

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2015-10259

(P2015-10259A)

(43) 公開日 平成27年1月19日(2015.1.19)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 21/02 (2006.01)	C 2 2 C 21/02	
C 2 2 C 21/06 (2006.01)	C 2 2 C 21/06	
C 2 2 F 1/05 (2006.01)	C 2 2 F 1/05	
C 2 2 F 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00 6 0 2	
	C 2 2 F 1/00 6 2 3	
審査請求 未請求 請求項の数 1 O L (全 9 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号 特願2013-136459 (P2013-136459)
 (22) 出願日 平成25年6月28日 (2013. 6. 28)

(71) 出願人 504182255
 国立大学法人横浜国立大学
 神奈川県横浜市保土ヶ谷区常盤台79番1号
 (71) 出願人 000001199
 株式会社神戸製鋼所
 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号
 (74) 代理人 100112874
 弁理士 渡邊 薫
 (74) 代理人 100147865
 弁理士 井上 美和子
 (74) 代理人 100173646
 弁理士 大森 桂子

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 アルミニウム合金板

(57) 【要約】

【課題】低温での塗装焼付硬化処理であっても、安定した高強度が得られる Al Si Mg系アルミニウム合金板を提供する。

【解決手段】 Mg : 0.2 ~ 2.0 質量%、Si : 0.3 ~ 2.0 質量%、Fe : 0.5 質量%以下、Li : 0.005 ~ 0.1 質量%を含み、残部が Al 及び不可避免的不純物からなるアルミニウム合金板とする。

【選択図】なし

【特許請求の範囲】**【請求項 1】**

Mg : 0.2 ~ 2.0 質量%、
Si : 0.3 ~ 2.0 質量%、
Fe : 0.5 質量%以下、
Li : 0.005 ~ 0.1 質量%を含み、
残部が Al 及び不可避免的不純物からなるアルミニウム合金板。

【発明の詳細な説明】**【技術分野】****【0001】**

10

本発明は、アルミニウム合金板に関する。より詳しくは、Al - Si - Mg系のアルミニウム合金板に関する。

【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、成形性や塗装焼付硬化特性に優れた、より軽量のアルミニウム合金材の適用が増加しつつある。

【0003】

20

このアルミニウム合金材として、Al - Mg - Si系のAA乃至JIS規格の6000系（以下、単に6000系とも記す）アルミニウム合金板が多く使用されている。

【0004】

この6000系（Al - Mg - Si系）アルミニウム合金板は、前記パネルへのプレス成形後のパネルの塗装焼付処理により硬化して、強度（硬度）が向上し、パネルとしての必要な強度を確保できる、優れた塗装焼付硬化特性がある。以下、この塗装焼付硬化特性をベークハード性あるいはBH性ともいう。

【0005】

従来から、このような6000系アルミニウム合金板の塗装焼付硬化特性の向上に関して、Mg - Si系クラスタを制御することが種々提案されている。このクラスタ制御につき、最近では、これらMg - Si系クラスタを、6000系アルミニウム合金板の示差走査熱分析（以下、「DSC」ともいう。）曲線の吸熱ピークや発熱ピークにて測定した上で制御する技術が提案されている。

30

【0006】

例えば、特許文献1及び2では、低温での時効硬化能を阻害している要因として、これらMg - Si系クラスタ、特に、Si / 空孔クラスタ（GPI）の生成量を規制することが提案されている。特許文献1には、室温時効抑制と低温時効硬化能を阻害するGPIの生成量を規制するために、T4材（溶体化処理後自然時効後）のDSCにおいて、GPIの溶解に相当する150 ~ 250 の温度範囲における吸熱ピークがないことを規定している。また、特許文献1では、このGPIの生成を抑制乃至制御するために、溶体化及び室温まで焼入れ処理した後に、70 ~ 150 で0.5 ~ 50時間程度保持する低温熱処理を施している。

40

【0007】

また、特許文献3では、低温での時効硬化能を得るため、過剰Si型の6000系アルミニウム合金材の溶体化および焼入れ処理を含む調質処理後のDSC曲線において、Si / 空孔クラスタ（GPI）の溶解に相当する150 ~ 250 の温度範囲におけるマイナスの吸熱ピーク高さ、Mg / Siクラスタ（GPII）の析出に相当する250 ~ 300 の温度範囲におけるプラスの発熱ピーク高さを制御している。

【0008】

特許文献4では、低温での時効硬化能を得るため、6000系アルミニウム合金板の調

50

質処理後のDSC曲線において、100～200の温度範囲における発熱ピーク高さ W_1 を50 μ W以上とし、かつ、200～300の温度範囲における発熱ピーク高さ W_2 と前記 W_1 との比 W_2/W_1 を20.0以下としている。ここで、前記発熱ピーク W_1 は、人工時効硬化処理時の α 相(Mg₂Si相)の核生成サイトとなるGPゾーンの析出に対応しており、 W_1 のピーク高さが高いほど、人工時効硬化処理の際の α の核生成サイトとなるGPゾーンが、調質処理後の板に予め形成、確保されているとする。一方、発熱ピーク W_2 の方は、 α 相自体の析出ピークに対応しており、プレス成形される板を予め低耐力化させて成形性を確保するために、この発熱ピーク W_2 の高さを小さくしている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0009】

【特許文献1】特開平10-219382号公報

【特許文献2】特開2000-273567号公報

【特許文献3】特開2003-27170号公報

【特許文献4】特開2005-139537号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0010】

しかしながら、前述の従来技術であっても、室温で時効硬化しやすく、かつ室温時効時間などの条件が種々異なるようなAl-Si-Mg系のアルミニウム合金板を、加熱温度が150又は135などの低温の塗装焼付硬化処理で、安定して高強度(高硬度)とすることは難しいという実情がある。

【0011】

本発明は、前述の実情に鑑みてなされたものであり、低温の塗装焼付硬化処理であっても、安定した高強度が得られるAl-Si-Mg系のアルミニウム合金板を提供することを主目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0012】

すなわち、本発明は、Mg:0.2～2.0質量%、Si:0.3～2.0質量%、Fe:0.5質量%以下、Li:0.005～0.1質量%を含み、残部がAl及び不可避免的不純物からなるアルミニウム合金板を提供する。

【発明の効果】

【0013】

本発明によれば、低温の塗装焼付硬化処理であっても、安定して高強度が得られるAl-Si-Mg系のアルミニウム合金板を得ることができる。

【発明を実施するための形態】

【0014】

以下、本発明を実施するための形態について、詳細に説明する。なお、本発明は、以下に説明する実施形態に限定されるものではない。

また、本発明でいう「アルミニウム合金板」とは、冷間圧延後、調質処理を施した後の板(圧延板)をいう。

【0015】

アルミニウム合金板の化学成分組成:

まず、本発明の実施形態に係る6000系アルミニウム合金板の化学成分組成について、説明する。

【0016】

対象とする6000系のアルミニウム合金板は、自動車パネルに成形された後の、塗装焼付処理などの例えば135～170の比較的低温の人工時効処理時の加熱により時効硬化し、必要な強度(硬度)を確保できる優れた時効硬化能(BH性)を有しているこ

10

20

30

40

50

とが要求される。

また、前記した自動車の外板用の板などとして、優れた成形性及び溶接性、又は耐食性などの諸特性もあわせて要求される。

【0017】

このような要求特性を満足するため、本実施形態に係るアルミニウム合金板では、Mg : 0.2 ~ 2.0 質量%、Si : 0.3 ~ 2.0 質量%、Fe : 0.5 質量%以下、及びLi : 0.005 ~ 0.1 質量%を各々含み、残部がAl及び不可避免的不純物からなるものと規定する。

【0018】

これらMg、Si、Fe及びLi以外の、Mn、Cu、Cr、Ti、及びZnなどのその他の元素は、本実施形態のアルミニウム合金板のLi含有による効果を発揮させるために、いずれも0.02質量%以下の含有量(許容量)とする。

【0019】

上記各元素の含有量範囲と意義又は許容量について以下に説明する。

【0020】

[Si : 0.3 ~ 2.0 質量%]

SiはMgとともに、本実施形態のアルミニウム合金板において、塗装焼付処理などの、例えば135 ~ 170 の低温での人工時効処理時に、BH性に効く時効析出物である”相の析出量を満足し、時効硬化能を高めるために必須の元素である。また、固溶強化や、プレス成形性に影響する全伸びを向上させる効果もある。

【0021】

しかしながら、Si含有量が0.3質量%未満の場合、Siの絶対量が不足するため、前記”相の析出量が不足して、BH性が著しく低下する可能性がある。更には、全伸びなどの機械的特性も兼備することが難しくなる。

一方、Si含有量が2.0質量%を超えると、粗大な晶出物及び析出物が形成されて、曲げ加工性や全伸びなどが著しく低下するおそれがある。更に、溶接性も著しく阻害されるおそれがある。

よって、本実施形態のアルミニウム合金板では、Siの含有量を0.3 ~ 2.0質量%、好ましくは0.5 ~ 1.2質量%とする。

【0022】

[Mg : 0.2 ~ 2.0 質量%]

Mgは、Siとともに塗装焼付処理などの前記低温での人工時効処理時に、BH性に効く時効析出物である”相の析出により、時効硬化能を高めるために必須の元素である。また、固溶強化や、プレス成形性に影響する全伸びを向上させる効果もある。

【0023】

しかしながら、Mg含有量が0.2質量%未満の場合、Mgの絶対量が不足するため、前記”相の析出量が不足して、BH性が著しく低下する可能性がある。更には、全伸びなどの機械的特性も兼備することが難しくなる。

一方、Mg含有量が2.0質量%を超えると、粗大な晶出物及び析出物が形成されて、曲げ加工性や全伸びなどが著しく低下するおそれがある。更に、溶接性も著しく阻害されるおそれがある。

よって、本実施形態のアルミニウム合金板では、Mgの含有量を0.2 ~ 2.0質量%とし、好ましくは0.3 ~ 1.0質量%とする。

【0024】

[Fe : 0.5 質量%以下]

アルミニウム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、Al合金スクラップ材、低純度アルミニウム地金などを溶解原料として使用した場合には、Feの混入量(含有量)が必然的に多くなる。ただし、FeはAlとの金属間化合物を形成するため、Feの含有量が0.5質量%までであれば、本実施形態のアルミニウム合金板におけるLi含有による効果発現に対して悪影響を及ぼさない。

10

20

30

40

50

したがって、本実施形態のアルミニウム合金板では、Feの含有量を0.5質量%以下とし、好ましくは0.3質量%以下とする。

【0025】

[Li:0.005~0.1質量%]

Liは、塗装焼付処理などの前記低温での人工時効処理時に、BH性に効く β 相の析出を促進して、この β 相の析出量を増加させる。この点で、Liは時効硬化能を高めるために必須の元素である。

【0026】

Li含有量が0.005質量%未満の場合、Liの絶対量が不足するため、前記 β 相の析出量が不足して、BH性が著しく低下する可能性がある。

10

一方、Liは、溶解、鑄造時に鑄塊に含有させること自体が難しく、多く含有させることができない。また、Li含有量が0.1質量%を超えると、成形性や全伸びなどが著しく低下するおそれがある。

よって、本実施形態のアルミニウム合金板では、Liの含有量を0.005~0.1質量%とし、好ましくは0.02~0.1質量%とする。

【0027】

なお、6000系アルミニウム合金板の分野において、特開平11-71623号公報では、自動車ボディパネル用として、プレス成形性、耐食性、塗装焼付後の強度向上を目的として、鑄造時に生じる晶出物を微細分散させたり球状化させるために、Na、Sr、Sb、Ca、Te、Ba、Li、K、Bi、P、As、及びSeの元素のうち1種以上を添加することが開示されている。このように、この特許文献では、鑄造時に生じる晶出物を微細分散又は球状化させるための添加元素として、Liが使用され得ることが記載されているが、Liに特化されているわけではない。

20

【0028】

本実施形態のアルミニウム合金板のように、前述の元素のうちのLiだけの特異な効果である、低温での塗装焼付処理時にBH性に効く時効析出物である β 相の析出を促進させる効果については、従来技術では、認識も示唆もされていなかった。

【0029】

また、前述の特開平11-71623号公報では、上述の通り、Liを添加できるものの、その実施例においても、板の製法は冷延板後に焼鈍して製造したことが記載されているだけである。つまり、この特許文献には、焼鈍(調質処理)が、溶体化、焼入れ処理であるか単なる焼鈍であるかや、その温度条件など、具体的な条件は記載されていない。したがって、この特許文献では、本実施形態に係るアルミニウム合金板で規定するような β 相の析出物が存在する組織となっているか否かは全く不明であり、むしろ、そのような組織になってはいない蓋然性の方が高い。

30

【0030】

[残部:Al及び不可避的不純物]

前述したMg、Si、Fe及びLiの各成分以外の成分、すなわち残部は、Al及び不可避的不純物である。本実施形態のアルミニウム合金板では特に、そのアルミニウム合金板におけるLi含有による効果を発揮させるために、不可避的不純物はいずれも0.02質量%以下の含有量(許容量)に規制する。不可避的不純物としては、例えば、Mn、Cu、Cr、Ti、Znなどが挙げられる。

40

【0031】

製造方法:

次に、本実施形態のアルミニウム合金板の製造方法について説明する。

本実施形態のアルミニウム合金板は、上記6000系成分組成のアルミニウム合金鑄塊を鑄造後に均質化熱処理し、熱間圧延、冷間圧延が施されて所定の板厚とされ、更に溶体化焼入れなどの調質処理が施されて製造される。

【0032】

(溶解、鑄造冷却速度)

50

先ず、溶解、鑄造工程では、上記6000系成分組成範囲内に溶解調整されたアルミニウム合金溶湯を、連続鑄造法、半連続鑄造法(DC鑄造法)等の通常の溶解鑄造法を適宜選択して鑄造する。

【0033】

(均質化熱処理)

次いで、前記鑄造されたアルミニウム合金鑄塊に、熱間圧延に先立って、均質化熱処理を施す。この均質化熱処理(均熱処理)は、組織の均質化、すなわち、鑄塊組織中の結晶粒内の偏析をなくすことを目的に行われる。そのため、均質化熱処理温度は、500以上でアルミニウム合金板の融点未満、均質化時間は4時間以上の範囲から適宜選択される。

10

【0034】

(熱間圧延)

この均質化熱処理後の熱間圧延は、好ましくは開始温度を400~固相線温度として行う。熱延板の冷間圧延前の焼鈍(荒鈍)は必ずしも必要ではないが、成形性などの特性を更に向上させるために実施しても良い。

【0035】

(冷間圧延)

冷間圧延では、上記熱延板を所望の最終板厚の冷延板に圧延する。前記荒鈍と同様の目的で、この冷間圧延のパス間で中間焼鈍を行っても良い。

【0036】

(溶体化及び焼入れ処理)

冷延板に調質処理として溶体化焼入れ処理を行う。各元素の十分な固溶量を得るためには、溶体化処理温度を520以上とすることが好ましい。保持時間はできるだけ長い方が望ましい。また、成形性を低下させる粗大な粒界化合物形成を抑制するために、焼入れ時の冷却速度はできるだけ早い方が望ましく、水冷することが好ましい。

20

【0037】

(再加熱処理)

この室温まで焼入れ冷却した後に得られた板を、必要により再加熱処理(予備時効処理)する。この再加熱処理は好ましくは70~150の温度域に、バッチ炉では1時間以上保持する。

30

【0038】

以上述べた本実施形態のアルミニウム合金板では、6000系アルミニウム合金にLiを特定範囲の量で含有する。これによって、加熱温度が例えば135~170などの低温条件での塗装焼付硬化処理であっても、塗装焼付後の強度(硬度)を安定して高めた6000系のアルミニウム合金板を提供することができる。このため、本実施形態のアルミニウム合金板は、例えば自動車などの輸送機の部材に適用することができる。

【実施例】

【0039】

以下、本発明の実施例及び比較例を挙げて、本発明の効果について具体的に説明する。

【0040】

以下に説明する実施例及び比較例では、それぞれ6000系アルミニウム合金板を、溶体化及び焼入れ処理後の調質(再加熱処理)条件で作分けした。

40

【0041】

表1に示すように、同じ合金組成同士の実施例1及び2と、同じ合金組成同士の比較例1及び2の6000系アルミニウム合金冷延板を各々製造して、溶体化及び焼入れ処理後の調質工程をタイプAとタイプBとした二種類に作り分けた。

調質工程タイプAは、溶体化及び焼入れ処理後に30分室温保持したままのアルミニウム合金板とした。

調質工程タイプBは、溶体化及び焼入れ処理後に100×5時間の予備時効処理後に30分室温保持させたアルミニウム合金板とした。

50

【 0 0 4 2 】

アルミニウム合金冷延板の具体的な製造条件は次の通りである。

表 1 に示す各組成の鋳塊を D C 鋳造法により共通して溶製して鋳塊とした。この際、実施例 1 及び 2 は L i を含む同じ組成、比較例 1 及び 2 は L i を含まない同じ組成とした。続いて、鋳塊を、各例とも共通して、5 4 0 × 4 時間均熱処理した後、熱延開始温度を 5 4 0 として熱間圧延を開始し、厚さ 2 . 5 m m の熱延板とした。この熱延板を、各例とも共通して、そのまま荒焼無しで、また冷延パス途中の中間焼鈍無しで、冷間圧延を行い、厚さ 1 . 0 m m の冷延板とした。

【 0 0 4 3 】

更に、この各冷延板を、各例とも共通して、硝石炉で 5 5 0 × 3 0 分溶体化処理し、その後直ちに室温まで水冷する、溶体化焼入れ処理を行った。この後、前記タイプ A、B の二種類の調質を行った。

10

【 0 0 4 4 】

これら調質後の各アルミニウム合金板から供試板（ブランク）を任意に切り出し、各供試板の組織と特性とを以下の通り測定、評価した。これらの結果も表 1 に示す。

【 0 0 4 5 】

（塗装焼付硬化特性）

前記供試板の塗装焼付相当の人工時効処理後の強度を調査するために、各例とも、1 3 5 、 1 5 0 、 及び 1 7 0 の各々異なる温度で共通して 2 0 分間保持した。

【 0 0 4 6 】

（ビッカース硬度）

ビッカース硬度の測定は、ビッカース硬度計（株式会社マツザワ製）にて、0 . 5 k g の荷重を加え、前記供試板表面の任意の箇所を 7 箇所計測して、最大値と最小値を除外した 5 点の値を平均化した。この測定は、1 3 5 、 1 5 0 、 及び 1 7 0 の各温度での人工時効処理後に行った。この結果を表 1 に示す。

20

【 0 0 4 7 】

【表 1】

		アルミニウム合金板の化学成分 (質量%、残部Al)				調質工程 タイプ	アルミニウム合金板の特性	
		Mg	Si	Fe	Li		人工時効 処理温度	人工時効処理後 の硬さ
							(°C×20分)	(Hv)
実施例	1	0.55	0.89	0.27	0.043	A	170	85
							150	77
							135	76
	2	0.55	0.89	0.27	0.043	B	170	111
							150	102
							135	99
比較例	1	0.54	0.89	0.25	—	A	170	79
							150	74
							135	75
	2	0.54	0.89	0.25	—	B	170	97
							150	93
							135	88

10

20

【0048】

30

表 1 に示す通り、実施例 1 及び 2 は、組成として Li を含むなど本発明範囲内であった。この結果、実施例 1 及び 2 のアルミニウム合金板では、135、150、及び 170 の各温度での人工時効処理後のビッカース硬さが、同じ調質工程タイプの比較例に比べて高いものであった。

【0049】

これに対して、比較例 1 及び 2 のアルミニウム合金板は、調質を含めて実施例と同じ条件で製造しているものの、Li を含有していない。この結果、比較例 1 及び 2 のアルミニウム合金板では、135、150、及び 170 の各温度での人工時効処理後のビッカース硬さが、同じ調質工程タイプの実施例に比べて劣っていた。

40

【0050】

以上の実施例の結果から、低温条件での塗装焼付相当の人工時効処理後の強度向上に対して、本発明で規定する Li 及び組織を満たす必要性があることが裏付けられる。

フロントページの続き

(51)Int.Cl.	F I	テーマコード(参考)
	C 2 2 F 1/00	6 3 0 C
	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 Z
	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 4 B

(74)代理人 100168033

弁理士 竹山 圭太

(72)発明者 廣澤 渉一

神奈川県横浜市保土ヶ谷区常盤台79番1号 国立大学法人横浜国立大学内

(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

(72)発明者 穴戸 久郎

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