

(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 I

C 2 2 C 21/02 (2006.01)

C 2 2 C 21/02

C 2 2 F 1/05 (2006.01)

C 2 2 F 1/05

C 2 2 C 21/06 (2006.01)

C 2 2 C 21/06

B 2 1 B 3/00 (2006.01)

B 2 1 B 3/00

J

B 2 1 B 1/46 (2006.01)

B 2 1 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) 国際出願番号 PCT/JP2005/010014
 (87) 国際公開番号 W02006/126281
 (87) 国際公開日 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ゼッド 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 $0.40 \text{ mass } \%$ 以上 $0.65 \text{ mass } \%$ 以下の Mg 、 $0.50 \text{ mass } \%$ 以上 $0.75 \text{ mass } \%$ 以下の Si 、 $0.05 \text{ mass } \%$ 以上 $0.20 \text{ mass } \%$ 以下の Cr 、 $0.10 \text{ mass } \%$ 以上 $0.40 \text{ mass } \%$ 以下の Fe 、 $0.10 \text{ mass } \%$ 以下の Ti を含有し、残部が Al 及び不可避免的不純物を含有し、結晶粒径が $10 \mu\text{m}$ 以上 $25 \mu\text{m}$ 以下、 T4P 処理材の 0.2% 耐力が 102 MPa 以下、 T4P 処理材と T6P 処理材の 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】

$0.15 \text{ mass } \%$ 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。

【請求項3】

必須元素として $0.40 \text{ mass } \%$ 以上 $0.65 \text{ mass } \%$ 以下の Mg 、 $0.50 \text{ mass } \%$ 以上 $0.75 \text{ mass } \%$ 以下の Si 、 $0.05 \text{ mass } \%$ 以上 $0.20 \text{ mass } \%$ 以下の Cr 、 $0.10 \text{ mass } \%$ 以上 $0.40 \text{ mass } \%$ 以下の Fe 、 $0.10 \text{ mass } \%$ 以下の Ti を含有し、残部が Al 及び不可避免的不純物を含有する合金溶湯を、薄板連続鑄造機で厚み 5 mm 以上 15 mm 以下のスラブに連続鑄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

10

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Al及び不可避免的不純物を含有する合金溶湯を、薄板連続鑄造機で厚み5 mm以上15 mm以下のスラブに連続鑄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Al及び不可避免的不純物を含有する合金溶湯を、薄板連続鑄造機で厚みが10 mm以上30 mm以下のスラブに連続鑄造し、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Al及び不可避免的不純物を含有する合金溶湯を、薄板連続鑄造機で厚みが10 mm以上30 mm以下のスラブに連続鑄造し、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、Al 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】

Al 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、BH性を向上し、かつ、曲げなどの成形加工性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、鑄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)。

10

【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BH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BH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BH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鑄造によるスラブ鑄造、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、最終焼鈍といったような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。

20

【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Alを含有し、結晶粒径が10 μ m以上25 μ m以下である。

30

【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Alを含有する合金溶湯を、薄板連続鑄造機で厚み5mm以上15mm以下のスラブに連続鑄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。

40

【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Alを含有する合金溶湯を、薄板連続鑄造機で厚み5mm以上15mm以下のスラブに連続鑄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。

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、薄板連続鑄造機で厚みが10mm以上30mm以下のスラブに連続鑄造し、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、薄板連続鑄造機で厚みが10mm以上30mm以下のスラブに連続鑄造し、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、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】

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。

20

【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】

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。

30

【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0.40 mass %未満ではその効果が小さく、0.65 mass %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、0.40 mass % 以上0.65 mass %以下とする。さらに、Mgの含有量を0.40 mass %以上0.60 mass %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0.50 mass %未満ではその効果が小さく、0.75 mass %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、0.50 mass %以上0.75 mass %以下とする。さらに、Siの含有量を0.60 mass %以上0.70 mass %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】

Crは、再結晶粒を微細化させる元素として添加される。Crの添加量が0.05mass%未満ではその効果が十分でなく、0.20mass%を超えるとスラブ鑄造時に粗大なAl-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、Crの含有量は、0.05mass%以上0.20mass%以下とする。これにより、再結晶粒のサイズを10μm以上25μm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、Crの含有量を0.05mass%以上0.15mass%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】

Feは、Si、Crと共存させることにより、鑄造時において5μm以下のサイズのAl-Fe-Si晶出物、Al-(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。Feの添加量が0.10mass%未満の場合、その効果が十分でなく、0.40mass%を超えると鑄造時に粗大なAl-Fe-Si晶出物、Al-(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Siの固溶量を減少させるため、最終板におけるBH性が低下し、BH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、Feの含有量は、0.10mass%以上0.40mass%以下とする。さらに、Feの含有量を0.10mass%以上0.30mass%以下とすることが、BH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Mg、Si、Cr、Fe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Cu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。Cu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。Cuの含有量が0.15%を超えると、予備時効処理つまりT4P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、特に耐食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、Cuを添加する場合、Cuの含有量は0.15%以下とする。

30

【0020】

また、これらMg、Si、Cr、Fe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0.10mass%以下のTi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Al-Ti、Al-Ti-B等があるが、Tiは0.10mass%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、スラブの鑄造欠陥を抑制し、アルミニウム合金板の品質をより向上できる。Tiの含有量が0.10mass%を超えると、鑄造時にTiAl₃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、Tiを添加する場合、Tiの含有量は0.10mass%以下とする。

【0021】

なお、上記のような元素以外の残部は、Al及び不可避免の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10μm以上25μm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。

40

【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鑄造法としては、双ベルト鑄造法及び双ドラム鑄造法などの種々の鑄造法を用いることができる。すなわち、薄板連続鑄造法としては、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鑄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鑄造法によってスラブを鑄造する。薄板連続鑄造法によりスラブを鑄造するための薄板連続鑄造機によってスラブを連続鑄造し、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、5 mm以上30 mm以下であるため、鑄造時の冷却速度は、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鑄造圧延板に比較して成形性に優れている。

10

【0024】

このように鑄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鑄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5 mm以上30 mm以下とすれば、鑄造時の冷却速度は、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】

薄板連続鑄造法において、薄板連続鑄造機によるスラブ厚みが5 mm未満の場合、単位時間あたりに鑄造機を通過するアルミニウム量が小さくなりすぎて、鑄造が困難になる。スラブの厚みが30 mmを超える場合、スラブ厚みの1/4の位置における鑄造時の冷却速度が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】

40

また、スラブの厚みが15 mmを超え30 mm以下の場合には、連続鑄造後、引き続き熱間圧延を行うことで、厚さを2 mm以上8 mm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10 mm以上15 mm以下の場合には、連続鑄造後、引き続き熱間圧延を行うことで、厚さを2 mm以上8 mm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10 mm以上15 mm以下の場合には、連続鑄造後、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5 mm以上10 mm未満の場合には、連続鑄造後、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。

50

【 0 0 2 9 】

鑄造後のスラブは、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、鑄造時において生成した $Al - Fe - Si$ 晶出物、 $Al - (Fe \cdot Cr) - Si$ 晶出物、 Mg_2Si 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

【 0 0 3 0 】

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。

【 0 0 3 1 】

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 C A L 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 C A L 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 $Al - Mg - Si$ 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

【 0 0 3 2 】

焼鈍炉による溶体化処理温度が 530 未満の場合、 Mg_2Si 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、 Mg_2Si 晶出物の局部融解つまりパーニングを起こす可能性があり、また、再結晶粒径が 25 μm 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

【 0 0 3 3 】

さらに、連続焼鈍の保持時間が 5 秒未満であると、 Mg_2Si 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。

【 0 0 3 4 】

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。

40

【 0 0 3 5 】

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 Mg_2Si 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うため、耐力が高くなって曲げ性が低下し、曲げ性を向上できなくなってしまう。したがって、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 Mg_2Si 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うため、耐力が高くなって曲げ性が低下し、曲げ性を向上できなくなってしまう。したがって、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性を向上し難くなってしまう。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 Mg_2Si 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うため、耐力が高くなって曲げ性が低下し、曲げ性を向上できなくなってしまう。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ってしまう。したがって、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 以下となっていることで、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、連続鑄造して、必要に応じて熱間圧延を施し、コイルに巻き取った後、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、連続鑄造して、必要に応じて熱間圧延を施し、コイルに巻き取った後、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。したがって、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。したがって、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での溶体化処理、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での炉中冷却、熱処理を採用した。

【0040】

(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Alと不可避免の不純物からなる合金溶湯を、ダブルト铸造機により、厚さ10mmの薄スラブに連続铸造した。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、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。

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Alと不可避免の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Alと不可避免の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Alと不可避免の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Alと不可避免の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Alと不可避免の不純物からなる合金溶湯を、通常のDC連続铸造機により、1100mm×500mm×4000mmのスラブに半連続铸造した。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

10

【 0 0 4 9 】

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 9 0 M P a 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 1 8 0 ° 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。

20

【 0 0 5 0 】

【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	○

30

40

【 0 0 5 1 】

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 9 0 M P a 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。

【 0 0 5 2 】

比較例 1 は、C r が含まれていないため、結晶粒径が 2 5 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 0.8 5 % と高く 0.7 5 % を超えているため、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 0.6 8 % と高く 0.6 5 % を超えているため、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

50

る。比較例 3 は、D C 鑄造法により鑄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 $25\ \mu\text{m}$ 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。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、B H 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鑄造機により、厚さ 10 mm の薄スラブに連続鑄造した。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 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。

10

【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。

20

【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。

30

【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、ソルトバス中での溶体化処理条件及びアニーラー中で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、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 3 に示す。

40

【0060】

実施例 4 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。

【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、 Mg_2Si 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 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

50

効の効果が得られず、B H 性の評価値が 8 7 M P a であり 9 0 M P a 未満と劣っている。比較例 7 は、再加熱温度が 1 2 0 と高く 1 1 0 を超えているため、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 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 8 9 M P a であり劣っている。比較例 9 は、再加熱時間が 1 6 時間と長く 1 2 時間を超えているため、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 と劣っている。

【 0 0 6 2 】

【表 3】

製造工程及び特性													
	合金	パス冷却 圧下率 (%)	溶体化 処理温度 (℃)	再加熱 温度 (℃)	再加熱 時間 (時間)	T4P			T6P	B.H. (MPa)	曲げ性 (点)	G.S. (μ m)	肌荒 れ性
						0.2%Y S (MPa)	UTS (MPa)	EL (%)					
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	○

【 0 0 6 3 】

(実施例 5)

実施例 1 と同じ組成の合金溶湯を双ベルト鑄造機により、厚さ 1 0 m m の薄スラブに連

10

20

30

40

50

続鍛造した。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85℃温水焼入れを施し、雰囲気温度85℃のアニーラー中に挿入して、冷却速度5℃/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℃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℃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℃温水焼入れを施し、雰囲気温度85℃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℃温水焼入れを施し、雰囲気温度120℃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℃温水焼入れを施し、雰囲気温度50℃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。

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℃温水焼入れを施し、雰囲気温度85℃のアニーラー中に挿入して、冷却速度15℃/時間で冷却し、1週間放置して、T4P処理材、T6P処理材を作製した。

【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、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4に示す。

30

【0069】

実施例5は、BH性の評価値が90MPa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。

【0070】

これに対して比較例10は、溶体化処理温度が510℃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88MPaであり90MPa未滿と劣っている。比較例11は、アニーラーの初期雰囲気温度が120℃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℃と低く70℃未滿であるため、十分な予備時効の効果が得られず、BH性の評価値が76MPaと低く90MPa未滿と劣っている。比較例13は冷却速度が15℃/時間と速く10℃/時間を超えているため、十分な予備時効の効果が得られず、BH性の評価値が81MPaと低く90MPa未滿と劣っている。

40

【0071】

【表 4】

製造工程及び特性	合金	パス冷間 圧下率 (%)	溶体化 処理温度 (°C)	アニーラー 初期温度 (°C)	冷却速度 (°C/時間)	T4P			B.H. (MPa)	曲げ性 (点)	G.S. (μ m)	肌荒 れ性
						0.2%Y S (MPa)	UTS (MPa)	EL (%)				
実施例 5	A	30	560	85	5	92	192	28	97	2	17	○
比較例 1 0	A	30	510	85	5	85	189	28	88	2	15	○
比較例 1 1	A	30	560	120	5	121	202	26	96	4	17	○
比較例 1 2	A	30	560	50	5	89	192	28	76	2	17	○
比較例 1 3	A	30	560	85	15	88	190	27	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Alと不可避免的不純物からなる合金溶湯を、ダブルト铸造機により、厚さ16mmの薄スラブに連続铸造した。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 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、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。

【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Alと不可避免の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】

(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Alと不可避免の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、BH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。

【0076】

実施例6は、BH性の評価値が90MPa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。

【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25μm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】

合金組成

合 金	合金組成 (wt%)				
	Mg	Si	Fe	Cr	Ti
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】

【表 6】

製造工程及び特性		合金	パス冷却 圧下率 (%)	溶体化 処理温度 (℃)	再加熱 温度 (℃)	再加熱 時間 (時間)	T4P			T6P	B.H. (MPa)	曲げ性 (点)	G.S. (μm)	肌荒 れ性
							0.2%Y S (MPa)	UTS (MPa)	EL (%)					
実施例 6 比較例 1 4 比較例 1 5		G	30	560	85	8	102	200	28	200	98	2	19	○
		H	30	560	85	8	112	218	26	248	136	5	38	×
		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.		F I
B 2 2 D	11/00	(2006.01)
C 2 2 F	1/00	(2006.01)
	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3 4 番1 号 日本軽金属株式会社グループ技術
センター内
- (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3 4 番1 号 日本軽金属株式会社グループ技術
センター内
- (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3 4 番1 号 日本軽金属株式会社グループ技術
センター内
- (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 ガテンビー, ケビン
カナダ国, ケー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, ケー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 3 0 0
- (72)発明者 ルース, エドワード
カナダ国, ケー7 エム 2 イー 3 オンタリオ州, キングストン, シャーウッド ドライブ 1 0
2

審査官 小谷内 章

- (56)参考文献 特開2 0 0 4 - 3 3 2 1 0 6 (J P , A)
特開2 0 0 1 - 2 6 2 2 6 4 (J P , A)

特開 2 0 0 2 - 1 8 0 2 2 0 (J P , A)
特開 2 0 0 4 - 1 8 3 0 2 5 (J P , A)
特開 2 0 0 3 - 2 3 9 0 3 2 (J P , A)
特開 2 0 0 4 - 0 4 3 9 3 8 (J P , A)
特開 2 0 0 0 - 2 8 2 1 6 3 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C22C 21/00-21/18

C22F 1/00、 11/00

B21B 1/00-11/00