するため、連続焼鈍炉による溶体化処理温度は530以上560以下で行う。

30

【0033】

さらに、連続焼鈍の保持時間が5秒未満であると、Mg₂Siなどの晶出物のマトリックスへの固溶が十分に進まず、最終板におけるB H性が低下し、B H性を向上することができなくなってしまう。したがって、B H性を向上するため、連続焼鈍の保持時間は、5秒以上とする。

【0034】

40

加えて、連続焼鈍処理時の昇温速度が10 /秒未満の場合、結晶粒が粗大化してしまい、最終板における曲げなどの成形加工性や肌荒れ性が低下し、曲げなどの成形加工性や肌荒れ性を向上することができない。冷却速度が10 /秒未満の場合、粒界にSiが析出し、B H性や曲げ性が低下し、B H性や曲げ性を向上することができない。したがって、曲げなどの成形加工性、肌荒れ性、B H性、曲げ性などを向上し、アルミニウム合金板の品質を向上するためには、連続焼鈍処理時の昇温速度は、10 /秒以上とする。さらに、連続焼鈍処理時の冷却速度も10 /秒以上とすることが望ましい。

【0035】

さらに、溶体化処理後は、水焼入れしてコイルアップする場合と、冷却してコイルアップする場合とがある。溶体化処理後に水焼入れしてコイルアップする場合、溶体化処理後

50

の予備時効温度つまり保持温度が 60 未満の場合、BH 性を向上するといった効果を得るのに要する時間が長くなり、BH 性を向上し難くなってしまう。保持温度が 110 を超えると、本来焼付塗装時に析出すべき”と称される Mg₂Si の中間相、または、それに準ずる強化相が、この予備時効で析出してしまったため、耐力が高くなつて曲げ性が低下し、曲げ性を向上できなくなつてしまつた。したがつて、BH 性や曲げ性を向上し、アルミニウム合金板の品質を向上するためには、溶体化処理後の予備時効温度は、60 以上 110 以下とする。

【0036】

また、この溶体化処理後の予備時効における保持時間が 3 時間未満の場合、BH 性を向上するといった効果を得ることができない。一方、保持時間が 12 時間を超えると、本来焼付塗装時に析出すべき”と称される Mg₂Si の中間相、または、それに準ずる強化相が、この予備時効で析出してしまつたため、耐力が高くなつて曲げ性が低下し、曲げ性を向上できなくなつてしまつた。したがつて、BH 性や曲げ性を向上し、アルミニウム合金板の品質を向上するためには、溶体化処理後の予備時効における保持時間は、3 時間以上 12 時間以下とする。

【0037】

一方、溶体化処理後に冷却してコイルアップする場合、コイルアップ温度が 70 未満であると、BH 性を向上するといった効果を得るのに要する時間が長くなり、BH 性を向上し難くなつてしまつた。コイルアップ温度が 115 を超えると、本来焼付塗装時に析出すべき”と称される Mg₂Si の中間相、または、それに準ずる強化相が、冷却してコイルアップする過程で析出してしまつたため、耐力が高くなつて曲げ性が低下し、曲げ性を向上できなくなつてしまつた。さらに、コイルアップ後の冷却速度は、10 / 時間を超えると BH 性が低下し、BH 性を向上できなくなつてしまつた。したがつて、BH 性や曲げ性を向上し、アルミニウム合金板の品質を向上するためには、コイルアップ温度は、70 以上 115 以下とし、コイルアップした後の冷却速度は 10 / 時間以下とする。

【0038】

このように、本発明のアルミニウム合金板では、必須元素として 0.40% 以上 0.65% 以下の Mg、0.50% 以上 0.75% 以下の Si、0.05% 以上 0.20% 以下の Cr、0.10% 以上 0.40% 以下の Fe を含有し、残部が Al を含有し、結晶粒径が 10 μm 以上 25 μm 以下となつてゐることで、Al-Mg-Si 系合金板の BH 性、曲げ加工性、肌荒れ性などを向上でき、アルミニウム合金板の品質を向上できる。さらに、このような組成のアルミニウム合金板であれば、本発明のアルミニウム合金板の製造方法のように、連続鋳造して、必要に応じて熱間圧延を施し、コイルに巻き取つた後、冷間圧延、溶体化処理を施し、水焼入れ、コイルアップさせ、予備時効を施した後、室温まで冷却するか、または、連続鋳造して、必要に応じて熱間圧延を施し、コイルに巻き取つた後、冷間圧延、溶体化処理を施し、所定温度範囲まで冷却してコイルアップさせ、室温まで徐冷することで製造できる。このため、従来の製造方法に比べ、面削、均質化処理、中間焼鈍等の工程が簡略化され、製造コストを低減できる。したがつて、本発明のアルミニウム合金板、及びアルミニウム合金板の製造方法では、アルミニウム合金板の品質を向上しながら製造コストを低減できる。

【実施例】

【0039】

以下に本発明を適用してなるアルミニウム合金板の製造方法で製造した本発明を適用してなるアルミニウム合金板の品質について検討した結果を示す。なお、以下の実施例において、冷間圧延工程後の試料は、コイルではなく、全て切り板である。したがつて、CAL によるコイルの連続焼鈍工程をシミュレートするため、試料のソルトバス中の溶体化処理、及び水焼入れまたは 85 温水焼入れを採用し、また、コイルアップ後の徐冷や再加熱工程をシミュレートするため、試料のアニーラー中の炉中冷却、熱処理を採用した。

【0040】

10

20

30

40

50

(実施例 1)

0.54%のMg、0.66%のSi、0.10%のCr、0.15%のFeを含有し、さらに、0.01%のTiを含有し、残部がA1と不可避的不純物からなる合金溶湯を、双ベルト鋳造機により、厚さ10mmの薄スラブに連続鋳造した。この薄スラブを、1パス当たりの圧下率30%で厚さ1mmまで冷間圧延し、冷延板を形成した。この冷延板を560で15秒間ソルトバス中に保持して溶体化処理した後、速やかに水焼入れを施し、そのままアニーラー中で、85で8時間の熱処理すなわち予備時効を施した。その後、室温まで放冷し、引き続き室温にて1週間放置した。この材料を焼付塗装前の最終板つまりT4P処理材とした。このT4P処理材をさらにアニーラー中で、180で1時間時効処理した材料をT6P処理材とした。

10

【0041】

(実施例 2)

0.46%のMg、0.66%のSi、0.10%のCr、0.16%のFeを含有し、さらに、0.02%のTiを含有し、残部がA1と不可避的不純物からなる合金溶湯を用いた以外、実施例1と同じ条件でT4P処理材及びT6P処理材を作製した。

【0042】

(実施例 3)

0.46%のMg、0.66%のSi、0.10%のCr、0.16%のFeを含有し、さらに、0.01%のTi、0.12%のCuを含有し、残部がA1と不可避的不純物からなる合金溶湯を用いた以外、実施例1と同じ条件でT4P処理材及びT6P処理材を作製した。

20

【0043】

(比較例 1)

0.64%のMg、0.85%のSi、0.17%のFeを含有し、さらに、0.01%のTi、0.01%のCuを含有し、残部がA1と不可避的不純物からなる合金溶湯を用いた以外、実施例1と同じ条件で処理してT4P処理材及びT6P処理材を作製した。

【0044】

(比較例 2)

0.68%のMg、0.74%のSi、0.10%のCr、0.16%のFeを含有し、さらに、0.01%のTiを含有し、残部がA1と不可避的不純物からなる合金溶湯を用いた以外、実施例1と同じ条件でT4P処理材及びT6P処理材を作製した。

30

【0045】

(比較例 3)

0.59%のMg、0.73%のSi、0.10%のCr、0.15%のFeを含有し、さらに、0.01%のTiを含有し、残部がA1と不可避的不純物からなる合金溶湯を、通常のDC連続鋳造機により、1100mm×500mm×4000mmのスラブに半連続鋳造した。このスラブの両面を面削した後、均熱炉により550で10時間保持し、均質化処理を行った。均熱炉から取り出したスラブを熱間圧延機にて厚さ6mmの熱間圧延板に圧延し、コイルアップした後、冷却して、その後冷間圧延機にて1パス当たりの圧下率30%で厚さ2mmまで冷間圧延し、中間焼鈍後、さらに1mmまで冷間圧延し、冷延板を形成した。この冷延板を実施例1と同じ条件でT4P処理材及びT6P処理材を作製した。

40

【0046】

(比較例 4)

実施例2と同じ組成の合金溶湯を用い、1パス当たりの圧下率10%で厚さ1mmまで冷間圧延した以外、実施例1と同じ条件でT4P処理材及びT6P処理材を作製した。

【0047】

このような実施例1乃至3、及び比較例1乃至4のアルミニウム合金板に用いた合金の組成をAからFとして表1にまとめて示す。

【0048】

50

【表1】

合金組成

合 金	合金組成 (wt%)					
	M g	S i	F e	C u	C r	T i
A	0.54	0.66	0.15	—	0.10	0.01
B	0.46	0.66	0.16	—	0.10	0.02
C	0.46	0.66	0.16	0.12	0.10	0.01
D	0.64	0.85	0.17	0.01	—	0.01
E	0.68	0.74	0.16	—	0.10	0.01
F	0.59	0.73	0.15	—	0.10	0.01

【0049】

このような実施例1乃至3、及び比較例1乃至4のアルミニウム合金板に対し、室温で引張試験を行い、また、B H性、曲げ性、肌荒れ性、結晶粒径について評価した。なお、引張試験は、T 4 P処理材及びT 6 P処理材の両方について行った。B H性は、T 4 P処理材とT 6 P処理材の0.2%耐力の差として評価した。この値が90 MPa以上であれば、B H性が優れているものと評価される。また、曲げ性、結晶粒径、肌荒れ性の評価については、T 4 P処理材で行った。曲げ性は、T 4 P処理材に5%の予歪を与えた後、 $r/t = 0.5$ で180°曲げを行い、目視観察によって曲げ部表面の割れの程度を評価点数1、1.5、2、3、4、5で評価した。点数は2以下であれば、曲げ性が優れているものと評価される。結晶粒径は、圧延平行方向断面の厚み1/4箇所においてクロスカット法で測定した。肌荒れ性は、T 4 P処理材を張出し成形後、電着塗装して、目視観察によって外観をチェックした。合格したものを○、不合格のものを×とした。この結果を表2に示す。

【0050】

【表2】

製造工程及び特性

	合 金	パス冷間 圧下率 (%)	T4P			T6P 0.2%YS (MPa)	B.H. (MPa)	曲げ 性 (点)	G.S. (μ m)	肌荒 れ性
			0.2%YS (MPa)	UTS (MPa)	EL (%)					
実施例1	A	30	97	200	27	196	99	2	17	○
実施例2	B	30	95	190	29	192	97	1.5	20	○
実施例3	C	30	98	195	30	210	112	2	19	○
比較例1	D	30	124	242	24	234	110	5	32	×
比較例2	E	30	112	221	27	225	113	3	18	○
比較例3	F	30	110	223	28	207	97	2	35	×
比較例4	B	10	87	188	29	174	87	2	22	○

【0051】

本発明を適用してなる実施例1、2、3は、B H性の評価値が90 MPa以上、曲げ性の評価点数が2以下、肌荒れ性の評価結果も良好であり、B H性、曲げ性、肌荒れ性共に優れている。

【0052】

比較例1は、C rが含まれていないため、結晶粒径が25 μ mを超えており、このため肌荒れ性の評価結果が劣っている。しかも、S i量が0.85%と高く0.75%を超えていたため、T 4 P処理材における0.2%耐力が高くなり、この結果曲げ性の評価点数も5と劣っている。比較例2は、M g量が0.68%と高く0.65%を超えていたため、T 4 P処理材における0.2%耐力が高くなり、この結果曲げ性の評価点数も3と劣ってい

10

20

30

40

50

る。比較例 3 は、DC 鋳造法により鋳造されたスラブから製造された板であるため、結晶粒径が 25 μm を超えており、このため肌荒れ性の評価結果が劣っている。比較例 4 は、1 パス当たりの冷間圧下率が 10 % と低く 20 % 未満であるため、BH 性の評価値が 87 MPa であり 90 MPa 未満と劣っている。

【0053】

(実施例 4)

実施例 1 と同じ組成の合金溶湯を双ベルト鋳造機により、厚さ 10 mm の薄スラブに連続鋳造した。この薄スラブを 1 パス当たりの圧下率 30 % で厚さ 1 mm まで冷間圧延し、冷延板を形成した。この冷延板を 515 で 15 秒間ソルトバス中に保持して溶体化処理した後、速やかに水焼入れを施し、そのままアニーラー中で、85 で 8 時間の再加熱処理すなわち予備時効を施した。その後、室温まで放冷し、引き続き室温にて 1 週間放置した。この材料を焼付塗装前の最終板つまり T4P 処理材とした。この T4P 処理材をさらにアニーラー中で、180 で 1 時間時効処理した材料を T6P 処理材とした。

【0054】

(比較例 5)

実施例 4 と同じ冷延板を 515 で 15 秒間ソルトバス中に保持して溶体化処理した後、実施例 4 と同じ条件で水焼入れ、予備時効を施し、T4P 処理材、T6P 処理材を作製した。

【0055】

(比較例 6)

実施例 4 と同じ冷延板を 560 で 15 秒間ソルトバス中に保持して溶体化処理した後、速やかに水焼入れを施し、アニーラー中で、50 で 8 時間の再加熱処理すなわち予備時効を施した。その後、実施例 4 と同じ条件で T6P 処理材を作製した。

【0056】

(比較例 7)

実施例 4 と同じ冷延板を 560 で 15 秒間ソルトバス中に保持して溶体化処理した後、速やかに水焼入れを施し、アニーラー中で、120 で 8 時間の再加熱処理すなわち予備時効を施した。その後、実施例 4 と同じ条件で T6P 処理材を作製した。

【0057】

(比較例 8)

実施例 4 と同じ冷延板を 560 で 15 秒間ソルトバス中に保持して溶体化処理した後、速やかに水焼入れを施し、アニーラー中で、85 で 2 時間の再加熱処理すなわち予備時効を施した。その後、実施例 4 と同じ条件で T6P 処理材を作製した。

【0058】

(比較例 9)

実施例 4 と同じ冷延板を 560 で 15 秒間ソルトバス中に保持して溶体化処理した後、速やかに水焼入れを施し、アニーラー中で、85 で 16 時間の再加熱処理すなわち予備時効を施した。その後、実施例 4 と同じ条件で T6P 処理材を作製した。

【0059】

このように、ソルトバス中の溶体化処理条件及びアニーラー中の熱処理条件を変化させて作製したアルミニウム合金板に対して、実施例 1 などと同じ方法で、室温で引張試験を行い、また、BH 性、曲げ性、肌荒れ性、結晶粒径について評価した。この結果を表 3 に示す。

【0060】

実施例 4 は、BH 性の評価値が 90 MPa 以上、曲げ性の評価点数が 2 以下、肌荒れ性の評価結果も良好であり、比較例に比べて、BH 性、曲げ性、肌荒れ性共に優れている。

【0061】

これに対し、比較例 5 は、溶体化処理温度が 515 と低いため、Mg₂Si 晶出物のマトリックスへの固溶が十分に進まず、BH 性の評価値が 85 MPa であり 90 MPa 未満と劣っている。比較例 6 は、再加熱温度が 50 と低く 60 未満であるため、予備時

10

20

30

40

50

効の効果が得られず、B H性の評価値が87 MPaであり90 MPa未満と劣っている。比較例7は、再加熱温度が120^oCと高く110^oCを超えていたため、T4P処理材における0.2%耐力が高くなり、この結果曲げ性の評価点数も4と劣っている。比較例8は、再加熱時間が2時間と短く3時間未満であるため、十分な予備時効の効果が得られず、B H性の評価値が89 MPaであり劣っている。比較例9は、再加熱時間が16時間と長く12時間を超えているため、T4P処理材における0.2%耐力が高くなり、この結果曲げ性の評価点数も3と劣っている。

【0062】

【表3】

	合金	パス冷間圧下率(%)	溶体化処理温度(°C)	再加熱温度(°C)	再加熱時間(時間)	T4P			T6P			G.S.(μm)	肌荒れ性
						0.2%YS(MPa)	UTS(MPa)	EL(%)	0.2%YS(MPa)	B.H.(MPa)	曲げ性(点)		
実施例4	A	30	560	85	8	97	200	27	196	99	2	17	○
比較例5	A	30	515	85	8	82	187	27	167	85	1.5	14	○
比較例6	A	30	560	50	8	90	190	28	177	87	1.5	17	○
比較例7	A	30	560	120	8	123	212	28	224	101	4	17	○
比較例8	A	30	560	85	2	89	188	27	178	89	1.5	17	○
比較例9	A	30	560	85	16	112	214	27	208	96	3	17	○

【0063】

(実施例5)

実施例1と同じ組成の合金溶湯を双ベルト鋳造機により、厚さ10mmの薄スラブに連

10

20

30

40

50

続鋳造した。この薄スラブを 1 パス当たりの圧下率 30 % で厚さ 1 mm まで冷間圧延し、冷延板を形成した。この冷延板を 510 °C で 15 秒間ソルトバス中に保持して溶体化処理した後、速やかに 85 °C 温水焼入れを施し、雰囲気温度 85 °C のアニーラー中に挿入して、冷却速度 5 °C / 時間で冷却し、引き続き室温にて 1 週間放置した。この材料を焼付塗装前の最終板つまり T4P 処理材とした。この T4P 処理材をさらにアニーラー中で、180 °C で 1 時間時効処理した材料を T6P 処理材とした。

【0064】

(比較例 10)

実施例 5 と同じ冷延板を 510 °C で 15 秒間ソルトバス中に保持して溶体化処理した後、速やかに 85 °C 温水焼入れを施し、雰囲気温度 85 °C のアニーラー中に挿入して、実施例 5 と同じ条件で冷却し、1 週間放置して、T4P 処理材、T6P 処理材を作製した。10

【0065】

(比較例 11)

実施例 5 と同じ条件で溶体化処理した後、速やかに 85 °C 温水焼入れを施し、雰囲気温度 120 °C のアニーラー中に挿入して、実施例 5 と同じ条件で冷却し、1 週間放置して、T4P 処理材、T6P 処理材を作製した。

【0066】

(比較例 12)

実施例 5 と同じ条件で溶体化処理した後、速やかに 50 °C 温水焼入れを施し、雰囲気温度 50 °C のアニーラー中に挿入して、実施例 5 と同じ条件で冷却し、1 週間放置して、T4P 処理材、T6P 凄り材を作製した。20

【0067】

(比較例 13)

実施例 5 と同じ条件で溶体化処理した後、速やかに 85 °C 温水焼入れを施し、雰囲気温度 85 °C のアニーラー中に挿入して、冷却速度 15 °C / 時間で冷却し、1 週間放置して、T4P 処理材、T6P 凄り材を作製した。

【0068】

このように、コイルアップ温度に相当するアニーラーの初期雰囲気温度や冷却速度を変えて形成したアルミニウム合金板に対して、実施例 1 などと同じ方法で、室温で引張試験を行い、また、B H 性、曲げ性、肌荒れ性、結晶粒径について評価した。この結果を表 4 に示す。30

【0069】

実施例 5 は、B H 性の評価値が 90 MPa 以上、曲げ性の評価点数が 2 以下、肌荒れ性の評価結果も良好であり、比較例に比べて、B H 性、曲げ性、肌荒れ性共に優れている。

【0070】

これに対して比較例 10 は、溶体化処理温度が 510 °C と低いため、Mg₂Si 晶出物のマトリックスへの固溶が十分に進まず、B H 性の評価値が 88 MPa であり 90 MPa 未満と劣っている。比較例 11 は、アニーラーの初期雰囲気温度が 120 °C と高く、T4P 処理材における 0.2 % 耐力が高くなり、この結果曲げ性の評価点数も 4 と劣っている。比較例 12 は、アニーラーの初期雰囲気温度が 50 °C と低く 70 °C 未満であるため、十分な予備時効の効果が得られず、B H 性の評価値が 76 MPa と低く 90 MPa 未満と劣っている。比較例 13 は冷却速度が 15 °C / 時間と速く 10 °C / 時間を超えていたため、十分な予備時効の効果が得られず、B H 性の評価値が 81 MPa と低く 90 MPa 未満と劣っている。40

【0071】

【表4】

製造工程及び特性		合金	バス冷間 圧下率 (%)	溶体化 処理温度 (°C)	アニーテー 初期温度 (°C)	冷却速度 (°C/時間)	T4P		T6P		G.S. (μ m)	肌荒 れ性
							0.2%Y S (MPa)	UTS (MPa)	EL (%)	B.H. (MPa)	曲げ性 (点)	
実施例 5	A	30	560	85	5	92	192	28	189	97	2	17 ○
比較例 10	A	30	510	85	5	85	189	28	173	88	2	15 ○
比較例 11	A	30	560	120	5	121	202	26	217	96	4	17 ○
比較例 12	A	30	560	50	5	89	192	28	165	76	2	17 ○
比較例 13	A	30	560	85	15	88	190	27	169	81	2	17 ○

【0072】

(実施例6)

0.55%のMg、0.66%のSi、0.10%のCr、0.18%のFeを含有し、さらに、0.02%のTiを含有し、残部がA1と不可避的不純物からなる合金溶湯を、双ベルト鋳造機により、厚さ16mmの薄スラブに連続鋳造した。この薄スラブを熱間圧延機で5.5mmまで圧延し、さらに1パス当たりの圧下率30%で厚さ1mmまで冷間圧延し、冷延板を形成した。この冷延板を560度で15秒間ソルトバス中に保持して溶体

10

20

30

40

50

化処理した後、速やかに水焼入れを施し、そのままアニーラー中で、850で8時間の熱処理すなわち予備時効を施した。その後、室温まで放冷し、引き続き室温にて1週間放置した。この材料を焼付塗装前の最終板つまりT4P処理材とした。このT4P処理材をさらにアニーラー中で、180で1時間時効処理した材料をT6P処理材とした。

【0073】

(比較例14)

0.64%のMg、0.85%のSi、0.17%のFeを含有し、さらに、0.01%のTiを含有し、残部がA1と不可避的不純物からなる合金溶湯を用いた以外、実施例6と同じ条件でT4P処理材及びT6P処理材を作製した。

【0074】

10

(比較例15)

0.55%のMg、0.95%のSi、0.15%のFeを含有し、さらに、0.01%のTiを含有し、残部がA1と不可避的不純物からなる合金溶湯を用いた以外、実施例6と同じ条件でT4P処理材及びT6P処理材を作製した。

【0075】

このような実施例6、及び比較例14、15のアルミニウム合金板に用いた合金の組成をGからIとして表5に示す。また、このような実施例6、及び比較例14、15のアルミニウム合金板に対し、実施例1乃至3、及び比較例1乃至4の場合と同様に、室温で引張試験を行い、また、B H性、曲げ性、肌荒れ性、結晶粒径について評価した結果を表6に示す。

20

【0076】

実施例6は、B H性の評価値が90 MPa以上、曲げ性の評価点数が2以下、肌荒れ性の評価結果も良好であり、比較例に比べて、B H性、曲げ性、肌荒れ性共に優れている。

【0077】

これに対して比較例14、15は、全てCrを含有しないため、結晶粒径が25 μmを超えており、肌荒れ性の評価結果が劣っている。しかも全てSi量が高く0.75%を超えており、曲げ性の評価点数も5と劣っている。

【0078】

【表5】

30

合金組成

合 金	合金組成 (wt%)				
	M g	S i	F e	C r	T i
G	0.55	0.66	0.18	0.10	0.02
H	0.64	0.85	0.17	—	0.01
I	0.55	0.95	0.15	—	0.01

【0079】

40

【表 6】

製造工程及び特性 合 金	ノス冷間 圧下率 (%)	溶体化 処理温度 (°C)	再加熱 温度 (°C)	再加熱 時間 (時間)	T4P			T6P			G.S. (μ m)	肌荒 れ性	
					0.2%Y S (MPa)	UTS (MPa)	EL (%)	B.H. (MPa)	0.2%YS (MPa)	曲げ性 (点)			
実施例 6	G	30	560	85	8	102	200	28	200	98	2	19	○
比較例 1 4	H	30	560	85	8	112	218	26	248	136	5	38	×
比較例 1 5	I	30	560	85	8	111	214	26	246	135	5	54	×

10

20

30

40

フロントページの続き

(51)Int.Cl.

B 2 2 D 11/00 (2006.01)
C 2 2 F 1/00 (2006.01)

F I

B 2 2 D	11/00	E
B 2 2 D	11/00	G
C 2 2 F	1/00	6 0 2
C 2 2 F	1/00	6 0 4
C 2 2 F	1/00	6 2 3
C 2 2 F	1/00	6 3 0 K
C 2 2 F	1/00	6 3 0 Z
C 2 2 F	1/00	6 8 1
C 2 2 F	1/00	6 8 3
C 2 2 F	1/00	6 8 6
C 2 2 F	1/00	6 9 1 B
C 2 2 F	1/00	6 9 1 A
C 2 2 F	1/00	6 9 1 C
C 2 2 F	1/00	6 9 2
C 2 2 F	1/00	6 9 2 A
C 2 2 F	1/00	6 9 2 B
C 2 2 F	1/00	6 9 4 A
C 2 2 F	1/00	6 8 5 Z

(72)発明者 ジャオ ピージー

日本国静岡県庵原郡蒲原町蒲原一丁目34番1号
センター内

日本軽金属株式会社グループ技術

(72)発明者 穴見 敏也

日本国静岡県庵原郡蒲原町蒲原一丁目34番1号
センター内

日本軽金属株式会社グループ技術

(72)発明者 岡本 一郎

日本国静岡県庵原郡蒲原町蒲原一丁目34番1号
センター内

日本軽金属株式会社グループ技術

(72)発明者 風間 仁

日本国埼玉県和光市中央一丁目4番1号

株式会社本田技術研究所内

(72)発明者 安永 晋拓

日本国埼玉県和光市中央一丁目4番1号

株式会社本田技術研究所内

(72)発明者 林 登

日本国埼玉県和光市中央一丁目4番1号

株式会社本田技術研究所内

(72)発明者 ガテンピー, ケビン

カナダ国, ケ-7ピー 5エイチ6 オンタリオ州, キングストン, グラウスウッド レーン 1
6 4 8

(72)発明者 バーカー, サイモン

カナダ国, ケ-7ケー 4エム8 オンタリオ州, キングストン, ネルソン ストリート 300

(72)発明者 ルース, エドワード

カナダ国, ケ-7エム 2イ-3 オンタリオ州, キングストン, シャーウッド ドライブ 10
2

審査官 小谷内 章

(56)参考文献 特開2004-332106 (JP, A)

特開2001-262264 (JP, A)

特開2002-180220(JP,A)
特開2004-183025(JP,A)
特開2003-239032(JP,A)
特開2004-043938(JP,A)
特開2000-282163(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 21/00-21/18
C22F 1/00、11/00
B21B 1/00-11/00