

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5432631号  
(P5432631)

(45) 発行日 平成26年3月5日(2014.3.5)

(24) 登録日 平成25年12月13日(2013.12.13)

(51) Int. Cl.	F 1
C 2 2 C 21/06 (2006.01)	C 2 2 C 21/06
C 2 2 C 21/10 (2006.01)	C 2 2 C 21/10
C 2 2 F 1/047 (2006.01)	C 2 2 F 1/047
C 2 2 F 1/053 (2006.01)	C 2 2 F 1/053
C 2 2 F 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00 6 0 2
請求項の数 2 (全 19 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2009-184865 (P2009-184865)	(73) 特許権者	000001199
(22) 出願日	平成21年8月7日(2009.8.7)		株式会社神戸製鋼所
(65) 公開番号	特開2011-38136 (P2011-38136A)		兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番 4号
(43) 公開日	平成23年2月24日(2011.2.24)	(74) 代理人	100131750
審査請求日	平成23年9月1日(2011.9.1)		弁理士 竹中 芳通
		(74) 代理人	100089196
			弁理士 梶 良之
		(74) 代理人	100104226
			弁理士 須原 誠
		(74) 代理人	100146112
			弁理士 亀岡 誠司
		(74) 代理人	100167335
			弁理士 武仲 宏典
最終頁に続く			

(54) 【発明の名称】 成形性に優れたアルミニウム合金板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、Mg : 0.5 ~ 7.0%、Zn : 1.0 ~ 4.0% を含み、残部が Al および不可避的不純物からなる Al - Mg 系アルミニウム合金板であって、この板の組織とプレス成形性との関係を表す指標として、X線小角散乱法で測定された微細粒子である Mg Zn クラスタの粒度分布の平均粒子直径が 0.6 nm 以上 10.0 nm 以下であるとともに、前記粒度分布のピークサイズの数密度が  $1.0 \times 10^{-4} / \text{nm}^3$  以上であることを特徴とする成形性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項 2】

前記アルミニウム合金板が、更に、質量%で、Fe : 0.4% 以下、Si : 0.5% 以下、Mn : 0.3% 以下、Cr : 0.3% 以下、Zr : 0.3% 以下、V : 0.3% 以下、Ti : 0.1% 以下、Cu : 1.0% 以下、の内から選ばれる一種また二種以上を含有する請求項 1 に記載の成形性に優れたアルミニウム合金板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、ストレッチャーストレインマークの発生が少なく、成形性に優れた Al - Mg 系アルミニウム合金板に関するものである。本発明で言うアルミニウム合金板とは、熱間圧延板や冷間圧延板であって、焼鈍などの調質されたアルミニウム合金板を言う。また、以下、アルミニウムを Al とも言う。

10

20

## 【背景技術】

## 【0002】

近年、地球環境などへの配慮の観点から、自動車等の車両の軽量化の社会的要求はますます高まってきている。かかる要求に答えるべく、自動車パネル、特にフード、ドア、ルーフなどの大型ボディパネル（アウトパネル、インナパネル）の材料として、鋼板等の鉄鋼材料にかえてアルミニウム材料の適用が検討されている。

## 【0003】

Al-Mg系のJIS5052合金やJIS5182合金等の5000系アルミニウム合金板（以下、Al-Mg系合金板とも言う）は、延性および強度に優れることから、従来から、プレス成形されるこれら大型ボディパネル用の素材として使用されている。

10

## 【0004】

しかし、特許文献1などに開示される通り、Al-Mg系合金について引張試験を行えば、応力-歪曲線上の降伏点付近で降伏伸びが生じる場合があり、また降伏点を越えた比較的高い歪量（例えば引張伸び2%以上）で応力-歪曲線に鋸歯状もしくは階段状のセレーション（振動）が生じる場合がある。これらの応力-歪曲線上の現象は、実際のプレス成形時においていわゆるストレッチャーストレイン（以下SSマークとも記す）の発生を招き、成形品である前記大型ボディパネル、特に外観が重要なアウトパネルにとって大きな問題となる。

## 【0005】

前記SSマークは、公知のように、歪量の比較的低い部位で発生する火炎状の如き不規則な帯状模様のいわゆるランダムマークと、歪量の比較的高い部位で引張方向に対し約50°をなすように発生する平行な帯状模様のパラレルバンドとに分けられる。前者のランダムマークは降伏点伸びに起因し、また後者のパラレルバンドは応力-歪曲線上のセレーションに起因することが知られている。

20

## 【0006】

従来から、Al-Mg系合金におけるSSマークを解消する方法が種々提案されている。例えば、通常、Al-Mg系合金板の結晶粒度が微細なほど、SSマークは顕著に観察される。そこでSSマークの解消のための方法の一つとして、結晶粒をある程度粗大に調整する方法が従来から知られている。この方法は、SSマークのうちでも、特に、前記降伏伸びに起因するランダムマークの低減に有効とされている。

30

## 【0007】

ただ、このような結晶粒の調整方法では、結晶粒が粗大になり過ぎれば、プレス成形によって表面に肌荒れが発生するなどの別の問題が生じる。このような表面の肌荒れの防止は、SSマークの発生防止と同時に行うことが実際には非常に困難である。また、この結晶粒の調整方法は、致命的には、SSマークのうちでも、応力-歪曲線上のセレーションに起因する、前記パラレルバンドの発生防止には余り有効ではない。

## 【0008】

また、SSマークの解消のための従来方法として、Al-Mg系合金板のO材（軟質材）もしくはT4処理材などの調質材に、前記大型ボディパネルへのプレス成形前に、予めスキンパス加工あるいはレベリング加工等の若干の加工（予加工）による歪み（予歪み）を与えておくことが知られている。この方法はSSマークのうちでも、特に、前記降伏伸びに起因するランダムマークの低減に有効とされている。前記予加工によって、予め多くの変形帯を形成しておけば、Al-Mg系合金板のプレス成形の際に、これらの多数の変形帯が降伏の起点として機能する。このため、降伏時における急激かつ不均一な変形が生じなくなる。すなわち、これら急激かつ不均一な変形による降伏伸びが発生しなくなり、ランダムマークも抑制される。

40

## 【0009】

一般にAl-Mg系合金中では、Mgがコットレル雰囲気を形成して転位を固着しているため、プレス成形の際に降伏を生ぜしめるためには、余分な応力を必要とする。これに対して、プレス成形の際に、一旦ある箇所で降伏が開始されれば、応力の増加を伴わなく

50

ても、その箇所から雪崩的に変形が伝播し、その結果、Al-Mg系合金板内で不均一な変形が急激に生じることになる。このように応力の増加を伴わずに、変形が急激に進むため、応力-歪曲線上で降伏伸びが現れ、またその急激な変形が不均一であるため、プレス成形時には火炎状等のランダムマークが発生することになる。

【0010】

ただ、このような予加工を与えることによって降伏伸びの発生を抑制し、SSマーク特にランダムマークの発生を防止する方法でも、応力-歪曲線上のセレーションに起因する、前記パラレルバンドの発生防止には限界がある。即ち、予加工の加工度が高くなりすぎた場合には、この予加工を行なったAl-Mg系合金板の引張試験を行なえば、応力-歪曲線上で歪ピッチの長い階段状のセレーションが生じやすくなる。このようなセレーションは、実際のプレス成形時においても、幅の広い明瞭なパラレルバンドの発生につながりやすく、前記予加工の加工度には、自ずと制約がある。

10

【0011】

また、これに対して、予加工の加工度を小さくしても、ある程度は降伏伸びを抑制することができるが、逆に、安定して確実に、前記ランダムマークの方の発生を防止することができなくなる。特に、元々ランダムマークが発生しやすい結晶粒の微細なAl-Mg系合金板の場合には、低加工度の予加工を行っても、前記ランダムマークが顕著に発生してしまう。また低加工度の予加工では、板内の場所による元板の厚さのわずかな変動が加工度のばらつきに大きな影響を与えてしまい、ランダムマークの発生を安定かつ確実に防止し得ない一因となる。したがって、予加工を与える方法では、応力-歪曲線上のセレーションに起因する前記パラレルバンドの発生防止と、前記ランダムマーク発生防止との最適加工度が相反するために、これら両者を同時に防止することができない。

20

【0012】

なお、SSマークのうちのパラレルバンドに関して、例えば機械式プレスによる成型時など、プレス成形時における歪速度が速い場合には、成型速度に留意すればパラレルバンドの発生が少なくなることが従来から知られている。しかし、成型速度がより小さい油圧プレス機等による成型では、特に、前述のような歪みピッチの大きい階段状セレーションが生じるようなAl-Mg系合金板材料では、幅の広い明瞭なパラレルバンドの発生を免れ得なかった。

【0013】

これに対して、前記した特許文献1では、前記降伏伸びに起因するランダムマークの発生とともに、前記応力-歪曲線上での階段状の幅の広いセレーションに関連する広幅のパラレルバンドの発生も抑制した、SSマークの発生が少ないAl-Mg系合金板が提案されている。具体的には、Al-Mg系合金の圧延板に、急速冷却を伴う特定条件での溶体化処理・焼入れを施し、その後特定条件での予加工としての冷間加工を行ない、さらに特定条件での最終焼鈍を施す。そして、平均結晶粒径が $55\mu\text{m}$ 以下かつ $150\mu\text{m}$ 以上の粗大結晶粒が実質的に存在しない最終板を得るものである。

30

【0014】

また、Al-Mg系合金板において、板の融解過程における熱的变化を示差熱分析(DSC)により測定して得られた固相からの加熱曲線の $50\sim 100$ の間の吸熱ピーク高さによって、プレス成形性向上の指標とすることも公知である。例えば、特許文献2では、双ロール式連続鋳造によって製造された、Mgが8質量%を超える高MgのAl-Mg系合金板において、前記吸熱ピーク高さを $50.0\mu\text{W}$ 以上として、プレス成形性を向上させている。これは、前記DSCの $50\sim 100$ の間の吸熱ピーク高さが、Al-Mg系合金板組織中の相と称せられるAl-Mg系金属間化合物の存在形態(固溶、析出状態の安定性)を示していることを根拠としている。

40

【先行技術文献】

【特許文献】

【0015】

【特許文献1】特開平7-224364号公報

50

【特許文献2】特開2006-249480号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0016】

しかし、特許文献1では、階段状のセレーションを軽微にできるだけであり（特許文献1の実施例の階段状セレーション評価の説明より）、そのためSSマークの一つであるパラレルバンドは完全には抑制できない。これに対し、最近の前記大型ボディパネル、特に外観が重要なアウトパネルでは表面性状の要求レベルが更に厳しくなっており、これら特許文献1、2では、SSマーク発生の抑制策としては不十分になってきている。

【0017】

このような課題に鑑み、本発明の目的は、前記降伏伸びに起因するランダムマークの発生とともに、パラレルバンドの発生を同時に抑制でき、SSマークを抑制して、自動車パネルへのプレス成形などの成形性に優れたAl-Mg系アルミニウム合金板を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0018】

この目的を達成するために、本発明の成形性に優れたアルミニウム合金板の要旨は、質量%で、Mg: 0.5~7.0%、Zn: 1.0~4.0%を含み、残部がAlおよび不可避免的不純物からなるAl-Mg系アルミニウム合金板であって、この板の組織とプレス成形性との関係を表す指標として、X線小角散乱法で測定された微細粒子であるMgZnクラスタの粒度分布の平均粒子直径が0.6nm以上10.0nm以下であるとともに、前記粒度分布のピークサイズの数密度が $1.0 \times 10^{-4} / \text{nm}^3$ 以上であることとする。

【0019】

ここで、前記した微細粒子とは、Znを含むAl-Mg系アルミニウム合金板における主要な析出物である、微細なMgZnクラスタであることはほぼ間違いがない。Znを含むAl-Mg系アルミニウム合金板において存在する主要な析出物が、既知の相や相、T相などがまだ準安定な状態として存在するMgZnクラスタであることは知られている。しかし、本発明では、例え前記微細粒子がMgZnクラスタであったとしても、前記既知のMgZnクラスタよりも著しく小さいために、後述する通り、組織観察によって、MgZnクラスタの存在自体を確認できたわけではない。したがって、本発明請求項における、前記X線小角散乱法で測定された粒度分布の規定では、便宜的に微細粒子と称している。ただ、以下の説明では、この微細（微小）粒子を、微細（微小）析出物とも、微細（微小）MgZnクラスタとも言う。

【発明の効果】

【0020】

Al-Mg系アルミニウム合金板では、Znを含有するとSSマークの発生抑制効果があるものの、同じZnの含有量のAl-Mg系アルミニウム合金板であっても、SSマークの発生抑制効果には大きな差がある。このことから、単に、Znを含むだけではなく、Znを含むAl-Mg系アルミニウム合金板の組織状態の違いが、SSマークの発生状態に大きく影響しているものと考えられる。

【0021】

しかし、SEMやTEMを用いた通常の組織観察によっても、Znを含むAl-Mg系アルミニウム合金板につき、このSSマーク抑制に効果があるとみられる、新規な微細MgZnクラスタを知見できなかった。このため、この新規な微細MgZnクラスタの規定によって、SSマーク抑制に効果があるZnを含有するAl-Mg系アルミニウム合金板の組織を特定することはできなかった。

【0022】

これを踏まえて、本発明では、X線を用いた小角散乱法で、このような微細MgZnクラスタの存在状態を調査し、SSマーク特性との相関を調査した。X線を用いた小角散乱法自体は、物質に照射されたX線が、物質内部の微小析出物など、前記微細粒子の電子密

10

20

30

40

50

度分布の情報を反映して、入射 X 線の周囲に散乱 X 線を発生させることを利用して、ナノメートルオーダの構造情報を調べる代表的な手法として、古くから知られ、用いられている。

#### 【0023】

この結果、本発明では、このような X 線小角散乱法で測定された前記微細粒子の粒度分布が、前記した微細 Mg Zn クラスターの存在状態を表し、かつ、SS マーク特性と関連することを知見した。言い換えると、Zn を含む Al - Mg 系アルミニウム合金板では、前記 X 線小角散乱法で測定された前記微細粒子の粒度分布が、この板の組織と、この板の SS マーク特性にて代表されるプレス成形性との関係を表す指標となりうることを知見した。

10

#### 【0024】

本発明では、Zn を含む Al - Mg 系アルミニウム合金板の組織中に、X 線小角散乱法で測定された一定サイズ（前記粒度分布の平均直径）の、便宜的に微細粒子と称する、微細 Mg Zn クラスターを、一定量（前記粒度分布のピークサイズの数密度）存在させる。これによって、限界ひずみ増大効果を高めて、前記応力 - 歪曲線上のセレーションを抑制し、これに起因する前記平行バンドを抑制して、ストレッチャーストレインマークの発生を抑制する。

#### 【図面の簡単な説明】

#### 【0025】

【図1】本発明の Al - Mg - Zn 系合金板の X 線小角散乱法で測定された X 線の散乱強度プロファイルを示す説明図である。

20

【図2】図1の X 線の散乱強度プロファイルを解析して得られた粒度分布を示す説明図である。

【図3】本発明の Al - Mg - Zn 系合金板の 10 万倍の FE - TEM 観察による組織写真（図面代用写真）である。

【図4】比較例 Al - Mg 系合金板の 10 万倍の FE - TEM 観察による組織写真（図面代用写真）である。

#### 【発明を実施するための形態】

#### 【0026】

以下に、本発明の実施の形態につき、各要件ごとに具体的に説明する。

30

#### 【0027】

（組織）

前記した通り、本発明者らは、Al - Mg 系アルミニウム合金板では、Zn を含有すると SS マークの発生抑制効果があることを知見していた。しかし、同時に、同じ Zn の含有量の Al - Mg 系アルミニウム合金板であっても、SS マークの発生抑制効果には大きな差がある現象が起こることも知見していた。このことから、単に、Zn を含むだけではなく、Al - Mg 系アルミニウム合金板の組織状態、即ち、Zn を含む場合に発生する、Mg Zn クラスター（析出物）の存在形態が、SS マークの発生状態に大きく影響しているものと考えられる。

#### 【0028】

40

このため、本発明者らは、このような Mg Zn 系クラスターの存在状態を確認すべく、SS マークが抑制されてプレス成形性に優れた、Zn を含む Al - Mg 系アルミニウム合金板の組織観察を行った。具体的には、板組織における微細な Mg Zn クラスターを測定するのに最も有効な 10 万倍の FE - TEM（透過型電子顕微鏡）を用いて組織観察を行った。この結果を図 3、4 に示す。

#### 【0029】

図 3 に、SS マークが抑制されてプレス成形性に優れた、本発明の Al - Mg - Zn 系合金板の組織写真を示す（後述する実施例表 2、3 の発明例 1）。また、比較のために、図 4 に、SS マーク抑制効果が劣る、Zn を含まない Al - Mg 系アルミニウム合金板の組織写真を示す（後述する実施例表 2、3 の比較例 3 1）。これら図 3、4 から分かる通

50

り、このようなTEMによる通常の組織観察によっても、SSマーク抑制効果に優れたZnを含むAl-Mg系アルミニウム合金板（以下、Al-Mg-Zn系合金板とも言う）につき、このSSマーク抑制に効果があるとみられる、新規な微細MgZnクラスタは知見（観察）できなかった。

#### 【0030】

そこで、本発明者らは、TEMやSEMでも観察できないような、言い換えると、殆ど固溶状態と大差が無いくらいの、新規な微細MgZnクラスタの存在が、SSマーク抑制に影響しているのではと考えた。Znを含むAl-Mg系アルミニウム合金板組織に、仮に、このような微細MgZnクラスタが板組織中に存在すれば、前記プレス成形による変形の際の転位の移動を妨げ、SSマーク発生の抑制効果があるのではないかと推測されるからである。

10

#### 【0031】

X線小角散乱法：

本発明者らは、この点を確認すべく、前記した通り、X線を用いた小角散乱法で、ストレッチャーストレインマークの発生状態が互いに異なる前記Al-Mg-Zn系合金板の組織同士の、このような微細MgZnクラスタの存在状態を調査し、SSマーク特性との相関を調査した。

#### 【0032】

X線小角散乱法自体は、前記した通り、ナノメートルオーダの構造情報を調べる代表的な手法として古くから知られている。物質にX線を照射すると、入射X線が物質内部の電子密度分布の情報を反映して、入射X線の周囲に散乱X線が発生する。例えば、物質中に粒子や密度の不均一な領域が存在すると、前記入射X線の周囲に、結晶や非晶質等にかかわらず、散乱が発生する。これがアルミニウム合金などの金属であれば、アルミニウム合金組織中にナノメートルオーダの微小な析出物が存在すると、入射X線の周囲に散乱が発生する。この散乱X線が発生する領域は、波長1.54のX線の場合、およそ5度程度以下である。前記X線小角散乱法では、この散乱X線を解析することで、ナノメートルオーダの微細な粒子の形状、大きさ、分布の情報等を得ることができる。

20

#### 【0033】

微細粒子の粒度分布：

この結果、本発明では、X線小角散乱法で測定された微細粒子（析出物、MgZnクラスタ）の粒度分布（平均粒子直径とピークサイズの平均数密度）とが、前記微細MgZnクラスタの存在状態を表し、かつ、SSマーク特性と相関することを知見した。言い換えると、Znを含むAl-Mg系アルミニウム合金板では、前記X線小角散乱法で測定された微細粒子の粒度分布（平均粒子直径とピークサイズの数密度）とが、この板の前記微細MgZnクラスタの存在状態（組織）と、この板のSSマーク特性にて代表されるプレス成形性との関係を表す指標となりうる。

30

#### 【0034】

X線の散乱強度プロファイル：

以下に、Znを含むAl-Mg系アルミニウム合金板の、X線小角散乱法による微細粒子の粒度分布の導出方法を説明する。X線小角散乱法により、微細粒子の粒度分布を導出するためには、先ず、Znを含むAl-Mg系アルミニウム合金板の、X線小角散乱法で測定された、X線の散乱強度プロファイルを求める必要がある。

40

#### 【0035】

図1に発明例のAl-Mg-Zn系合金板（実線）と、比較のためのZnを含まないAl-Mg系合金板（点線）の、X線小角散乱法で測定されたX線の散乱強度プロファイルを示す。図1において、縦軸がX線の散乱強度（散乱X線の散乱強度）であり、横軸が公知の慣性半径あるいはギニエ（Guinier）半径と呼ばれるギニエプロット（ $q/nm^{-1}$ ；但し、逆数で対応）である。そして、横軸の慣性半径あるいはギニエ半径は、左側ほど大きく、右側ほど小さい。

#### 【0036】

50

図1において、発明例のAl-Mg-Zn系合金板(実線)には、横軸のギニエ半径が $0.1q/nm^{-1}$ 近傍のX線散乱強度のピークに対して、このピークから減少する右側の稜線上の、横軸のギニエ半径が $1q/nm^{-1}$ から $10q/nm^{-1}$ の間で、図の上側に凸なピークがあることが分かる。即ち、この発明例(実線)の右側の稜線形状は、前記凸なピークがあるために、この部分で一端上昇した上で、図の右側に向かって下降している。

【0037】

これに対して、比較のためのZnを含まないAl-Mg系合金板(点線)は、前記横軸のギニエ半径が $0.1q/nm^{-1}$ 近傍のX線散乱強度のピークや、このピークから減少する左右両側の稜線形状はほぼ同じである。しかし、この比較例(点線)の右側の稜線形状には、発明例(実線)のような、横軸のギニエ半径が $1q/nm^{-1}$ から $10q/nm^{-1}$ の間での、前記上側に凸なピークが存在せず、稜線はなだらかに図の右側に向かって下降している。

10

【0038】

前記した、横軸のギニエ半径が $1q/nm^{-1}$ から $10q/nm^{-1}$ の間での、図1の上側に凸なX線散乱強度のピークが生じるのは、Al-Mg-Zn系合金板に前記微細粒子が存在し、この微細粒子間あるいはこの微細粒子(前記微小析出物)同士で、干渉し合うためである。ここで、Znを含むAl-Mg合金板で存在する主たる析出物は、前記した通り、既知の相や相、T相などがまだ準安定な状態として存在するMgZnクラスタである。したがって、この図1のようなX線散乱強度のピークは、新規な超微細MgZnクラスタ(微細粒子)の存在を示している。

20

【0039】

この図1に示したX線の小角散乱強度は、一定の大きさの範囲の(あるいは相似な)各MgZnクラスタからのX線の散乱強度の和で表せるはずである。そうであれば、逆に、この図1に示したX線の散乱強度値(データ)を、MgZnクラスタのサイズパラメータごとの強度の和に分解すれば、図1の解析により、図2に示すMgZnクラスタの粒度分布が求められる。但し、この図1において、前記横軸のギニエ半径が $1q/nm^{-1}$ から $10q/nm^{-1}$ の間での、上側に凸な特定のX線散乱強度のピークが無い、前記比較例のAl-Mg系合金板(点線)などの例では、図1を解析しても、当然ながら、図2に示すようなMgZnクラスタの粒度分布は得られない。

【0040】

30

このような図1のX線の散乱強度プロファイルを解析して、微小析出物(MgZnクラスタ)の粒度分布を求める解析方法(解析ソフト)は、例えばSchmidtraniらによる公知の解析方法を用いる(I. S. Fedorova and P. Schmidt: J. Appl. Cryst. 11, 405, 1978参照)。

【0041】

また、以上説明した粒度分布の求め方は、金属のX線の散乱強度プロファイルからの析出物の粒度分布(サイズ分布)の求め方を記載した、日本結晶学会、第41巻、第6号(1999)、奥田浩司「合金の相分離、組織形成過程解明への小角散乱法の応用」[意外に多い小角散乱実験からの情報(4)]327~334頁の、特に331頁の「3.1.5析出物のサイズ分布を求める」に基づいている。

40

【0042】

微小析出物(MgZnクラスタ)の粒度分布:

図2に、このように、図1のX線の散乱強度プロファイルを解析して得られた、前記微小析出物(前記超微細なMgZnクラスタ)の粒度分布を示す。図2において、縦軸が数密度D、横軸が平均粒子直径Rであり、図2に示す、上に凸な粒度分布曲線のピーク(頂部)の高さ(数密度の大きさ)が、前記粒度分布のピークサイズである。ここで、前記平均粒子直径Rとは、前記微細粒子の円相当直径(最大直径)である。

【0043】

本発明では、Znを含むAl-Mg系アルミニウム合金板の組織とプレス成形性との関

50

係を表す指標として、この図2の粒度分布において、平均粒子直径Rが0.6nm以上10.0nm以下であるとともに、前記粒度分布のピークサイズの数密度Dが $1.0 \times 10^{-4} / \text{nm}^3$ 以上であることとする。

【0044】

このように、本発明では、Znを含むAl-Mg系アルミニウム合金板の組織中に、X線小角散乱法で測定された一定サイズ（前記平均粒子直径R）の微細MgZnクラスタを、一定量（前記粒度分布のピークサイズの数密度D）存在させる。これによって、限界ひずみ増大効果を高めて、前記応力-歪曲線上のセレーションを抑制し、これに起因する前記パラレルバンドを抑制して、ストレッチャーストレインマークの発生を抑制する。

【0045】

ここで、前記粒度分布のピークサイズの数密度Dの製造可能な限界（上限）は $1 \times 10^3 / \text{nm}^3$ 程度であり、これ以上数密度を増すのは、Znを含むAl-Mg系アルミニウム合金板の製造上無理なので、この値を前記数密度Dの好ましい上限値とする。

【0046】

前記粒度分布のうち、平均粒子直径Rが0.1nm未満の場合、前記微細MgZnクラスタのサイズ（粒度）が小さすぎるか存在せず、X線小角散乱法でも測定できない。また、平均粒子直径Rが0.1nm未満の微細MgZnクラスタでは、例え存在しても、限界ひずみ増大効果が殆どなく、ストレッチャーストレインマークの発生抑制効果がないものと推考される。

【0047】

また、前記粒度分布のうち、平均粒子直径Rが10.0nmを超えた場合には、前記微細MgZnクラスタのサイズ（粒度）が大きすぎて、やはり限界ひずみ増大効果が殆どなく、ストレッチャーストレインマークの発生抑制効果がないものと推考される。

【0048】

更に、前記粒度分布のピークサイズの数密度Dが $1.0 \times 10^{-4} / \text{nm}^3$ 未満でも、限界ひずみ増大に効く前記微細MgZnクラスタが不足し、限界ひずみ増大効果が殆どなく、ストレッチャーストレインマークの発生抑制効果がないものと推考される。

【0049】

X線小角散乱法の測定装置：

このようなX線小角散乱法の測定装置としては、例えば特開平9-119906号公報などに代表的な小角散乱装置が開示されており、試料に対してX線を微小角度（小角）で照射し、前記試料から散乱されるX線を2次元のマルチワイヤー型などの検出器を用いて測定する。この散乱X線が発生する領域は、波長1.54のX線の場合、およそ5度以下程度の小角度である。この散乱X線を前記した通りに解析することで、前記粒度分布など、粒子の形状、大きさ、分布の情報を得ることができる。

【0050】

因みに、X線小角散乱法を用いて材料を規定した特許例としては、金属ではないが、分散媒に分散させた脂肪酸金属塩（分散粒子）の平均粒子直径（nm）を、X線小角散乱法で規定した、脂肪酸金属塩分散体の特開2005-306972号などがある。

【0051】

ランダムマークの発生防止：

なお、本発明では、降伏伸びの発生抑制によるランダムマークの発生防止は、従来通り、前記予歪み（予加工）を与えることによって行う。これらによって、本発明では、前記歪量の比較的低い部位で発生するランダムマークと、前記歪量の比較的高い部位で発生するパラレルバンドとの、両方のストレッチャーストレインマーク（SSマーク）の発生を十分に抑制する。

【0052】

本発明は、自動車パネル用素材板として、特に外観が重要なアウトパネルでの表面性状の要求レベルが更に厳しくなった場合でも、前記降伏伸びに起因するランダムマークの発生とともに、前記応力-歪曲線上でのセレーションに関連するパラレルバンドの発生を、

10

20

30

40

50



同時に抑制できる。この結果、自動車パネル用素材板の性能を大きく向上できる。

【0053】

(化学成分組成)

本発明アルミニウム合金熱延板の化学成分組成は、基本的に、Al-Mg系合金であるJIS 5000系に相当するアルミニウム合金とする。なお、各元素の含有量の%表示は全て質量%の意味である。

【0054】

本発明は、特に、自動車パネル用素材板として、プレス成形性、強度、溶接性、耐食性などの諸特性を満足する必要がある。このため本発明熱延板は、5000系アルミニウム合金の中でも、質量%で、Mg:0.5~7.0%、Zn:1.0~4.0%を含み、残部がAlおよび不可避免的不純物からなるAl-Mg系アルミニウム合金板とする。

【0055】

また、このAl-Mg系アルミニウム合金板が、更に、Fe:1.0質量%以下、Si:0.5質量%以下、Mn:1.0質量%以下、Cr:0.3質量%以下、Zr:0.3質量%以下、V:0.3質量%以下、Ti:0.1質量%以下、Cu:1.0質量%以下、の内から選ばれる一種また二種以上を含有することを許容する。

【0056】

Mg:0.5~7.0質量%

Mgは、加工硬化能を高め、自動車パネル用素材板としての必要な強度や耐久性を確保する。また、材料を均一に塑性変形させて破断割れ限界を向上させ、成形性を向上させる。また、前記超微細MgZnクラスタを形成して、プレス成形の際のSSマークの発生を抑制するものと推測される。Mgの含有量が0.5%未満では、Mg含有のこれら効果発揮が不十分となる。また、前記超微細MgZnクラスタも不足して、前記X線小角散乱法で測定された前記粒度分布のピークサイズの数密度が $1.0 \times 10^{-4} / \text{nm}^3$ 以上にはならなくなる。

【0057】

一方、Mgの含有量が7.0%を越えると、板の製造が困難となり、しかもプレス成形時に、却って粒界破壊が発生しやすくなり、プレス成形性が著しく低下する。したがって、Mgの含有量は1.5~7.0質量%、好ましくは2.5~6.5質量%の範囲とする。

【0058】

Zn:1.0~4.0質量%

Znは、前記新規な超微細MgZnクラスタを形成して、プレス成形の際のSSマークの発生を抑制するものと推測される。Znが1.0質量%未満と少なすぎる場合は、プレス成形の際のSSマークの発生抑制効果発揮が不十分となる。また、前記超微細MgZnクラスタも不足して、前記X線小角散乱法で測定された前記粒度分布のピークサイズの数密度が $1.0 \times 10^{-4} / \text{nm}^3$ 以上にはならなくなる。

【0059】

一方、Znの含有量が4.0質量%を越えれば、耐食性が低下してしまうから、Znの含有量は4.0質量%以下で、前記1.0~4.0質量%の範囲内が望ましい。更に好ましくは2.0~3.5質量%の範囲内である。

【0060】

Al-Mg系アルミニウム合金板において、通常、Znは、Cuとともに、析出強化によって強度を向上させる有効な元素と認識されている。また、前記特許文献1では、ZnがSSマークの抑制にも有効な元素と認識されている。しかし、本発明のように、後述する製造条件との組み合わせによって、前記超微細MgZnクラスタを形成して、プレス成形の際のSSマークの発生を抑制する点については公知では無い。

【0061】

その他の元素:

本発明では、その他の元素として、更に、Fe、Si、Mn、Cr、Zr、V、Ti、

10

20

30

40

50

Cuの内から選ばれる一種また二種以上を含有することを許容する。これらの元素は、溶解原料としてアルミニウム合金スクラップ量（アルミニウム地金に対する割合）が増すほど含有量が多くなる不純物元素である。即ち、Al合金板のリサイクルの観点から、溶解原料として、高純度アルミニウム地金だけではなく、5000系合金やその他のAl合金スクラップ材、低純度Al地金などを溶解原料として使用した場合には、これら元素の混入量（含有量）が必然的に多くなる。そして、これら元素を例えば検出限界以下などに低減すること自体がコストアップとなり、ある程度の含有の許容が必要となる。

【0062】

また、これら元素には、少量だけ含有された場合には、結晶粒の微細化効果もある。Al-Mg系アルミニウム合金板のプレス成形時の肌荒れは、板の平均結晶粒径が50 $\mu$ mを超えるなど、結晶粒径が大きい場合に発生しやすく、板の結晶粒径は小さいほど好ましい。また、これらの元素は、同じく少量の含有で、成形性限界を向上させる効果もある。

10

【0063】

ただ、一方で、これらの元素の含有量が多くなると、やはり、これら元素の弊害として、これらの元素に起因する粗大な晶出物や析出物が多くなり、破壊の起点になりやすく、却ってプレス成形性を低下させる。さらに、結晶粒径も微細になりすぎ、25 $\mu$ m未満になるとSSマークも出やすくなる。したがって、これらの元素を含有する場合には、各々、Fe：1.0質量%以下、Si：0.5質量%以下、Mn：1.0質量%以下、Cr：0.3質量%以下、Zr：0.3質量%以下、V：0.3質量%以下、Ti：0.1質量%以下、Cu：1.0質量%以下の範囲とする。

20

【0064】

（製造方法）

本発明の板の製造方法について、以下に具体的に説明する。

【0065】

本発明では、溶体化処理前までの圧延工程までは、5182、5082、5083、5056などのMgを4.5%程度含む、成形用Al-Mg系合金の通常の製造工程による製造方法で製造可能である。即ち、鑄造（DC鑄造法や連続鑄造法）、均質化熱処理、熱間圧延の通常の各製造工程を経て製造され、板厚が1.5~5.0mmであるアルミニウム合金熱延板とされる。この段階で製品板としても良く、また冷間圧延前もしくは冷間圧延の途中において1回または2回以上の中間焼鈍を選択的に行ないつつ、更に冷延して、板厚が1.5mm以下の冷延板の製品板としても良い。

30

【0066】

これらの前記組成からなるAl-Mg系アルミニウム合金板（製品板）に、溶体化処理・焼入れ（最終焼鈍）を施し、その後スキンプスなどの冷間加工を行なってこの板に予歪みを付与した上で、この板に50~100の低温での付加焼鈍あるいは時効処理を行う。より具体的には、450~570の範囲内の温度に加熱して、保持せずに又は180秒以下の保持後に、100の温度までを5 / sec以上の冷却速度で急冷する溶体化処理・焼入れを施し、更に、この溶体化処理・焼入れ後の前記100までの急冷後、1時間以内に、更に冷間加工を行なってこの板に予歪みを付与した後、40~90の温度で焼鈍する時効処理を行う。

40

【0067】

そして、この板組織（前記新規な微細MgZnクラスタの存在）とこの板のプレス成形性とを示す指標として、前記X線小角散乱法で測定された前記粒度分布のピークサイズの数密度が $1.0 \times 10^{-4} / \text{nm}^3$ 以上にする。

【0068】

溶体化処理（最終焼鈍）：

本発明の板とするためには、前記した常法にて得られた所要の板厚のこれら熱延板あるいは冷延板に対して、先ず、最終焼鈍として、急速加熱や急速冷却を伴う溶体化・焼入れ処理を行なう。これによって、このような溶体化・焼入れ処理を行なった材料、いわゆるT4処理材は、バッチ焼鈍材と比較して強度と成形性とのバランスに優れ、また焼入れ

50

時に導入される空孔の作用によりSSマークの発生もより少なくなる。

【0069】

ここで、溶体化処理温度の適正值は具体的な合金組成によって異なるが、450 以上570 以下の範囲内とする必要があり、また溶体化処理温度での保持は、0秒（保持しない）か180秒（3分）以内とする必要がある。溶体化処理温度が450 未満では合金元素の固溶が不十分となって強度・延性等が低下し、さらに前記新規な超微細MgZnクラスタの形成が不十分となりSSマークを抑制する効果が小さくなる。一方、溶体化処理温度が570 を越えれば、結晶粒が過度に粗大化して成形性の低下や成形時の肌荒れの発生が問題となる。また溶体化処理温度での保持時間が長くなれば、結晶粒の過度の粗大化の問題が生じる。

10

【0070】

焼入れ処理：

さらに溶体化処理後の焼入れ処理時の冷却速度は、2 /sec以上の冷却速度で、室温まで急速冷却する必要がある。冷却速度が2 /秒未満では、SSマークの発生を抑制する効果が小さくなり、この後に予加工および焼鈍を加えてもSSマークが発生する恐れがある。

【0071】

このような溶体化処理・焼入れは、連続焼鈍ライン（CAL）や炉を用いて連続的に行なっても良いし、あるいは加熱にソルトバス等を、冷却に水焼入れ、油焼入れ、強制空冷等を用いてバッチ式で行なっても良い。ここで最も好適なCALを用いた溶体化処理・焼入れを実施した場合、室温～溶体化処理温度までの一般的な加熱および冷却の速度はともに5～100 /秒程度である。

20

【0072】

予歪：

本発明の板とするためには、これら溶体化処理・焼入れ（最終焼鈍）を施した後、更に、板に予歪みを与える冷間加工（予加工）を行なう。このような予加工は、前記最終焼鈍後の室温までの急冷後、1時間以内に行なう。予加工までの時間が1時間を超えた場合、前記焼入れ時に導入される原子レベルでの微細空孔が無くなるか少なくなり、予歪みを与えて低温で焼鈍しても、この板組織に前記超微細なMgZnクラスタを存在させられないか、その量が不足する可能性が高いと推考される。予加工までの時間が1時間を超えた場合には、実際問題として、前記X線小角散乱法で測定された前記粒度分布のピークサイズの数密度が $1.0 \times 10^{-4} / \text{nm}^3$ 以上にならず、SSマークの発生も抑制されにくくなるからである。

30

【0073】

予加工の種類は問わず、通常の予加工の手段である、例えば、スキンパス圧延、冷間圧延もしくはローラーレベラーによる繰返し曲げ加工などにより行なう。このように耐力値の増加分が特定の範囲内となるように調整して予加工としての冷間加工を行なうことによって、プレス成形時の降伏伸びの発生を確実に抑制して、SSマーク、特にランダムマークの発生を確実に防止することが可能となる。したがって、本発明Al-Mg系アルミニウム合金板では、予め一定の予歪みを与えられた上でプレス成形されることが前提として好ましい。

40

【0074】

ここで、板に予歪みを与える予加工の加工率（予歪の付与量）は、その後の低温での付加焼鈍で、前記超微細なMgZnクラスタを析出させ、前記X線小角散乱法で測定された前記粒度分布のピークサイズの数密度が $1.0 \times 10^{-4} / \text{nm}^3$ 以上になるように加える。この最適な加工率は、ZnやMg量などの組成や、予加工までの調質条件によって異なり、かつ重大には、その後の付加焼鈍温度が、通常より高温での時効析出温度（150～200 程度）に比して、著しく低温であるために、一概には言えず、試行錯誤するしかない。

【0075】

50

ただ、この加工率が高すぎると、板の耐力値が高くなりすぎて却って成形性が低下する。また、加工率が低すぎると、その後の付加焼鈍が低温なので、前記超微細なMgZnクラスタの析出量が減って、前記粒度分布のピークサイズの数密度が $1.0 \times 10^{-4} / \text{nm}^3$ 以上にならなくなる。

**【0076】**

室温時効処理後の人工時効処理：

本発明では、この予加工の後に、40～90の比較的低温の加熱で焼鈍する人工時効処理（付加焼鈍）を行う。但し、前記予加工の後に、直ちに、この人工時効処理を行うのではなく、少なくとも7日間以上、好ましくは2週間以上の、室温時効処理後に（室温時効時間経過後に）、この人工時効処理を行う。この室温時効時間とは、前記予加工終了（完了）後、人工時効処理（付加焼鈍）の加熱開始までの時間（経過あるいは所要時間）である。

10

**【0077】**

前記予加工の後に前記人工時効処理を行う場合、通常は、設備トラブルなどの余程の事情でもない限り、工程の効率上、遅くとも3日間程度以内には行う。これに対して、本発明では、前記予加工の後に、十分に室温時効させ（室温時効処理し）、前記人工時効処理の前に、予め前記超微細なMgZnクラスタを生成させる。この人工時効処理（付加焼鈍）の40～80という温度は、通常より高温の時効析出温度に比して、著しく低温である。したがって、この予加工の後の、予め行う室温時効（処理）時間が短い場合、この人工時効処理によっても、前記超微細なMgZnクラスタを十分に生成存在させられず、前記粒度分布のピークサイズの数密度が $1.0 \times 10^{-4} / \text{nm}^3$ 以上にならなくなる。

20

**【0078】**

前記人工時効処理温度が40～80と低いのは、低い温度の方が、溶体化焼入れ処理後の過飽和固溶度が大きくなるため、前記超微細なMgZnクラスタが安定的に形成されるためである。この人工時効処理温度が、通常的人工時効処理温度のように、80を超えて高すぎると、前記超微細なMgZnクラスタが分解し、さらに前記相などの粗大なMgZn系析出物が生成する。このため、X線小角散乱法で測定された微細粒子の粒度分布の平均粒子径が0.1nm以上10.0nm以下とならず、前記粒度分布のピークサイズの数密度が $1.0 \times 10^{-4} / \text{nm}^3$ 以上にならない。即ち、結果的に、前記超微細なMgZnクラスタが不足し、SSマークを抑制できるだけの前記粒度分布のピークサイズの数密度にならない。また、結晶粒界などでMgやCuその他の合金添加元素を含む第二相粒子の粗大化が生じて延性、成形性あるいは耐食性の低下を招く。

30

**【0079】**

一方で、前記人工時効処理温度が40未満と低すぎると、拡散速度が遅くなるため、前記超微細なMgZnクラスタの形成に多大な時間がかかりすぎ、前記人工時効処理の効果が小さくなり、工業的な条件としては不十分である。

**【0080】**

この人工時効処理時間は、好ましくは、前記温度範囲に30分～240分程度加熱、保持して行う。30分未満では前記時効処理の効果がない。一方、240分を越えても効果は変わらず、あまり長時間過ぎても意味がない。

40

**【0081】**

このような室温時効処理と低温での人工時効処理（付加焼鈍）との特殊な組み合わせ、あるいは、これらの特殊な時効処理と前記予加工との組み合わせによって、前記超微細なMgZnクラスタが前記粒度分布のピークサイズの数密度を満たすだけ生成存在して、SSマークを抑制できる本発明の板とすることができる。

なお、従来技術においては、前記溶体化処理・焼入れ（最終焼鈍）にて一連の製造工程が終了となるか、あるいは前記特許文献1のように、溶体化処理・焼入れ後に3～5%の冷間加工を行って、その後に300～400程度の最終焼鈍を行って工程が終了となる。また、このような従来技術の工程では、セレーション発生の臨界ひずみ向上は不十分となる。

50

## 【0082】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

## 【実施例】

## 【0083】

次に、本発明の実施例を説明する。表1に示す発明例、比較例の各組成のAl-Mg系合金板を製造し、表2に示す条件で調質、製造した後、この調質後の板の組織、機械的な特性を各々測定、評価した。この結果を表3に示す。なお、表1における元素含有量の「-」表記は、その元素の含有量が検出限界以下であることを示す。

10

## 【0084】

熱延板や冷延板の製造方法は、各例とも共通して行った。即ち、ブックモールド鑄造によって鑄造した50mm厚の鑄塊を、480℃で8時間の均質化熱処理を行い、その後400℃にて熱間圧延を開始した。板厚は、3.5mmの熱延板とした。この熱延板を、1.35mmの板厚まで冷間圧延を行った後に、表2に示すように、必要に応じて適宜硝石炉にて中間焼鈍を行いながら（中間焼鈍条件の記載が無い例は中間焼鈍せずに）、さらに冷間圧延して1.0mm厚の冷延板とした。

## 【0085】

これら冷延板を、表2に表1の合金番号とともに示す通り、各々異なる条件で、溶体化・焼入れ処理、次いで、予歪みを与える冷間加工としてのスキンプス、その後の室温時効処理、人工時効処理、の調質処理を各々選択的に行った。また、前記スキンプス後の室温時効処理時間を種々変えた。

20

## 【0086】

これら調質処理後の板から試験片（1mm厚み）を切り出し、この試験片（調質後の板）のX線小角散乱測定、組織、機械的な特性を各々測定、評価した。これらの結果を表3に各々示す。ここで、表2と表3との略号は同じで、互いに略号が同じものは同じ例を示す。

## 【0087】

## （X線小角散乱測定）

X線小角散乱測定は、各例とも共通して、試験装置として「Spring-8」の「BL40B2」を用い、波長1.54ÅのX線を用いて測定し、各例とも前記図1のX線の散乱強度プロファイルを測定した。試験装置は、試験片表面に対してX線を5度以下の微小角度（小角）で照射し、前記試験片から散乱されるX線を2次元のマルチワイヤー型検出器を用いて測定するものである。

30

## 【0088】

この際、前記図1のX線の散乱強度プロファイルにおいて、横軸のギニエ半径が $1q/nm^{-1}$ から $10q/nm^{-1}$ の間で、実線で示す発明例のような、図の上側に凸なピークがあるか無いかも同時に判別した。この結果も表3に「散乱強度の上に凸なプロファイルの有無」で示す。

## 【0089】

この図1のX線の散乱強度プロファイルを、前記したSchmidtらによる公知の解析方法を用いて解析して、X線小角散乱法で測定された微細粒子（MgZnクラスタ）の粒度分布を求めた。そして、この粒度分布の平均粒子直径 $R(nm)$ と、この粒度分布のピークサイズの数密度 $D(\times 10^{-4}/nm^3)$ とを求めた。

40

## 【0090】

## （機械的特性）

前記板の機械的特性の調査として、上記各試験片の引張試験を行い、引張強さ（MPa）、伸び（%）を各々測定した。これらの結果を表3に示す。試験条件は、圧延方向に対して直角方向のJISZ2201の5号試験片（25mm×50mmGL×板厚）を採取し、引張試験を行った。引張試験は、JISZ2241（1980）（金属材料引張り試験

50

方法)に基づき、室温20℃で試験を行った。この際、初期歪み速度は $2.0 \times 10^{-1} / \text{s}$ 、クロスヘッド速度は2mm/分として、試験片が破断するまで一定の速度で行った。

【0091】

(組織)

念のために、SSマーク特性に大きく影響する、最大長さが1 $\mu\text{m}$ 以上の粗大なMgZnクラスタの有無を確認するために、各例とも、板の組織調査として、前記試験片をFE-TEMにより倍率30万倍にて組織観察した。その結果を表3に示す。なお、前記した最大長さが数十nm程度の相や相、T相などがまだ準安定な状態として存在するMgZnクラスタが存在しても、SSマーク特性には大きく影響しないために、これらの有無が調査しなかった。ただ、これらの相や相、T相などがまだ準安定な状態として存在するMgZnクラスタがあまり多くなると、本発明のX線小角散乱測定による微細粒子(MgZnクラスタ)の存在が減り、微細粒子の数が不足する可能性があるため、少ない方が好ましい。

10

【0092】

(SSマーク発生評価)

同時に、前記板のプレス成形性としてのSSマーク発生評価のために、前記引張試験時における、降伏伸び(%)と、前記応力-歪曲線上の鋸歯状のセレーションが発生する歪み量(臨界歪み量:%)を調べた。その結果を表3に示す。

【0093】

表1、2の通り、各発明例は、本発明の組成規定を満足し、前記好ましい製造条件で製造されている。この結果、表3の通り、各発明例は、前記図1のX線の散乱強度プロファイルにおいて、横軸のギニエ半径が $1q / \text{nm}^{-1}$ から $10q / \text{nm}^{-1}$ の間での図の上側に凸な前記ピークがあり、微細粒子(MgZnクラスタ)の存在が裏付けられる。そして、各発明例は、X線小角散乱法で測定された微細粒子の粒度分布の平均粒子直径R(nm)と、この粒度分布のピークサイズの数密度D( $\times 10^{-4} / \text{nm}^3$ )とが本発明範囲内にある。

20

【0094】

これによって、表3の通り、各発明例は、アルミニウム合金板の応力-歪曲線上のセレーション発生時の臨界歪みが8%以上であり、高いものは10.0%、あるいは15.0%以上である。しかも、これらの優れたSSマーク特性を、JIS5052合金やJIS5182合金等の5000系アルミニウム合金板の有する引張強さや伸びなどの、優れた機械的な特性レベルを落とすこと無しに達成できている。

30

【0095】

一方、比較例22~30は、発明例1と同じ表1の合金番号1を用いながら、表2の通り、調質条件が好ましい範囲から各々外れている。比較例22はスキンプラスを行っておらず予歪みを与えていない。比較例23は溶体化処理温度が低すぎる。比較例24は溶体化処理後の焼き入れ時の冷却速度が低すぎる。比較例25は低温の人工時効処理を施していない。比較例26は室温までの焼き入れ処理完了後、スキンプラス開始までの所要時間が長すぎる。比較例27は人工時効処理温度が高すぎ、粗大な時効析出物が生成している。比較例28~30はスキンプラス後、人工時効処理までの室温での時効処理時間が短すぎる。

40

【0096】

一方、比較例31~34は、調質条件が好ましい範囲であるが、表1の合金組成が発明範囲を外れている。比較例31はZnを含有していない(表1の合金15)。比較例32はZnを含有しているものの、含有量が少なすぎる(表1の合金16)。比較例33はZnの含有量が多すぎる(表1の合金17)。比較例34はMgの含有量が多すぎる(表1の合金18)。

【0097】

この結果、表3の通り、各比較例は、前記X線小角散乱法で測定された微細粒子の粒度分布の平均粒子直径R(nm)と、この粒度分布のピークサイズの数密度D( $\times 10^{-4} / \text{nm}^3$ )とが本発明範囲から外れる。また、アルミニウム合金板の応力-歪曲線上のセ

50

ーション発生の臨界歪みが8%未満と低く、比較的粗大な時効析出物が生成した例（比較例23、24、27）もある。このため、各比較例は、前記粗大な時効析出物が生成した例を除き、強度や伸びなどの機械的な特性は発明例と大差ないものの、SSマーク特性は、発明例に比して著しく低い。

【0098】

以上の実施例から、本発明各要件あるいは好ましい条件のSSマーク特性に対する臨界的な意義が裏付けられる。

【0099】

【表1】

区分	番号	Al-Mg合金板の化学成分(質量%、残部Al)										
		Mg	Zn	Fe	Si	Mn	Cr	Zr	V	Cu	Ti	B
発明例	1	4.5	2.5	0.1	0.1	0.1	-	-	-	-	0.01	0.002
	2	0.5	3.0	0.1	0.1	0.1	-	-	-	-	0.01	0.002
	3	6.0	1.0	0.3	0.1	0.1	-	-	-	-	0.01	0.002
	4	7.0	2.5	0.1	1.0	-	-	0.2	0.2	-	0.01	0.002
	5	3.5	4.0	0.1	1.0	-	-	0.2	0.2	-	0.01	0.002
	6	6.0	3.0	0.2	0.1	-	0.1	-	-	-	0.01	0.002
	7	4.5	2.0	0.1	0.1	-	0.3	-	-	-	0.01	0.002
	8	7.0	2.0	0.1	0.3	-	-	0.1	-	-	0.01	0.002
	9	5.5	3.5	0.1	0.1	-	-	0.3	-	-	0.01	0.002
	10	4.5	3.0	0.1	0.2	0.3	-	-	0.1	-	0.01	0.002
	11	6.0	3.8	0.4	0.1	-	-	-	0.3	-	0.01	0.002
	12	4.5	1.2	0.1	0.1	-	0.2	-	-	0.2	0.01	0.002
	13	5.0	3.0	0.2	0.2	-	-	-	0.2	0.8	0.01	0.002
	14	6.0	3.0	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.01	0.002
比較例	15	6.0	-	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.01	0.002
	16	6.0	0.7	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.01	0.002
	17	6.0	5.0	0.1	0.2	0.1	-	-	-	-	0.01	0.002
	18	8.0	3.0	0.2	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.01	0.002

【0100】

10

20

30

【表 2】

区分	略号	合金番号	中間焼鈍			溶体化・焼入れ処理			スキンプラス		室温時効	人工時効	
			温度 ℃	保持時間 秒	冷却	溶体化処理		焼入れ処理	* 開始 所要時間 分	加工率 %	保持 時間 hr	焼鈍 温度 ℃	保持 時間 hr
						温度 ℃	保持時間 秒	冷却速度 ℃/秒					
発 明 例	1	1	350	20	水冷	460	120	5	60	2	360hr	40	12
	2	2	370	40	水冷	440	30	2	60	2	168hr	40	10
	3	3	420	20	水冷	470	60	4	60	2	216hr	50	14
	4	4	410	15	水冷	450	150	7	60	2	336hr	45	8
	5	5	430	30	水冷	450	180	5	60	2	480hr	50	14
	6	6	-	-	-	480	150	8	60	2	192hr	45	9
	7	7	380	15	水冷	480	200	8	60	2	720hr	40	6
	8	8	400	20	水冷	460	60	9	60	2	216hr	70	10
	9	9	390	20	水冷	440	80	8	60	2	168hr	80	6
	10	10	-	-	-	460	40	3	60	2	384hr	45	12
	11	11	410	15	水冷	450	100	5	60	2	408hr	40	10
	12	12	385	20	水冷	490	60	9	60	2	312hr	60	6
	13	13	390	20	水冷	470	200	3	60	2	432hr	45	8
	14	14	-	-	-	450	180	2	60	2	336hr	40	12
	15	1	420	20	水冷	490	40	8	60	0.5	240hr	70	10
	16	1	400	30	水冷	500	60	9	60	3	264hr	65	4
	17	1	360	15	水冷	470	120	5	5	2	288hr	75	2
	18	1	420	20	水冷	460	80	3	20	2	720hr	50	8
	19	1	380	30	水冷	500	50	5	60	2	480hr	40	6
	20	1	400	25	水冷	440	100	4	60	2	1440hr	50	10
	21	1	390	10	水冷	520	30	8	60	2	192hr	60	2
比 較 例	22	1	400	20	水冷	500	60	9	-	-	72hr	60	12
	23	1	420	15	水冷	380	80	5	60	2	168hr	50	8
	24	1	410	10	水冷	500	60	2	60	2	96hr	60	14
	25	1	400	20	水冷	450	50	20	60	2	36hr	-	-
	26	1	400	10	水冷	480	70	9	600	2	144hr	55	10
	27	1	370	60	水冷	490	60	8	60	2	432hr	110	4
	28	1	440	10	水冷	460	60	8	60	2	0.5hr	40	6
	29	1	400	10	水冷	500	40	9	60	2	24hr	70	4
	30	1	380	60	水冷	470	60	10	60	2	120hr	60	6
	31	15	420	30	水冷	510	60	5	60	2	192hr	50	10
	32	16	400	30	水冷	490	60	8	60	2	312hr	55	8
	33	17	380	40	水冷	460	60	9	60	2	480hr	50	4
	34	18	400	60	水冷	490	60	9	60	2	168hr	60	6

\* 室温までの焼入れ処理完了時からスキンプラス開始までの所要時間

【 0 1 0 1 】



【表 3】

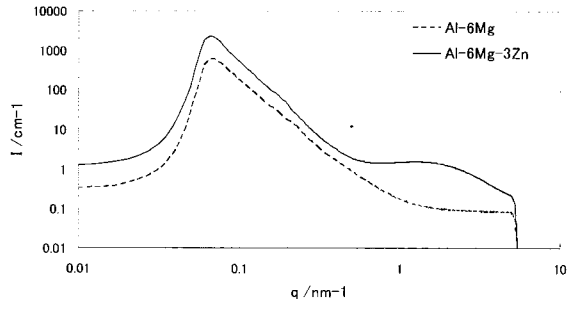
区分	略号	小角散乱法測定による板組織			板組織 粗大な析出物の有無	板のSSマーク特性 セレーション発生臨界歪 %	板の特性	
		粒度分布の平均粒子直径R nm	粒度分布のピークサイズ数密度D $\times 10^{-4} / \text{nm}^3$	散乱強度の上に凸なプロファイルの有無			引張強さ MPa	伸び %
発 明 例	1	1.5	321.05	有	無	14	370	34
	2	0.8	83.59	有	無	10	205	34
	3	1.0	36.22	有	無	9	285	31
	4	4.6	197.36	有	無	12	393	28
	5	8.1	508.90	有	無	15	380	27
	6	0.7	27.13	有	無	10	405	30
	7	5.3	163.73	有	無	13	361	29
	8	2.3	2.40	有	無	8	370	30
	9	7.5	14.02	有	無	8	402	29
	10	6.2	244.33	有	無	13	375	30
	11	3.8	289.08	有	無	14	410	29
	12	7.8	52.54	有	無	9	346	29
	13	1.5	265.96	有	無	13	370	30
	14	0.6	359.51	有	無	14	399	29
	15	1.9	23.87	有	無	9	386	32
	16	2.2	8.10	有	無	8	394	31
	17	0.9	18.29	有	無	8	386	32
	18	9.4	619.07	有	無	15	388	32
	19	6.6	447.76	有	無	14	391	31
	20	1.8	725.11	有	無	15	392	31
	21	3.2	11.36	有	無	8	394	31
比 較 例	22	0.9	0.81	有	無	6	390	31
	23	0.8	0.23	有	無	4	342	27
	24	0.8	0.08	有	無	3	360	26
	25	0.08	0.92	有	無	3	396	31
	26	0.7	0.47	有	無	5	392	30
	27	11.3	0.14	有	無	3	380	30
	28	0.6	0.07	有	無	3	372	29
	29	0.8	0.69	有	無	5	378	29
	30	1.3	0.84	有	無	6	381	29
	31	-	-	無	無	3	293	31
	32	-	-	無	無	3	300	31
	33	11.5	211.75	有	無	6	462	20
	34	2.7	0.91	有	無	4	439	28

## 【産業上の利用可能性】

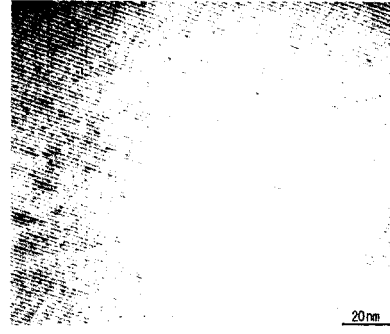
## 【0102】

以上説明したように、本発明によれば、ストレッチャーストレインマーク（SSマーク）の発生が少なく、成形性に優れたZnを含むAl-Mg系アルミニウム合金板を提供できる。この結果、板をプレス成形して使用される、前記した自動車などの多くの用途へのAl-Mg系アルミニウム合金板の適用を広げるものである。

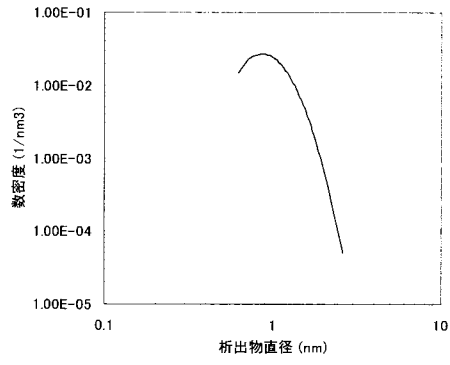
【 図 1 】



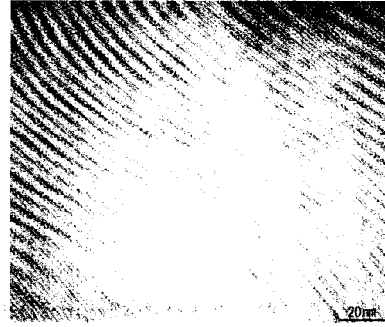
【 図 3 】



【 図 2 】



【 図 4 】



## フロントページの続き

(51)Int.Cl.	F I		
	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 A
	C 2 2 F	1/00	6 3 0 K
	C 2 2 F	1/00	6 3 0
	C 2 2 F	1/00	6 8 1
	C 2 2 F	1/00	6 8 2
	C 2 2 F	1/00	6 8 3
	C 2 2 F	1/00	6 8 5 Z
	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 C
	C 2 2 F	1/00	6 9 2 B
	C 2 2 F	1/00	6 9 2 A
	C 2 2 F	1/00	6 9 4 A

(74)代理人 100164998

弁理士 坂谷 亨

(72)発明者 松本 克史

兵庫県神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内

(72)発明者 常石 英雅

兵庫県神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内

(72)発明者 有賀 康博

兵庫県神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内

審査官 河口 展明

(56)参考文献 特開 2 0 1 0 - 0 7 7 5 0 6 ( J P , A )

特開 2 0 1 0 - 2 4 8 6 0 7 ( J P , A )

特開昭 6 3 - 0 8 9 6 4 9 ( J P , A )

特開昭 6 3 - 0 6 9 9 5 2 ( J P , A )

特開平 0 4 - 3 0 8 0 5 5 ( J P , A )

特開平 0 4 - 1 3 1 3 4 7 ( J P , A )

(58)調査した分野(Int.Cl. , DB名)

C 2 2 C 2 1 / 0 0 - 2 1 / 1 8

C 2 2 F 1 / 0 4 - 1 / 0 5 7

C 2 2 F 1 / 0 0