

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5342201号
(P5342201)

(45) 発行日 平成25年11月13日(2013.11.13)

(24) 登録日 平成25年8月16日(2013.8.16)

(51) Int.Cl.	F I
C 2 2 C 21/06 (2006.01)	C 2 2 C 21/06
C 2 2 F 1/02 (2006.01)	C 2 2 F 1/02
C 2 2 F 1/047 (2006.01)	C 2 2 F 1/047
C 2 2 F 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00 6 O 2
	C 2 2 F 1/00 6 O 4
請求項の数 4 (全 18 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2008-248454 (P2008-248454)	(73) 特許権者	000001199
(22) 出願日	平成20年9月26日 (2008.9.26)		株式会社神戸製鋼所
(65) 公開番号	特開2010-77506 (P2010-77506A)		兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番
(43) 公開日	平成22年4月8日 (2010.4.8)		4号
審査請求日	平成23年2月4日 (2011.2.4)	(74) 代理人	100131750
			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】

A l - M g 系アルミニウム合金板であって、M g : 2 . 0 ~ 7 . 0 質量%、Z n : 1 . 0 ~ 4 . 0 質量% を含み、残部が A l および不可避免的な不純物からなり、この板の融解過程における熱的变化を下記条件の示差熱分析により測定して得られた固相からの加熱曲線の 1 0 0 ~ 1 5 0 の間の吸熱ピーク高さが 2 0 0 . 0 μ W 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。

但し、前記示差熱分析の条件は、前記 A l - M g 系アルミニウム合金板の任意の場所から切り出した 5 つの直径 3 m m の円盤状試料につき、試験装置：セイコ - インスツルメンツ社製 D S C 2 2 0 C、標準物質：純アルミ、試料容器：純アルミ、昇温条件：1 5 / m i n、試料容器内雰囲気：アルゴンガス（ガス流量 5 0 m l / m i n）、前記試料重量：2 4 . 5 ~ 2 6 . 5 m g の条件にて各々測定した場合の、前記 1 0 0 ~ 1 5 0 の間の吸熱ピーク高さの最大値を各々求めることとし、これらの最大値を平均化したものを前記吸熱ピーク高さとした。

【請求項2】

前記アルミニウム合金板が、更に、F e : 1 . 0 質量%以下、S i : 0 . 5 質量%以下、M n : 1 . 0 質量%以下、C r : 0 . 3 質量%以下、Z r : 0 . 3 質量%以下、V : 0 . 3 質量%以下、T i : 0 . 1 質量%以下、C u : 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請求項1に記載の成形性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項3】

前記アルミニウム合金板が自動車アウタパネル用である請求項 1 または 2 に記載の成形性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項 4】

前記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の臨界歪みが 8 % 以上である請求項 1 乃至 3 のいずれか 1 項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およびアルミニウム合金板の成形方法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、これら圧延上がりままの状態である（非調質）か、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

【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（アウタパネル、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】

20

Al - Mg 系の JIS 5052 合金や JIS 5182 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。

【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タパネルにとって大きな問題となる。

30

【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。

【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。

40

【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】

50

また、SSマークの解消のための従来の方法として、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。

【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、一旦ある箇所降伏が開始されれば、応力の増加を伴わずとも、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、十分に剛性の大きな試験機を用いた場合でも、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。

【0011】

しかし、加工度の小さい予加工で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。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系合金板の場合は、低加工度の予加工では、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。

【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、ストレッチャーストレイン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 μm以

10

20

30

40

50

下でかつ150 μm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。

【0014】

前記急速冷却を伴う溶体化処理・焼入れ(T4処理)では、Al-Mg系合金板の強度と成形性とのバランスをバッチ焼鈍材よりも優れさせ、また、焼入れ時に導入される空孔の作用により、SSマークの発生を少なくする。続く、予加工としての冷間加工では、Al-Mg系合金板の耐力値が30~75 N/mm²上昇するように行ない、特にランダムマークを解消する。この予加工で、降伏伸びの発生によってランダムマークが発生しやすい微細な結晶粒の材料(平均結晶粒径が25~30 μm)の場合でも、降伏伸びを抑制してランダムマークを解消することが可能となる。そして、さらに、前記溶体化処理温度よりも30 以上低い温度に急速加熱し、急速冷却する最終焼鈍を施すことによって、予加工による降伏伸び抑制の効果は維持しながら、予加工によって低下した延性、成形性の回復を図り、また予加工で生じた階段状セレーションを低減するものである。

10

【0015】

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50~100 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 μW以上として、プレス成形性を向上させている。

【0016】

これは、前記DSCの50~100 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。そして、室温におけるAl-Mg系金属間化合物の析出状態が安定であるほど、前記高MgのAl-Mg系合金板の強度-延性バランスが低くなり、プレス成形性が低下するという。その一方で、室温におけるAl-Mg系金属間化合物の析出状態が準安定(不安定)であるほど、前記高MgのAl-Mg系合金板の強度-延性バランスが高くなり、プレス成形性が向上するという。

20

【0017】

前記DSCの50~100 の間の吸熱ピーク高さは、Al-Mg系金属間化合物析出物の再固溶量を表し、この吸熱ピーク高さが高いほど、Al-Mg系金属間化合物析出物はより低温で再固溶しやすく、再固溶量が多くなる。そして、この再固溶量が多いほど、室温における(プレス成形される)板のAl-Mg系金属間化合物の析出状態が安定では無く、準安定であることを意味している。

30

【0018】

Al-Mg系金属間化合物は、ナノレベル以下の大きさで、10万倍程度の透過型電子顕微鏡(FE-TEM)でも識別が難しい。しかも、前記した安定と準安定というAl-Mg系金属間化合物の存在状態も、通常の固溶、析出状態を問題とする組織判別とは、また別の観点であり、TEMなどのミクロ組織観察では判別できない。したがって、特許文献2は、これらミクロ組織観察では判別や識別できない、Al-Mg系金属間化合物のプレス成形性に対する挙動を、前記DSCによる吸熱ピーク高さで定量的に把握した点で意味があると言える。

40

【特許文献1】特開平7-224364号公報

【特許文献2】特開2006-249480

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0019】

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)、そのためストレッチャーストレイン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

50

なっており、これら特許文献1、2では、ストレッチャーストレインマークの発生の抑制策としては不十分になってきている。

【0020】

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る、SSマークを抑制し成形性に優れた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】

【0021】

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、Al-Mg系アルミニウム合金板であって、Mg：2.0～7.0質量%、Zn：1.0～4.0質量%を含み、残部がAlおよび不可避免的不純物からなり、この板の融解過程における熱的变化を下記条件の示差熱分析により測定して得られた固相からの加熱曲線の100～150の間の吸熱ピーク高さが200.0μW以上であることとする。

但し、前記示差熱分析の条件は、前記Al-Mg系アルミニウム合金板の任意の場所から切り出した5つの直径3mmの円盤状試料につき、試験装置：セイコ-インスツルメンツ社製DSC220C、標準物質：純アルミ、試料容器：純アルミ、昇温条件：15/min、試料容器内雰囲気：アルゴンガス（ガス流量50ml/min）、前記試料重量：24.5～26.5mgの条件にて各々測定した場合の、前記100～150の間の吸熱ピーク高さの最大値を各々求めることとし、これらの最大値を平均化したものを前記吸熱ピーク高さとした。

【0022】

ここで、前記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。また、前記アルミニウム合金板が自動車アウタパネル用であることが好ましい。

【0023】

また、前記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の臨界歪みが8%以上であることが好ましい。

【発明の効果】

【0024】

本発明では、AlとMgとによって形成されるクラスタ（超微細金属間化合物）を一定量存在させ、前記Al-Mg系合金板の引張試験における応力-歪曲線上のセレーション発生の臨界歪み量（限界歪み量）をより高くする。さらにZn等の第3元素の含有や添加によってそのクラスタ形成量を増大させ、限界ひずみ量増大効果をより一層高めることができる。これによって、前記応力-歪曲線上のセレーションを抑制する。そして、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十分に抑制する。

【0025】

また、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（以下SSマークとも言う）の発生を十分に抑制する。

【発明を実施するための最良の形態】

【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。

【0027】

（組織）

本発明では、Al-Mg系合金板の組織を、図1に示す、この板を示差熱分析（DSC

10

20

30

40

50

)して得られた、固相からの加熱曲線(以下、DSC加熱曲線とも言う)の100~150の間の吸熱ピーク高さによって規定する。本発明は、このDSC加熱曲線の100~150の間の吸熱ピーク高さを高くすれば、前記Al-Mg系合金板の引張試験における応力-歪曲線上のセレーション発生の臨界歪み量(限界歪み量)をより高くすることができるという知見に基づく。

【0028】

図1では、Al-6質量%Mg合金であって、通常条件で作製した比較例(点線)、Zn3質量%を含み、最終焼鈍後に100で時効処理していない発明例(細い実線)、Zn3質量%を含み最終焼鈍後に100で時効処理している発明例(太い実線)の3種類の板のDSC加熱曲線を測定している。ここで、図1において、100~150の間の吸熱ピーク高さとは、100~150の間で下方に凹な(下方に向けて凸な曲線)となっている、DSC加熱曲線の、基準線0.00からの高さ(深さ)である。

10

【0029】

この内、図1の発明例のように、Al-Mg系合金板のDSC加熱曲線の100~150の間の吸熱ピーク高さを200.0μW以上に高くすれば、前記Al-Mg系合金板の引張試験における応力-歪曲線上のセレーション発生の臨界歪み量c(限界歪み量)を8%以上、より好ましくは10%以上に高めることができる。

【0030】

図2に前記図1、Zn3質量%を含むが最終焼鈍後に100で時効処理していない発明例、図3に前記図1、通常条件で作製した比較例の、Al-Mg系合金板の引張試験における応力-歪曲線上のセレーション発生状態を各々示す。図2の通り、Al-Mg系合金板のDSC加熱曲線の100~150の間の吸熱ピーク高さを200.0μW以上に高くした前記発明例は、セレーションを抑制でき、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十分に抑制できている。

20

【0031】

これに対して、図3の通り、比較例(前記DSC加熱曲線の100~150の間の吸熱ピーク高さが200.0μW未満、前記セレーション発生の臨界歪み量cは3%)では、セレーションを抑制できず、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十分に抑制することができない。

【0032】

(クラスタ)

前記DSC加熱曲線の100~150の間の吸熱ピーク高さは、Al-Mg系合金板の組織中に存在する、AlとMgとで形成される(Znなどの第3元素を添加する場合には、該第3元素も含めて形成される)従来とは異なるタイプのクラスタ(超微細金属間化合物)と相関しているものと推測される。

30

【0033】

この推測は、前記特許文献2のAl-Mg系金属間化合物との違いにも基づいている。即ち、前記特許文献2のAl-Mg系金属間化合物の前記DSC加熱曲線の吸熱ピークは50~100の間という、より低い温度範囲でしかない。これに対して、本発明の前記DSC加熱曲線の吸熱ピークは、これより高い温度範囲である100~150の間の吸熱ピークであり、吸熱ピークの温度範囲において明確に区別される。

40

【0034】

更に、図1や後述する実施例によって裏付ける通り、本発明(発明例)では、前記DSC加熱曲線の50~100の間に、前記特許文献2のような吸熱ピークが存在しない。一方、前記特許文献2でも、その公報の図1の通り、あるいは後述する実施例によって裏付ける通り、前記DSC加熱曲線の100~150の間に、本発明(発明例)のような吸熱ピークが存在しない。この事実からも、前記特許文献2と本発明とでは、単にDSC加熱曲線の吸熱ピーク位置が違うのではなく、対象とする微細クラスタが違うことが明確である。

【0035】

50

仮に、前記特許文献2と本発明とで、クラスタなり金属間化合物が、同じもの(同じ組成物)を対象とするならば、必然的に同じDSC加熱曲線の吸熱ピーク位置となり、クラスタなり金属間化合物の組成が互いに異なるからこそ、前記DSC加熱曲線の吸熱ピークが異なっている。したがって、本発明と前記特許文献2とは、明らかに、Al-Mg系合金板としての組織が異なる。

【0036】

因みに、本発明が前記DSC加熱曲線の100~150の間の吸熱ピークの要因であると推測している、AlとMgとで形成される(Znなどの第3元素を添加する場合には、該第3元素も含めて形成される)従来とは異なるタイプのクラスタは、前記特許文献2のAl-Mg系金属間化合物と同じく、ナノレベル以下の大きさである。このため、10万倍程度のFE-TEMなどのミクロ組織観察では判別や識別できず、直接存在を裏付けることができない。

10

【0037】

したがって、本発明では、これらの組織(AlとMgとで形成される従来とは異なるタイプのクラスタで、Znなどの第3元素を添加する場合には、この第3元素も含めてクラスタとして形成される)を直接規定するのではなく、前記応力-歪曲線上のセレーション発生の臨界歪み量やセレーション抑制と直接相関する、前記DSC加熱曲線の100~150の間の吸熱ピークを規定する。このため、本発明と前記特許文献2とは、前記DSC加熱曲線の吸熱ピーク高さをプレス成形性向上の指標としている点では共通している。

【0038】

20

ただ、繰り返しになるが、前記特許文献2と本発明とでは、対象とする組織や微細クラスタが違う。前記特許文献2で対象としているのは、Mg添加量が多い領域(8mass%以上)での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)である。これに対して、本発明が対象としているのは、推測ではあるが、Mg添加量が少ない領域(7mass%以下)であり、さらに最終焼鈍条件や付加焼鈍条件にも依存するAlとMgとで形成されるクラスタ(超微細金属間化合物)である。また、Znなどの第3元素を添加する場合には、これら第3元素とAl、Mgとのクラスタ(超微細金属間化合物)である。

【0039】

前記特許文献2と本発明とが、違う組織であり、違うクラスタを対象としていることは、両者の達成される効果が異なることから裏付けられる。前記した通り、特許文献2では、ストレッチャーストレインマークの発生を十分に抑制できない。これに対して、本発明では、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-歪曲線上でのセレーションに関連するパラレルバンドの発生を同時には抑制できる。

30

【0040】

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、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。

【0041】

40

(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。

【0042】

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、Mg:1.5~7.0質量%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。

【0043】

50

また、このAl-Mg系アルミニウム合金板のDSC加熱曲線の吸熱ピークが、より顕著になり、一層の効果を発揮するために、前記Al-Mg系アルミニウム合金板が、更に、Zn:1.0~4.0質量%を含むことが好ましい。また、前記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。

【0044】

Mg:1.5~7.0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。Mgの含有量が1.5%未満では、Mg含有のこれら効果発揮が不十分となる。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。

10

【0045】

Zn:1.0~4.0質量%

Znは、このAl-Mg系アルミニウム合金板のDSC加熱曲線の吸熱ピークを顕著とし、一層の効果を発揮させるために、Znを選択的に1.0質量%以上含有させる。

【0046】

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、DSC加熱曲線の吸熱ピークを本発明で規定する組織とでき、これによって、前記応力-歪曲線上でのセレーションに関連する広幅の平行バンドの発生を抑制して、SSマークを抑制する点については公知では無い。

20

【0047】

但し、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。

30

【0048】

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、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。

40

【0049】

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50μm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。

【0050】

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、25μm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

50

、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。

【0051】

製造方法：

本発明の板の製造方法について、以下に説明する。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、Mgを4.5%程度含む、成形用Al-Mg系合金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10

【0052】

（溶体化処理）

但し、本発明の板とするためには、以上のようにし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、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、また焼入れ時に導入される空孔の作用によりSSマークの発生も少なくなる。20

【0053】

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、400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1800秒（30分）以内とする必要がある。溶体化処理温度が400未満では合金元素の固溶が不充分となって強度・延性等が低下する恐れがある。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1800秒を越えれば、結晶粒の過度の粗大化の問題が生じる。

【0054】

（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、高温域では急冷、低温域では緩冷とする必要がある。すなわち、先ず、板の温度が溶体化温度から100までの冷却速度は5/秒以上とする必要がある。冷却速度が5/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最終板としてもSSマークが発生する恐れがある。30

【0055】

この急冷に続く、板の温度が100以下、室温までの冷却速度は、本発明の板として、前記DSC加熱曲線の100～150の間の吸熱ピーク高さを200.0μW以上とするために重要である。この低温域の冷却は緩冷とする必要があり、100以下、室温までの冷却速度を1/分以下の冷却速度で、緩冷を行う。緩冷とするために下限値は特に決めないが0.01/分以上であることが好ましい。40

【0056】

このような焼入れ条件によって、前記Al-Mg系合金板の組織中に、AlとMgとで形成される（Znなどの第3元素を添加する場合には、該第3元素も含めて形成される）従来とは異なるタイプのクラスタ（超微細金属間化合物）が生成すると推考される。したがって、この低温域の冷却を、前記高温領域での急冷速度あるいは前記1/分を超える冷却速度とするなど、この焼入れの条件が不適切であれば、前記DSC加熱曲線の100～150の間の吸熱ピーク高さを200.0μW以上とし、SSマークの発生を確実に防止できる量だけ、該クラスタが生成しないものと推測される。すなわち、この低温域の冷却が1/分を超える冷却速度では、この後に予歪を加えて最終板としてもSSマーク50

が発生する恐れがある。

【 0 0 5 7 】

なお、このような溶体化処理・焼入れは、連続焼鈍ライン（C A L）等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C A L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。

【 0 0 5 8 】

（予歪）

本発明の板とするためには、S Sマークのうち、特にランダムマーク解消のために、従来通り、これら溶体化処理・焼入れを施した後、更に、板に予歪みを与える冷間加工（予加工）を行なう。これらは、例えば、スキンプラス圧延、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つて、プレス成形時の降伏伸びの発生を確実に抑制して、S S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A l - M g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。

10

【 0 0 5 9 】

予歪の付与量は、耐力値が若干増加するような、従来の一一般的なランダムマーク発生防止のために行なわれている予加工と同等で良い。例えば、スキンプラス圧延、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では加工率が1%～5%程度の予歪を付与する。このような予歪（冷間加工）を与えることにより、積極的に材料内に多数の変形帯を導入することができ、降伏伸びの発生を確実に防止し、結晶粒の微細なA l - M g系合金板でもランダムマークの発生を安定して防止することが可能となる。これ以上の高い加工率では、最終焼鈍を行わないことを想定している本発明のような製造方法の場合は、却って延性、成形性の低下が懸念され、好ましくない。

20

【 0 0 6 0 】

（付加焼鈍）

本発明では、この予加工の後に、250 以上550 未満程度の温度に急速加熱、急速冷却するような最終焼鈍は行わず、必要な場合には、50～100 の温度に加熱する付加焼鈍あるいは時効処理を行う。最終焼鈍を行った場合、温度が高すぎる、保持時間が長すぎる、冷却速度が遅すぎるなどの、再結晶が進むような条件となりやすく、前記冷間加工によるS Sマーク抑制の効果が失われたり、一部で結晶粒の粗大化が生じて成形時の肌荒れなどの問題が生じる。また、加熱途中あるいは冷却途中（過程）で、A l - M g系などの金属間化合物が多量に析出しやすく、前記D S C加熱曲線の100～150 の間の吸熱ピーク高さを200 . 0 μ W以上とできず、S Sマークの発生を確実に防止できなくなる可能性が高い。また、A l - M g系などの金属間化合物が多量に析出すれば、結晶粒界などでM gやC u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き、S Sマークを抑制する効果も低下する。

30

【 0 0 6 1 】

付加焼鈍（時効）処理を必要とする場合には、本発明の板として、確実に、前記D S C加熱曲線の100～150 の間の吸熱ピーク高さを200 . 0 μ W以上とするために、前記予歪の付与後に、50 以上、100 未満のごく低温で行う。付加焼鈍（時効）処理をより高温で行った場合、例え、Z nなどを含有していたとしても、前記D S C加熱曲線の100～150 の間の吸熱ピーク高さを200 . 0 μ W以上とはできない可能性がある。この理由は、高温の付加焼鈍（時効）処理によって、前記A l - M g系合金板の組織中に、前記クラスタ（超微細金属間化合物）が、新たに、あるいはさらに生成するためと推考される。

40

【 0 0 6 2 】

この付加焼鈍（時効）処理時間は、前記温度範囲に30分～240分程度加熱、保持し

50

て行う。前記温度が50未満と低すぎる、あるいは保持時間が短すぎると、付加焼鈍(時効)処理の前記効果がない。一方、前記温度が100以上と高すぎる、あるいは保持時間が長すぎると、前記したクラスタの不具合と同時に高温の最終焼鈍を行った際に生じる再結晶が進むという問題が、同様に生じる可能性がある。

【0063】

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】

【0064】

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。但し、表1の発明例のうち、Znを含まない発明例1~5は本発明範囲から外れる参考例であり、これらのZnを含まない発明例1~5を用いた、表2、3の発明例1~5も本発明範囲から外れる参考例である。

【0065】

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、500で、8時間の均質化熱処理を行い、その後、この均質化熱処理温度近傍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(中間焼鈍条件の記載が無い例は中間焼鈍せず)、さらに冷間圧延して1.0mm厚の冷延板とした。

【0066】

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・焼入れ処理を行った。次いで、予歪みを与える冷間加工として、加工率3%のスキンパス圧延を各例とも共通して行った後、表2に示す各々異なる条件で付加焼鈍を行ったり、行わなかったりする調質処理を行った。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。

【0067】

(示差熱分析)

前記板の組織の調査として、前記試験片の任意の場所から、直径3mmの円盤状試料を5つ切り出し、示差熱分析(DSC)により前記した条件で測定した場合の、固相からの加熱曲線を求めた。そして、本発明の100~150の範囲の、二つの温度領域の吸熱ピークの高さを、この領域におけるDSC加熱曲線の μW の最大値として求めた。なお、この吸熱ピークの高さ(μW)は、DSC加熱曲線の μW の最大値の平均値:円盤状試料5つの測定結果の平均値として求めた。また、比較のために、前記特許文献2の50~100の間の吸熱ピーク高さの平均値も求めた。

【0068】

これらデータの採取につき、各例とも共通して、測定温度50の位置で吸熱量、発熱量が0になるように補正した後、吸熱ピーク高さ(μW)を求めた。この際、前記図1に示す固相からの加熱曲線(示差走査熱分析曲線)の縦軸のHeat Flowが0.00の基準線から、各吸熱ピークまでの距離(μW)を測定した。

【0069】

示差熱分析条件は、各例とも共通して、下記の条件で行なった。

試験装置:セイコ-インスツルメンツ社製DSC220C、

標準物質:純アルミ、

試料容器:純アルミ、

昇温条件:15/min、

10

20

30

40

50

雰囲気（試料容器内）：アルゴンガス（ガス流量 50 ml / min）、
試験試料重量：24.5 ~ 26.5 mg。

【0070】

（平均結晶粒径）

前記板の組織の調査として、前記試験片の平均結晶粒径をSEM-EBSPを用いた結晶方位解析方法にて測定した。この結晶方位解析方法は、走査型電子顕微鏡SEM（Scanning Electron Microscope）と、後方散乱電子回折像EBSP（Electron Backscatter Diffraction Pattern）測定・解析システム（解析ソフト）とを用いたものである。測定は前記試験片の板断面をEBSP測定面とし、このEBSP測定は前記試験片の圧延方向の任意の5箇所の板断面とし、傾角15°以上の方位差を有する大傾角粒界による結晶粒の平均結晶粒径（ μm ）を求めた。SEM装置としては日本電子社製SEM（JEOL JSM5410）、EBSP測定・解析システムとしてはTSL社製の：OIM（Orientation Imaging Macrograph、解析ソフト名「OIMAnalysis」）を用いた。

10

【0071】

（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）、0.2%耐力（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方法）に基づき、室温20℃で試験を行った。また、クロスヘッド速度は5mm/分で、試験片が破断するまで一定の速度で行った。

20

【0072】

（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：%）と、応力（臨界応力量： N/mm^2 ）とを調べた。その結果を表3に示す。

【0073】

表1、2の通り、各発明例は、Mg含有量などが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、前記調質処理後のAl-Mg系アルミニウム合金板の前記DSC加熱曲線（融解過程における熱的变化を示差熱分析により測定して得られた固相からの加熱曲線）の100~150℃の間の吸熱ピーク高さが200.0 μW 以上である。また、一方で、各発明例は、表3の通り、前記DSC加熱曲線の50~100℃の間での、DSC加熱曲線の μW の最大値（平均値）は低く、前記特許文献2のような吸熱ピークが存在しない。

30

【0074】

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15.0%、あるいは20.0%以上ある、しかも、これらの優れたSSマーク特性が、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できている。

40

【0075】

一方、比較例23は表1の合金番号21であり、表2の通り、溶体化処理後の100℃以上での焼き入れ冷却速度が低すぎる。比較例24は表1の合金番号22であり、Znの含有量が多すぎ、かつ表2の通り、付加焼鈍の温度が100℃と高すぎる。比較例25は表1の合金番号23であり、Mgの含有量が多すぎる。この結果、表3の通り、各比較例は、前記DSC加熱曲線の100~150℃の間の吸熱ピーク高さが200.0 μW 未満と低く、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%未満と低く、SSマーク特性が低い。

【0076】

50

比較例 26 ~ 30 は、共通して表 1 の合金番号が Zn を適量含む 8 であり、本発明の組成規定を満足するものの、表 2 の通り、製造条件が前記好ましい製造条件から各々外れて製造されている。

比較例 26 は、表 2 の通り、溶体化処理温度が 360 と低すぎる。

比較例 27 は、表 2 の通り、溶体化処理後の焼入れ処理時の溶体化温度から 100 までの冷却速度が 0.5 / 秒と低すぎる。

比較例 28 は、表 2 の通り、付加焼鈍の温度が 200 と高すぎる。

比較例 29 は、表 2 の通り、溶体化処理温度が 350 と低すぎる。

比較例 30 は、表 2 の通り、溶体化処理後の焼入れ処理時の 100 以下、室温までの冷却速度が 50 / 秒と高すぎる。

【 0077 】

この結果、表 3 の通り、これら比較例 26 ~ 30 は、前記 DSC 加熱曲線の 100 ~ 150 の間の吸熱ピーク高さが 200.0 μ W 未満と低く、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の臨界歪みが 8% 未満と低く、SS マーク特性が低い。

【 0078 】

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。

【 0079 】

【表 1】

区分	番号	Al-Mg合金板の化学成分(質量%)											
		Mg	Zn	Fe	Si	Mn	Cr	Zr	V	Cu	Ti	B	
発 明 例	1	2.0	-	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.002	10
	2	3.0	-	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.002	
	3	4.0	-	0.1	0.1	0.1	-	0.1	0.1	0.1	0.01	0.002	
	4	6.0	-	1.0	0.2	-	0.2	-	-	0.3	0.01	0.002	
	5	7.0	-	0.1	1.0	-	-	0.2	0.2	-	0.01	0.002	
	6	2.0	1.0	0.1	0.1	-	-	-	-	-	0.01	0.002	
	7	3.0	2.5	1.0	0.1	-	-	-	-	-	0.01	0.002	
	8	6.0	3.0	0.1	0.1	0.1	-	-	-	-	0.01	0.002	
	9	4.5	3.5	0.1	0.5	0.1	-	-	-	-	0.01	0.002	
	10	5.5	1.5	0.1	0.1	0.8	-	-	-	-	0.01	0.002	
	11	3.5	3.0	0.1	0.1	-	0.1	-	-	-	0.01	0.002	20
	12	5.0	2.5	0.1	0.1	-	0.3	-	-	-	0.01	0.002	
	13	7.0	2.0	0.1	0.1	-	-	0.1	-	-	0.01	0.002	
	14	5.5	3.5	0.1	0.1	-	-	0.3	-	-	0.01	0.002	
	15	4.5	1.5	0.1	0.1	0.3	-	-	0.1	-	0.01	0.002	
	16	6.0	3.8	0.1	0.1	-	-	-	0.3	-	0.01	0.002	
	17	4.5	1.2	0.1	0.1	-	0.2	-	-	0.2	0.01	0.002	
	18	5.0	3.0	0.1	0.1	-	-	-	0.2	0.8	0.01	0.002	
	19	5.5	2.8	0.1	0.1	-	-	0.2	-	-	0.05	0.002	
	20	6.5	2.0	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.01	0.002	
比 較 例	21	2.0	-	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.01	0.002	30
	22	4.5	4.5	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.01	0.002	
	23	8.0	-	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.01	0.002	

【 0 0 8 0 】

【表 2】

区分	略号	合金番号	中間焼鈍			溶体化・焼入れ処理				付加焼鈍	
			温度 ℃	保持時間 秒	冷却	溶体化処理		焼入れ冷却速度		焼鈍温度 ℃	保持時間 分
						温度 ℃	保持時間 秒	100℃以上 ℃/秒	100℃以下 ℃/分		
発明例	1	1	400	10	水冷	540	60	25	0.8	-	-
	2	2	400	10	水冷	500	300	15	5	80	120
	3	3	400	10	水冷	460	120	30	4	60	180
	4	4	400	10	水冷	440	180	20	0.5	-	-
	5	5	400	10	水冷	470	240	15	0.3	-	-
	6	6	-	-	-	510	120	50	0.8	-	-
	7	7	400	10	水冷	490	240	35	1	55	180
	8	8	400	10	水冷	480	60	50	0.5	-	-
	9	8	400	10	水冷	420	30	40	1	-	-
	10	8	-	-	-	430	50	30	1	60	120
	11	9	400	10	水冷	470	120	50	0.3	-	-
	12	10	400	10	水冷	500	100	50	10	70	120
	13	11	400	10	水冷	460	180	100	0.02	-	-
	14	12	400	10	水冷	480	120	20	0.1	80	60
	15	13	-	-	-	470	60	50	0.8	-	-
	16	14	400	10	水冷	450	180	40	1	50	240
	17	15	400	10	水冷	500	120	30	1	-	-
	18	16	400	10	水冷	420	180	40	1	90	120
	19	17	-	-	-	430	120	100	0.8	-	-
	20	18	400	10	水冷	460	120	60	0.5	60	60
	21	19	400	10	水冷	480	180	100	1	65	240
	22	20	400	10	水冷	500	180	50	0.02	-	-
比較例	23	21	400	10	水冷	540	60	1	1	-	-
	24	22	400	10	水冷	440	30	5	1	100	240
	25	23	-	-	-	450	120	100	1	-	-
	26	8	400	10	水冷	360	60	50	0.5	-	-
	27	8	-	-	-	480	60	0.5	0.5	-	-
	28	8	400	10	水冷	480	60	50	0.5	200	120
	29	8	400	10	水冷	350	240	100	1	80	60
	30	8	-	-	-	450	120	100	50	95	180

【 0 0 8 1 】

10

20

30

40

【表 3】

区分	略号	板組織			板のSSマーク特性	板の特性	
		DSC加熱曲線最大値		平均結晶粒径 μm	セレーション 発生臨界歪 %	引張強さ MPa	伸び %
		100~150°C μW	50~100°C μW				
発 明 例	1	211	22	48	8.3	164	31
	2	243	28	42	9.0	192	32
	3	266	20	29	9.8	225	32
	4	250	31	28	9.1	298	33
	5	229	38	27	8.5	339	32
	6	293	29	40	13.4	183	30
	7	395	28	33	20.7	219	31
	8	481	37	35	24.5	382	29
	9	380	30	29	19.2	368	29
	10	469	27	31	24.0	373	29
	11	473	30	32	23.8	321	30
	12	315	43	25	16.1	328	29
	13	379	24	33	20.3	314	30
	14	430	35	29	22.6	381	29
	15	352	26	30	18.5	375	30
	16	448	21	28	22.9	396	29
	17	301	40	29	15.6	273	30
	18	372	36	30	19.8	419	28
	19	284	40	29	12.5	347	30
	20	406	33	30	21.1	411	29
	21	467	25	31	23.3	403	30
	22	421	28	28	20.9	395	29
比 較 例	23	107	41	32	3.9	170	26
	24	185	40	28	6.3	387	27
	25	82	28	31	2.7	390	29
	26	153	19	26	4.6	342	25
	27	96	24	32	3.4	335	26
	28	87	31	35	2.5	357	27
	29	159	25	25	5.1	338	27
	30	120	22	31	3.6	371	28

【産業上の利用可能性】

【0082】

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。

【図面の簡単な説明】

【0083】

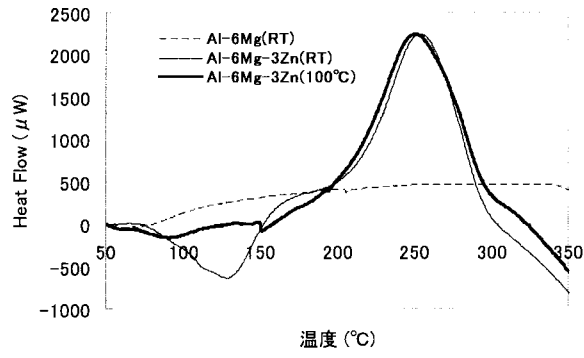
【図1】発明例Al-Mg系合金板のDSC加熱曲線を示す説明図である。

【図2】発明例Al-Mg系合金板の応力-歪曲線を示す説明図である。

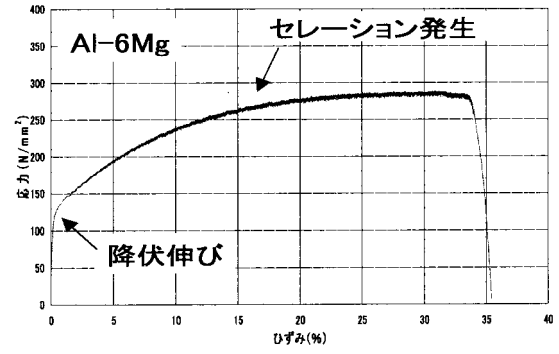
【図3】比較例Al-Mg系合金板の応力-歪曲線を示す説明図である。

【図4】従来例Al-Mg系合金板の応力-歪曲線を示す説明図である。

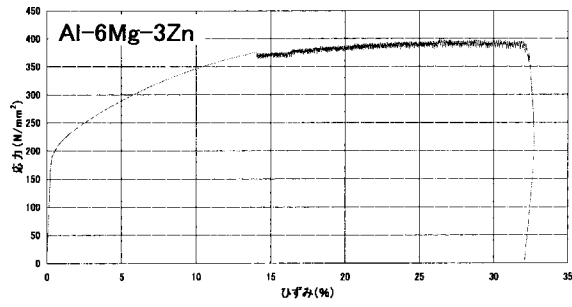
【図1】



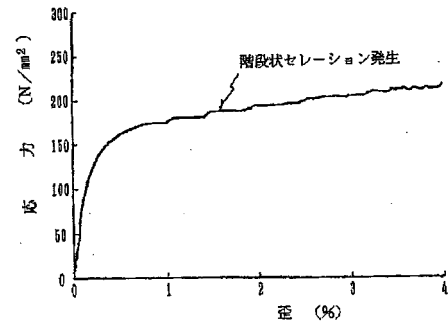
【図3】



【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 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 1 Z
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
C 2 2 F	1/00	6 8 6
C 2 2 F	1/00	6 9 1 A
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 A
C 2 2 F	1/00	6 9 2 B
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 長尾 護

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 特開平 0 5 - 1 1 2 8 4 0 (J P , A)

特開 2 0 0 8 - 2 0 7 2 1 2 (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 2 0 0 6 - 2 4 9 4 8 0 (J P , A)

特開平 1 0 - 3 1 0 8 3 5 (J P , A)

特開平 0 4 - 3 0 8 0 5 5 (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 2

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

C 2 2 F 1 / 0 0