

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5600637号
(P5600637)

(45) 発行日 平成26年10月1日(2014.10.1)

(24) 登録日 平成26年8月22日(2014.8.22)

(51) Int. Cl.	F 1
C 2 2 C 21/06 (2006.01)	C 2 2 C 21/06
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 2 3
	C 2 2 F 1/00 6 3 0 A
	C 2 2 F 1/00 6 3 0 K
	請求項の数 2 (全 18 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2011-92688 (P2011-92688)	(73) 特許権者	000001199
(22) 出願日	平成23年4月19日(2011.4.19)		株式会社神戸製鋼所
(65) 公開番号	特開2012-52220 (P2012-52220A)		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24年3月15日(2012.3.15)	(74) 代理人	100131750
審査請求日	平成25年9月2日(2013.9.2)		弁理士 竹中 芳通
(31) 優先権主張番号	特願2010-176171 (P2010-176171)	(74) 代理人	100146112
(32) 優先日	平成22年8月5日(2010.8.5)		弁理士 亀岡 誠司
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(74) 代理人	100167335
			弁理士 武仲 宏典
		(74) 代理人	100164998
			弁理士 坂谷 亨
			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 : 2.0 ~ 6.0%、Cu : 0.3%を超え、2.0%以下を含み、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、示差熱分析により測定して得られた室温からの加熱曲線の180~280の間の最大の吸熱ピーク高さが5W/g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の成形性を示す指標として、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、溶体化処理および焼入れ処理などの調質が施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。

【背景技術】

【0002】

近年、地球環境などへの配慮から、自動車等の車両の軽量化の社会的要求はますます高

まってきた。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合金材料の適用が検討されている。

【 0 0 0 3 】

A l - M g 系の J I S 5 0 5 2 合金や J I S 5 1 8 2 合金等の 5 0 0 0 系アルミニウム合金板（以下、A l - M g 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、これら大型ボディパネル用のプレス成形素材として使用されている。

【 0 0 0 4 】

しかし、特許文献 1 などに開示される通り、これら A l - M g 系合金板について引張試験を行なえば、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、実際のプレス成形において、いわゆるストレッチャーストレイン（以下 S S マークとも記す）の発生を招き、成形品である大型ボディパネル、特に外観が重要なアウトパネルにとって、商品価値を損なう大きな問題となる。

【 0 0 0 5 】

この S S 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 5 0 ° 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段落 0 0 0 4 で記載した応力 - 歪曲線上のセレーション（振動）に起因することが知られている。

【 0 0 0 6 】

従来から、これら S S マークを解消する方法が種々提案されている。例えば、主な手法としては、A l - M g 系合金板の結晶粒をある程度粗大に調整する方法が知られている。ただ、このような結晶粒の調整方法は、S S マークのうちでも、段落 0 0 0 4 で記載したパラレルバンドの発生防止には有効ではない。また、結晶粒が粗大になり過ぎれば、プレス成形において表面に肌荒れが発生するなど、却って別の問題が生じる。

【 0 0 0 7 】

また、別の S S マークの解消方法として、A l - M g 系合金板の O 材（軟質材）もしくは T 4 処理材などの調質材に、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加工（予加工）を加えて、若干の歪み（予歪み）を与えておくことも知られている。ただ、このような予加工法でも、加工度が高くなりすぎた場合には、段落 0 0 0 4 で記載した応力 - 歪曲線上のセレーション（振動）が生じやすくなり、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い。このため、予加工の加工度には大きな制約があり、加工度を小さくした場合には安定してランダムマークの発生を防止することができなくなる。したがって、この予加工法では、パラレルバンドの発生防止と、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。

【 0 0 0 8 】

これに対して、前記した特許文献 1 では、ランダムマークの発生とともに、広幅のパラレルバンドの発生も抑制した、S S マークの発生が少ない A l - M g 系合金板の製法が提案されている。具体的には、A l - M g 系合金の圧延板に、急速冷却を伴う特定条件での溶体化・焼入れ処理を施し、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 5 5 μ m 以下でかつ 1 5 0 μ 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。

【 0 0 0 9 】

ここで、A l - M g 系合金板の分野において、必ずしも S S マークの発生抑制には直接言及してはいないが、合金板の熱的变化を示差熱分析（D S C）により測定して得られた、室温からの加熱曲線の吸熱ピークの位置や、その高さを、その板のプレス成形性向上の指標とすることも公知である。

10

20

30

40

50

【0010】

例えば、特許文献2では、Al-Mg系合金板の示差熱分析(DSC)により得られた、室温からの加熱曲線の特定位置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が提案されている。この示差熱分析(DSC)は、特性に影響するクラスタ(金属間化合物)が、TEMなどのミクロ組織観察では判別や識別ができず、直接存在を裏付けることができない場合に、クラスタの有無などの組織的な違いを、前記加熱曲線の特定位置の吸熱ピーク位置や高さによって、間接的に裏付けたり、指標とするために、アルミニウム合金板の分野で汎用されている。

【0011】

この特許文献2では、双ロール式連続鋳造によって製造された、8質量%を超える高MgのAl-Mg系合金板において、室温からの加熱曲線の50~100の間の吸熱ピーク高さを50.0μW以上として、プレス成形性を向上させている。この吸熱ピーク高さは、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。

【0012】

しかし、最近の大型ボディパネル、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あるいは特許文献2でも、このような要求に対しては、SSマーク発生の抑制策が不十分である。例えば、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に記載)、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抑制できない。

【0013】

これに対して、特許文献3では、この点を改良し、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マークを抑制した、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が提案されている。同文献では、Al-Mg系アルミニウム合金板に対して、特にZnを0.1~4.0%含有させて、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。すなわち、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)の形成量を、Zn等の第3元素の含有や添加によって、Zn等も含むクラスタとして増大させ、これらクラスタによる限界ひずみ量増大効果をより一層高めるものである。そして、これによって、セレーションを抑制し、これに起因するパラレルバンドを抑制して、SSマークの発生を抑制するものである。

【0014】

このZn等も含むクラスタが、ナノレベル以下の大きさで、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。このため、この特許文献3でも、前記特許文献2同様、クラスタの有無などの組織的な違いを、熱的变化を示差熱分析(DSC)により測定した、前記加熱曲線の特定位置の吸熱ピーク位置や高さによって、組織的な違いの指標としている。具体的には、Zn等も含むAl-Mgクラスタが、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、この吸熱ピーク高さを200.0μW(マイクロワット)以上としている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0015】

【特許文献1】特開平7-224364号公報

【特許文献2】特開2006-249480号公報

【特許文献3】特開2010-77506号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0016】

10

20

30

40

50

しかし、本発明者らの知見によれば、Al-Mg系アルミニウム合金板において、この特許文献3のようにZnを多く含有した場合、室温での時効硬化が生じやすくなる、という新たな問題が生じる。これは、特許文献3がSSマーク発生抑制の切り札として生成させようとしている、Znによって形成されるクラスタ（超微細金属間化合物）が、室温で生じやすいことに起因すると推考される。すなわち、Zn含有量が多くなるほど、室温で形成される前記クラスタ量が増大し、結果として、室温での時効硬化が進みすぎるものと推考される。通常は、Al-Mg系アルミニウム合金板は、アルミ板メーカーで製造されてすぐに、自動車メーカーで大型ボディパネルなどに成形されるわけではなく、通常は数週間以上の間隔があくのが普通である。このため、例えば、板の製造から1カ月経過後に、大型ボディパネルなどに成形される場合には、時効硬化が著しく進んでしまい、曲げ性やプレス成形性が却って阻害される、という新たな（別な）問題が生じる。

10

【0017】

周知の通り、Mg、Siによって形成されるクラスタによって室温での時効硬化が生じやすい、熱処理型のAl-Mg-Si系（6000系）アルミニウム合金板に比して、通常、Al-Mg系アルミニウム合金板は室温での時効硬化が生じにくい。しかし、このようなAl-Mg系アルミニウム合金板でも、特許文献3のように、Zn含有量を多くした場合には、特異なことに、6000系アルミニウム合金板と同じように、室温での時効硬化を示すようになる。

【0018】

このような課題に鑑み、本発明の目的は、室温での時効硬化による曲げ性の低下などの新たな問題が生じることなしに、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して、SSマーク発生を抑制でき、自動車パネルへのプレス成形性を向上させた、Al-Mg系アルミニウム合金板を提供することである。

20

【課題を解決するための手段】

【0019】

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：2.0～6.0%、Cu：0.3%を超え、2.0%以下を含み、残部がAlおよび不可避免的な不純物からなるAl-Mg系アルミニウム合金板であって、この板の熱的变化を示差熱分析により測定して得られた室温からの加熱曲線の180～280の間の最大の吸熱ピーク高さが5W/g以上であることとする。

30

【発明の効果】

【0020】

本発明者らは、SSマークの発生抑制効果がある元素として、室温での時効硬化が生じやすいZnに代わり、Cuを選択した。すなわち、Cuであれば、Znのように室温での時効硬化が生じることなしに、SSマークの発生抑制効果があることを知見した。

【0021】

ただ、本発明者らは、同じようにCuを含有してもSSマークの発生抑制効果がない場合があり、例え同じCu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とも知見した。このことから、単にCuを含むだけではなく、Al-Mg系アルミニウム合金板におけるCuの存在状態（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。

40

【0022】

このCuの存在状態につき、更に検討した結果、本発明者らは、SSマークの発生抑制効果が、特定の（新規な）Cuの微細なクラスタ（Cuを主とする微細なクラスタ）の存在量や存在の有無に、大きく影響を受けているものと推考している。

【0023】

ただ、このCuのクラスタの存在は、実際に直接確認できるわけではない。例えば、Cuを含有し、しかも、Cuのクラスタを生成させることができる特定条件の調質（後述する）を施したAl-Mg系アルミニウム合金板を、10万倍のFE-TEM（透過型電子顕微鏡）を用いて組織観察しても、このCuのクラスタの存在を知見できなかった。言い

50

換えると、このCuのクラスタは、前記特許文献2、3のAl-Mg系金属間化合物などと同じく、ナノレベル以下の微小な大きさであると推考される。したがって、通常の組織観察方法であるSEMやTEMの分析方法では、このCuのクラスタを特定することはできない。

【0024】

これを踏まえて、本発明者らは、この新規なCuのクラスタの存在を、間接的に裏付けることができないか検討した。そして、Cuを含有し、しかも特定条件の調質を施したAl-Mg系アルミニウム合金板では、この板の熱的変化を、示差熱分析(DSC)により測定して得られた、室温からの加熱曲線(DSC加熱曲線)の180~280 の間に、明確な吸熱ピークがあることを知見した。そして、この最大の吸熱ピークの高さが5W/g以上である場合に、SSマークの発生抑制効果があることを知見した。

10

【0025】

このDSC加熱曲線の180~280 の間の吸熱ピークは、Al-Mg系合金板の組織中に存在する、何らかのクラスタによるものであり、この吸熱ピークの高さは何らかのクラスタの量によるものであることは明確である。しかも、このDSC加熱曲線の180~280 の間の吸熱ピークは、後述する通り、Cuを含有し、しかも特定条件の調質を施したAl-Mg系アルミニウム合金板にしか出ず、Cuを含有しないAl-Mg系アルミニウム合金板や、あるいはCuを含有しても、特定条件の調質を施さないAl-Mg系アルミニウム合金板には出ない。したがって、このDSC加熱曲線の180~280 の間の吸熱ピークは、少なくとも、Cuに関連するクラスタによるものであることが明確である。

20

【0026】

この結果、本発明者らは、このDSC加熱曲線の180~280 の間の吸熱ピークは、SSマークの発生抑制効果がある、新規なCuのクラスタの存在と、その存在量を表しているとの認識に至った。しかも、このCuのクラスタ乃至DSC加熱曲線の180~280 の間の吸熱ピークは、詳細は後述するが、現在分かっている範囲では、板の製造工程における圧延された板の調質、すなわち、溶体化処理後の焼入れ処理時の冷却速度制御と、その後の100 を超える特定条件での付加焼鈍とを組み合わせ、特定の調質(処理)によってのみ生成する。この焼入れ処理時の冷却速度制御が最適条件から外れたり、この付加焼鈍の温度が低すぎたり、あるいは付加焼鈍を施さない場合など、調質条件が外れた場合には、例えば、同じようにCuを含有しても、DSC加熱曲線の180~280 の間の吸熱ピークは生じないし、SSマークの発生抑制効果が無い。したがって、このような場合には、SSマークの発生抑制効果がある特定のCuのクラスタは生成していないものと、容易に推考される。

30

【0027】

本発明は、このように、Znのように室温での時効硬化が生じない、Cuを用いることによって、Al-Mg系アルミニウム合金板の組織を制御し、フリーMg原子の転位への移動を妨げて、Mgが拡散しにくい組織として、セレーションが発生しにくく、SSマーク性に優れたものとすることができる。

【図面の簡単な説明】

40

【0028】

【図1】本発明アルミニウム合金板を示差熱分析して得られた、室温からの加熱曲線を示す説明図である。

【発明を実施するための形態】

【0029】

以下に、本発明の実施の形態につき、要件ごとに具体的に説明する。

【0030】

(組織)

本発明のCuを含むAl-Mg系アルミニウム合金板を、示差熱分析(DSC)して得られた、室温からの加熱曲線(DSC加熱曲線)を図1に太い実線で示す。この図1のD

50

DSC加熱曲線（太い実線）は後述する実施例表1、2の発明例4である。また、併せて図1には、比較例として、Cuを含まないAl-Mg系アルミニウム合金板のDSC加熱曲線も細線で示す。この図1のDSC加熱曲線（細線）は後述する実施例表1、2の比較例14である。

【0031】

この発明例4のDSC加熱曲線（太い実線）は、横軸の温度180℃まではなだらかな曲線となっており、下方に凹な（下方に向けて凸な）吸熱ピークは無い。しかし、180℃を超えてからは下方に下がり始め、180～280℃の間に、前記なだらかな曲線部分に対して明確に判別できるピークとして、下方に凹な吸熱ピーク（頂点、頂部）が存在し、かつ、この吸熱ピークは一定の吸熱ピーク高さを有する。この180～280℃の間の吸熱ピークの存在は、前記比較例14のDSC加熱曲線（細線）と比較すると、より明確になる。比較例14のDSC加熱曲線（細線）には、180～280℃の間に、判別できるような前記吸熱ピークは無く、横軸の100～300℃に亘って、全体がなだらかな曲線があるのみである。ちなみに、横軸が300℃を越えたところにある、上方に凸な大きな発熱ピークはS'相に由来するAl-Mg-Cu系合金特有のピークであって、比較例のDSC加熱曲線にも同様に共通して存在する。但し、比較例のピークよりも発明例4のピークが大きいのは、前記クラスタの存在が前記S'相の形成を促進するためと考えられる。

【0032】

この吸熱ピーク高さとは、180～280℃の間に存在する、前記吸熱ピークの縦軸の高さ（W/g）である。この吸熱ピーク高さは、測定温度150℃の位置で、吸熱量と発熱量とが共に0になるように補正した後、180～280℃の範囲で最大となる吸熱ピーク高さ（W/g）を求める。この際、室温からの加熱曲線（示差走査熱分析曲線）の縦軸のHeat Flowが0.00の基準線から、その高さが最大となる吸熱ピークまでの距離（W/g）を測定する。因みに、前記吸熱ピークの横軸の範囲を180～280℃としたのも、DSC加熱曲線（太い実線）が、縦軸のHeat Flowが0.00の基準線と同じレベルから、下方に下がり始めるのが180℃近傍であって、前記下方に凹なピーク後のDSC加熱曲線（太い実線）が上方に上がってきて縦軸のHeat Flowが0.00の基準線と同じレベルとなるのが280℃の近傍であることを基準にしたものである。

【0033】

本発明では、Al-Mg系アルミニウム合金板のSSマーク性を向上させるために、このDSC加熱曲線の180～280℃の間の吸熱ピークの高さを5W/g以上とする。本発明のAl-Mg系アルミニウム合金板は、Cuを含有し、しかも特定条件の調質を施しており、このDSC加熱曲線の180～280℃の間の吸熱ピークは、Cuを主とする微細なクラスタの存在状態を間接的に示し、この吸熱ピークの高さが、Cuを主とする微細なクラスタの存在量を示しているものと推考される。したがって、このDSC加熱曲線の180～280℃の間の吸熱ピークがなければ、Cuを主とする微細なクラスタが存在せず、この吸熱ピークの高さが5W/g未満であれば、Cuを主とする微細なクラスタの存在量が少なすぎることを示しているものと推考される。

【0034】

後述する実施例の通り、この180～280℃の間の最大の吸熱ピークの高さが5W/g以上であれば、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 ϵ_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。その一方で、このDSC加熱曲線の180～280℃の間の吸熱ピークがなければ、あるいは、この吸熱ピークの高さが5W/g未満であれば、室温での時効硬化が生じることなしに、セレーション発生の臨界歪み量を高くできず、SSマーク発生を抑制することができない。なお、この180～280℃の間の最大の吸熱ピークの高さの上限値は、特に限定するものではないが、製造上の限界などからすれば、20W/g程度と想定される。また、前記臨界歪み量 ϵ_c （限界歪み量）の上限も、特に限定するものではないが、製造上の限界などからすれば、20%程度と想定される。

10

20

30

40

50

【0035】

ここで、この吸熱ピークの高さ(図1の縦軸)の単位「W/g」は、前記先行特許で規定している「 μ W」(マイクロワット)が熱量だけを規定しているのに対して、測定試料の重量(g)で規格化したものである。すなわち、Wに「 μ 」がつくかつかないかは、単に数値の桁が変わるだけで(10^{-6})あって、単位を「 μ W」だけで規定すると、試料重量の変化に伴う熱量の変化を考慮できない問題が起こり得る。このため、本発明では、測定の精度や再現性を上げて、吸熱ピークの高さの規定をより明確化するために、熱量を試料重量で割る「W/g」を採用した。この単位「W/g」は、アルミニウム合金の示差熱分析の分野では、むしろ「 μ W」よりも汎用されており、例えば、軽金属第59巻第8号(2009)439-443頁「銅を添加したAl-Mg-Si合金のベークハード性に及ぼす自然時効と高温予備時効の影響」、軽金属第56巻第11号(2006)673-679頁「Al-3%Mg-1%Cu合金の時効硬化およびナノ析出組織に及ぼすAg添加の影響」、軽金属第52巻第2号(2002)64-70頁「Al-Cu合金の相分解初期における微量添加元素の挙動とその計算機シミュレーション」などで記載(使用)されている。

10

【0036】

Al-Mg系アルミニウム合金板のプレス成形の際に生じるSSマーク、特に、応力-歪曲線上のセレーション(振動)に起因するパラレルバンドは、アルミマトリクス中に固溶しているフリーMg原子の転位への固着と離脱の繰り返しによって生じると推定される。以下、応力-歪曲線上のセレーション(振動)に起因するパラレルバンドのSSマークのことを、単にSSマークか、SSマーク(セレーション)とも言う。これに対して、特定の調質によって生成する、本発明のCuのクラスタが、Al-Mg系アルミニウム合金板の組織中に存在すれば、プレス成形による板の変形の際の、フリーMg原子の転位への移動を妨げるために、SSマーク(セレーション)発生が抑制されるものと推測される。しかも、本発明で用いるCuあるいはCuのクラスタは、Znのように室温での時効硬化が生じることがほとんどない。

20

【0037】

このCuを主とするクラスタは、前記特許文献2のAl-Mg系金属間化合物などと同じく、ナノレベル以下の大きさであると推考される。このため、10万倍程度のFE-TEMなどのマイ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。したがって、本発明では、これらのクラスタ(組織)を直接規定するのではなく、前記DSC加熱曲線の180~280の間の吸熱ピークを規定する。

30

【0038】

但し、前記特許文献2、3と本発明とで、クラスタなり金属間化合物が同じものであるならば、必然的にDSC加熱曲線の吸熱ピークも同じとなる。これらクラスタなり、金属間化合物の組成などが互いに異なるからこそ、DSC加熱曲線の吸熱ピークが異なっているものである。

【0039】

また、図1のDSC加熱曲線の通り、本発明のAl-Mg系アルミニウム合金板では、前記特許文献3で規定されるDSC加熱曲線の100~150の間の吸熱ピークが無い。

40

【0040】

因みに、この特許文献3でも、前記特許文献2同様、クラスタの有無などの組織的な違いを、板の熱的变化を示差熱分析(DSC)により測定した、前記加熱曲線の特定位置の吸熱ピーク位置や高さによって、同じAl-Mg系アルミニウム合金板であっても、互いの組織的な違いの指標としている。これによれば、前記特許文献2、3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、あるいは100~150の間という、本発明に比して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180~280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も明確に区別される。

50

【0041】

すなわち、本発明のAl-Mg系アルミニウム合金板は、前記特許文献2で規定されるAl、Mgクラスタや、前記特許文献3で規定されるZn等も含むクラスタは、図1の通り、これらの規定温度域における吸熱ピークが無く、有していない。かつ、これら特許文献2、3の各図1にも、本発明におけるDSC加熱曲線の180~280の間の吸熱ピークは無く、これら特許文献2、3が本発明のクラスタを有していない。

【0042】

これら特許文献2、3でも、本発明のCuを選択的要素として1.0%以下含有しており、本発明でも微量の不純物Znを含有することを許容している。しかし、これらCuを含む成分組成が例え同じであったとしても、これらの互いのクラスタの存在状態の違いによって、組織が異なり、SSマーク発生の抑制効果だけでなく、本発明で意図する室温での時効硬化が生じないという、大きな特性の違いにつながっていることが分かる。

10

【0043】

このような互いの組織(クラスタ)の相違は、互いの板の製法の違いからも裏付けられる。Znを含有する特許文献3のAl-Mg系アルミニウム合金板は、本発明のように、溶体化処理後の焼入れ処理時の冷却速度を高温域では急冷、低温域では緩冷と制御しているものの、その後、本発明のように、100を超える温度では付加焼鈍(人工時効処理)を行ってはおらず、選択的に、50~100の低い温度での付加焼鈍を行うのみである。このような低い付加焼鈍温度では、本発明のCuクラスタは生成せず、特許文献3の図1の通り、DSC加熱曲線の180~280の間の吸熱ピークは無い。

20

【0044】

また、ZnやCuを選択的要素として1.0%以下含有する、特許文献2のAl-Mg系アルミニウム合金板は、本発明のように、溶体化処理(最終焼鈍)後の焼入れ処理時の冷却速度を低温域の緩冷を交えた2段階では制御せずに、500~300の温度範囲を10/s以上で急冷するのみである。この冷却速度につき、通常は、生産性を下げないように、100以下から室温までを緩冷却にするようなことはしない。したがって、この特許文献2では、100以下での冷却速度が明記されてはいないが、通常の5/s程度以上の冷却速度であろうと推察される。そして、この特許文献2では、その後、選択的に50~120の温度での付加焼鈍を行うのみである。このような調質条件では、本発明のCuクラスタは生成せず、特許文献3の図1の通り、DSC加熱曲線の180~280の間の吸熱ピークは無い。

30

【0045】

この事実から、本発明のAl-Mg系アルミニウム合金板におけるDSC加熱曲線の180~280の間の吸熱ピーク高さが、前記特許文献3で規定されるZnなどを含めたクラスタや、前記特許文献3で規定されるクラスタとは、別の新規なクラスタであることが裏付けられる。

【0046】

前記特許文献2、3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。また、特許文献3では、室温時効硬化を抑制できない。これに対して、本発明では、室温時効硬化を抑制した上で、降伏伸びに起因するランダムマークの発生とともに、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。

40

【0047】

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、あるいは板の製造から、これらパネルへの成形に時間を要した場合でも、この間の室温時効硬化を抑制した上で、SSマーク性に優れさせることができる。すなわち、室温時効硬化を抑制した上で、降伏伸びに起因するランダムマークの発生とともに、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や特性を大きく向

50

上できる。

【0048】

(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。

【0049】

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: 2.0~6.0%、Cu: 0.3%を超え、2.0%以下を含み、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。なお、元素含有量は全て質量%である。

10

【0050】

このAl-Mg系アルミニウム合金板は、他の不純物元素として、質量%で、Fe: 0.5%以下(0%を含む)、Si: 0.5%以下(0%を含む)、Mn: 0.5%以下(0%を含む)、Cr: 0.1%以下(0%を含む)、Zr: 0.1%以下(0%を含む)、Ti: 0.05%以下(0%を含む)、このTiに付随して混入しやすいB(ボロン)をTiの含有量未達の範囲で、各々含有することを許容する。

【0051】

更に、不純物元素としてのZnは、前記した通り、室温での時効硬化が生じて曲げ性やプレス成形性を低下させる原因となるので、極力含まないようにする。また、仮に含んでも、質量%で1.0%未満、好ましくは0.6%以下、より好ましくは0.1%以下、に規制する。

20

【0052】

Mg: 2.0~6.0%

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0.5%未満では、強度や耐久性が不十分となる。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2.0~6.0%、好ましくは2.4~5.7%の範囲とする。

30

【0053】

Cu: 0.3%を超え、2.0%以下

Cuは、前記したCuを主体とする微細なクラスタを形成して、Znと違い、板を室温時効硬化させることなく、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。Cuが0.3%以下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、Cuを主体とするクラスタの生成量も不足する。一方、Cuの含有量が2.0質量%を越えれば、粗大な晶出物や析出物の生成量が多くなり、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。Cuの含有量は0.3%を超え、2.0%以下の範囲内とし、好ましくは0.4~1.9%の範囲内である。

40

【0054】

Cu/Mg: 0.05~1

ここで、Cuの前記添加効果を発揮させるためには、CuのMgに対する含有量の比: Cu/Mgを0.05~1とする。この比の上限値と下限値とは、互いの前記含有量の、上限値と下限値同士あるいは好ましい上限値と下限値同士の比から算出されるものであり、好ましくは、0.08~0.8の範囲とする。

【0055】

その他の元素:

その他の元素は、Fe、Si、Mn、Cr、Zr、Tiなどが例示される。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)

50

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。この点で、質量％で、Fe：0.5％以下（0％を含む）、Si：0.5％以下（0％を含む）、Mn：0.5％以下（0％を含む）、Cr：0.1％以下（0％を含む）、Zr：0.1％以下（0％を含む）、Ti：0.05％以下（0％を含む）、このTiに付随して混入しやすいB（ボロン）をTiの含有量未満の範囲で、各々含有することを許容する。

10

【0056】

（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。

【0057】

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、鋳造（DC鋳造法や連続鋳造法）、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、

20

【0058】

溶体化処理：

本発明の組織を有する板とするためには、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・焼入れ処理を行う。このような溶体化・焼入れ処理を行った材料、いわゆるT4処理材は、比較的緩やかな加熱や冷却を伴う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る。

【0059】

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る。また、この溶体化処理温度での保持は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180秒を越えれば、結晶粒の過度の粗大化による、成形性の低下や成形時の肌荒れ発生などの問題が生じる。

30

【0060】

焼入れ処理：

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、低温域では緩冷の、2段階とする必要がある。先ず、高温域の急冷では、板の温度が溶体化温度から100までの間（範囲）の冷却速度は5 / 秒以上とする。この冷却速度が5 / 秒未満では、冷却過程の特に高温域で、粗大な析出物が生成して、クラスタの生成量が少なくなるとSSマークの発生を抑制する効果が小さくなる。したがって、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。

40

【0061】

次に、この急冷に続く、板の温度が100以下から室温までの低温域の間（範囲）の冷却速度は、本発明の板として、前記DSC加熱曲線の180～280の間の吸熱ピーク高さを5W/g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以下から室温までの冷却速度を1 / 分以下の冷却速度で緩冷却を行う。緩冷とするために、下限値は特に決めないが、生産工程の効率上からは0.01 / 分以上であることが好ましい。

50

【 0 0 6 2 】

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、Cu 原子を主とする原子の集合体（クラスタ）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、後述する付加焼鈍を行っても、SS マークの発生を確実に防止できない。すなわち、この焼入れの条件が不適切であれば、後述する付加焼鈍を行っても、前記 DSC 加熱曲線の 180 ~ 280 の間の吸熱ピーク高さが 5 W / g 以上とはならず、SS マークの発生を確実に防止できる量だけ、Cu を主とするクラスタが生成させることができているものと推測される。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 マークが発生する恐れがある。

10

【 0 0 6 3 】

予歪付与：

本発明の板とするためには、SS 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。また、このような予歪付与は、前記溶体化処理・焼入れ処理後の板の、形状制御や残留応力除去にもなる。

20

【 0 0 6 4 】

予歪の付与量は、耐力値が若干増加するような、従来の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、冷間でのスキンパス圧延、冷間圧延もしくは冷間での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 Al - Mg 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。

30

【 0 0 6 5 】

付加焼鈍：

本発明では、この予加工の後に、100 を超え、200 以下の温度に加熱する付加焼鈍あるいは人工時効処理を行う。言い換えると、本発明では、通常、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ない。

【 0 0 6 6 】

付加焼鈍処理（人工時効処理）を行う場合には、本発明の板として、確実に、前記 DSC 加熱曲線の 180 ~ 280 の間の吸熱ピーク高さを 5 W / g 以上とするために、前記予歪の付与後に、100 より高く、200 以下の温度範囲で行う。この付加焼鈍の処理時間は、前記温度範囲に 0.5 ~ 48 時間程度加熱、保持して行う。この際、この付加焼鈍温度は 150 超、200 以下の範囲とすることがより好ましい。

40

【 0 0 6 7 】

付加焼鈍温度が低すぎる、あるいは保持時間が短すぎると、付加焼鈍の効果がなく、付加焼鈍で Cu を主とするクラスタが生成しないか、生成量が不足する。このため、前記溶体化処理後の焼入れ処理時の冷却速度制御だけでは、Cu を主とするクラスタが不足して、前記 DSC 加熱曲線の 180 ~ 280 の間の吸熱ピーク高さを 5 W / g 以上とできない。この結果、SS マークの発生を確実に防止できなくなる可能性が高い。

50

【0068】

一方、付加焼鈍処理を200より高温で行った場合、却って、前記DSC加熱曲線の180~280の間の吸熱ピーク高さを5W/g以上とはできない可能性がある。この理由は、高温の付加焼鈍処理によって、前記Al-Mg系合金板の組織中に、前記クラスタでなく、比較的粗大な析出物が生成するためと推考される。また、前記温度が200を超えて高すぎる、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と同様に、再結晶が進むという問題が生じる可能性がある。

【0069】

この付加焼鈍の温度条件から、本発明のCuを主とするクラスタは、前記特許文献3のZnを含むクラスタよりも、より高温で生成するという特徴を有していることが分かる。言い換えると、室温に戻しても、あるいは室温状態に保持しても、本発明のCuを主とするクラスタは生成せず、室温での時効硬化が生じないという特性がある。これに対して、Znを含むクラスタは、室温などの低温で生成するため、室温での時効硬化が生じてしま

10

【0070】

また、本発明では、通常、前記予加工の後に行う、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ない。250以上での前記高温の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SS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、Al-Mg系などの金属間化合物が多量に析出しやすく、前記DSC加熱曲線の180~280の間の吸熱ピーク高さを5W/g以上とできず、SS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、Al-Mg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き、SSマークを抑制する効果も低下する。

20

【0071】

本発明では、以上のような溶体化処理条件と、続く2段階冷却という特殊な焼入れ処理条件、および特定条件での付加焼鈍を各々組み合わせた調質によって、Cuを含むAl-Mg系アルミニウム合金板を、室温時効することなく、Mgが拡散しにくい板組織とすることができ。これによって、板を製造後、1カ月以上経って、パネルにプレス成形する場合でも、Al-Mg系アルミニウム合金板の限界ひずみ増大効果を高めて、応力-歪曲線上のセレーションを抑制し、これに起因する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できる。また、SSマークのうち、前記降伏伸びの発生によるランダムマークの発生も防止できる。

30

【0072】

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】

40

【0073】

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(表1の続き)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。これらの結果も表2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。

【0074】

熱延板や冷延板の各製造方法(条件)は、各例とも同じ共通条件で行った。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、硝石炉にて400、1

50

0秒の中間焼鈍を行い、さらに冷間圧延して1.0mm厚の冷延板とした。

【0075】

これら冷延板を、表2に示す通り、各々異なる条件で溶体化処理および焼入れ処理を行った。この溶体化処理および焼入れ処理は、連続焼鈍ライン(CAL)等を用いて連続的に行い、強制空冷やミスト冷却を使い分け、板のライン速度とこれらの風量を各温度域で制御して、焼入れ処理時の冷却速度を制御した。

【0076】

この溶体化処理および焼入れ処理後に、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。その後、表2に示す通り、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。

10

【0077】

これら調質処理(製造)後の板から試験片(1.0mm厚)を切り出し、室温時効の影響がない(無視できる)、調質処理後24時間以内に、この試験片(調質後の板)の示差熱分析(組織)、機械的な特性を各々測定、評価した。

【0078】

(示差熱分析)

前記調質処理(製造)直後の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、室温からの加熱曲線を求めた。そして、本発明の180~280の範囲(温度領域)に存在する吸熱ピークの高さを、この領域におけるDSC加熱曲線のW/gの最大値として求めた。なお、この吸熱ピークの高さ(W/g)は、DSC加熱曲線のW/g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。これらデータの採取については、前記した通り、各例とも共通して、測定温度150の位置で、吸熱量と発熱量とが共に0になるように補正した後、180~280の範囲に存在する吸熱ピーク高さ(W/g)を求めた。この際、室温からの加熱曲線(示差走査熱分析曲線)の縦軸のHeat Flowが0.00の基準線から、高さが最大となる吸熱ピーク(頂点)までの距離(W/g)を測定した。

20

【0079】

示差熱分析条件は、各例とも共通して、下記の条件で行った。

試験装置:セイコ-インスツルメンツ社製DSC220C、

30

標準物質:純アルミ、

試料容器:純アルミ、

昇温条件:15/min、

雰囲気(試料容器内):アルゴンガス(ガス流量50ml/min)、

試験試料重量:24.5~26.5mg。

【0080】

(機械的特性)

前記調質処理(製造)直後の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。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。この際、クロスヘッド速度は5mm/分として、試験片が破断するまで一定の速度で行った。

40

【0081】

室温での経時変化後の板の特性:

また、室温で保持した際の経時変化(室温時効硬化の影響)を評価するために、前記調質処理(製造)してから1ヶ月間、上記各試験片を室温で保持した後に、同様の条件で引張試験を行い、前記調質処理(製造)直後からの、引張強さの増加量(室温時効硬化量)を求めた。

【0082】

50

(SSマーク発生評価)

同様に、前記室温保持1ヶ月経過後の板のプレス成形性としてのSSマーク発生評価のために、前記室温保持1ヶ月後の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。

【0083】

(プレス成形性評価)

また、同様に、室温保持1ヶ月経過後の板のプレス成形性として、前記室温保持1ヶ月後の引張片の張出成形試験をアウトパネルで問題となる張出成形性の評価として行った。

【0084】

張出成形試験は、直径101.6mmの球頭張出ポンチを用い、長さ180mm、幅110mmの試験片に潤滑剤としてR-303Pを塗布し、成形速度4mm/s、しわ押さえ荷重200kNで張出成形試験を行い、成形品の割れの発生状態を目視観察した。そして、割れの大きさに関わらず、割れが全く発生していないものを、割れが少しでも発生しているものを×として評価した。

【0085】

表1、2の通り、発明例1~7は、Cuを含有し、Znを含有しないか規制しており、本発明のAl-Mg系アルミニウム合金組成規定を満足する。また、焼入れ処理の冷却速度条件が前記2段階であるような、溶体化および焼入れ処理の好ましい製造条件で製造されている。この結果、この板の熱的变化を示差熱分析により測定して得られた室温からの加熱曲線の180~280の間の吸熱ピーク高さが5W/g以上である。

【0086】

これによって、各発明例は、前記調質処理(製造)直後からの引張強さの増加量(室温時効硬化量)が小さく、SSマーク特性を含めたプレス成形性に優れている。すなわち、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%以上であり、前記張出成形試験でも割れは発生していない。しかも、これらの優れたSSマーク特性あるいは張出成形性(表2ではプレス成形性と表示)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なく、また室温時効硬化すること無しに、達成できている。

【0087】

但し、許容量ではあるが、Znを0.6%と比較的多く含有する発明例6は、0.02%と少ない含有量である発明例2や、Znを含有しない他の発明例に比して、許容範囲ではあるが、室温時効硬化量が大きくなっている。

【0088】

一方、比較例8~13は、発明例1と同じ合金組成でありながら、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8は溶体化処理温度が低すぎ、焼入れ処理で前記2段階の冷却ができていない。

比較例9は焼入れ処理で高温域の急冷における冷却速度が下限2/秒未満である。

比較例10は焼入れ処理で高温域の緩冷における冷却速度が上限1/秒を超えている。

比較例11は付加焼鈍温度が下限100未満で低すぎる。

比較例12は付加焼鈍温度が上限200を超えて高すぎる。

比較例13は付加焼鈍を行っていない。

【0089】

この結果、比較例8~13は、前記DSC加熱曲線の180~280の間の吸熱ピーク高さが5W/g未満であり、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、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マーク特性が発明例に比して著しく低い。すなわち、前記セレーションが起きやすい組織となっている。

【0090】

比較例14~17は、表1、2の通り、調質条件は好ましい範囲ではあるが、合金組成

10

20

30

40

50

が発明範囲を外れている。比較例 14 は Cu を含有せず、比較例 15 は Cu 含有量が少なすぎる。比較例 16 は Mg 含有量が多すぎる。比較例 17 は Zn 含有量が多すぎる。

【0091】

この結果、Cu の効果が発揮できない、比較例 14、15 は、室温時効硬化量は少ないものの、強度も低く、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 マーク特性は発明例に比して著しく低い。すなわち、前記セレーションが起きやすい組織となっている。

【0092】

比較例 16 も、室温時効硬化量は少ないものの、強度が高すぎ、伸びが低く、プレス成形時に割れが生じて、プレス成形性（張出成形性）が発明例に比して低かった。

【0093】

比較例 17 は、Zn が多すぎるために、室温時効硬化量が許容範囲を超えて大きくなり、プレス成形時に割れが生じて、プレス成形性（張出成形性）が発明例に比して低かった。

【0094】

以上の実施例から、本発明各要件あるいは好ましい製造条件などの、SS マーク特性やプレス成形性あるいは機械的特性などを兼備するための、臨界的な意義が裏付けられる。

【0095】

【表 1】

区分	番号	Al-Mg合金板の化学成分(質量%、残部Al)									
		Mg	Cu	Fe	Si	Mn	Zn	Cr	Zr	Ti	Cu/Mg比
発明例	1	4.4	0.5	0.1	0.1	0.05	-	-	-	0.02	0.11
	2	4.5	0.9	0.2	0.1	-	0.02	-	0.05	0.02	0.20
	3	4.4	1.2	0.1	0.2	-	-	0.05	-	0.02	0.27
	4	4.6	1.9	0.1	0.1	0.3	-	-	-	0.01	0.41
	5	5.7	0.5	0.1	0.1	-	-	0.07	-	0.02	0.09
	6	2.4	0.4	0.2	0.2	-	0.6	-	0.03	0.02	0.17
	7	4.4	0.5	0.1	0.1	-	-	-	-	0.02	0.11
	8	4.4	0.5	0.1	0.1	-	-	-	-	0.02	0.11
	9	4.4	0.5	0.1	0.1	-	-	-	-	0.02	0.11
	10	4.4	0.5	0.1	0.1	-	-	-	-	0.02	0.11
	11	4.4	0.5	0.1	0.1	-	-	-	-	0.02	0.11
	12	4.4	0.5	0.1	0.1	-	-	-	-	0.02	0.11
	13	4.4	0.5	0.2	0.1	-	0.1	-	-	0.02	0.11
	14	4.5	-	0.1	0.1	-	-	-	-	0.02	-
	15	4.5	0.2	0.1	0.2	0.1	-	0.05	-	0.01	0.04
	16	7.0	0.5	0.3	0.1	-	0.02	-	0.02	0.02	0.07
	17	4.6	0.5	0.1	0.1	0.05	1.3	-	-	0.01	0.11
比較例											

10

20

30

40

50

【 0 0 9 6 】

【 表 2 】

(表1の続き)

区分	番号	溶体化処理		焼入れ冷却速度		付加焼鈍		板の組織と特性					
		温度 °C	保持時間 秒	100°C以上 °C/秒	100°C以下 °C/分	焼鈍温度 °C	保持時間 時間	DSC加熱曲線 最大値 W/g	セレーション 発生臨界歪 %	引張強さ MPa	伸び %	室温保持による 引張強さの増加量 MPa	プレス 成形性
発 明 例	1	550	60	25	0.5	180	1	9	10	278	32	2	○
	2	500	60	20	0.8	170	4	11	11	294	31	3	○
	3	500	120	20	0.8	180	12	13	12	303	30	3	○
	4	480	150	10	0.8	160	16	16	12	322	29	1	○
	5	530	60	20	0.8	140	8	8	8	300	30	0	○
	6	530	90	25	0.5	120	40	6	14	280	30	9	○
	7	530	60	10	0.5	120	24	7	9	275	31	2	○
比 較 例	8	430	120	20	0.8	150	4	4	6	265	27	2	×
	9	530	90	2	0.8	150	8	2	5	280	30	1	○
	10	530	90	15	1.6	180	1	3	5	270	32	1	○
	11	530	90	15	0.8	80	24	4	6	272	32	2	○
	12	530	60	20	0.8	240	24	3	5	285	29	1	○
	13	500	90	20	0.8	-	-	2	5	274	30	5	○
	14	550	60	25	0.5	120	24	0	3	239	33	0	○
	15	530	60	15	0.5	120	40	1	4	250	32	1	○
	16	530	60	15	0.5	120	20	7	8	340	26	2	×
	17	530	60	15	0.5	160	12	9	11	285	28	30	×

10

20

30

40

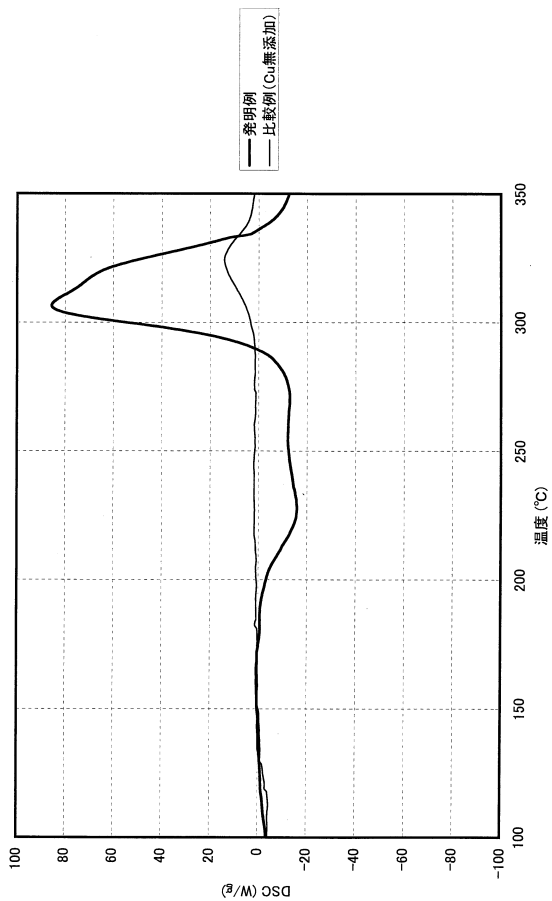
50

【産業上の利用可能性】

【0097】

以上説明したように、本発明によれば、室温での時効硬化による曲げ性の低下などの新たな問題が生じることなしに、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、平行バンドの発生を同時に抑制して、SSマーク発生を抑制でき、自動車パネルへのプレス成形性を向上させた、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1】



フロントページの続き

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

- (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
- (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

審査官 藤代 佳

- (56)参考文献 特開 2 0 0 3 - 0 2 7 1 7 0 (J P , A)
 特開 2 0 1 0 - 0 7 7 5 0 6 (J P , A)
 特開平 0 9 - 1 3 7 2 4 3 (J P , A)
 特開平 0 1 - 1 9 8 4 5 6 (J P , A)
 特開平 0 2 - 0 5 7 6 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 4 - 1 / 0 5 7
 C 2 2 F 1 / 0 0