

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4944474号
(P4944474)

(45) 発行日 平成24年5月30日(2012.5.30)

(24) 登録日 平成24年3月9日(2012.3.9)

(51) Int. Cl.	F 1
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
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00 J
C 2 2 F 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00 6 O 2

請求項の数 6 (全 15 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2006-95076 (P2006-95076)	(73) 特許権者	000001199
(22) 出願日	平成18年3月30日(2006.3.30)		株式会社神戸製鋼所
(65) 公開番号	特開2007-270204 (P2007-270204A)		兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番26号
(43) 公開日	平成19年10月18日(2007.10.18)	(74) 代理人	100131750
審査請求日	平成20年9月26日(2008.9.26)		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】 伸びフランジ性に優れたアルミニウム合金板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量% で、Si:1.05~1.2%、Mg:0.50~0.60%、Cu:0.001~1.0%を含み、残部がAlおよ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、このアルミニウム合金板組織の、平均結晶粒径が40μm以下であるとともに、倍率5000倍の透過型電子顕微鏡で観察される粒界析出物の全長の粒界線長さに対する平均比率が30%以下であり、このアルミニウム合金板の特性が、2%ストレッチ後に170 で20分加熱後の0.2%耐力が150MPa以上、穴広げ率が45%以上であることを特徴とする、伸びフランジ性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項2】

前記アルミニウム合金板が、更に、Fe:0.25%以下、Mn:0.05%以下、Cr:0.05%以下、Ti:0.02%以下の群から選択される1種または2種以上を含む請求項1に記載の伸びフランジ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の板厚が1.2~3.5mmである請求項1または2に記載の伸びフランジ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が自動車パネル構造体におけるインナパネル用である請求項1乃至3のいずれか1項に記載の伸びフランジ性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項5】

前記自動車パネル構造体がドアである請求項1乃至4のいずれか1項に記載の伸びフラ

ンジ性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項 6】

請求項 1 乃至 5 のいずれかのアルミニウム合金板を得る方法であって、質量% で、Si: 1.05 ~ 1.2%、Mg: 0.50 ~ 0.60%、Cu: 0.001 ~ 1.0% を含み、更に、Fe: 0.25% 以下、Mn: 0.05% 以下、Cr: 0.05% 以下、Ti: 0.02% 以下の群から選択される 1 種または 2 種以上を選択的に含み、残部が Al および不可避的不純物からなるアルミニウム合金鋳塊を、450 以上、570 以下の温度で均質化熱処理後に、一旦 200 以下の温度まで冷却して 300 ~ 450 の温度まで再加熱し熱間圧延を開始するとともに、熱間圧延の終了温度を 170 ~ 350 として熱延板を製作し、更に、荒鈍することなく、この熱延板を 50% 以上の加工率で冷間圧延して冷延板を製作し、この冷延板を 500 以上、570 以下の温度で溶体化処理後、450 以上の温度から、少なくとも 450 ~ 400 の温度範囲を 50 /s 以上の冷却速度で焼入れ処理し、この処理後のアルミニウム合金板組織の、平均結晶粒径を 40 μm 以下とするとともに、5000 倍の透過型電子顕微鏡で観察される粒界析出物合計長さの粒界線長さに対する平均比率を 30% 以下とし、2 % ストレッチ後に 170 で 20 分加熱後の 0.2 % 耐力を 150MPa 以上、穴拡げ率を 45% 以上とすることを特徴とする、伸びフランジ性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、伸びフランジ性に優れたアルミニウム合金板およびその製造方法に関するものである。本発明アルミニウム合金板は、特に、伸びフランジ性が要求される成形パネル用、特に、アルミニウム合金板の板厚が 1.2 ~ 3.5mm と比較的厚い、ドアなどの自動車パネル構造体におけるインナパネル用に好適である。本発明で言うアルミニウム合金板とは、冷延板を溶体化処理した後であって、伸びフランジ性が要求される成形前のアルミニウム合金板を言う。また、以下、アルミニウムを単に Al とも言う。

20

【背景技術】

【0002】

近年、排気ガス等による地球環境問題に対して、自動車などの輸送機の車体の軽量化による燃費の向上が追求されている。このため、特に、自動車の車体に対し、従来から使用されている鋼材に代わって、圧延板や押出型材、あるいは鍛造材など、より軽量の Al 合金材の適用が増加しつつある。

30

【0003】

この内、自動車のフード、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、高強度な Al-Mg-Si 系の AA 乃至 JIS 6000 系（以下、単に 6000 系と言う）の Al 合金板の使用が検討されている。

【0004】

6000 系 Al 合金板は、基本的には、Si、Mg を必須として含み、優れた時効硬化能を有しているため、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（硬化）処理時の加熱により時効硬化して耐力が向上し、必要な強度を確保できる BH 性（ベークハード性、人工時効硬化能、塗装焼付硬化性）がある。

40

【0005】

また、6000 系 Al 合金板は、Mg 量などの合金量が多い、他の 5000 系の Al 合金などに比して、合金元素量が比較的少ない。このため、これら 6000 系 Al 合金板のスクラップを、Al 合金溶解材（溶解原料）として再利用する際に、元の 6000 系 Al 合金鋳塊が得やすく、リサイクル性にも優れている。

【0006】

一方、ドアなどの自動車パネル構造体におけるインナパネルでは、成形時に穴拡げ（パーリング）加工が施されるために、伸びフランジ性が要求される。そして最近では、この

50

ドアなどのインナパネルが、乗員の衝突安全性確保の点から、板厚が1.2mm以上へと厚肉化される傾向にある。このように、厚肉化されたインナパネルでは、前記成形時の穴あけ加工が段々難しくなる。

【0007】

6000系Al合金板は、5000系Al合金板に比べてプレス成形性が良くないため、これまで、MgやSi以外の第三、四元素を添加し、或いは合金元素の添加に併せて結晶粒径や晶析出物の分散状態を制御する方法が種々試みられてきた。

【0008】

また、穴拡げ（パーリング）加工自体の向上では無く、プレス成形性の向上のために、6000系Al合金板の伸びフランジ性を改善することも、従来から提案されている。例えば、穴拡げ率を60%以上にする為に、板のr値の異方性を以下の条件で規定することが提案されている（特許文献1参照）。 $r = -0.722 \times r + 0.5739$ [ここで、 $r = 1/4 \times (r_0 + 2r_{45} + r_{90})$ 、 $r = 1/2 \times (r_0 + r_{90} - 2r_{45})$ を意味する]。

【0009】

このような組織を得るために、特許文献1では、熱延後で冷延前に、昇温速度100 /min以上、温度450 以上で焼鈍を行い、この焼鈍後に冷却速度600 /min以上で冷却している。そして、最終焼鈍前の冷延率を65%以上として冷延している。

【0010】

また、穴拡げ加工用アルミニウム合金板として、打ち抜き穴内表面より1mmの範囲内の、後述する硬化率を20%以下とすることが提案されている（特許文献2参照）。硬化率（%）=（打ち抜き穴加工部の硬さ-母材部の硬さ）×100 /母材の硬さ。このような組織を得るために、特許文献2では、打ち抜き穴部を、加熱炉、誘導加熱、高温体接触及びバーナー加熱などで、200 ~ 600 ×2時間以下の加熱を行なっている。

【特許文献1】特開2003-129156号公報（特許請求の範囲）

【特許文献2】特開2004-197184号公報（特許請求の範囲）

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0011】

伸びフランジ性改善のために、板に異方性を持たせる従来技術（特許文献1）では、伸びフランジ性は改善されるものの、プレス成形性が低下する。また、特許文献2では、打ち抜き穴部の加熱のために、製造コストが増したり、付随設備が必要となったりするため、実用的ではない。

【0012】

このように、本発明で対象とする6000系Al合金板についての穴広げ性の評価はこれまで例が少ない。これは、前記した自動車パネル構造体の用途分野への6000系Al合金板の実用化が最近であることも影響し、6000系Al合金板のプレス成形時における成形性と、6000系Al合金板の穴広げ性による成形性評価との関連が、未だ確定していないことにもよる。

【0013】

本発明はこの様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、厚肉化されたインナパネルでも穴拡げ加工性が良い、優れた伸びフランジ性を有するAl合金板と、このAl合金板を確実に得ることのできる製造方法を提供しようとするものである。

【課題を解決するための手段】

【0014】

この目的を達成するための、伸びフランジ性に優れたアルミニウム合金板の要旨は、質量%で、Si:1.05~1.2%、Mg:0.50~0.60%、Cu:0.001~1.0%を含み、残部がAlおよ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、このアルミニウム合金板組織の、平均結晶粒径が40μm以下であるとともに、倍率5000倍の透過型電子顕微鏡で観察される粒界析出物の全長の粒界線長さに対する平均比率が30%以下であり、このアルミニウム合金板の特性が、2%ストレッチ後に170 で20分加熱後の0.2%耐力が150MPa以上、穴広げ率が45%以上であることとする。

10

20

30

40

50

【0015】

また、上記目的を達成するための本発明アルミニウム合金板の好ましい態様として、アルミニウム合金板が、更に、Fe:0.25%以下、Mn:0.05%以下、Cr:0.05%以下、Ti:0.02%以下の群から選択される1種または2種以上を含んで良い。

【0016】

本発明は、板厚が1.2 ~ 3.5mm である、比較的厚いアルミニウム合金板に適用されて好ましい。

【0017】

本発明は、自動車パネル構造体におけるインナパネル、それもドアのインナパネルに適用されて好ましい。

【0018】

また、上記目的を達成するための伸びフランジ性に優れたアルミニウム合金板の製造方法の要旨は、上記要旨または後述する好ましい態様のアルミニウム合金板を得る方法であって、質量% で、Si:1.05 ~ 1.2%、Mg:0.50 ~ 0.60%、Mg:0.2 ~ 1.0%、Cu:0.001 ~ 1.0%を含み、更に、Fe:0.25%以下、Mn:0.05%以下、Cr:0.05%以下、Ti:0.02%以下の群から選択される1種または2種以上を選択的に含み、残部がAlおよび不可避的不純物からなるアルミニウム合金鋳塊を、450 以上、570 以下の温度で均質化熱処理後に、一旦200 以下の温度まで冷却して300 ~ 450 の温度まで再加熱し、この温度範囲で熱間圧延を開始するとともに、熱間圧延の終了温度を170 ~ 350 として熱延板を製作し、更に、荒鈍することなく、この熱延板を50%以上の加工率で冷間圧延して冷延板を製作し、この冷延板を500 以上、570 以下の温度で溶体化処理後、450 以上の温度から、少なくとも450 ~ 400 の温度範囲を50 /s以上の冷却速度で焼入れ処理し、この処理後のアルミニウム合金板組織の、平均結晶粒径を40 μm 以下とするとともに、5000倍の透過型電子顕微鏡で観察される粒界析出物合計長さの粒界線長さに対する平均比率を30% 以下とし、2 % ストレッチ後に170 で20分加熱後の0.2 % 耐力を150MPa以上、穴拡げ率 を45% 以上とすることである。

【発明の効果】

【0019】

本発明では、6000系アルミニウム合金板組織の、平均結晶粒径を微細化させるとともに、粒界析出物の生成を抑制（規制）する。これによって、穴拡げ加工時の肌荒れや粒界析出物による割れ起点を低減し、比較的高い強度での伸びフランジ性を向上させる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0020】

以下に、本発明の実施態様につき具体的に説明する。

【0021】

(Al合金板化学成分組成)

先ず、本発明が対象とする6000系Al合金板の化学成分組成について説明する。本発明が対象とする6000系Al合金板は、前記した自動車材などとして、優れた成形性やBH性、強度、溶接性、耐食性などの諸特性が要求される。このような要求を満足するために、Al合金板の基本組成は、質量% で、Si:0.3 ~ 1.2%、Mg:0.2 ~ 1.0%、Cu:0.001 ~ 1.0%を含み、残部がAlおよび不純物からなるものとする。

【0022】

なお、その他の元素は、AA乃至JIS 規格などに沿った各不純物レベルの含有量（許容量）とする。その他の合金元素とは、具体的には、質量% で、Fe:1.5%以下、Mn:1.0%以下、Cr:0.5%以下、Zr:0.5%以下、V:0.3%以下、Ti:0.2%以下、Zn=1.5%以下、の群であり、これらの群内の1種または2種以上を含んでも良い。

【0023】

上記合金元素以外のその他の合金元素やガス成分も不純物である。しかし、リサイクルの観点から、溶解材として、高純度Al地金だけではなく、6000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て、本発明Al合金組成を溶製する

10

20

30

40

50

場合には、これら他の合金元素は必然的に含まれることとなる。したがって、本発明では、目的とする本発明効果を阻害しない範囲で、これら不純物元素が含有されることを許容する。

【0024】

上記6000系Al合金における、各元素の含有範囲と意義、あるいは許容量について以下に説明する。なお、含有量や許容量は全て質量%である。

【0025】

Si:0.3~1.2%

SiはMgとともに、固溶強化と、塗装焼き付け処理などの前記低温での人工時効処理時に、GPゾーンなどの化合物相を形成して、時効硬化能を発揮し、前記自動車インナパネルとして必要な、2%ストレッチ後に170 で20分加熱後の0.2%耐力で150MPa以上の必要強度を得るための必須の元素である。更に、本発明6000系Al合金板にあって、伸びフランジ性などの諸特性を兼備させるための重要元素である。

10

【0026】

また、パネルへの成形後の上記低温の塗装焼き付け処理後の耐力を高くする、優れた低温時効硬化能を発揮させるためには、Si/Mgを質量比で1.0以上とし、SiをMgに対し過剰に含有させた過剰Si型6000系Al合金組成とすることが好ましい。

【0027】

Si量が0.3%未満では、初期強度が不足することで、十分なパネル剛性が得られず、前記時効硬化能が低下する、といった諸問題が発生する。一方、Siが1.2%を越えて含有されると、Mg₂Siや単体Siなどの粗大な化合物や、粗大な粒界析出物が増加して破壊の起点になり、伸びフランジ性や曲げ性を低下させる。更に、溶接性をも著しく阻害する。したがって、Siは0.3~1.2%の範囲とする。

20

【0028】

Mg:0.2~1.0%

Mgは、固溶強化と、塗装焼き付け処理などの前記低温短時間の人工時効処理時に、SiとともにGPゾーンなどの化合物相を形成して、時効硬化能を発揮し、前記低温時効条件でも、インナパネルとして必要な150MPa以上の強度を得、更に、伸びフランジ性を得るための必須の元素である。

【0029】

Mgの0.2%未満の含有では、絶対量が不足するため、前記低温短時間の人工時効処理時に前記化合物相を形成できず、時効硬化能を発揮できない。このためパネルとして必要な上記150MPa以上の必要強度が得られない。

30

【0030】

一方、Mgが1.0%を越えて含有されると、却って、前記した粗大な化合物や粗大な粒界析出物が増加して破壊の起点になり、伸びフランジ性や曲げ性を低下させる。したがって、Mgの含有量は0.2~1.0%の範囲とする。

【0031】

Cu:0.001~1.0%

Cuは、前記した低温短時間での人工時効処理条件で、Al合金材組織の結晶粒内へのGPⅡや " 相析出を促進させる効果がある。また、時効処理状態で固溶したCuは成形性を向上させる効果もある。Cu含有量が0.001%未満では、これらの効果が無い。一方、Cu含有量が1.0%を越えると、上記粗大な化合物や粒界析出物が増加して破壊の起点になり、伸びフランジ性及び曲げ性を低下させる。また、耐力腐食割れ性や、塗装後の耐蝕性の内の耐系さび性、また溶接性を著しく劣化させる。したがって、Cuの含有量は0.001~1.0%の範囲とする。

40

【0032】

Fe:1.5%以下、Mn:1.0%以下、Cr:0.5%以下、Zr:0.5%以下、V:0.3%以下、Ti:0.2%以下、Zn=1.5%以下。

これらの元素は、スクラップなど溶解原料などから混入しやすい元素であるが、結晶粒

50

の微細化効果もあり、加工性の向上効果もある。但し、含有量が多すぎると、粗大な化合物を形成し、それが破壊の起点として作用するため、却って加工性が劣化する。したがって、各々上記上限までの含有は許容する。

【0033】

(Al合金板組織)

次に、本発明6000系Al合金板の組織の要件について説明する。

【0034】

(平均結晶粒径)

Al合金板の平均結晶粒径は40 μ m以下の微細化させることが好ましい。結晶粒径をこの範囲に細かく乃至小さくすることによって、伸びフランジ性が向上する。また、曲げ性あるいはプレス成形性も向上される。結晶粒径が40 μ mを越えて粗大化した場合、伸びフランジ性が著しく低下する。また、曲げ性あるいはプレス成形性も低下する可能性が高い。

【0035】

なお、ここで言う結晶粒径とは板の長手(L)方向の結晶粒の最大径である。この結晶粒径は、Al合金板を0.05~0.1mm機械研磨した後電解エッチングした表面を、光学顕微鏡を用いて観察し、前記L方向に、ラインインターセプト法で測定する。1測定ライン長さは0.95mmとし、1視野当たり各3本で合計5視野を観察することにより、全測定ライン長さを0.95 \times 15mmとする。

【0036】

(粒界析出物)

本発明では、前記した通り、6000系アルミニウム合金板組織の、平均結晶粒径を微細化させるとともに、粒界析出物の生成を抑制する。これによって、穴掘り加工時の割れ起点を低減させ、前記した比較的高い強度での伸びフランジ性を向上させる。具体的には、倍率5000倍の透過型電子顕微鏡で観察される6000系アルミニウム合金板組織の、粒界上に存在する析出物全長の、粒界線長さに対する平均比率(割合)を30%以下とする。この平均比率が30%を越えた場合、粒界上に存在する析出物が増す、あるいは粗大化していることを示し、前記した比較的高い強度での伸びフランジ性を向上させることができない。

【0037】

図1(図面代用写真)に、倍率5000倍のTEM(透過型電子顕微鏡)で観察される6000系アルミニウム合金板の幅方向断面組織を示す。図1において、図1の中央部で図の左右方向に互る薄い線の部分が粒界である。また、この粒界上に存在し、図の左右方向に伸びた、細長く黒い複数の粒子が、粒界上に存在する析出物で、この細長い部分の長さ(最大長さ)が粒界析出物の長さである。

【0038】

ここで、粒界析出物全長の粒界線長さに対する平均比率は、測定する板の組織(板の幅方向断面組織)を、前記倍率のTEMで10視野観察する。そして、図2に前記図1のアルミニウム合金板の幅方向断面組織を模式的に示すように、観察した視野内の各粒界(複数)上に存在する、各粒界析出物の長さ(最大長さ)P1、P2、P3の合計長さL2(P1+P2+P3)を求める。そして、このL2の、上記した観察した複数の粒界の合計長さL1(図2ではL1を1個の粒界の長さとして示す)に対する比率(割合)を、(L2/L1) \times 100%で求める。測定に再現性を持たせるために、これらの観察は板の任意の測定箇所10箇所について行い、これらを平均化して算出することとする。

【0039】

穴掘り率:

本発明では、6000系アルミニウム合金板の伸びフランジ性の特性として、実際の穴掘り(パーリング)加工性を保証するために、穴掘り率を45%以上と具体的に規定する。穴掘り率が45%未満では、実際の穴掘り加工性が劣化し、穴掘り加工時において穴掘り部分のクラックが発生しやすくなる。

【0040】

この穴掘り率は、測定に再現性を持たせるために、以下の測定条件とする。まず、板

10

20

30

40

50

の打ち抜きが必要で、1辺が100mmの正方形で、アルミニウム合金板（試験片）に対して、直径10mmの円形の打ち抜き穴をドリルによりあける。この10mmが初期穴径（ d_0 ）となる。なお、このアルミニウム合金板（試験片）には、穴あけ加工の前に、板がパネルにプレス成形され、その後に穴拡げ加工されることを模擬して、予め15%の歪み（予歪み）を与えておく。

【0041】

次に、この打ち抜き穴の穴拡げ加工を行なう。この際に使用する工具としては、円錐ポンチ：底部径25mm、頂角60度、ダイス：径38mm、肩R5.0mmを用い、ポンチ（上型）とダイス（ダイ：下型）とを相対的に移動させて、上記円形穴の穴拡げ加工を行なう。この際、しわ押さえ力は10tonf、成形速度は10mm/minとし、潤滑には通常の市販の鉱物油を用いる。

10

【0042】

本発明で言う穴広げ率（%）は、この穴拡げ（パーリング）加工中に、前記打ち抜き穴の縁に破断（割れ）が発生した段階でポンチを止め、破断時の穴内径（ d_s ）と、穴拡げ加工前の初期穴径（ d_0 ）から、下記式によって穴広げ率（%）を求める。 $\text{穴広げ率}(\%) = [(d_s - d_0) / d_0] \times 100(\%)$ 。測定に再現性を持たせるために、これらの観察は板の任意の測定箇所5箇所について行ない、穴広げ率（%）もこれらを平均化して算出することとする。

【0043】

（製造方法）

次に、本発明Al合金板の製造条件について以下に説明する。通常のAl合金板は鋳造均質化熱処理 熱間圧延 中間焼鈍 冷間圧延 最終焼鈍の各工程を経て製造される。しかし、Al合金板の化学組成や各工程の設定条件によって得られる板の、粗大な再結晶粒や粒界における析出相の形成状況は変わるので、一連の製造工程として総合的に条件を選択して決定すべきである。以下に、本発明で意図する、優れた伸びフランジ性を有するAl合金を確実に得るための好ましい条件について説明する。

20

【0044】

まず、溶解、鋳造工程では、上記本発明における、6000系成分規格範囲内に溶解調整されたAl合金溶湯を、連続鋳造圧延法、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。

【0045】

（均質化熱処理）

このAl合金鋳塊に450℃以上、570℃以下の温度で均質化熱処理を施す。この均質化熱処理は組織の均質化、すなわち、鋳塊組織中の結晶粒内の偏析をなくすことを目的とする。熱処理温度が450℃未満だと鋳塊の粒内偏析を十分になくすことができず、これが破壊の起点として作用するため、伸びフランジ性が劣化する。また、均質化熱処理温度が通常の処理温度である570℃を越えた場合、均熱処理時に鋳塊表面がパーリングし品質上問題となる。

30

【0046】

均質化熱処理時間は、鋳塊の厚みにもよるが、2hr以上とすることが好ましい。2hrより低いと鋳塊の粒内偏析を十分になくすことができず、これが破壊の起点として作用するため、伸びフランジ性が劣化する可能性がある。

40

【0047】

この均質化熱処理（1回目の均質化熱処理）後に、一旦200℃以下の温度まで冷却して300～450℃の温度まで再加熱する均熱処理（2回目の均熱）を行なった後に、この300～450℃の温度範囲で熱間圧延を開始する。これによって、1回だけの均質化熱処理に比して、第2相粒子のサイズや密度が適切に調節できるとともに、結晶粒も微細化でき、伸びフランジ性がより向上する。1回目の均質化処理後の冷却速度は20～100℃/hrの範囲とすることが好ましい。冷却速度が20℃/hr未満では鋳塊中の Mg_2Si 化合物が粗大化し、製品の強度が著しく低下する可能性がある。また、冷却速度が100℃/hrを超えると、冷却中において鋳塊に反りが発生し、その後の熱間圧延工程で支障をきたす可能性がある。

50

【0048】

(熱間圧延)

これらの均質化熱処理後に、300 ~ 450 の温度範囲で熱間圧延を開始する。熱間圧延開始温度が450 を超えた場合、再結晶が生じて熱間圧延時に粗大な再結晶粒が生成し、伸びフランジ性が劣化する。また、熱間圧延開始温度が300 未満の場合、熱間圧延自体が困難となる。

【0049】

更に、熱間圧延の終了温度を170 ~ 350 として、コイル状、板状などの熱延板を製作する。熱間圧延終了温度が350 を超えた場合、SiとMgとの質量比Si/Mg が1 以上であるような過剰Si型の6000系Al合金板は再結晶しやすく、伸びフランジ性が劣化する。熱間圧延の終了温度が170 未満では、熱間圧延自体が困難となる。

10

【0051】

(冷間圧延)

この荒鈍後、あるいは熱延板をそのまま、50% 以上の加工率で冷間圧延を行なって、所望の板厚の冷延板（コイルも含む）を製作する。加工率が50% 未満では平均結晶粒径が大きくなる。

【0052】

(溶体化および焼入れ処理)

冷延後の板は、調質処理として、必須に溶体化および焼入れ処理されてAl合金板とされる。この溶体化および焼入れ処理は、6000系Al合金板の、前記した低温短時間の塗装焼き付け硬化処理などにおける人工時効硬化能を増すために重要な工程である。また、焼入れ処理は、伸びフランジ性を向上させるために、粒界析出物の生成を抑制し、粒界析出物を本発明規定内（粒界析出物長さの粒界線長さに対する平均比率を30% 以下）に制御する重要な工程である。

20

【0053】

人工時効硬化能を増すためには、溶体化処理における化合物の固溶量を増大させることが必要である。そして、この化合物の固溶量を増すために、本発明では、冷延板を500 以上の比較的高い温度で溶体化処理する。溶体化処理温度が500 未満では、Mg-Si 系化合物の十分な固溶量を確保できない。また、Mg-Si 系化合物だけでなく、他のAl-Fe-Si系などの化合物の固溶量も不足し、溶体化処理直後の焼入れ処理において析出する、Mg-Si 系化合物やAl-Fe-Si系などの化合物が粗大化しやすくなる。この結果、伸びフランジ性が低下する可能性が高くなる。一方、溶体化処理温度を570 を越えて高くする必要はない。

30

【0054】

溶体化処理後の焼入れ処理は、450 以上の温度から、少なくとも450 ~ 400 の温度範囲を50 /s以上の冷却速度で急冷する。焼入れ開始温度が450 未満、少なくとも450 ~ 400 の温度範囲の冷却速度が50 /秒未満の遅い場合には、焼入れ後の強度が低くなり、時効硬化能が不足し、前記低温短時間の人工時効処理により150MPa以上の高耐力を確保できない。また、粒界析出物の生成を抑制できず、粒界上にSi、Mg₂Siなどが析出しやすくなり、成形時の割れの起点となり易く、Al合金板の伸びフランジ性などが低下する。この冷却速度を確保するために、焼入れ処理は、ファンなどの空冷でもよいが冷却速度が遅くなる可能性が大きく、ミスト、スプレー、浸漬等の水冷手段から選択して行うことが好ましい。

40

【0055】

本発明では、成形パネルの塗装焼き付け工程などの人工時効硬化処理での時効硬化性を高めるため、溶体化焼入れ処理後のクラスターの生成を抑制し、GPゾーンの析出を促進するために、予備時効処理をしても良い。この予備時効処理は、50~100 、好ましくは60~90 の温度範囲に、1 ~ 24時間の必要時間保持することが好ましい。また、予備時効処理後の冷却速度は、1 /hr 以下であることが好ましい。

【0056】

50

この予備時効処理として、溶体化処理後の焼入れ終了温度を50～100 と高くした後に、直ちに再加熱乃至そのまま保持して行う。あるいは、溶体化処理後常温までの焼入れ処理の後に、直ちに50～100 に再加熱して行う。

【0057】

また、連続溶体化焼入れ処理の場合には、前記予備時効の温度範囲で焼入れ処理を終了し、そのままの高温でコイルに巻き取るなどして行う。なお、コイルに巻き取る前に再加熱しても、巻き取り後に保温しても良い。また、常温までの焼入れ処理の後に、前記温度範囲に再加熱して高温で巻き取るなどしてもよい。

【0058】

この他、用途や必要特性に応じて、更に高温の時効処理や安定化処理を行い、より高強度化などを図ることなども勿論可能である。

10

【0059】

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】

【0060】

次に、本発明の実施例を説明する。表1 に示す各組成の6000系Al合金をDC鋳造によって鋳造した400mm 厚の鋳塊を、表2 に示す種々の条件で、均質化熱処理（均熱とも略記）および熱間圧延を行う。得られた各熱延板について、表2 に示す種々の条件で、冷間圧延、溶体化および焼入れ処理を行い、最終製品板を得た。なお、熱間圧延後の荒鈍は省略した。表1 中の各元素の含有量の表示において、「-」の表示は、検出限界以下であることを示す。

20

【0061】

より具体的に、均熱処理は、表2 に示す加熱温度と保持時間の1 回目の均熱の後に、一旦室温まで冷却した後、更に表2 に示す加熱温度と保持時間の2 回目の均熱を行なう2 回均熱とした(1回目の均質化処理後の冷却速度は20～100 /hr の範囲とした)。

【0062】

冷延板の溶体化処理および焼入れ処理は、連続式の熱処理設備で行い、各例とも共通して、各溶体化処理温度に到達した時点で（保持時間 0秒）、直ちに、450 以上の温度から室温まで（少なくとも450 ～400 の温度範囲）を、表2 に記載の冷却速度で焼入れ、この焼入れ後直ちに、70 の温度で1 時間保持する予備時効処理を行った。

30

【0063】

（供試板組織）

これら調質処理後の各最終製品板から供試板（ブランク）を切り出し、前記調質処理後3カ月間（90日間）の室温時効後の各供試板の組織として、平均結晶粒径（ μm ）、5000倍の透過型電子顕微鏡で観察される粒界析出物合計長さの粒界線長さに対する平均比率（%）を、前記した方法で各々測定した。これらの結果を表3 に示す。

【0064】

（供試板特性）

また、同じく、前記調質処理後3カ月間の室温時効後の各供試板の特性として、2%ストレッチ後に170 で20分加熱後の0.2%耐力(BH: ベークハード耐力)、均一伸び(%）、を各々測定した。更に、供試板の成形性として、伸びフランジ性評価のための穴拡げ性（ :% ）を前記した測定、計算方法により、また、張出し成形性評価のための割れ限界高さ（LDH₀）および限界絞り比（LDR）を各々測定した。これらの結果を表3 に示す。

40

【0065】

上記BH耐力（MPa）、均一伸び（%）は、圧延方向に対して90°方向を長手方向とするJIS 5号引張試験片を採取し、JIS Z 2201にしたがって行った。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。各サンプルについて3回の試験を行い、その平均値を採用した。

50

【 0 0 6 6 】

割れ限界高さ (LDH₀) 試験は、供試板を、長さ200mm、幅110mmの試験片に切り、直径100mmの球状張出しパンチを用い、潤滑剤としてR-303Pを用いて、しわ押え圧力6.5tonf、パンチ速度300mm/Sで張出し成形し、試験片が割れるときの高さ(mm)を求めた。各サンプルに対して3回の試験を行い、その平均値を採用した。割れ限界高さが大きい程、張出し成形性に優れていることを意味し、例えば自動車用成形パネルに要求される張出し成形性を満足するためには、25.0mm以上であればよい。

【 0 0 6 7 】

限界絞り比 (LDR) は、供試板から種々の直径の試験片を打抜きにより作製した上で、ポンチ：50mm - 肩R4.5mm、ダイス：54.5~56.0mm - 肩R8~10mm、潤滑材R-303Pを用いて、しわ押え圧1~4tonf、試験速度20mm/minの条件で深絞り試験を行った。そして、深絞り成形できない成形限界ブランク径を決定し、次の式により限界絞り比を算出した。限界絞り比 = 成形限界ブランク径 / ポンチ径。限界絞り比が大きいほど、深絞り成形性に優れている事を意味し、例えば自動車用成形パネルに要求される深絞り成形性を満足するためには、1.8以上であればよい。

【 0 0 6 8 】

表1、2に示す通り、発明例1~3は、本発明成分組成範囲内で、かつ、本発明の好ましい製造条件範囲で製造している。このため、表3に示す通り、得られたアルミニウム合金板組織の、平均結晶粒径が40μm以下であり、粒界析出物合計長さの粒界線長さに対する平均比率が30%以下である。この結果、BH耐力が150MPa以上、穴拡げ率が45%以上であり、割れ限界高さ (LDH₀) や限界絞り比 (LDR) も優れている。

【 0 0 6 9 】

これに対して、比較例4~11は各々発明条件を外れている。比較例4~9は、本発明成分組成範囲内であるものの、製造条件が好ましい範囲を外れる。比較例10、11は、製造条件は好ましい範囲内であるものの、本発明成分組成範囲を外れる。このため、アルミニウム合金板組織の平均結晶粒径、粒界析出物合計長さの粒界線長さに対する平均比率のいずれかが、本発明範囲から外れる。この結果、BH耐力が150MPa以上か、穴拡げ率が45%以上の両方か、いずれかを満たさない。したがって高強度化と穴拡げ加工とを両立できない。また、割れ限界高さ (LDH₀) や限界絞り比 (LDR) など発明例に比して劣る。

【 0 0 7 0 】

具体的に、比較例4、5は2回目の均熱温度や熱延開始温度が高過ぎ、溶体化処理後の冷却速度が小さ過ぎる。この結果、アルミニウム合金板組織の平均結晶粒径、粒界析出物合計長さの粒界線長さに対する平均比率が大き過ぎる。

【 0 0 7 1 】

比較例6、7は冷間加工率が小さ過ぎる。この結果、アルミニウム合金板組織の平均結晶粒径が大き過ぎる。

【 0 0 7 2 】

比較例8は溶体化処理温度が低過ぎる。この結果、BH耐力が十分に出せない。

【 0 0 7 3 】

比較例9は1回のみ均熱処理 (均熱処理後に放冷、冷却速度は20 /hr未満) である。この結果、アルミニウム合金板組織の平均結晶粒径、粒界析出物合計長さの粒界線長さに対する平均比率が大き過ぎる。

【 0 0 7 4 】

比較例10、11はMg、Siの含有量が下限未満で少な過ぎる。この結果、製造条件は好ましい範囲内であるものの、BH耐力が低過ぎ、150MPa未満である。

【 0 0 7 5 】

したがって、以上の実施例の結果から、本発明の平均結晶粒径を微細化させ、粒界析出物の生成を抑制して、伸びフランジ性を向上させて穴広げ加工性を向上させる、各要件の持つ臨界的な意義乃至効果が裏付けられる。

【 0 0 7 6 】

【表 1】

略号	Al合金の化学成分 (質量%、残部Al)								
	Mg	Si	Cu	Mn	Fe	Cr	Zn	Zr	Ti
A	0.60	1.1	0.005	0.05	0.25	—	—	—	0.01
B	0.50	1.05	0.1	0.05	0.15	0.05	—	—	0.02
C	0.50	1.05	0.68	0.05	0.15	0.05	—	—	0.02
D	0.10	1.05	0.68	0.05	0.15	0.05	—	—	0.02
E	0.50	0.20	0.68	0.05	0.15	0.05	—	—	0.02

【 0 0 7 7 】

【表 2】

区分	略号	Al 合金略号	均熱条件						熱延条件			冷延条件		溶体化条件	
			均熱パターン	1 回目		2 回目		熱延開始温度 ℃	熱延終了温度 ℃	板厚 mm	冷延圧下率 %	板厚 mm	温度 ℃	冷却速度 ℃/s	
発 明 例	1	A	2 回	温度 ℃	時間 hr	温度 ℃	時間 hr	400	330	3.4	56	1.5	550	55	
	2	B	2 回	480	10	410	2	400	300	4.5	56	2.0	550	55	
	3	C	2 回	560	10	390	2	380	270	3.0	50	1.5	560	500	
比 較 例	4	A	2 回	480	10	460	2	440	360	3.4	55	1.5	520	30	
	5	B	2 回	520	10	480	2	470	380	3.8	60	1.5	530	25	
	6	A	2 回	480	10	410	2	400	280	2.5	40	1.5	550	250	
	7	B	2 回	480	10	410	2	380	260	2.2	35	1.5	550	650	
	8	A	2 回	480	10	410	2	400	270	3.8	60	1.5	480	250	
	9	B	1 回	540	10	—	—	400	270	4.2	65	1.5	550	650	
	10	D	2 回	480	10	410	2	400	300	4.5	55	2.0	550	55	
	11	E	2 回	480	10	410	2	400	300	4.5	55	2.0	550	55	

【0078】

10

20

30

40

【表 3】

区分	略号	Al合金略号表1	Al合金板組織		Al合金板の特性				
			平均結晶粒径 μm	粒界析出物長さ比率 %	BH 0.2% 耐力 MPa	均一伸び 45° %	穴拡張率 λ %	LDH ₀ mm	LDR
発 明 例	1	A	30	25	153	5.7	50	26	1.95
	2	B	28	27	163	6.0	48	28	2.00
	3	C	28	27	171	6.2	45	28	2.00
比 較 例	4	A	41	58	145	5.3	37	25	1.90
	5	B	43	65	153	5.7	36	27	1.95
	6	A	50	26	151	5.7	38	26	1.90
	7	B	53	29	159	6.0	37	27	1.95
	8	A	28	38	140	5.8	49	26	1.90
	9	B	75	58	152	5.9	32	20	1.80
	10	D	38	19	132	6.2	46	27	2.05
	11	E	43	15	127	6.0	48	28	2.05

10

20

30

【産業上の利用可能性】

【0079】

本発明によれば、優れた伸びフランジ性を有するAl合金板と、このAl合金板を確実に得ることのできる製造方法を提供できる。この結果、自動車パネル構造体の、特に優れた伸びフランジ性を要求されるドアなどのインナパネルとして好適な6000系Al合金板を提供できる。

【図面の簡単な説明】

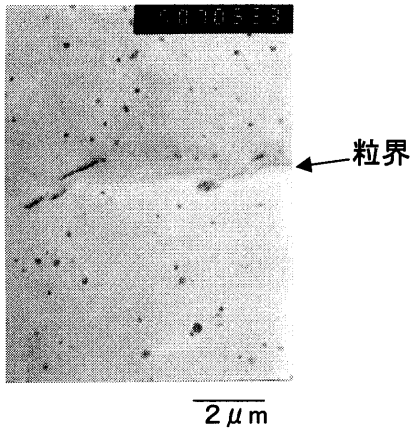
【0080】

【図1】6000系Al合金板の組織例を示す図面代用写真である。

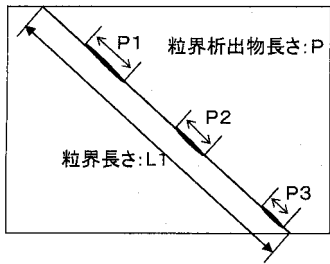
【図2】図1の模式図である。

40

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I

C 2 2 F	1/00	6 0 4
C 2 2 F	1/00	6 2 3
C 2 2 F	1/00	6 3 0 K
C 2 2 F	1/00	6 3 1 Z
C 2 2 F	1/00	6 8 2
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 8 3
C 2 2 F	1/00	6 9 4 A
C 2 2 F	1/00	6 8 5 Z
C 2 2 F	1/00	6 9 2 B
C 2 2 F	1/00	6 9 2 A

(74)代理人 100164998

弁理士 坂谷 亨

(72)発明者 松元 和秀

栃木県真岡市鬼怒ヶ丘 1 5 番地 株式会社神戸製鋼所 真岡製造所内

(72)発明者 櫻井 健夫

栃木県真岡市鬼怒ヶ丘 1 5 番地 株式会社神戸製鋼所 真岡製造所内

審査官 河口 展明

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

特開 2 0 0 4 - 1 2 4 2 1 3 (J P , A)

特開 2 0 0 5 - 1 7 1 2 9 5 (J P , A)

特開 2 0 0 5 - 1 4 6 3 7 5 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

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

B 2 1 B 3 / 0 0

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

C 2 2 F 1 / 0 0