

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(10) 国際公開番号

WO 2017/170835 A 1

(43) 国際公開日

2017 年 10 月 5 日 (05.10.2017)

W I P O | P C T

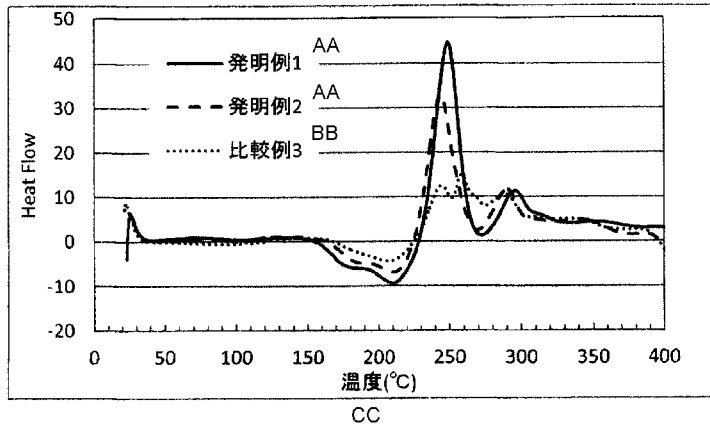
- (51) 国際特許分類 :
C22C 21/02 (2006.01) C22F 1/05 (2006.01)
C22C 21/06 (2006.01) C22F 1/00 (2006.01)
C22C 21/12 (2006.01)
- (21) 国際出願番号 : PCT/JP201 7/0131 79
- (22) 国際出願日 : 2017 年 3 月 30 日 (30.03.2017)
- (25) 国際出願の言語 : 日本語
- (26) 国際公開の言語 : 日本語
- (30) 優先権データ :
特願 2016-067007 2016 年 3 月 30 日 (30.03.2016) JP
特願 2016-213789 2016 年 10 月 31 日 (31.10.2016) JP
- (71) 出願人 :株式会社神戸製鋼所 (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBE STEEL, LTD.))
[JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 Hyogo (JP).
- (72) 発明者 :穴戸 久郎 (SHISHIDO Hisao). 北村 智之 (KITAMURA Tomoyuki).
- (74) 代理人 :特許業務法人栄光特許事務所 (EIKOH PATENT FIRM, P.C.); 〒1050003 東京都港区西新橋一丁目7番13号 虎ノ門イーストビルディング10階 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能):ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類 :

- 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: ALUMINUM ALLOY SHEET AND ALUMINUM ALLOY SHEET MANUFACTURING METHOD

(54) 発明の名称 :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



AA Example 1
 BB Comparative example 3
 CC Temperature (°C)

(57) Abstract: In a differential scanning calorimetric curve of an Al-Mg-Si aluminum alloy sheet with a specific composition in which the total content of Mg and Si is greater than 1.2%, the ratio (B/A) of an endothermic peak in the 150-230 °C temperature range with a height A of 3-10 μW/mg to an exothermic peak in the 230 °C to less than 330 °C temperature range with a height B of 20-50 μW/mg is in a specified range.

(57) 要約 :Mg と Si との合計含有量が 1.2% 超である特定の組成の Al-Mg-Si 系アルミニウム合金板の示差走査熱分析曲線において、150~230°C の温度範囲内に高さ A が 3~10 μW/mg である吸熱ピークと、230°C 以上、330°C 未満の温度範囲内に高さ B が 20~50 μW/mg である発熱ピークとの比 (B/A) が特定の範囲とする。

W 2017/170835 1

明 細 書

発明の名称：

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

技術分野

[0001] 本発明は、通常の圧延によって製造される6000系アルミニウム合金板であって、成形性および焼付塗装硬化性に優れた6000系アルミニウム合金板に関するものである。

背景技術

[0002] 近年、地球環境などへの配慮から、自動車車体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、自動車車体のうち、大型ボディパネル（アウトパネル、インナパネル）に、それまでの鋼板等の鉄鋼材料に代えて、アルミニウム合金材料を適用することが行われている。

[0003] 前記大型ボディパネルの内、フード、フェンダー、ドア、ルーフ、トランクリッドなどのパネル構造体の、アウトパネル（外板）やインナパネル（内板）等のパネルには、薄肉でかつ高強度アルミニウム合金板として、Al-Mg-Si系のAA乃至JIS6000系（以下、単に6000系とも言う）アルミニウム合金板が使用されている。

[0004] この6000系（Al-Mg-Si系）アルミニウム合金板は、Si、Mgを必須として含み、特に過剰Si型の6000系アルミニウム合金は、人工時効処理時の優れた時効硬化能を有している。このため、プレス成形や曲げ加工時には低耐力化により成形性を確保するとともに、成形後のパネルの塗装焼付処理などの、比較的低温の人工時効処理であっても、耐力が向上し、パネルとしての必要な強度を確保できる焼付塗装硬化性（以下、ベークハード性 = B_H 性、焼付硬化性とも言う）がある。

[0005] 一方、自動車のアウトパネルなどは、周知の通り、アルミニウム合金板に対し、プレス成形における張出成形時や曲げ成形などの成形加工が複合して行われて製作される。例えば、フードやドアなどの大型のアウトパネルでは

、張出などのプレス成形によって、アウトパネルとしての成形品形状となされ、次いで、このアウトパネル周縁部のフラットヘムなどのヘム（ヘミング）加工によって、インナパネルとの接合が行われ、パネル構造体とされる。

[0006] 前記自動車などのアウトパネルなどでは、軽量化のために、より薄肉化される傾向にあり、薄肉化した上で、耐 Dent 性に優れるような、高強度化が求められる。したがって、プレス成形時には、アルミニウム合金板をより低耐力化させて、成形性を確保し、成形後のパネルの塗装焼付処理など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て耐力が向上し、薄肉化した上でも必要な強度を確保できる人工時効硬化能（焼付け塗装硬化性）が、より必要とされる。

[0007] 従来から、このような自動車部材の素材としての 6000 系アルミニウム合金板の焼付け塗装硬化性に対し、Mg-Si 系クラスタを制御することが、種々提案されている。そして、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曲線（以下、DSC とも言う）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（特許文献 1～5 参照）。

[0008] 例えば、特許文献 1 では、6000 系アルミニウム合金板の示差走査熱分析曲線において、100～200℃の温度範囲における発熱ピーク高さ W_1 が $50 \mu W$ 以上であり、かつ、200～300℃の温度範囲における発熱ピーク高さ W_2 と、前記発熱ピーク高さ W_1 との比、 W_2 / W_1 が 20 以下であることを規定している。

[0009] 特許文献 2 では、6000 系アルミニウム合金板の示差走査熱分析曲線において、示差走査熱分析曲線において、230～270℃の温度範囲における発熱ピーク高さを A、280～320℃の温度範囲における発熱ピーク高さを B、330～370℃の温度範囲における発熱ピーク高さを C とした際に、前記発熱ピーク高さ B が $20 \mu W / mg$ 以上であるとともに、前記発熱ピーク高さ B に対する前記発熱ピーク高さ A、C の各比である、 A / B を 0.45 以下、 C / B を 0.6 以下と各々規定している。

- [001 0] 特許文献3では、6000系アルミニウム合金板だが、MgとSiとの合計量が1.2%以下である板の示差走査熱分析曲線において、230～330℃の温度範囲内に、発熱ピークが1つだけか、または、互いのピーク間の温度差が50℃以下の発熱ピークが2つだけ存在し、前記1つだけの発熱ピークの高さが、または、前記2つだけの発熱ピークのうちのピーク高さが大きい方の発熱ピークの高さが20～50 $\mu\text{W}/\text{mg}$ の範囲であることを規定している。
- [001 1] 特許文献4では、6000系アルミニウム合金板だが、Sn添加を必須とする板の示差走査熱分析曲線において、Mg-Siクラスタの溶解に相当する吸熱ピークとして、150～230℃の温度範囲の吸熱ピークのピーク高さが8 $\mu\text{W}/\text{mg}$ 以下（但し、0 $\mu\text{W}/\text{mg}$ を含む）である一方で、Mg-Siクラスタの生成に相当する発熱ピークとして、240～255℃の温度範囲の発熱ピークのピーク高さが20 $\mu\text{W}/\text{mg}$ 以上であることを規定している。
- [001 2] 特許文献5では、アルミニウム合金材の溶体化および焼き入れ処理を含む調質処理後の示差走査熱分析曲線において、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を1000 μW 以下とし、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2000 μW 以下として、室温時効抑制と低温時効硬化能に優れさせることが記載されている。

先行技術文献

特許文献

- [001 3] 特許文献1：日本国特許第4117243号公報
特許文献2：日本国特開2013-167004号公報
特許文献3：日本国特開2015-196852号公報
特許文献4：日本国特開2015-196853号公報
特許文献5：日本国特許第3819263号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0014] しかし、これら従来の、DSCの吸熱ピークや発熱ピークの制御技術は、前記自動車部材の低温化短時間化する焼付け塗装硬化処理に対応して、高いBH性を得ようとするものであり、その加熱温度は高くても175℃、低い例では150℃の焼付け塗装硬化処理としている。言い換えると、180℃以上などの高温での焼付け塗装硬化処理でのBH性は意図していない。

このため、このような高温での焼付け塗装硬化処理において、長時間の室温時効後のAl-Mg-Si系アルミニウム合金板に、良好な成形性と高いBH性とを兼備させるには、未だ改善の余地があった。

また、良好な成形性と前記高温での焼付け塗装硬化処理における高いBH性とを兼備させた上で、更に、前記低温での焼付け塗装硬化処理においても高いBH性を得ることも、未だ改善の余地があった。

すなわち、互いに相矛盾すると言える、伸び、高温BH性、低温BH性ととも兼備させる技術課題には、未だ改善の余地があった。

[0015] このような状況に鑑み、本発明の目的は、長時間の室温時効後であっても、良好な成形性と、前記高温での焼付け塗装硬化処理は勿論、前記従来の低温での焼付け塗装硬化処理においても高いBH性とを兼備できる、6000系アルミニウム合金板およびその製造方法を提供することである。

課題を解決するための手段

[0016] この目的を達成するために、本発明の成形性と焼付け塗装硬化性に優れたアルミニウム合金板の要旨は、質量%で、Mg : 0.3 ~ 1.5%、Si : 0.6 ~ 1.5%を各々含有するとともに、前記Mg含有量とSi含有量の合計が1.2%超であり、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であって、この板の示差走査熱分析曲線において、150 ~ 230℃の温度範囲内に高さAが3 ~ 10斗W/mgである吸熱ピークが存在するとともに、230℃以上、330℃未満の温度範囲内に高さBが20 ~ 50斗W/mgである発熱ピークが存在し、かつ前記発熱ピークの中の最大

ピーク高さ B と、前記吸熱ピークの中の最大ピーク高さ A との比 B/A が 3.5 超、15.0 未満であることとする。

[0017] また、前記目的を達成するために、本発明の成形性と焼付け塗装硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法の要旨は、質量%で、Mg : 0.3 ~ 1.5%、Si : 0.6 ~ 1.5% を各々含有するとともに、前記 Mg 含有量と Si 含有量との合計が 1.2% 超であり、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冷延板を、溶体化および焼入れ処理後 1 時間以内に、30℃ ~ 60℃ の温度域で 5 時間以上、500 時間以下保持する、低温長時間の予備時効処理を施し、この板の人工時効処理される前の示差走査熱分析曲線において、150 ~ 230℃ の温度範囲内に高さ A が 3 ~ 10 μ W/mg である吸熱ピークを存在させるとともに、230℃ 以上、330℃ 未満の温度範囲内に高さ B が 20 ~ 50 μ W/mg である発熱ピークを存在させ、かつ前記発熱ピーク高さ B と前記吸熱ピーク高さ A との比 B/A を 3.5 超、15.0 未満としたことである。

発明の効果

[0018] 本発明者らは、長時間の室温時効後であっても、良好な成形性と、前記高温での焼付け塗装硬化処理は勿論、前記従来の低温での焼付け塗装硬化処理においても高い BH 性とを兼備するためのクラスタにつき検討した。

この結果、長時間の室温時効後であっても高い伸びを得るためには、150 ~ 230℃ の温度範囲内での示差熱曲線の吸熱ピークに相当するクラスタが一定以上必要であることを知見した。

また、焼付け塗装硬化処理における焼付け処理温度が、高温から低温まで大きく異なるとしても、いずれの焼付け処理温度でも高い BH 量を得るためには、示差熱曲線の吸熱ピークに相当するクラスタを少なくする、または 230℃ ~ 330℃ の温度範囲の発熱ピークに相当するクラスタを多くすることを知見した。

すなわち、150 ~ 230℃ の温度範囲内での示差熱曲線の吸熱ピークと 230℃ ~ 330℃ の温度範囲の発熱ピークを精緻に制御することにより、

長時間の室温時効後であっても、高い伸びを得るとともに、焼付け処理温度が、高温から低温まで大きく異なっても、いずれの焼付け処理温度でも高いBH性が得られることを知見した。

また、焼付塗装硬化条件（人工時効処理条件）の特に温度によって、高いBH性を得るための、示差熱曲線が異なることを知見し、175℃以下の比較的低い焼付塗装温度では、180℃以上の比較的高温の焼付塗装温度と比較して、より精緻に示差熱曲線を制御する必要があることも知見した。

[0019] これらの知見を土台に、本発明は、より精緻に示差熱曲線を制御する組織制御を行って、自動車部材の素材としての6000系アルミニウム合金板に、互いに相矛盾すると言える、伸び、高温BH性、低温BH性をともに兼備させたものである。

図面の簡単な説明

[0020] [図1]本発明アルミニウム合金板の示差走査熱分析曲線を示す説明図である。

発明を実施するための形態

[0021] 本発明で言うアルミニウム合金板（成形素材板）とは、熱間圧延板や冷間圧延板などの圧延板で、この圧延板に溶体化処理および焼入れ処理などの調質（T4）が施された板であって、使用される自動車部材に成形される前であって、塗装焼付硬化処理などの人工時効処理（人工時効硬化処理）される前の、素材アルミニウム合金板を言う。以下の記載ではアルミニウムをアルミやAlとも言う。

[0022] 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。

[0023] アルミニウム合金組成：

まず、本発明アルミニウム合金板の化学成分組成について、各元素の限定理由を含めて、以下に説明する。なお、各元素の含有量の%表示は全て質量%の意味である。

[0024] 本発明アルミニウム合金板の化学成分組成は、前記自動車大型ボディパネルなどの自動車部材の素材として、要求される成形性や焼付塗装硬化性を、6000系アルミニウム合金の組成から満たすために決定される。

この観点から、本発明アルミニウム合金板の化学成分組成は、質量%で、Mg : 0.3 ~ 1.5%、Si : 0.6 ~ 1.5%を各々含有するとともに、前記Mg含有量とSi含有量との合計が1.2%超であり、残部がAl及び不可避免的不純物からなるものとする。

[0025] この組成に、更に、Cu : 0.02 ~ 0.8%、Fe : 0.05 ~ 0.5%、Mn : 0.05 ~ 0.3%、Zr : 0.04 ~ 0.1%、Cr : 0.04 ~ 0.3%、V : 0.02 ~ 0.1%、Ag : 0.01 ~ 0.1%、Zn : 0.01 ~ 0.3%のうち的一种または二種以上を含んでも良い。

[0026] Si : 0.6 ~ 1.5%

SiはMgとともに、固溶強化と、焼付け塗装処理などの人工時効処理時に、強度向上に寄与するMg—Si系析出物などの時効析出物を形成して、時効硬化能を発揮し、必要な強度(耐力)を得るための必須の元素である。

Si含有量が少なすぎると、焼付け塗装処理前(人工時効熱処理前)の固溶Si量が減少し、Mg—Si系析出物の生成量が不足するため、BH性が著しく低下し、強度が不足する。一方、Si含有量が多すぎると、粗大な晶出物および析出物が形成されて、延性が低下し、素材板圧延の際の割れの原因となる。したがって、Siの含有量は0.6 ~ 1.5%の範囲、好ましくは、0.7 ~ 1.5%の範囲とする。

[0027] Mg : 0.3 ~ 1.5%

MgもSiとともに、固溶強化と、焼付け塗装処理などの人工時効熱処理時に、強度向上に寄与するMg—Si系析出物などの時効析出物を形成して、時効硬化能を発揮し、必要な強度を得るための必須の元素である。Mg含有量が少なすぎると、焼付け塗装処理前の固溶Mg量が減少し、Mg—Si系析出物の生成量が不足するため、BH性が著しく低下し、強度が不足する。一方、Mg含有量が多すぎると、冷間圧延時にせん断帯が形成されやすくなり、素材板圧延時の割れの原因となる。したがって、Mgの含有量は0.3 ~ 1.5%の範囲、好ましくは0.4 ~ 0.8%の範囲とする。

[0028] また、パネルへの成形後の塗装焼き付け処理での優れた人工時効硬化能を

発揮させるために、Mg含有量とSi含有量との合計は1.2%超とする。
この合計が、前記特許文献3のように、1.2%以下では、例えば板の製造条件が後述する好ましい範囲であったとしても、本発明で規定する吸熱ピークや発熱ピークを生成できず、人工時効硬化能が不足して、必要な強度が得られなくなる。ただ、Mg含有量とSi含有量との合計の上限は、板を、熱延割れを生じずに、製造できる限度によって決まり、好ましくは2.5%とする。

[0029] Cu、Fe、Mn、Zr、Cr、V、Ag、Znのうち的一种または二種以上

これらの元素は、共通して板を高強度化させる効果があるので、本発明では同効元素と見なせ、必要により選択的に含有させるが、その具体的な機構には、共通する部分も、異なる部分も勿論ある。

[0030] Cuは固溶強化により強度を向上させることができる。Cuの含有量が少なすぎると、その効果が小さく、多すぎてもその効果は飽和し、却って耐食性などを劣化させる。

[0031] Feは晶出物を生成して、再結晶粒の核となり、結晶粒の粗大化を阻止し、強度を向上させる役割を果たす。含有量が少なすぎると、その効果が小さく、多すぎると、粗大な化合物を形成し、破壊の起点となり、強度や成形性が低下する。

[0032] Mn、ZにCにVは、錶塊及び最終板製品の結晶粒を微細化して強度向上に寄与する。また、これらの元素は分散粒子として存在して、結晶粒微細化に寄与して、成形性も向上させる。各々の含有量が少なすぎると、これらの結晶粒微細化による、強度や成形性の向上効果が不足する。一方、これらの元素が多すぎると、粗大な化合物を形成し、延性を劣化させる。

[0033] Agは、自動車部材への成形加工後の人工時効熱処理によって強度向上に寄与する時効析出物を緊密微細に析出させ、高強度化を促進する効果がある。含有量が少なすぎると強度向上効果が小さく、多すぎると、圧延性及び溶接性などの諸特性を却って低下させ、また、強度向上効果も飽和し、高価と

なる。

[0034] Znは人工時効硬化能（BH性）を向上させるのに有用で、焼付け塗装処理で、板組織の結晶粒内へのGPゾーンなどの化合物相の析出を促進させて高強度化する効果がある。

[0035] したがって、これらCu、Fe、Mn、Zr、Cr、V、Ag、Znは、含有させる場合には、前記した通り、Cu：0.02～0.8%、Fe：0.05～0.5%、Mn：0.05～0.3%、Zr：0.04～0.1%、Cr：0.04～0.3%、V：0.02～0.1%、Ag：0.01～0.1%、Zn：0.01～0.3%の範囲で、一種または二種以上を含有させる。

[0036] その他の元素：

これら記載した以外の、Ti、Bなどのその他の元素は不可避免的な不純物である。Tiは、Bとともに、粗大な化合物を形成して機械的特性を劣化させる。ただ、微量の含有によって、アルミニウム合金鋳塊の結晶粒を微細化する効果もあるので、6000系合金としてJIS規格などで規定する範囲での各々の含有を許容する。この許容量の例として、Tiは0.1%以下、好ましくは0.05%以下とする。また、Bは0.03%以下とする。ちなみに、本発明では、前記特許文献4で必須としているSnは添加しない。Snを添加した場合には、後述する好ましい板の製造条件とした場合に、却つてMg-Siクラスタを減少させ、本発明で規定する吸熱ピークや発熱ピークを生成できず、人工時効硬化能が不足して、必要な強度が得られなくなる可能性がある。

[0037] （素材板組織）

以上の合金組成を前提に、本発明では、アルミニウム合金板の組織を、この板を素材とする部材における人工時効析出物の存在状態を予め示す指標として、示差走査熱分析で得られたDSC（示差走査熱分析曲線：DSCプロファイル）により規定する。

すなわち、本発明は、長時間の室温時効後であっても、良好な成形性と、

主たる対象とする比較的高温の焼付け塗装硬化処理での高いBH性は勿論、比較的低温での焼付け塗装硬化処理においても高いBH性とを兼備するために、示差走査熱分析で得られたDSC（示差走査熱分析曲線：DSCプロファイル）により規定する。

[0038] 比較的低温の焼付け塗装条件では、150～230℃の温度範囲内での吸熱ピークが存在した場合には、高いBH量が得られにくい。本発明が主たる対象とする比較的高温の焼付け塗装条件では、前記吸熱ピークがある程度存在しても、高いBH量が得られる。これは、従来の比較的低温の焼付け塗装条件では、焼付け塗装処理中に、前記吸熱ピークに相当するクラスタが溶解しても、その後の強化相が新たに生成しにくいため、高いBH性が得られないものと推考される。

[0039] これに対して、本発明が主たる対象とする比較的高温の焼付け塗装条件では、前記吸熱ピークに相当するクラスタが極短時間で溶解して、その後強化相が新たに生成しやすいため、前記吸熱ピークが予め存在しても、高いBH性が得られると推考される。このため、本発明が対象とする比較的高温の焼付け塗装硬化条件においては、前記吸熱ピークを高くすることができ、この吸熱ピークに相当するクラスタの存在によって、加工硬化性を高めることができる。したがって、BH性を高める、230℃以上、330℃未満の温度範囲内の発熱ピークも併せて存在させれば、高い加工硬化性（成形性）とBH性との両立が可能である。

この比較的高温の焼付け塗装硬化処理条件とは、例えば、加熱温度180～230℃、加熱保持時間10～30分の条件で焼付け塗装硬化処理されることを言い、従来の比較的低温短時間の焼付け塗装硬化処理の加熱温度の、高くても175℃とは、特に加熱温度において区別される。

[0040] この発熱ピークと吸熱ピークを併せて存在させる場合、各々のピーク高さとともに、互いのピーク高さのバランスも重要となる。例えば、発熱ピーク/吸熱ピークの比が小さすぎる場合は、吸熱ピークに相当するクラスタの存在が大きすぎて、BH性が低くなりすぎるか、発熱ピークが低すぎて強化相

となるクラスタが多すぎ、伸びが低下してしまう。一方、発熱ピーク/吸熱ピークが大き過ぎる場合には、吸熱ピークに相当するクラスタの存在が小さすぎて、加工硬化性に劣るか、発熱ピークが高すぎて強化相となるクラスタが少なすぎ、BH性が低くなりすぎる。

[0041] このような知見に基づき、本発明では、高い伸びと比較的高温のBH性との両立のために、アルミニウム合金板の人工時効処理される前のDSCにおいて、150～230℃の温度範囲内に高さAが3～10 $\mu\text{W}/\text{mg}$ である吸熱ピークが存在するとともに、230℃以上、330℃未満の温度範囲内に高さBが20～50 $\mu\text{W}/\text{mg}$ である発熱ピークが存在し、かつ、前記発熱ピーク高さBと前記吸熱ピーク高さAの比B/Aが3.5超、15.0未満であることとする。

また、前記比較的高温の場合だけでなく、比較的低温のBH性においても、高い伸びと両立させるために、アルミニウム合金板の人工時効処理される前のDSCにおいて、150～230℃の温度範囲内に高さAが、好ましくは3～8 $\mu\text{W}/\text{mg}$ である吸熱ピークを存在させるとともに、230℃以上、330℃未満の温度範囲内に高さBが、好ましくは20～40 $\mu\text{W}/\text{mg}$ である発熱ピークを存在させ、かつ、前記発熱ピーク高さBと前記吸熱ピーク高さAの比B/Aが3.5超、15.0未満であることとする。更に、より好ましくは、前記吸熱ピークの高さAが3～7 $\mu\text{W}/\text{mg}$ であり、前記発熱ピークの高さBが20～35 $\mu\text{W}/\text{mg}$ であることとする。

[0042] 前記吸熱ピークについて、吸熱ピークがマイナス側に高いということは、示差熱分析中にクラスタが溶解していることを意味しており、言い換えれば、吸熱ピークに相当するクラスタが多いことを意味する。そのマイナス側のピークの高さAが3 $\mu\text{W}/\text{mg}$ 未満と低ければ、加工硬化性が低くなり、成形性が低下する。一方で、そのマイナス側のピークの高さAが10 $\mu\text{W}/\text{mg}$ を超えて高くなりすぎると、比較的高温のBH性が低下し、7 $\mu\text{W}/\text{mg}$ を超えて高くなりすぎると、比較的低温のBH性が低下してしまう。

[0043] 前記発熱ピークについて、発熱ピークが高いということは、示差熱分析中

に強化相または強化相の核となるクラスタが多く生成していることを意味しており、言い換えると、強化相または強化相の核となるクラスタが少ないことを意味する。そのプラス側のピークの高さ B が $50 \mu W/mg$ を越えて高すぎると、強化相または強化相の核となるクラスタが少なすぎ、比較的高温での焼付塗装硬化の BH 性が低くなり、 $40 \mu W/mg$ を越えて高すぎると、比較的低温での焼付塗装硬化の BH 性が低くなってしまう。一方で、そのプラス側のピークの高さ B が $20 \mu W/mg$ を未満と低すぎると、強化相または強化相の核となるクラスタが多すぎて、伸びが低下してしまう。ちなみに、これらの傾向は、板の合金組成が本発明範囲を満たすことが前提である。

[0044] このように、素材板の段階で DSC にて規定した組織は、この素材板から製造された、前記自動車パネルなどの部材の、人工時効処理時 (BH 時) の析出相の発生挙動に非常に良く相関している。この結果、前記部材をわざわざ製造せずとも、この素材板の段階で上記 DSC を制御してやれば、この素材板の成形性と BH 性とを評価することができる。言い換えると、この素材板の段階で前記 DSC にて規定される組織は、この素材板を成形素材とした部材における成形性や BH 性の指標となりうる。

[0045] 例えば、前記特許文献1では、 $150 \sim 230^\circ C$ の温度範囲内に高さが $3 \sim 10 \mu W/mg$ である吸熱ピークが無く、反対に $100 \sim 200^\circ C$ の温度範囲に発熱ピークが存在している。前記特許文献2では、その図1の通り、 $150 \sim 230^\circ C$ の温度範囲内に高さが $3 \sim 10 \mu W/mg$ である吸熱ピークが無い。前記特許文献3では、 Mg と Si の合計量が 1.2% 以下であり、本発明で規定する吸熱ピークや発熱ピークを生成できず、人工時効硬化能が不足して、必要な強度が得られなくなる。前記特許文献4では、その図1の通り、 $150 \sim 230^\circ C$ の温度範囲内に高さが $3 \sim 10 \mu W/mg$ である吸熱ピークが無く、 $260^\circ C$ を超え、 $330^\circ C$ 以下の温度範囲内に、高さが $20 \mu W/mg$ を超える発熱ピークが存在している。前記特許文献5では、その図1の通り、 $150 \sim 230^\circ C$ の温度範囲内に高さが $3 \sim 10 \mu W/mg$

gである吸熱ピークがあり、260℃の位置に発熱ピークが存在しているが、発熱ピーク/吸熱ピークの比が3.5未満と小さ過ぎ、吸熱ピークの割合が高すぎる。

[0046] したがって、これら従来のDSCの吸熱ピークや発熱ピークの制御技術は、本発明で規定するDSCの吸熱ピークや発熱ピークとは異なり、本発明が対象とする比較的高温の焼付塗装硬化条件においては、長時間の室温時効後の6000系アルミニウム合金板の、高い伸び（成形性）と焼付塗装硬化性との両立ができない。

[0047] （DSCで規定する組織の制御方法）

前記DSCの発熱ピークにより特定された組織の制御は、後述する通り、アルミニウム合金冷延板を、溶体化および焼入れ処理後1時間以内に、30℃～60℃の温度域で5時間以上、500時間以下保持する、低温長時間の予備時効処理を施して行う。

また、比較的低温でのBH性を高くするためには、後述する通り、前記溶体化および焼入れ処理後1時間以内に、100℃～300℃の温度域で5秒以上、300秒以下保持する、高温短時間の予備時効処理を施した上で、前記予備時効処理までを施して行う。このため、圧延板の、前記自動車部材として既に規格化されている6000系アルミニウム合金組成を大きく変更することなく、また、常法による圧延工程を大きく変更することなく、制御できる利点がある。

[0048] （製造方法）

本発明の6000系アルミニウム合金板は、鋳塊を均熱処理後に熱間圧延され、更に冷間圧延された冷延板であって、更に溶体化処理などの調質が施される、常法によって製造される。即ち、鋳造、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2～10mm程度であるアルミニウム合金熱延板とされる。次いで、冷間圧延されて板厚が3mm以下の冷延板とされる。

[0049] （溶解、鋳造）

先ず、溶解、鋳造工程では、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、連続鋳造法、半連続鋳造法（DC鋳造法）等の通常の溶解鋳造法を適宜選択して鋳造する。ここで、本発明の規定範囲内にクラスタを制御するために、鋳造時の平均冷却速度について、液相線温度から固相線温度までを30℃/分以上と、できるだけ大きく（速く）することが好ましい。このような、鋳造時の高温領域での温度（冷却速度）制御を行わない場合、この高温領域での冷却速度は必然的に遅くなる。すると、この高温領域での温度範囲で粗大に生成する晶出物の量が多くなって、鋳塊の板幅方向、厚さ方向での晶出物のサイズや量のばらつきも大きくなる。この結果、本発明の範囲に前記DSCを制御することができなくなる可能性が高くなる。

[0050] 次いで、前記鋳造されたアルミニウム合金鋳塊に、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、通常の目的である、組織の均質化（鋳塊組織中の結晶粒内の偏析をなくす）の他に、SiやMgを十分に固溶させるために重要である。

[0051] 均質化熱処理温度は、500℃以上で、580℃以下、均質（保持）時間は1時間以上の範囲から適宜選択して、SiやMgを十分に固溶させる。この均質化温度が低いと、SiやMgの固溶量を確保できず、後述する溶体化-焼入れ処理後の予備時効処理（再加熱処理）によっても、前記したDSCの発熱ピークの規定とできなくなる。また、結晶粒内の偏析を十分に無くすることができず、これが破壊の起点として作用するために、成形性が低下する。

[0052] この均質化熱処理を行った後、熱間圧延を行うが、均質化熱処理後の熱間での粗圧延開始まで、450℃以下には、鋳塊の温度を下げずに、SiやMgの固溶量を確保することが好ましい。粗圧延開始までに、450℃以下に鋳塊の温度が下がった場合、SiやMgが析出して、前記DSCの規定とするための、SiやMgの固溶量が確保できない可能性が高くなる。

[0053] （熱間圧延）

熱間圧延は、圧延する板厚に応じて、鋳塊（スラブ）の粗圧延工程と、仕上げ圧延工程とから構成される。これら粗圧延工程や仕上げ圧延工程では、リバー式あるいはタンデム式などの圧延機が適宜用いられる。

[0054] 熱間粗圧延の開始から終了までの圧延中には、400℃以下には温度を下げることなく、SiやMgの固容量を確保することが必要である。熱間粗圧延中に、400℃以下に粗圧延板の温度が下がった場合、SiやMgが析出して、前記DSCの規定とするための、SiやMgの固容量が確保できない、可能性が高くなる。

[0055] このような熱間粗圧延後に、終了温度を250～360℃の範囲とした熱間仕上げ圧延を行う。前記した均熱温度や、この仕上げ圧延の終了温度が低すぎる場合には、均熱や熱延中に、Mg、Si系の化合物が生成し、固溶Mg/Siのバランスが変化して、前記DSCの規定とすることが難しくなる。

[0056] （熱延板の焼鈍）

この熱延板の冷間圧延前の焼鈍は必要ではないが、実施しても良い。

[0057] （冷間圧延）

冷間圧延では、上記熱延板を圧延して、所望の最終板厚の冷延板（コイルも含む）に製作する。但し、結晶粒をより微細化させるためには、冷間圧延率は60%以上であることが望ましく、また前記焼鈍と同様の目的で、冷間圧延パス間で中間焼鈍を行っても良い。

[0058] （溶体化および焼入れ処理）

冷間圧延後、溶体化処理と、これに続く、室温までの焼入れ処理を行う。この溶体化焼入れ処理について、Mg、Siなどの各元素の十分な固容量を得るためには、500℃以上、熔融温度以下の溶体化処理温度に加熱することが望ましい。

[0059] 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観点から、溶体化温度から、室温の焼入れ停止温度までの平均冷却速度を20℃/s以上とすることが望ましい。溶体化処理後の室温までの焼入れ処理の平均冷却速度が小さいと、冷却中に粗大なMg₂Siおよび単体Siが生成してしまい、

曲げ加工性が劣化してしまう。また、溶体化後の固溶量が低下し、BH性が低下してしまう。この冷却速度を確保するために、焼入れ処理は、ファンなどの空冷、ミスト、スプレー、浸漬等の水冷手段や条件を各々選択して用いる。

[0060] (予備時効処理 :再加熱処理)

このような溶体化処理後に焼入れ処理して室温まで冷却した後、1時間以内に冷延板を予備時効処理(再加熱処理)することが好ましい。この予備時効処理は、前記DSCのピークにより特定された組織の制御のために、常法よりも、低温、長時間として、30℃～60℃の温度域で5時間以上、500時間以下保持する、低温長時間の予備時効処理を施して行うことが好ましい。これによつて、MgとSiのバランスが良いMg-Siクラスタが形成され、前記DSCのピークにより特定された組織となる。したがって、低温長時間の予備時効処理によつて、高い伸びと比較的高温でのBH性が兼備できる。

[0061] 室温までの焼入れ処理終了後、予備時効処理開始(加熱開始)までの室温保持時間が長すぎると、室温時効により、吸熱ピークに対応するクラスタが多く生成しすぎてしまい、BH性が低くなりやすい。したがって、この室温保持時間は短いほど良く、溶体化および焼入れ処理と再加熱処理とが、時間差が殆ど無いように連続していても良く、下限の時間は特に設定しない。

[0062] また、前記予備時効温度が30℃未満か、または保持時間が5時間未満であると、この予備時効処理をしない場合と同様となつて、吸熱ピークに対応するクラスタが多く生成しすぎてしまい、BH性が低くなりやすい。一方、前記予備時効条件が60℃を超える、または、500時間を超えては、発熱ピークに相当する強化相および強化相の核となるクラスタの生成量が多すぎてしまい、焼付け塗装前のプレス成形時の強度が高くなりすぎ、成形性が劣化しやすい。

[0063] ここで、更に比較的低温でのBH性を高くするためには、前記溶体化および焼入れ処理後1時間以内に、先ず、100℃～300℃の温度域で5秒以

上、300秒以下保持する、高温短時間の予備時効処理までを施した上で、直ちに前記低温長時間の予備時効処理を施して行うことが好ましい。これによって、前記低温長時間の予備時効処理によるDSCの制御を確実なものとして、DSCにおける150～230℃の温度範囲内の吸熱ピーク高さAを、好ましい3～8 $\mu\text{W}/\text{mg}$ の範囲、より好ましい3～7 $\mu\text{W}/\text{mg}$ の範囲と制御できる。また、同じくDSCにおける230℃以上、330℃未満の温度範囲内の発熱ピークの高さBを、好ましい20～40 $\mu\text{W}/\text{mg}$ の範囲、より好ましい20～35 $\mu\text{W}/\text{mg}$ の範囲と制御できる。この高温短時間の予備時効処理を行わないか、行っても前記条件を外れた場合には、合金組成や製造履歴によっては、前記DSCのピークにより特定された組織とならない、あるいは比較的低温でのBH性が低くなる可能性が生じる。

[0064] このように、前記DSCのピークにより特定された組織とされて製造された本発明のアルミニウム合金板は、素材として、自動車などの大型ボディパネルなどにプレス成形された上で、塗装された後に焼付け塗装硬化処理（人工時効処理）されて高強度化される。この焼付け塗装硬化処理は、前記した通り、本発明の効果達成のためには、高温の方が好ましく、加熱温度180～230℃、加熱保持時間10～30分の条件が例示される。この焼付け塗装硬化処理条件から外れて、加熱温度が低すぎるなどすると、示差熱曲線で示す組織を前記した通り、より精緻に制御する必要がある。

実施例

[0065] 次に本発明の実施例を説明する。本発明のDSCで規定する組織が異なる6000系アルミニウム合金板を、組成や製造条件を変えて作り分けて製造した。そして、板製造後室温に100日間保持後の、As耐力（焼付け塗装硬化処理前の耐力）やAB耐力（焼付け塗装硬化処理後の耐力）、破断伸び、BH性（塗装焼付け硬化性）を各々測定、評価した。これらの結果を表1、2に示す。

[0066] 具体的な前記作り分け方は、表1に示す組成の6000系アルミニウム合金板を、表2に示すように、溶体化および焼入れ処理後の、予備時効処理条

件を種々変えて行った。ここで、表 1 中の各元素の含有量の表示において、各元素における数値をプランクとしている表示は、その含有量が検出限界以下であることを示す。

[0067] (アルミニウム合金板の製造条件)

アルミニウム合金板の具体的な製造条件は、前記予備時効処理条件を除き、各例とも以下の通り共通 (同じ) とした。表 1 に示す各組成のアルミニウム合金鋳塊を、DC 鋳造法により共通して溶製した。この際、各例とも共通して、鋳造時の平均冷却速度について、液相線温度から固相線温度までを $50^{\circ}\text{C}/\text{分}$ とした。続いて、必要により面削を施した後の鋳塊を、 $550^{\circ}\text{C} \times 10$ 時間の均熱処理をした後、その温度で熱間粗圧延を開始し、その後、終了温度を $250 \sim 360^{\circ}\text{C}$ の間とする熱間仕上圧延を行って熱間圧延板とした。この熱間圧延板を、加工率 67% の冷間圧延を行い、厚さ 1.0mm の冷延板とした。

[0068] 更に、この各冷延板を、硝石炉を用いて 550°C にて 1 分の溶体化処理を行い、その後水冷を行うことで室温まで冷却した。この冷却後 1 時間以内に、表 2 に示す温度 (C)、保持時間 (hr) にて、オイルバスを用いた高温短時間の予備時効および大気炉を用いた低温長時間の予備時効を行い、予備時効処理後は空冷を行った。

[0069] これら調質処理後、100 日間室温放置した後の各最終製品板から、供試板 (プランク) $300\text{mm} \times 300\text{mm}$ を、製品の長手端部、幅中央部から、切り出し、各供試板の前記 DSC や特性を測定、評価した。これらの結果を表 2 に示す。

[0070] (DSC 測定)

前記供試板の板厚中央部の 3 箇所における組織の前記 DSC を測定し、これら 3 箇所の平均値にて、この板の DSC (示差走査熱分析曲線) において、吸熱ピークの温度 (C) と高さ ($\mu\text{W}/\text{mg}$)、発熱ピークの温度 (C) と高さ ($\mu\text{W}/\text{mg}$) とを、各々測定した。なお、この結果を示した表 2 では、便宜的に $150 \sim 230^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内の吸熱ピークを単に 吸熱ピー

ク」、 230°C 以上、 330°C 未満の温度範囲内の発熱ピークを「発熱ピーク」としている。

[007 1] これらの前記供試板の各測定箇所における示差熱分析においては、試験装置：セイコ_インスツルメンツ製 D/G/D 丁六 6300、標準物質：アルミ、試料容器：アルミ、昇温条件： $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 、雰囲気：アルゴン ($50\text{ml}/\text{min}$)、試料重量： $39.0\sim 41.0\text{mg}$ の同一条件で各々行い、得られた示差熱分析のプロファイル (μAN) を試料重量で割った ($\mu\text{W}/\text{mg}$) 後に、前記示差熱分析プロファイルでの $0\sim 100^{\circ}\text{C}$ の区間において、示差熱分析のプロファイルが水平になる領域を 0 の基準レベルとし、この基準レベルからの吸熱ピーク高さ及び発熱ピーク高さを測定した。

[0072] 塗装焼付硬化性

前記供試板の機械的特性として、 0.2% 耐力 (A_s 耐力) と破断伸び (%) を引張試験により求めた。また、これらの各供試板を各々共通して、前記自動車部材へのプレス成形を模擬した 2% のストレッチ後に、高温での塗装焼付硬化処理として $185^{\circ}\text{C}\times 20$ 分、また、低温での塗装焼付硬化処理として $170^{\circ}\text{C}\times 20$ 分の、各人工時効硬化処理を各々施した後 (BH 後) の、供試板の 0.2% 耐力 (A_B 耐力) を引張試験により求めた。そして、これら 0.2% 耐力同士の差 (耐力の増加量) から各供試板の BH 性を評価した BH 後の 0.2% 耐力は、高温での塗装焼付硬化処理 ($185^{\circ}\text{C}\times 20$ 分) では 190MPa 以上、低温での塗装焼付硬化処理 ($170^{\circ}\text{C}\times 20$ 分) では最低でも 160MPa 以上、好ましくは 180MPa 以上で合格とし、プレス成形性の評価であるに破断伸びは 25% 以上で合格とした。なお、プレス成形性の評価である破断伸びは、 24% と 25% との、わずか 1% の違いが、例えば、自動車のアウトパネルの形状が先鋭化あるいは複雑化したコーナー部やキャラクターラインを、ひずみやしわがなく、美しく鮮鋭な曲面構成で成形できるかどうか大きく影響する。

[0073] 前記引張試験は、前記各供試板から、各々 JIS Z 2201 の 13 号 A 試験片 ($20\text{mm}\times 80\text{mmGL}\times$ 板厚) を採取し、室温にて引張り試験を行

った。このときの試験片の引張り方向を圧延方向の直角方向とした。引張り速度は、0.2%耐力までは5mm/分、耐力以降は20mm/分とした。機械的特性測定の数値は5とし、各々平均値で算出した。なお、前記BH後の耐力測定用の試験片には、この試験片に2%の予歪をこの引張試験機により与えた後に、前記BH処理を行った。

[0074] 表1、2に各々示す通り、発明例1〜8は、本発明の成分組成範囲内で、かつ好ましい条件範囲で製造され、好ましい範囲で低温長時間の予備時効処理を施されている。このため、これら各発明例は、表2に示す通り、DSCが本発明で規定する通りであり、長期期間の室温時効後であっても、表2に示す通り、成形性やBH性に優れている。

具体的には、最低でも26%以上の高い破断伸びと、最低でも192MPa以上の高温(185℃×20分)のBH性と、最低でも162MPa以上の低温(170℃×20分)のBH性を有している。

更に、表2の発明例同士の比較において、高温短時間の予備時効処理を施した上で、直ちに前記低温長時間の予備時効処理を施した発明例2は、高温短時間の予備時効処理を施さず、低温長時間の予備時効処理のみを施した発明例1に比して、比較的低温でのBH性が高くなっている。同じく、高温短時間の予備時効処理を施した上で、直ちに前記低温長時間の予備時効処理を施した発明例6、7、8は、高温短時間の予備時効処理を施さず、低温長時間の予備時効処理のみを施した発明例3、4、5に比して、合金組成の違いにもよるが、比較的低温でのBH性が平均的に高くなっている。

これは、発明例2、6、7、8が、高温短時間の予備時効処理を更に付加することで、DSCにおける150〜230℃の温度範囲内の吸熱ピーク高さAを、好ましい範囲(3〜8μw/mg)や、より好ましい範囲(3〜7μw/mg)、同じくDSCにおける230℃以上、330℃未満の温度範囲内の発熱ピークの高さBを、好ましい範囲(20〜40μw/mg)や、より好ましい範囲(20〜35μw/mg)に、より精緻に制御できていることによる。

[0075] これに対して、表 2 の比較例 1～6 は、発明例と同じ合金例 1 を用いている。しかし、これら各比較例は、表 2 に示す通り、予備時効処理の温度や保持時間などの製造条件が、好ましい条件を外れている。この結果、DSC が本発明で規定する範囲から外れ、同じ合金組成である発明例 1 に比して、長期間の室温時効後のBH性が成形性のいずれかが劣っており、兼備できていない。具体的には、破断伸びが26%以上であっても、高温(185℃×20分)でのBH性が190MPa未満か、高温(185℃×20分)でのBH性が190MPa以上であっても、破断伸びが25%未満となって、前記した合格基準を満足していない。

[0076] このうち、比較例 1 は、予備時効処理していない。このため、150～230℃の温度範囲内に吸熱ピークが存在するものの、その高さAが $10\mu\text{W}/\text{mg}$ を超えて高すぎ、230℃以上、330℃未満の温度範囲内の発熱ピーク高さBも $50\mu\text{W}/\text{mg}$ を超えて高すぎる。

比較例 2 は、低温側の予備時効処理の時間が短すぎる。このため、150～230℃の温度範囲内に吸熱ピークが存在するものの、その高さAが $10\mu\text{W}/\text{mg}$ を超えて高すぎ、230℃以上、330℃未満の温度範囲内の発熱ピーク高さBも $50\mu\text{W}/\text{mg}$ を超えて高すぎる。

比較例 3 は、低温側の予備時効処理の温度が高すぎる。このため、150～230℃の温度範囲内に高さAが $3\sim 10\mu\text{W}/\text{mg}$ である吸熱ピークが存在するものの、230℃以上、330℃未満の温度範囲内の発熱ピーク高さBが $20\mu\text{W}/\text{mg}$ 未満と低すぎる。

比較例 4 は、低温側の予備時効処理の時間が長すぎる。このため、150～230℃の温度範囲内に吸熱ピークが存在するものの、その高さAが $3\mu\text{W}/\text{mg}$ 未満と低すぎ、230℃以上、330℃未満の温度範囲内の発熱ピーク高さBも $20\mu\text{W}/\text{mg}$ 未満と低すぎる。

比較例 5 は、高温側の予備時効処理の時間が長すぎる。このため、150～230℃の温度範囲内に吸熱ピークが存在するものの、その高さAが $3\mu\text{W}/\text{mg}$ 未満と低すぎ、230℃以上、330℃未満の温度範囲内の発熱ピーク

ーク高さBも $20 \mu W / mg$ 未満と低すぎる。

比較例6は、低温側の予備時効処理の温度が高すぎる。このため、 $150 \sim 230^\circ C$ の温度範囲内に吸熱ピークが存在するものの、その高さAが $3 \mu W / mg$ 未満と低すぎ、 $230^\circ C$ 以上、 $330^\circ C$ 未満の温度範囲内の発熱ピーク高さBとの比 B/A が 15.0 を超えて大きすぎる。

[0077] 表2の比較例7、8は、前記予備時効処理条件を含めて好ましい範囲で製造しているものの、表1の合金番号7、8を各々用いており、合金組成が各々本発明範囲を外れている。このため、これら比較例は、表2に示す通り、この結果、DSCなどが本発明で規定する範囲から外れ、発明例に比して、長期間の室温時効後のBH性が成形性かのいずれかが劣っており、兼備できていない。具体的には、破断伸びが 25% 以上であっても、高温($185^\circ C \times 20$ 分)でのBH性が $138 \sim 146 MPa$ 程度、および低温($170^\circ C \times 20$ 分)でのBH性が $133 \sim 139 MPa$ 程度しかない。

[0078] 比較例7は、表1の合金7であり、Mgが少なすぎ、MgとSiとの合計含有量の量も少なすぎる。このため、 $150 \sim 230^\circ C$ の温度範囲内に吸熱ピークが存在するものの、その高さAが $3 \mu W / mg$ 未満と低すぎ、 $230^\circ C$ 以上、 $330^\circ C$ 未満の温度範囲内の発熱ピーク高さBも $20 \mu W / mg$ 未満と低すぎる。

比較例8は、表1の合金8であり、Siが少なすぎ、MgとSiの合計含有量も少なすぎる。このため、 $150 \sim 230^\circ C$ の温度範囲内に吸熱ピークが存在するものの、その高さAが $3 \mu W / mg$ 未満と低すぎ、 $230^\circ C$ 以上、 $330^\circ C$ 未満の温度範囲内の発熱ピーク高さBも $20 \mu W / mg$ 未満と低すぎる。

[0079] これら発明例、比較例から選択したDSCを図1に示す。図1において「Heat Flow」と記した縦軸の単位は $\mu W / m$ であり、太い実線が表2の発明例1、太い点線(破線)が発明例2、細い点線が比較例3を示す。図1の通り、これら発明例では、 $150 \sim 230^\circ C$ の温度範囲内に高さAが $3 \sim 10 \mu W / mg$ である吸熱ピークが存在するとともに、高さBが $20 \sim$

50 $\mu\text{W}/\text{mg}$ である発熱ピークは230℃以上、260℃未満の温度範囲内に存在し、かつ、260℃以上、330℃未満の温度範囲には、高さが20 $\mu\text{W}/\text{mg}$ 以上の発熱ピークが存在していないことが分かる。

[0080] 以上の実施例の結果から、長時間の室温時効後や高温での焼付け塗装硬化処理であっても、良好な成形性と高いBH性とを兼備するための、本発明で規定する組成やDSCの各条件の臨界的な意義が裏付けられる。

[0081]

[表1]

1

表

Al-Mg-Si合金板の化学成分(質量%、残部Al)												
合金番号	Mg	Si	Mg+Si	Fe	Mn	Cu	Cr	Zr	V	Zn	Ag	
1	0.59	1.01	1.60	0.22	0.09							
2	0.41	0.96	1.37	0.20	0.09	0.1						
3	0.48	0.78	1.26	0.22	0.1	0.7						
4	0.54	0.97	1.51	0.21	0.11			0.05		0.2		
5	0.50	1.01	1.51	0.20	0.1		0.2					
6	0.74	0.67	1.41	0.19	0.1		0.05		0.06		0.07	
7	0.22	0.96	1.18	0.18	0.09							
8	0.59	0.35	0.94	0.22	0.11							

* 各元素における数値がブラックの欄は検出限界以下を意味する

[0082]

[表 2]

表2

区分	番号	表1合金番号	高温短時間 予備時刻		低温長時間 予備時刻		室温100日保持後の アルミニウム合金板組織			室温100日保持後の アルミニウム合金板特性					
			温度 (°C)	時間 (秒)	温度 (°C)	時間 (時間)	吸熱ピーク 高さA (μW/mg)	発熱ピーク 高さB (μW/mg)	発熱ピークB /吸熱ピークA	As耐力 (MPa)	破断伸び (%)	185°C AB耐力 (MPa)	ΔBH (MPa)	170°C AB耐力 (MPa)	ΔBH (MPa)
発明例	1	1	-	-	40	72	9.4	44.6	4.7	133	29	192	59	162	29
発明例	2	1	100	200	40	72	6.9	32.7	4.7	132	27	213	81	192	60
比較例	1	1	-	-	-	-	13.3	51.7	3.9	139	30	171	32	168	29
比較例	2	1	-	-	40	1	12.6	50.6	4.0	136	28	174	38	172	36
比較例	3	1	-	-	80	5	4.2	14.3	3.4	138	24	240	102	210	72
比較例	4	1	-	-	50	1000	2.9	16.8	5.8	144	24	245	101	208	64
比較例	5	1	200	500	40	72	2.5	12.4	5.0	174	19	293	119	266	92
比較例	6	1	-	-	100	5	1.3	25.2	19.4	138	24	243	105	214	76
発明例	3	2	-	-	50	72	8.7	42.6	4.9	125	28	203	78	173	48
発明例	4	3	-	-	40	300	6.8	46.8	6.9	136	31	217	81	182	46
発明例	5	4	-	-	60	8	8.8	43.9	5.0	136	26	213	77	185	49
発明例	6	4	250	10	40	6	6.7	31.3	4.7	134	26	226	92	201	67
発明例	7	5	150	60	50	8	5.8	28.4	4.9	131	26	220	89	196	65
発明例	8	6	200	10	40	72	4.3	30.3	7.0	123	26	198	75	190	67
比較例	7	7	-	-	40	72	1.4	15.3	10.9	100	29	146	46	139	39
比較例	8	8	-	-	40	72	1.2	12.7	10.6	91	27	138	47	133	42

[0083] 本発明を詳細にわたって特許の実施態様を参照して説明したが、本発明の精神

と範囲を逸脱することなく様々な変更や修正を加えることができることは当業者にとって明らかである。

本出願は、2016年3月30日出願の日本特許出願（特願2016-067007）、2016年10月31日出願の日本特許出願（特願2016-213789）に基づくものであり、その内容はここに参照として取り込まれる。

産業上の利用可能性

[0084] 本発明によれば、長時間の室温時効後や高温での焼付け塗装硬化処理であっても、良好な成形性と高いBH性とを兼備させた6000系アルミニウム合金板を提供できる。すなわち、長時間の室温時効後であっても、良好な成形性と、前記高温での焼付け塗装硬化処理は勿論、前記従来低温での焼付け塗装硬化処理においても高いBH性とを兼備できる。この結果、パネル材を含めた自動車部材として、6000系アルミニウム合金板の適用を拡大できる。

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、Mg : 0.3 ~ 1.5%、Si : 0.6 ~ 1.5%を各々含有するとともに、前記Mg含有量とSi含有量との合計が1.2%超であり、残部がAl及び不可避的不純物からなるアルミニウム合金板であって、この板の示差走査熱分析曲線において、150 ~ 230℃の温度範囲内に高さAが3 ~ 10 $\mu\text{W} / \text{mg}$ である吸熱ピークが存在するとともに、230℃以上、330℃未満の温度範囲内に高さBが20 ~ 50 $\mu\text{W} / \text{mg}$ である発熱ピークが存在し、かつ前記発熱ピークの中の最大ピーク高さBと、前記吸熱ピークの中の最大ピーク高さAとの比B/Aが3.5超、15.0未満であることを特徴とする成形性と焼付け塗装硬化性に優れたアルミニウム合金板。

[請求項2] 前記吸熱ピークの高さAが3 ~ 8 $\mu\text{W} / \text{mg}$ であり、前記発熱ピークの高さBが20 ~ 40 $\mu\text{W} / \text{mg}$ である請求項1に記載の成形性と焼付け塗装硬化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、更に、質量%で、Cu : 0.02 ~ 0.8%、Fe : 0.05 ~ 0.5%、Mn : 0.05 ~ 0.3%、Zr : 0.04 ~ 0.1%、Cr : 0.04 ~ 0.3%、V : 0.02 ~ 0.1%、Ag : 0.01 ~ 0.1%、Zn : 0.01 ~ 0.3%のうちの一種または二種以上を含有する請求項1または2に記載の成形性と焼付け塗装硬化性に優れたアルミニウム合金板。

[請求項4] 質量%で、Mg : 0.3 ~ 1.5%、Si : 0.6 ~ 1.5%を各々含有するとともに、前記Mg含有量とSi含有量との合計が1.2%超であり、残部がAl及び不可避的不純物からなるアルミニウム合金冷延板を、溶体化および焼入れ処理後1時間以内に、30℃ ~ 60℃の温度域で5時間以上、500時間以下保持する、低温長時間の予備時効処理を施すことによって、この板の人工時効処理される前の示差走査熱分析曲線において、150 ~ 230℃の温度範囲内に高さAが3 ~ 10 $\mu\text{W} / \text{mg}$ である吸熱ピークを存在させるとともに、23

0℃以上、330℃未満の温度範囲内に高さBが20～50 $\mu\text{w} / \text{m}^2$ である発熱ピークを存在させ、かつ前記発熱ピーク高さBと前記吸熱ピーク高さAとの比B/Aを3.5超、15.0未満としたことを特徴とする成形性と焼付け塗装硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。

[請求項5] 前記アルミニウム合金板が、更に、質量%で、Cu : 0.02～0.8%、Fe : 0.05～0.5%、Mn : 0.05～0.3%、Zr : 0.04～0.1%、Cr : 0.04～0.3%、V : 0.02～0.1%、Ag : 0.01～0.1%、Zn : 0.01～0.3%のうち的一种または二種以上を含有する請求項4記載の成形性と焼付け塗装硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。

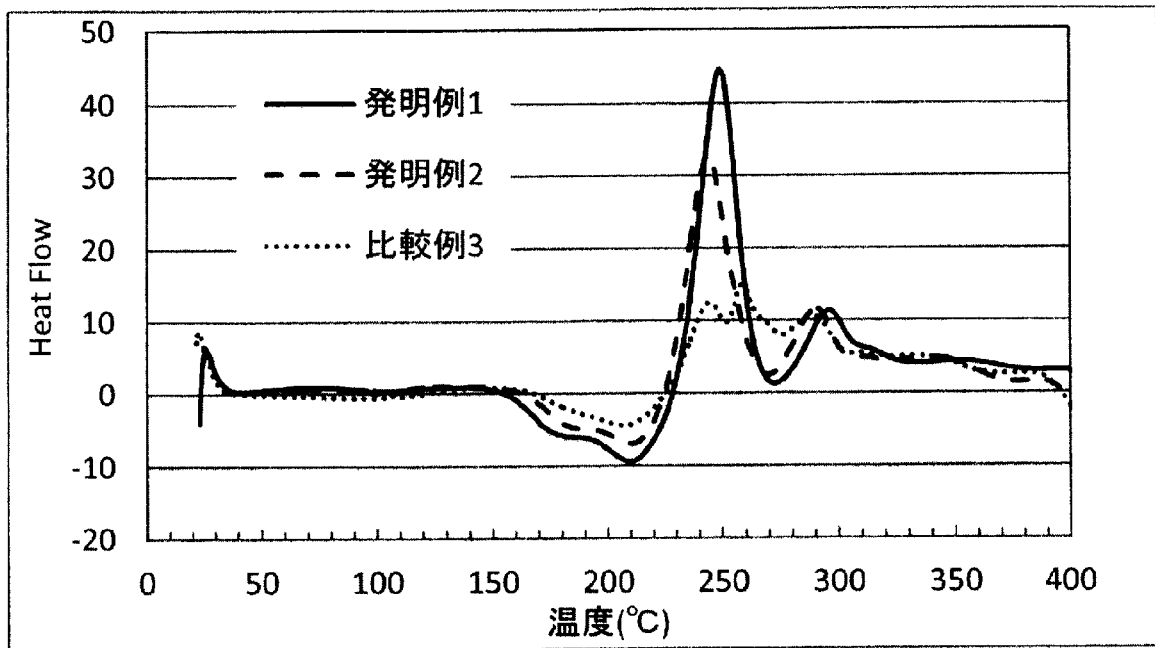
[請求項6] 前記溶体化および焼入れ処理後1時間以内に、100℃～300℃の温度域で5秒以上、300秒以下保持する高温短時間の予備時効処理を施した上で、前記低温長時間の予備時効処理までを施す、請求項4または5に記載の成形性と焼付け塗装硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。

[請求項7] 前記アルミニウム合金板が、成形された後で塗装され、加熱温度180～230℃、加熱保持時間10～30分の条件で焼付け塗装硬化処理される請求項4に記載の成形性と焼付け塗装硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。

[請求項8] 前記アルミニウム合金板が、成形された後で塗装され、加熱温度180～230℃、加熱保持時間10～30分の条件で焼付け塗装硬化処理される請求項5に記載の成形性と焼付け塗装硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。

[請求項9] 前記アルミニウム合金板が、成形された後で塗装され、加熱温度180～230℃、加熱保持時間10～30分の条件で焼付け塗装硬化処理される請求項6に記載の成形性と焼付け塗装硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。

[図1]



A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C2 1/02 (2006.01)i, C22C21 / 06 (2006.01)i, C22C2 1/12 (2006.01)i, C22F1 /05 (2006.01)i, C22F1 / 00 (2006.01)n

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C21/02, C22C21/06, C22C21/12, C22F1/05, C22F1/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo	Shinan	Koho	1922-1996	Jitsuyo	Shinan	Toroku	Koho	1996-2017
Kokai	Jitsuyo	Shinan	1971-2017	Toroku	Jitsuyo	Shinan	Koho	1994-2017

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	JP 2003-105471 A (Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.), 09 April 2003 (09.04.2003), paragraphs [0014] to [0020], [0025] to [0026]; fig. 2, 6, 1, test material no. 32 (Family: none)	1-5 6-9
X A	JP 2016-020530 A (UACJ Corp.), 04 February 2016 (04.02.2016), paragraphs [0054] to [0060]; table 1 to 3 (Family: none)	1-2, 4 7-9
X	JP 2011-017063 A (Furukawa-Sky Aluminum Corp.), 27 January 2011 (27.01.2011), paragraphs [0034] to [0043], [0072] to [0087]; table 1 to 3, condition code 7 (Family: none)	1-2, 4



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

22 May 2017 (22.05.17)

Date of mailing of the international search report

30 May 2017 (30.05.17)

Name and mailing address of the ISA/

Japan Patent Office,
3-4-3, Kasumigasaka, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT / JP2 017 / 013179

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2012-041567 A (Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.), 01 March 2012 (01.03.2012), (Family : none)	6-9
A	JP 2013-167004 A (Kobe Steel, Ltd.), 29 August 2013 (29.08.2013), & US 2015/0007909 A1	1-9

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C21/02 (2006. 01) i, C22C2 1/06 (2006. 01) i, C22C2 1/12 (2006. 01) i, C22F1/05 (2006. 01) i, C22F1/00 (2006. 01) n

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C21/02, C22C2 1/06, C22C2 1/12, C22F1/05, C22F1/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-
 日本国公開実用新案公報 1971-2
 日本国実用新案登録公報 1996-
 日本国登録実用新案公報 1994-2⁶

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)
 9年

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X A	JP 2003-105471 A (住友軽金属工業株式会社) 2003. 04. 09, [0014] - [0020] , [0025] - [0026] 及び図 2, 6, 7 の試験材 No. 32 (ファミリーなし)	1-5 6-9
X A	JP 2016-020530 A (株式会社UACJ) 2016. 02. 04, [0054] - [0060] 及び表 1-3 (ファミリーなし)	1-2, 4 7-9

c 欄の続きにも文献が列举されている。

「: パテントファミリーに関する別紙を参照。」

* 引用文献のカテゴリー

- A 「特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
- E 「国際出願 日前の出願または特許であるが、国際出願 日以後に公表されたもの
- [「優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行 日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
- O 「口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
- P 「国際出願 日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

- の日の後に公表された文献
- F 「国際出願 日又は優先 日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
- X 「特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
- Y 「特に関連のある文献であって、当該文献と他の 1 以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
- & 「同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日 22. 05. 2017	国際調査報告の発送日 30. 05. 2017
----------------------------	----------------------------

国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA / JP) 郵便番号 100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	特許庁審査官 (権限のある職員) 松本 陶子 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4K	4429
---	--	----	------

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X	JP 2011-017063 A (古河スカイ株式会社) 2011. 01. 27, [0034] - [0043] , [0072] - [0087] 及び表 1-3 の条件符号 7 (ファミリーなし)	1-2, 4
A	JP 2012-041567 A (住友軽金属工業株式会社) 2012. 03. 01, (ファミリーなし)	6-9
A	JP 2013-167004 A (株式会社神戸製鋼所) 2013. 08. 29, & US 2015/0007909 A1	1-9