

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5882380号
(P5882380)

(45) 発行日 平成28年3月9日(2016.3.9)

(24) 登録日 平成28年2月12日(2016.2.12)

(51) Int. Cl.	F 1	
C 2 2 F 1/05 (2006.01)	C 2 2 F 1/05	
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 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00	6 2 3
	C 2 2 F 1/00	6 3 0 K
		請求項の数 7 (全 21 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2014-55180 (P2014-55180)
 (22) 出願日 平成26年3月18日(2014.3.18)
 (65) 公開番号 特開2014-218734 (P2014-218734A)
 (43) 公開日 平成26年11月20日(2014.11.20)
 審査請求日 平成26年3月31日(2014.3.31)
 (31) 優先権主張番号 特願2013-81149 (P2013-81149)
 (32) 優先日 平成25年4月9日(2013.4.9)
 (33) 優先権主張国 日本国(JP)

前置審査

(73) 特許権者 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 100064414
 弁理士 磯野 道造
 (74) 復代理人 100111545
 弁理士 多田 悦夫
 (72) 発明者 中村 貴彦
 栃木県真岡市鬼怒ヶ丘15番地 株式会社
 神戸製鋼所真岡製造所内
 (72) 発明者 増田 哲也
 栃木県真岡市鬼怒ヶ丘15番地 株式会社
 神戸製鋼所真岡製造所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 プレス成形用アルミニウム合金板の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

S i : 0 . 4 ~ 1 . 5 質量%、M g : 0 . 3 ~ 1 . 0 質量%を含有し、残部がA l およ
 び不可避免的不純物からなるアルミニウム合金を鑄造する鑄造工程と、

前記アルミニウム合金の鑄塊に、均質化熱処理を施す均質化熱処理工程と、

熱間圧延の開始温度が400~550 であり、熱間圧延の終了温度が300 以下と
 なる条件で熱間圧延を施す熱間圧延工程と、

300~500 の温度で焼鈍を施す焼鈍工程と、

冷間圧延終了温度90 以下で冷間圧延を施す冷間圧延工程と、

500 以上の温度で処理する溶体化処理工程と、

70 以上の温度に加熱する加熱工程と

をこの順に行うことを特徴とするプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法。

【請求項2】

S i : 0 . 4 ~ 1 . 5 質量%、M g : 0 . 3 ~ 1 . 0 質量%を含有し、残部がA l およ
 び不可避免的不純物からなるアルミニウム合金を鑄造する鑄造工程と、

前記アルミニウム合金の鑄塊に、均質化熱処理を施す均質化熱処理工程と、

熱間圧延の開始温度が400~550 となる条件で熱間圧延を施す熱間圧延工程と、

冷間圧延終了温度90 以下で冷間圧延を施す第1冷間圧延工程と、

300~500 の温度で中間焼鈍を施す中間焼鈍工程と、

冷間圧延終了温度90 以下で冷間圧延を施す第2冷間圧延工程と、

10

20

500 以上の温度で処理する溶体化処理工程と、
70 以上の温度に加熱する加熱工程と
をこの順に行うことを特徴とするプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法。

【請求項3】

前記アルミニウム合金に、さらに、Cu：1.0質量%以下を含有させることを特徴とする請求項1または請求項2に記載のプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法。

【請求項4】

前記アルミニウム合金に、さらに、Fe：0.5質量%以下およびMn：0.5質量%以下の少なくともいずれか1つを含有させることを特徴とする請求項1～請求項3のいずれか1項に記載のプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法。

10

【請求項5】

前記アルミニウム合金に、さらに、Cr：0.3質量%以下、Zr：0.3質量%以下およびTi：0.3質量%以下の少なくともいずれか1つを含有させることを特徴とする請求項1～請求項4のいずれか1項に記載のプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法。

【請求項6】

前記アルミニウム合金において、さらに、Zn：0.5質量%以下に規制することを特徴とする請求項1～請求項5のいずれか1項に記載のプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法。

【請求項7】

20

前記アルミニウム合金が、Si：0.6～1.3質量%、Mg：0.3～0.8質量%を含有し、残部がAlおよび不可避免的不純物からなることを特徴とする請求項1～請求項6のいずれか1項に記載のプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、プレス成形加工に使用するプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

30

自動車等の輸送用機器の軽量化を図るため、従来から使用されている鋼材に代わって、より軽量のアルミニウム合金材が外装材用途として開発され、実用化が進みつつある。

ボディ、ドア、フェンダなどの自動車用外装用の板材の素材として、アルミニウム合金(以下、「Al合金」とも記載する。)の中でも、強度、耐食性に優れたAl-Mg-Si系の6000系Al合金が検討されている。

【0003】

自動車用外装用部材は一般にプレス成形法で成形されるため、Al合金の板材に対しては、プレス成形性が優れていることが要求される。特許文献1～2では、このような自動車用外装用Al合金材について、プレス成形性の面から検討が加えられている。

【0004】

40

特許文献1には、6000系合金であって、金属間化合物の粒径や密度を規定した成形加工用Al合金板が開示されている。

【0005】

特許文献2には、6000系合金であって、板材内部の集合組織を規定したAl合金板が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【特許文献1】特開2003-221637号公報

【特許文献2】特開2009-173972号公報

50

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

近年は、3次元的に深さのある形状や複雑に入り組んだ形状の外装材のプレス成形にも対応できるように、Al合金板に対して、より優れた張出成形性が要求されている。上記の特許文献に開示された技術では、こうした要求を十分に満足させることは困難である。

【0008】

本発明は、上記の事情に鑑みてなされたものであって、その課題は、深さのあるプレス成形に対応可能なプレス成形性に優れたプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法を提供することである。

10

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明者らは、張出成形性の向上を図るため、Al合金板の組成に加えて、合金板の組織構造等についても検討を進めた結果、プレス成形時の板材の伸長方向が如何なる方向であっても対応し得るように、張出伸長性に方向依存性がないこと、言い換えると成形時の等方性に優れていることが肝要であると考えた。

【0010】

そこで、成形時における等方性を有したAl合金の圧延板を製造する条件について検討を進めた結果、歪みを蓄積させた状態で、熱間圧延工程後に設けた焼鈍工程で、微細に再結晶させることによって、板材内の結晶構造の異方性を解消させることが可能となることを見出した。また、その後の工程を経ても、成形性における等方性を維持したAl合金板を得ることができることも見出した。

20

【0011】

そして、Al合金板の成形性における等方性の指標として、ピッカース硬度計における圧痕の対角線の長さの比が有効であることを見出した。

【0012】

さらに、成形時の等方性に優れたAl合金板は、張出成形の張出高さが大きいのみならず、耳率も低く、リジニングマークが発生しにくいものであった。さらに、プレス成形後の塗装焼付等の人工時効処理により強度や耐力が向上するBH性（ベークハード性）にも優れていることを見出すに至り、本発明に到達したものである。

30

【0013】

即ち、本発明に係るプレス成形用Al合金板は、Si：0.4～1.5質量%、Mg：0.3～1.0質量%を含有し、残部がAlおよび不可避免的不純物からなるAl合金から構成され、ピッカース硬度計による圧痕の対角線の長さにおいて、圧延方向に対して0°の対角線の長さL₀と圧延方向に対して45°の対角線の長さL₄₅との差Lの、前記L₀に対する比率P(%)が2.0%以下であることを特徴としている。また、上記のAl合金が、Si：0.6～1.3質量%、Mg：0.3～0.8質量%を含有し、残部がAlおよび不可避免的不純物からなることが好ましい。

【0014】

前記構成によれば、Si、Mg等を所定量含有させることにより、固溶強化と低温での人工時効処理時に強度向上に寄与する時効析出物を形成させて、引張強度等を向上させることができる。また、ピッカース硬度計の圧痕の対角線の長さに係る基準を満たすことにより、成形加工における等方性を有したものとなり、プレス成形性に優れたものとなる。

40

【0015】

また、本発明に係るプレス成形用アルミニウム合金板を構成するアルミニウム合金には、さらに、Cu：1.0質量%以下を含有させること、Fe：0.5質量%以下およびMn：0.5質量%以下の少なくともいずれか1つを含有させること、Cr：0.3質量%以下、Zr：0.3質量%以下およびTi：0.3質量%以下の少なくともいずれか1つを含有させること、Zn：0.5質量%以下に規制すること、が可能である。

前記構成によれば、成形性をさらに向上させることが可能となる。

50

【0016】

本発明に係るプレス成形用A1合金板の製造方法は、前記組成を有するA1合金の鋳塊に、均質化熱処理を施す均質化熱処理工程と、熱間圧延の開始温度が400～550であり、熱間圧延の終了温度が300以下となる条件で熱間圧延を施す熱間圧延工程と、300～500の温度で焼鈍を施す焼鈍工程と、冷間圧延終了温度90以下で冷間圧延を施す冷間圧延工程と、500以上の温度で処理する溶体化処理工程と、70以上の温度に加熱する加熱工程とをこの順に行うことを特徴としている。

【0017】

または、本発明に係るプレス成形用A1合金板の製造方法は、前記組成を有するA1合金の鋳塊に、均質化熱処理を施す均質化熱処理工程と、熱間圧延の開始温度が400～550となる条件で熱間圧延を施す熱間圧延工程と、冷間圧延終了温度90以下で冷間圧延を施す第1冷間圧延工程と、300～500の温度で中間焼鈍を施す中間焼鈍工程と、冷間圧延終了温度90以下で冷間圧延を施す第2冷間圧延工程と、500以上の温度で処理する溶体化処理工程と、70以上の温度に加熱する加熱工程とをこの順に行うことを特徴としている。

また、上記のA1合金が、Si：0.6～1.3質量%、Mg：0.3～0.8質量%を含有し、残部がA1および不可避免的不純物からなることが好ましい。

【0018】

また、本発明に係るプレス成形用A1合金板の製造方法において、A1合金には、さらに、Cu：1.0質量%以下を含有させること、Fe：0.5質量%以下およびMn：0.5質量%以下の少なくともいずれか1つを含有させること、Cr：0.3質量%以下、Zr：0.3質量%以下およびTi：0.3質量%以下の少なくともいずれか1つを含有させること、Zn：0.5質量%以下に規制すること、が可能である。

【0019】

前記構成の製造方法によれば、前記組成を有するA1合金から、成形加工における等方性に優れたプレス成形用A1合金板を製造することが可能となる。

また、本発明に係るプレス成形用A1合金板をプレス成形することにより、A1合金プレス成形体を得ることができる。

【発明の効果】

【0020】

本発明のプレス成形用A1合金板は、深さのあるプレス成形にも対応可能であり、耳率も小さく、リジニングマーク性においても優れたものである。また、本発明のプレス成形用A1合金板の製造方法は、成形加工における等方性に優れたA1合金板を製造することが可能である。

【図面の簡単な説明】

【0021】

【図1】本発明に係るプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法の第1実施形態の製造工程を示すフローチャートである。

【図2】本発明に係るプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法の第2実施形態の製造工程を示すフローチャートである。

【図3】ピッカース硬度計による圧痕の対角線において、圧延方向に対して0°の対角線の長さL0と圧延方向に対して45°の対角線の長さL45を測定する方法を説明するための模式図である。

【図4】ピッカース硬度計による圧痕の対角線において、圧延方向に対して0°の対角線の長さL0を測定する方法を説明するための模式図である。

【図5】ピッカース硬度計による圧痕の対角線において、圧延方向に対して45°の対角線の長さL45を測定する方法を説明するための模式図である。

【図6】張出成形性試験での試験方法を説明するための断面図である。

【発明を実施するための形態】

【0022】

10

20

30

40

50

以下、本発明のプレス成形用アルミニウム合金板とその製造方法について、具体的な実施形態に基づいて説明する。

【0023】

本発明のプレス成形用Al合金板を構成するAl合金の組成は、Si：0.4～1.5質量%、Mg：0.3～1.0質量%を含有し、残部がAlおよび不可避免的不純物から構成される。

本発明のAl合金を構成する各元素とその含有量について、以下に説明する。

【0024】

(Si：0.4～1.5質量%)

Siは、Mgとともに、固溶強化と、塗装焼き付け処理などの低温での人工時効処理時に、強度向上に寄与する時効析出物を形成させることができ、自動車の外装用パネルとして必要な強度(耐力)を付与するために必須な元素である。Siの含有量が0.4質量%未満であると、時効析出物の形成が少なく、塗装焼付け硬化性(強度)が低下する。一方、Siの含有量が1.5質量%を超えると、粗大な晶出物および析出物が形成され、プレス成形性や溶接性が低下する。したがって、Siの含有量は0.4～1.5質量%とする。好ましくは0.6～1.3質量%である。

10

【0025】

(Mg：0.3～1.0質量%)

Mgは、Siとともに、固溶強化と、塗装焼き付け処理などの低温での人工時効処理時に、強度向上に寄与する時効析出物を形成させることができ、自動車の外装用パネルとして必要な強度(耐力)を付与するために必須な元素である。Mgの含有量が0.3質量%未満であると、時効析出物の形成が少なく、塗装焼付け硬化性(強度)が低下する。一方、Mgの含有量が1.0質量%を超えると、粗大な晶出物および析出物が形成され、プレス成形性や溶接性が低下する。したがって、Mgの含有量は0.3～1.0質量%とする。好ましくは0.3～0.8質量%である。

20

【0026】

以下に説明するCu、Fe、Mn、Cr、ZrおよびTiの各元素は、必須元素ではないが、それぞれ種々の特異的な機能を有しているため、用途や目的に応じて、上限を超えない範囲で適宜添加して使用することができるものである。

【0027】

(Cu：1.0質量%以下)

Cuは、比較的低温短時間の人工時効処理の条件で、時効析出物の形成を促進させる効果を有しており、固溶したCuは、成形性を向上させることができる元素である。上記の効果を期待するためには、Cuの含有量は、0.1質量%以上であることが好ましい。一方、Cuの含有量が1.0質量%を超えると、耐応力腐食割れ性、耐糸さび性および溶接性が著しく劣化する。したがって、Cuを含有させる場合は、Cuの含有量は1.0質量%以下とする。好ましくは0.1～0.8質量%である。

30

【0028】

(Fe：0.5質量%以下)

Feは、鑄造時や均質化熱処理時に、Mnとともに、FeMnAl₆、AlMnFeSi相などの晶出物を生成させ、熱間圧延中および最終溶体化処理時に再結晶核として働き、再結晶粒の微細化、集合組織のランダム化に有効な元素である。Feの含有量が0.5質量%を超えると、粗大な晶出物が生成し、プレス成形性が低下する。したがって、Feを含有させる場合は、Feの含有量は0.5質量%以下とする。好ましくは0.1～0.3質量%である。

40

【0029】

(Mn：0.5質量%以下)

Mnは、鑄造時や均質化熱処理時に、Feとともに、FeMnAl₆、AlMnFeSi相などの晶出物を生成させ、熱間圧延中および最終溶体化処理時に再結晶核として働き、再結晶粒の微細化、集合組織のランダム化に有効な元素である。Mnの含有量が0.5

50

質量%を超えると、粗大な晶出物が生成し、プレス成形性が低下する。したがって、Mnを含有させる場合は、Mnの含有量は0.5質量%以下とする。好ましくは0.1~0.4質量%である。

【0030】

(Cr:0.3質量%以下)

Crは、均質化熱処理時に分散粒子(分散相)を生成し、結晶粒を微細化する作用を有する元素である。Crの含有量が0.3質量%を超えると、粗大な金属間化合物が生成し、プレス成形性および耐食性が低下する。したがって、Crを含有させる場合は、Crの含有量は0.3質量%以下とする。好ましくは0.01~0.2質量%である。

【0031】

(Zr:0.3質量%以下)

Zrは、均質化熱処理時に分散粒子(分散相)を生成し、結晶粒を微細化する作用を有する元素である。Zrの含有量が0.3質量%を超えると、粗大な金属間化合物が生成し、プレス成形性および耐食性が低下する。したがって、Zrを含有させる場合は、Zrの含有量は0.3質量%以下とする。好ましくは0.05~0.2質量%である。

【0032】

(Ti:0.3質量%以下)

Tiは、鑄塊の結晶粒を微細化させ、プレス成形性を向上させる元素である。Tiの含有量が0.3質量%を超えると、粗大な晶出物が形成され、プレス成形性が低下する。したがって、Tiを含有させる場合は、Tiの含有量は0.3質量%以下とする。好ましくは0.01~0.2質量%である。

【0033】

(Zn:0.5質量%以下)

Znの含有量が0.5質量%を超えると、粗大な金属間化合物が生成されてアルミニウム合金板の成形性が低下し、また耐食性が著しく低下する。したがって、Znの含有量は0.5質量%以下に規制する。

【0034】

(不可避的不純物)

上記のCu、Fe、Mn、Cr、Zr、TiおよびZn以外の不可避的不純物としては、Sn、Sc、Ni、C、In、Na、Ca、V、Bi、Sr等の元素が想定し得るが、いずれも本発明の特徴を阻害しないレベルで含有することは許容される。具体的には、Cu、Fe、Mn、Cr、Zr、Ti、Znおよび不可避的不純物の元素の合計含有量が1.0質量%以下であることが好ましい。

【0035】

次に、上記Al合金から構成されるプレス成形用Al合金板に必要なとされる特性について、以下に説明する。

【0036】

(圧痕の対角線の長さの比)

ピッカース硬さは、JIS Z2244に記載されている金属材料の硬度を測定するための測定方法である。正四角錘形のダイヤモンドの圧子を一定の試験荷重で試料の試験面に押し込み、生じた圧痕(くぼみ)の大きさから、試料の硬さを測定する試験である。圧痕を平面視するとほぼ正方形となり、2本の対角線が存在することとなる。

【0037】

本発明においては、ピッカース硬度計において、圧延方向に対する角度の違いによる対角線の長さの違いを、Al合金板の成形性における等方性の指標として使用する。

【0038】

具体的には、プレス成形用Al合金板のピッカース硬度計による圧痕の対角線の長さにおいて、圧延方向に対して45°または-45°(135°)の角度である圧痕の対角線の長さ(L45)と、圧延方向に対して0°または90°の角度である圧痕の対角線の長さ(L0)との差Lの、圧延方向に対して0°または90°の角度である圧痕の対角線

10

20

30

40

50

の長さ (L0) に対する比率 P (%) を求める。

数式で表わすと、以下ようになる。

$$P(\%) = 100 \times |L45 - L0| / L0 = 100 \times L / L0 \quad \dots (1)$$

ここで、 $|L45 - L0|$ は、L45 と L0 との差 (絶対値) を示す。

【0039】

尚、ビッカース硬度計による圧痕の対角線の長さにおいて、圧延方向に対して 0° または 90° の角度である圧痕の対角線の長さ (L0) を、以下簡略化して、「圧延方向に対して 0° の対角線の長さ L0」と記載することがある。

同様に、ビッカース硬度計による圧痕の対角線の長さにおいて、圧延方向に対して 45° または -45° (135°) の角度である圧痕の対角線の長さ (L45) を、以下簡略化して、「圧延方向に対して 45° の対角線の長さ L45」と記載することがある。

【0040】

本発明において、この比率 P が、2.0% 以下であることが必要である。

つまり、ビッカース硬度計による圧痕の対角線の長さにおいて、圧延方向に対して 0° の対角線の長さ L0 と圧延方向に対して 45° の対角線の長さ L45 との差 L の、前記 L0 に対する比率 P (%) が 2.0% 以下であることが必要である。

【0041】

比率 P が 2.0% を超えると、成形性における異方性が大きいものであり、張出成形における張出高さを大きいものとするのが困難である。

比率 P を 2.0% 以下にするためには、上記の特定の組成を有する Al 合金であって、下記の特定の製造条件を採用して、Al 合金板の内部の結晶構造の異方性を解消させることが必要である。

【0042】

圧痕の対角線の長さの測定方法は、以下のとおりである。

ビッカース硬度計による圧痕は、試料の幅の中央付近に、圧延方向 (RD 方向) に沿って作成する。圧延方向に対して対角線が、0° (90°) または 45° (-45°) の角度となるように、それぞれについて、少なくとも 3箇所ずつ、圧痕を付ける。圧痕を付ける面は、Al 合金板の表面に付けてもよいし、Al 合金板の断面に付けてもよい。

圧痕の対角線の長さは、複数の圧痕を上方から顕微鏡を用いて写真撮影し、得られた平面画像から、個々の圧痕の 2本の対角線の長さを測定し、それらの測定値の平均値として求める。ビッカース硬度計の荷重は、試料の硬度に応じて、適宜設定することができる。

【0043】

次に、本発明に係るプレス成形用 Al 合金板の製造方法について説明する。

本発明に係る製造方法は、歪みを蓄積させた状態で、熱間圧延工程後に設けた焼鈍工程で微細に再結晶させることで、板材内の結晶構造の異方性を解消させるところに大きな特徴を有するものである。

【0044】

本発明に係るプレス成形用 Al 合金板の製造方法には、以下の 2つの実施形態がある。図 1 は、本発明に係るプレス成形用 Al 合金板の製造方法の第 1 実施形態の製造工程を示すフローチャートである。図 2 は、本発明に係るプレス成形用 Al 合金板の製造方法の第 2 実施形態の製造工程を示すフローチャートである。

【0045】

< 製造方法の第 1 実施形態 >

本発明のプレス成形用 Al 合金板の製造方法の第 1 実施形態は、Si : 0.4 ~ 1.5 質量%、Mg : 0.3 ~ 1.0 質量% を含有し、残部が Al および不可避免的不純物からなる Al 合金を鑄造する鑄造工程と、前記 Al 合金の鑄塊に、均質化熱処理を施す均質化熱処理工程と、熱間圧延の終了温度が 300 以下となる条件で熱間圧延を施す熱間圧延工程と、300 ~ 500 の温度で焼鈍を施す焼鈍工程と、冷間圧延終了温度 100 以下で冷間圧延を施す冷間圧延工程と、500 以上の温度で処理する溶体化処理工程と、70 以上の温度に加熱する加熱工程とをこの順に行うことを特徴としている。

10

20

30

40

50

【 0 0 4 6 】

本発明のプレス成形用 A 1 合金板の製造方法の第 1 実施形態では、本発明の効果を阻害しない範囲内で、以下に記載した以外の工程、例えば途中工程で洗浄、中間トリミング、分割などのスリッター、レベラー矯正などの工程をさらに追加することは構わない。また、以下に特に記載した以外の工程や条件については、常法により製造することが可能である。以下に、図 1 を参照しながら、各工程の条件について説明する。

【 0 0 4 7 】

(鋳造工程 S 1)

鋳造工程 S 1 は、プレス成形用 A 1 合金を溶解、鋳造して A 1 合金鋳塊を作製する工程である。鋳造工程では、前記した組成を有する A 1 合金を溶解した溶湯から、所定形状の鋳塊を作製する。A 1 合金を溶解、鋳造する方法は、特に限定されるものではなく、従来公知の方法を用いればよい。例えば、誘導溶解炉または反射溶解炉等を用いて溶解し、連続鋳造法や、半連続鋳造法を用いて鋳造することができる。

10

【 0 0 4 8 】

(均質化熱処理工程 S 2)

均質化熱処理工程 S 2 は、鋳造しただけでは組織が場所によって不均一であるため、全体を均一な組織にするために行う。均質化熱処理開始温度は、好ましくは、500 ~ 580 である。500 未満では、均一になるまでに時間がかかるために生産性が低下し、580 を超えると、偏析部分の融点が下がっていることによる局部融解が発生すること

20

がある。均質化熱処理時間は、1 ~ 10 時間であることが好ましい。均質化熱処理時間が、1 時間未満であると偏析が無くなっていない可能性がある。一方、10 時間を超えると生産性が低下する。

【 0 0 4 9 】

(熱間圧延工程 S 3)

熱間圧延工程 S 3 は、前記均質化熱処理工程 S 2 後に、所定の厚みとするために熱間圧延を施す工程である。温度の降下過程において、所定の厚みとなるまで繰り返し行われる。熱間圧延の開始温度は、400 ~ 550 であることが好ましい。出来るだけ少ない圧下回数で所定の板厚にするためには、圧延は高い温度で行われる。熱間圧延の開始温度が低いと、変形抵抗が大きいため圧延が困難となる。一方、熱間圧延の開始温度が高過ぎると、表面の粗大再結晶の原因になり、最終製品の肌荒れの原因となる。

30

熱間圧延は、一般的なアルミニウム材の熱間圧延と同様に 1 パスの熱間加工率(圧下率) 30 ~ 50 % 程度の範囲で行うことができる。熱間圧延の圧下率は、30 ~ 40 % であることが好ましい。この範囲の中で行うことにより、熱間圧延時の加工発熱量が少なくなり、歪み蓄積量が大きくなるからである。

【 0 0 5 0 】

熱間圧延の仕上げ工程の終了温度は、300 以下とすることが必要である。より好ましくは、170 ~ 290 である。熱間圧延の終了温度が 300 を超えると、歪みの蓄積量が不足するため、焼鈍工程において微細に再結晶せず、特定の結晶方位のみが発達することで変形しやすい方向に偏りが生じて、A 1 板を等方性に優れた組織とすることができ

40

【 0 0 5 1 】

(焼鈍工程 S 4)

焼鈍工程 S 4 は、焼鈍を行う工程である。熱間圧延工程 S 3 の仕上げ工程において、熱間圧延の終了温度を 300 以下としているため、A 1 板内部の結晶構造組織内には歪みが蓄積している。焼鈍工程 S 4 において、拘束力のかからない状態で、この歪みを解放させることによって、A 1 板内部の結晶構造組織をいかなる方向においても歪みが少なく、等方性の高い構造のものとする事ができる。

【 0 0 5 2 】

焼鈍温度は、300 ~ 500 とすることが必要である。300 未満の場合、再結晶

50

が起こらない可能性があり、500 を超えると、結晶粒粗大化が起こる可能性がある。焼鈍時間は、連続炉の場合0秒を超えて30秒以下、バッチ式炉の場合5h以下が好ましい。長すぎると、結晶粒粗大化が起こり、異方性が大きくなる。なお、昇温速度が速いため、微細に再結晶しやすい連続炉を使用し、昇温速度を1 / 秒以上とすることが好ましい。

【0053】

(冷間圧延工程S5)

冷間圧延工程S5は、冷間圧延を施す工程である。焼鈍工程S4終了後に、冷間圧延を1回あるいは複数回行って、所望の最終板厚とする。冷間加工率は、40%以上が好ましい。冷間加工率が40%未満の場合、溶体化時の結晶粒微細化効果が十分に得られないことがある。冷間圧延終了温度は、100 以下であることが必要であり、好ましくは80 以下である。冷間圧延終了温度が高い場合、歪みの蓄積量が不足し、溶体化処理工程において微細に再結晶せず、特定の結晶方位のみが発達することで変形しやすい方向に偏りが生じて、等方な組織が得られない。なお、冷間圧延終了温度は、冷間圧延を複数回行う場合、最終の冷間圧延を終了した温度のことを指す。

また、上記冷間圧延終了後に板平坦度の矯正のためのスキンプラス圧延や表面粗さ制御のためのEDT(electric discharge textured)ロールを用いた圧延などの低加工率の冷間圧延を行っても良い。

【0054】

(溶体化処理工程S6)

溶体化処理工程S6は、Mg、Siを固溶させて、バーク後の耐力を確保するために必要な工程である。溶体化温度は、500 以上の温度で行うことが必要であり、500 ~ 570 が好ましい。溶体化温度が、500 未満であると、固溶量が不足する可能性があり、570 を超えると、共晶融解や再結晶粒の粗大化の可能性がある。溶体化時間は、0秒を超えて60秒以下であることが好ましい。溶体化時間が長すぎる場合、効果が飽和して経済性を損なう。加熱温度に到達した後の冷却においては、冷却速度が遅いと粒界に粗大なMg₂Si、Si等が析出し易く、成形性が低下するため、水冷(水焼入れ)等により冷却することが好ましい。

【0055】

(加熱工程S7)

加熱工程S7は、室温時効による変化量を低減させ、バーク後の耐力を確保させる工程である。加熱温度は、70 以上であることが必要であり、70 ~ 150 が好ましい。70 未満に保持した場合、焼付け処理後の強度上昇が小さくなる。150 を超えると、初期強度が高くなりすぎて成形性が悪化する。

【0056】

<製造方法の第2実施形態>

本発明のプレス成形用A1合金板の製造方法の第2実施形態は、Si:0.4~1.5質量%、Mg:0.3~1.0質量%を含有し、残部がA1および不可避免的不純物からなるA1合金を鑄造する鑄造工程と、前記A1合金の鑄塊に、均質化熱処理を施す均質化熱処理工程と、熱間圧延を施す熱間圧延工程と、冷間圧延終了温度100 以下で冷間圧延を施す第1冷間圧延工程と、300~500 の温度で中間焼鈍を施す中間焼鈍工程と、冷間圧延終了温度100 以下で冷間圧延を施す第2冷間圧延工程と、500 以上の温度で処理する溶体化処理工程と、70 以上の温度に加熱する加熱工程とをこの順に行うことを特徴としている。

【0057】

本発明のプレス成形用A1合金板の製造方法の第2実施形態では、本発明の効果を阻害しない範囲内で、以下に記載した以外の工程、例えば途中工程で洗浄、中間トリミング、分割などのスリッター、レベラー矯正などの工程をさらに追加することは構わない。また、以下に特に記載した以外の工程や条件については、常法により製造することが可能である。以下に、図2を参照しながら、各工程の条件について説明する。

【 0 0 5 8 】

製造方法の第2実施形態では、鑄造工程 S 1、均質化熱処理工程 S 2、溶体化処理工程 S 6、加熱工程 S 7 は、製造方法の第1実施形態と条件が共通しているので、これらの工程についての説明は省略する。

【 0 0 5 9 】

(熱間圧延工程 S 3)

製造方法の第2実施形態では、熱間圧延時の熱間加工率(圧下率)、開始温度は第1実施形態と同じである。熱間圧延の仕上げ工程の終了温度について特に上限はないが、生産効率の観点から 4 0 0 以下が好ましい。

【 0 0 6 0 】

(第1冷間圧延工程 S 5 a)

冷間加工工程 S 5 a は、前記熱間圧延工程 S 3 後に、冷間圧延を施す工程である。熱間圧延工程 S 3 終了後、冷間圧延を1回あるいは複数回行なって、所望の最終板厚とする。冷間加工率は、4 0 % 以上が好ましく、5 0 % 以上がより好ましい。冷間圧延終了温度は、1 0 0 以下であることが必要であり、好ましくは 8 0 以下である。これらの範囲を逸脱した場合、中間焼鈍工程で微細な再結晶組織が得られない。

【 0 0 6 1 】

(中間焼鈍工程 S 4 a)

中間焼鈍工程 S 4 a は、第1冷間圧延工程 S 5 a 後に、中間焼鈍を行う工程である。第1冷間圧延工程 S 5 a において、A 1 板内部の結晶構造組織内には歪みが蓄積している。中間焼鈍工程 S 4 a において、拘束力のかからない状態で、この歪みを解放させることによって、A 1 板内部の結晶構造組織をいかなる方向においても歪みが少なく、等方性の高い構造のものとするができる。

【 0 0 6 2 】

中間焼鈍温度は、3 0 0 ~ 5 0 0 とすることが必要である。3 0 0 未満の場合、再結晶が起こらない可能性があり、5 0 0 を超えると、結晶粒粗大化が起こる可能性がある。中間焼鈍時間は、連続炉の場合 0 秒を超えて 3 0 秒以下、バッチ式炉の場合 5 h 以下が好ましい。長すぎると、結晶粒粗大化が起こり、異方性が大きくなる。なお、昇温速度が速いため、微細に再結晶しやすい連続炉を使用し、昇温速度を 1 / 秒以上とすることが好ましい。

【 0 0 6 3 】

(第2冷間圧延工程 S 5 b)

第2冷間圧延工程 S 5 b は、中間焼鈍工程 S 4 a 後に、冷間圧延を施す工程である。焼鈍工程 S 4 終了後に、冷間圧延を1回あるいは複数回行なって、所望の最終板厚とする。冷間加工率は 4 0 % 以上が好ましい。冷間加工率が 4 0 % 未満の場合、溶体化時の結晶粒微細化効果が十分に得られないことがある。冷間圧延終了温度は、1 0 0 以下であることが必要であり、好ましくは 8 0 以下である。冷間圧延終了温度が高い場合、歪みの蓄積量が不足し、溶体化処理工程において微細に再結晶せず、特定の結晶方位のみが発達することで変形しやすい方向に偏りが生じて、等方な組織が得られない。なお、冷間圧延終了温度は、冷間圧延を複数回行う場合、最終の冷間圧延を終了した温度のことを指す。

また、上記冷間圧延終了後に板平坦度の矯正のためのスキンプラス圧延や表面粗さ制御のための EDT (e l e c t r i c d i s c h a r g e t e x t u r e d) ロールを用いた圧延などの低圧延率の冷間圧延を行っても良い。

【 0 0 6 4 】

以上の各工程を有する製造工程 S を経て得られたプレス成形用 A 1 合金板は、プレス成形用 A 1 合金板として、優れたプレス成形性を有したものとすることができる。

【実施例】

【 0 0 6 5 】

次に、本発明を実施例に基づいて説明する。尚、本発明は、以下に示した実施例に限定されるものではない。

【 0 0 6 6 】

(試料番号 1 ~ 2 7)

試料番号 1 ~ 2 7 は、いずれも製造方法の第 1 実施形態によって製造されたアルミニウム合金板である。

後記する表 1 に示す組成の A 1 合金 (合金記号 A ~ Z) を、D C 鑄造法等の公知の鑄造法により、溶解、鑄造して厚さ 6 0 0 m m の鑄塊とした。この鑄塊に、5 5 0 、5 時間の均質化熱処理を施した。この熱処理を施した鑄塊に、試料番号 1 ~ 2 5 と試料番号 2 7 については、熱間圧延開始温度 5 0 0 で 3 0 ~ 4 0 % の圧延率で熱間圧延を繰り返し施して、板厚を減少させていき、熱間圧延終了温度 2 7 0 で、板厚 3 m m の熱間圧延板とした。試料番号 2 6 については、熱間圧延終了温度を 2 8 5 に変更して、板厚 3 m m の熱間圧延板とした。

10

【 0 0 6 7 】

次に、試料番号 1 ~ 2 5 については連続炉を用いて、5 0 0 、2 0 秒の焼鈍を施した。試料番号 2 6 については連続炉を用いて、3 5 0 、2 0 秒の焼鈍を施した。試料番号 2 7 についてはバッチ式炉を用いて、4 0 0 、4 h の焼鈍を施した。その後、試料番号 1 ~ 2 7 について、6 6 % の冷間加工率 (圧下率) で冷間圧延を行い、冷間圧延終了温度が 9 0 の板厚 1 m m の冷間圧延板とした。次に、連続炉を用いて、昇温速度 3 0 0 / 分で加熱し、5 5 0 に到達した時点で 2 0 秒間保持して、溶体化処理を行った。その後、直ちに室温の水中に投入して、冷却速度 1 0 0 / 秒以上の急冷にて焼入れを行った。最後に、1 0 0 で 2 時間保持する加熱処理を行い、0 . 6 / 時間で徐冷し、供試材を得た。尚、A 1 合金板の温度の測定には、ライン精機株式会社製デジタル温度計 TC-950 を使用した (以下、同様)。

20

【 0 0 6 8 】

(試料番号 2 8 ~ 3 2)

試料番号 2 8 ~ 3 2 は、いずれも製造方法の第 2 実施形態によって製造されたアルミニウム合金板である。

後記する表 1 に示す組成の A 1 合金のうち、合金記号で A、E、M の組成の合金を用いて、試料番号 1、5、1 3 と同様に、D C 鑄造法等の公知の鑄造法により、溶解、鑄造して厚さ 6 0 0 m m の鑄塊とした。この鑄塊に、5 5 0 、5 時間の均質化熱処理を施した。この熱処理を施した鑄塊に、試料番号 2 8 ~ 3 0 と試料番号 3 2 については、熱間圧延開始温度 5 0 0 で 3 0 ~ 4 0 % の圧延率で熱間圧延を繰り返し施して、板厚を減少させていき、熱間圧延終了温度 2 5 0 で、板厚 7 m m の熱間圧延板とした。試料番号 3 1 については、熱間圧延終了温度を 3 3 0 に変更して、板厚 7 m m の熱間圧延板とした。

30

【 0 0 6 9 】

次に、それぞれ後記する表 2 に記載の 9 0 以下の冷間圧延終了温度で、5 7 % の冷間加工率 (圧下率) で第 1 冷間圧延を行い、板厚 3 m m の冷間圧延板とした。その後、試料番号 2 8 ~ 3 1 については連続炉を用いて、5 0 0 、2 0 秒の中間焼鈍を施した。試料番号 3 2 についてはバッチ式炉を用いて、4 0 0 、5 h の中間焼鈍を施した。その後、試料番号 2 8 ~ 3 2 について、それぞれ表 2 に記載の 9 0 以下の冷間圧延終了温度で、6 7 % の冷間加工率 (圧下率) で第 2 冷間圧延を行い、板厚 1 m m の冷間圧延板とした。次に、連続炉を用いて、昇温速度 3 0 0 / 分で加熱し、5 5 0 に到達した時点で 2 0 秒間保持して、溶体化処理を行った。その後、直ちに室温の水中に投入して、冷却速度 1 0 0 / 秒以上の急冷にて焼入れを行った。最後に、1 0 0 で 2 時間保持する加熱処理を行い、0 . 6 / 時間で徐冷し供試材を得た。

40

【 0 0 7 0 】

(試料番号 3 3 ~ 4 0)

試料番号 3 3 は、試料番号 3 0 において、第 1 および第 2 の冷間圧延終了温度を 1 2 0 にした以外は試料番号 3 0 と同等の条件で加工を行った。

試料番号 3 4 は、試料番号 3 0 において、第 1 の冷間圧延終了温度を 1 2 0 とした以外は試料番号 3 0 と同等の条件で加工を行った。

50

試料番号 35 は、試料番号 30 において、第 2 の冷間圧延終了温度を 120 とした以外は試料番号 30 と同等の条件で加工を行った。

試料番号 36 は、試料番号 13 において、熱間圧延工程の終了温度を 330 にした以外は、試料番号 13 と同等の条件で加工を行った。

試料番号 37 は、試料番号 13 において、冷間圧延終了温度を 110 とした以外は、試料番号 13 と同等の条件で加工を行った。

試料番号 38 は、試料番号 30 において、中間焼鈍工程を行わなかった以外は、試料番号 30 と同等の条件で加工を行った。

試料番号 39 は、試料番号 1 において、熱間圧延工程の終了温度を 250 にして、バッチ式炉を用いて、280、4 h の焼鈍を施した以外は、試料番号 1 と同等の条件で加工を行った。

試料番号 40 は、試料番号 5 において、熱間圧延工程の終了温度を 250 にして、焼鈍温度を 600 にした以外は、試料番号 5 と同等の条件で加工を行った。

【0071】

各試料番号において、加熱工程後 3 ヶ月放置後に得られた A1 合金板の特性の評価条件は以下のとおりである。

【0072】

[圧痕の対角線の長さの比]

圧痕の対角線の長さの比の測定方法について、以下に図を用いて説明する。図 2 は、ピッカース硬度計による圧痕の対角線において、圧延方向に対して 0° または 90° の対角線の長さ L_0 と圧延方向に対して 45° または -45° (135°) の対角線の長さ L_{45} を測定する方法を説明するための模式図である。

【0073】

図 3 は、圧痕を形成する箇所例を示した。板の幅方向中央から採取した試料の圧延方向 (RD 方向) に沿った板断面の中央において、圧痕の対角線が圧延方向に対して 0° または 90° の角度となる場合 (A1 ~ A3) と圧痕の対角線が圧延方向に対して 45° または -45° (135°) の角度となる場合 (B1 ~ B3) のそれぞれについて、少なくとも 3 箇所ずつ、ピッカース硬度計によってほぼ正方形の圧痕を付ける。このとき、ピッカース硬度計の荷重は 100 g とした。

【0074】

株式会社ミットヨ社 (Mitutoyo Corporation) 製ピッカース硬度測定装置 AV-500 を使用し、同装置にて、加熱工程後 3 ヶ月放置した厚さ 1 mm の供試材の板断面に前記圧痕を刻印し、同装置と一体となっている顕微鏡の自動焦点合わせ機能を用いて、写真撮影する。

【0075】

図 4、図 5 は、圧痕の写真から対角線を測定する一例を示した。1 個の圧痕写真から 2 つの対角線の長さを測定する。図 4 は、圧痕の対角線が圧延方向に対して 0° または 90° の角度となる場合である。圧延方向 (RD 方向) に対して 0° および 90° の対角線の長さ L_0 として、それぞれ a_1 および a_2 の長さを測定し、平均した値を用いる。図 5 は、圧痕の対角線が圧延方向に対して +45° または -45° (135°) の角度となる場合である。圧延方向 (RD 方向) に対して 45° および -45° (135°) の対角線の長さ L_{45} として、それぞれ b_1 および b_2 の長さを測定し、平均した値を用いる。それぞれ少なくとも 3 箇所の圧痕について測定し、得られた対角線の長さの平均値として算出する。

【0076】

圧延方向に対して 0° の対角線の長さ L_0 と圧延方向に対して 45° の対角線の長さ L_{45} との差 L を求める。この両者の長さの差 L の、圧延方向に対して 0° の対角線の長さ L_0 に対する比率 P (%) を求める。この値が 2.0% 以下の場合に異方性が少なく成形性が優れていると判断した。

【0077】

[引張試験]

供試板から、圧延方向が長手方向となるように J I S 5 号の引張試験片を打ち抜いた。J I S Z 2 2 4 1 に準じて、株式会社島津製作所 (S H I M A D Z U C O R P O R A T I O N) 製床置形万能引張試験機 A G - I にて引張試験を行い、引張強さ (M P a)、引張伸び (%) および 0 . 2 % 耐力 (M P a) を測定した。クロスヘッド速度は 5 m m / 分で、試験片が破断するまで一定の速度で行い、それぞれ 5 回測定して平均値で算出した。引張強度は、2 1 0 M P a 以上のときに、耐力は 1 2 0 M P a 以上のときに、引張伸びは 2 0 % 以上のときに、それぞれ優れていると判断した。

【 0 0 7 8 】

[A B 耐力]

A B 耐力とは、プレス成形後の塗装焼付等の人工時効処理により強度や耐力が向上する B H 性 (ベークハード性、塗装焼付硬化性) についての指標である。A 1 合金板のプレス成形後の成形体に対して、塗装焼付などの比較的低温の処理を施すことにより、その時の加熱により時効硬化して強度・耐力が向上する。この向上の程度を指標として表わすものである。

人工時効硬化処理として、プレス成形を模擬した 2 % の歪み (ストレッチ) を予め付与した状態で、1 7 0 で 2 0 分の加熱処理を行った。その後、J I S Z 2 2 4 1 に準じて、株式会社島津製作所 (S H I M A D Z U C O R P O R A T I O N) 製床置形万能引張試験機 A G - I にて引張試験を行って、0 . 2 % 耐力 (A B 耐力) (M P a) を測定した。クロスヘッド速度は 5 m m / 分で、試験片が破断するまで一定の速度で行い、5 回測定して平均値で算出した。A B 耐力が 1 7 0 M P a 以上のときに優れていると判断した。

【 0 0 7 9 】

[耳率]

供試板から、外径 6 6 m m の円板状の試験片 (ブランク) を打ち抜き、この試験片に対して直径 4 0 m m のポンチを用いてカップングを施して、カップ径 4 0 m m の絞りカップを作製した。この絞りカップの耳高さを測定し、下記式 (2) に基づき、耳率 (0 °、9 0 ° 耳率) (%) を測定した。下記式 (2) において、h X は絞りカップの耳高さを表す。そして、h の添数字 X はカップ高さの測定位置を示し、A 1 合金板の圧延方向に対して X ° の角度をなす位置を意味する。

耳率 (%) = [{ (h 0 + h 9 0 + h 1 8 0 + h 2 7 0) - (h 4 5 + h 1 3 5 + h 2 2 5 + h 3 1 5) } / { 1 / 2 (h 0 + h 9 0 + h 1 8 0 + h 2 7 0 + h 4 5 + h 1 3 5 + h 2 2 5 + h 3 1 5) }] × 1 0 0 . . . (2)

耳率が、3 . 5 % 以下の場合、圧延方向に対して 0 °、9 0 ° 方向と 4 5 ° 方向との変形量が大きく異なることはなく、成形性、歩留まりに優れているものと判断した。

【 0 0 8 0 】

[張出成形性]

図 6 は、張出成形性試験機の測定方法を説明するための断面図である。アルミニウム合金板のプレス加工における割れの有無の評価に代えて、球頭張出し成形による限界張出し高さを評価した。供試板 1 3 として、圧延方向長 1 1 0 m m × 圧延直角方向長 2 0 0 m m に切り出した。この供試板 1 3 を、図 6 に示すように、内径 (穴径) 1 0 2 . 8 m m、肩半径 R d : 5 . 0 m m、外径 2 2 0 m m のダイス 1 0 に、治具 (ブランクホルダ) 1 1 を用いて一定のしわ押さえ力で固定した。そして、ダイス - 治具間の隙間を試験片と同じ厚さ 1 m m のシム (図示省略) を挟むことにより一定に保ちながら、球頭直径 1 0 0 m m (半径 R p : 5 0 m m) の球頭ポンチ 1 2 を供試板表面に対して垂直方向に押し込んで張出し加工を行い、割れや括れが観察されるまでの張出高さ H の限界値を求めた。張出高さ H の限界値が 3 0 m m 以上であるものを合格と判断した。

【 0 0 8 1 】

[リジングマーク性]

供試材の圧延方向に対して 0 ° 方向の寸法が 4 0 m m、9 0 ° 方向の寸法が 2 0 0 m m の試験片を切り出した。1 5 % の塑性歪みを圧延方向に対して 9 0 ° 方向に付与した後に、自動車車体パネルの塗装を模擬して、リン酸亜鉛処理を行い、次にカチオン電着塗装を

10

20

30

40

50

行い、さらに塗装焼付硬化処理を模擬した焼鈍処理を施した後に、板表面を目視観察して評価を行った。具体的な処理条件は以下のとおりである。前記歪みを予め付与した後の板に対して、リン酸チタンのコロイド分散液処理、フッ素を低濃度（50 ppm）含むリン酸亜鉛浴に浸漬するリン酸亜鉛処理を順に行い、リン酸亜鉛皮膜を板表面に形成させ、さらにカチオン電着塗装を行った後に、170 × 20分の加熱処理を実施した。

前記塗装表面に、リジニングマークが発生していないものを○、リジニングマークが発生しているものの比較的軽度であるものを△、リジニングマークが顕著に発生したものを×と判断した。

【0082】

試料番号1～25の評価結果を表1に示した。また、試料番号1、5、13、26～40の評価結果を表2に示した。表1の合金組成において「-」で示した組成は分析装置の検出限界以下であることを示している。また、表1、表2に示された数値のうち、下線を引いた数値は、請求項1の数値範囲から外れている数値であることを示している。また、表2の試料番号1、5、13は、表1の試料番号1、5、13と同一のものである。

【0083】

【 附 1 】

試料 番号	合金 記号	合金組成 (残部: Al、不可避の不純物) (質量%)											比率P (%)	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	引張伸び (%)	AB耐力 (MPa)	耳率 (%)	張出高さ (mm)	
		Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Cr	Zr	Ti	Zn										
1	A	1.4	1.0	—	0.40	0.40	—	—	—	—	—	—	—	1.3	280	165	21	215	2.9	32
2	B	0.8	0.7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	1.8	250	139	25	182	3.2	34
3	C	1.0	0.6	0.15	—	—	—	—	—	—	—	—	—	1.7	245	130	29	196	3.4	36
4	D	1.0	0.6	—	0.18	0.14	—	—	—	—	—	—	—	1.7	238	130	28	196	3.3	35
5	E	0.6	0.6	0.15	0.18	0.14	—	—	—	—	—	0.1	—	1.5	228	132	26	180	3.1	37
6	F	1.0	0.6	—	0.18	—	0.1	—	—	—	0.05	0.4	—	1.4	253	138	25	204	3.1	37
7	G	1.0	0.6	—	0.18	—	0.1	—	—	—	—	—	—	1.6	239	131	27	197	3.3	35
8	H	1.0	0.6	—	0.22	—	—	—	—	—	—	0.4	—	1.6	240	132	27	198	3.3	35
9	I	1.0	0.6	—	0.18	—	—	—	—	—	0.05	—	—	1.6	247	132	27	198	3.3	35
10	J	1.0	0.6	—	0.18	—	0.1	—	—	—	—	0.4	—	1.5	249	134	26	199	3.2	36
11	K	1.0	0.6	—	0.18	—	—	—	—	—	0.05	0.4	—	1.5	244	136	26	201	3.2	36
12	L	1.0	0.6	—	0.18	—	0.1	—	—	—	0.05	—	—	1.5	245	137	26	203	3.2	36
13	M	1.0	0.4	0.15	0.18	0.14	—	—	—	—	—	—	—	1.6	252	136	29	195	3.2	35
14	N	1.0	0.5	0.70	0.18	—	—	—	—	—	—	—	—	1.4	265	152	28	236	3.0	37
15	O	1.0	0.6	—	0.18	—	—	—	—	0.1	—	—	—	1.7	237	129	26	194	3.4	34
16	P	2.0	0.6	—	0.18	—	—	—	—	—	—	—	—	1.3	300	185	24	245	2.8	29
17	Q	0.2	0.6	—	0.18	—	—	—	—	—	—	—	—	2.5	210	95	29	155	3.7	27
18	S	1.0	0.6	—	1.0	—	—	—	—	—	—	—	—	1.2	190	73	15	155	2.6	29
19	T	1.0	0.6	—	0.18	1.0	—	—	—	—	—	—	—	1.1	250	139	24	205	2.4	27
20	U	1.0	1.5	—	0.18	—	—	—	—	—	—	—	—	0.9	340	225	19	285	2.2	26
21	V	1.0	0.2	—	0.18	—	—	—	—	—	—	—	—	2.6	165	95	33	105	3.8	26
22	W	1.0	0.6	—	0.18	—	0.8	—	—	—	—	—	—	1.2	244	139	26	205	2.5	28
23	X	1.0	0.6	—	0.18	—	—	—	—	—	—	1.0	—	1.3	249	141	25	207	2.7	25
24	Y	1.0	0.6	—	0.18	—	—	—	—	—	0.7	—	—	1.2	243	138	27	202	2.5	27
25	Z	1.0	0.6	—	0.18	—	—	0.8	—	—	—	—	—	1.2	242	137	25	203	2.4	27

【 0 0 8 4 】

10

20

30

40

50

【 表 2 】

試料 番号	合金 記号	製造 方法	熱間圧延 終了温度 (°C)	第1冷間圧延 終了温度 (°C)	焼鈍 工程	焼鈍工程 炉の種類	焼鈍温度 (°C)	冷間圧延 終了温度 (°C)	第2冷間圧延 終了温度 (°C)	比率P (%)	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	引張伸び (%)	AB耐力 (MPa)	耳率 (%)	張出高さ (mm)	リジング マーク性
1	A	第1	270	—	焼鈍	連続炉	500	90	—	1.3	280	165	21	215	2.9	32	◎
5	E	第1	270	—	焼鈍	連続炉	500	90	—	1.5	228	132	26	180	3.1	37	◎
13	M	第1	270	—	焼鈍	連続炉	500	90	—	1.6	252	136	29	195	3.2	35	◎
26	M	第1	285	—	焼鈍	連続炉	350	90	—	1.7	251	135	29	194	3.2	35	○
27	M	第1	270	—	焼鈍	バッチ式炉	400	90	—	1.8	250	134	28	193	3.3	34	○
28	A	第2	250	80	中間焼鈍	連続炉	500	—	80	1.1	285	170	20	220	2.7	34	◎
29	E	第2	250	80	中間焼鈍	連続炉	500	—	80	1.3	233	137	25	185	3.0	39	◎
30	M	第2	250	80	中間焼鈍	連続炉	500	—	80	1.4	257	141	28	200	3.1	37	◎
31	M	第2	330	70	中間焼鈍	連続炉	500	—	70	1.5	254	139	22	190	3.1	38	◎
32	M	第2	250	80	中間焼鈍	バッチ式炉	400	—	80	1.7	255	139	27	198	3.2	36	○
33	M	第2	250	120	中間焼鈍	連続炉	500	—	120	2.4	248	129	25	190	3.6	30	×
34	M	第2	250	120	中間焼鈍	連続炉	500	—	80	2.2	253	137	24	196	3.3	33	×
35	M	第2	250	80	中間焼鈍	連続炉	500	—	120	2.3	249	130	24	191	3.6	31	×
36	M	第1	330	—	焼鈍	連続炉	500	90	—	2.6	241	124	21	183	3.8	28	×
37	M	第1	270	—	焼鈍	連続炉	500	110	—	2.2	250	134	28	192	3.3	33	×
38	M	第2	250	80	なし	—	—	—	80	3.1	239	125	29	179	4.5	25	×
39	A	第1	250	—	焼鈍	バッチ式炉	280	90	—	3.0	237	123	29	177	4.5	26	×
40	E	第1	250	—	焼鈍	連続炉	600	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

焼鈍時に溶解したため、評価不能

【 0 0 8 5 】

10

20

30

40

50

表 1 に示すように、本発明の合金組成の規定を満足する A 1 合金からなるプレス成形用 A 1 合金板（試料番号 1 ~ 1 5）は、引張強さ、耐力、引張伸び、A B 耐力、耳率および張出高さのいずれの物性においても優れた性能を有するものであった。一方、本発明の規定を満足しない A 1 合金からなるプレス成形用 A 1 合金板（試料番号 1 6 ~ 2 5）は、いずれも張出高さに劣っていた。さらに、試料番号 1 7、1 8、2 0、2 1 は、引張強さ、耐力、引張伸び、A B 耐力および耳率のうちのいずれか 1 つ以上の性能において劣るものであった。

【 0 0 8 6 】

表 2 に示すように、本発明の製造方法に係る規定を満足する A 1 合金からなるプレス成形用 A 1 合金板（試料番号 1、5、1 3、2 6 ~ 3 2）は、引張強さ、耐力、引張伸び、A B 耐力、耳率、張出高さおよびリジニングマーク性のいずれの物性においても優れた性能を有するものであった。特に、製造条件として、冷間圧延の終了温度を 1 0 0 以下とし、焼鈍工程または中間焼鈍工程を施す工程を適用することにより、張出高さ等の性能が一段と優れたものとなった。また、試料番号 1 3 と 2 7、試料番号 3 0 と 3 2 は、それぞれ焼鈍工程において、連続炉を用いた場合とバッチ式炉を用いた場合とを対比させたものであるが、いずれの場合においても、連続炉を用いた方が優れた性能を有したプレス成形用 A 1 合金板を得ることができた。

【 0 0 8 7 】

一方、A 1 合金の組成は満足するものの、製造条件として本発明の規定を満足しない A 1 合金からなるプレス成形用 A 1 合金板（試料番号 3 3 ~ 3 9）は、いずれも、比率 P が 2 . 0 % を超えており、耳率、張出高さおよびリジニングマーク性のうちのいずれか 1 つ以上の性能において劣るものであった。試料番号 4 0 は、焼鈍温度が高いため、焼鈍時に溶解して、評価用試料を得ることができなかった。試料番号 3 3 ~ 3 5 では、製造方法の第 2 実施形態で、第 1 冷間圧延終了温度、第 2 冷間圧延終了温度のいずれか、あるいは両方が 1 0 0 を超えており、歪みの蓄積が少なくなり、比率 P が 2 . 0 % を超え、等方性が不十分なものとなっていた。試料番号 3 6 では、製造方法の第 1 実施形態で熱間圧延工程の終了温度が 3 0 0 を超えており、歪みの蓄積が少なくなり、微細に再結晶せず、比率 P が 2 . 0 % を超え、等方性が不十分なものとなっていた。試料番号 3 7 では製造方法の第 1 実施形態で、冷間圧延終了温度が 1 0 0 を超えており、ひずみの蓄積が少なくなり微細に再結晶せず、比率 P が 2 . 0 % を超え、等方性が不十分なものとなっていた。また、試料番号 3 8 は、焼鈍工程を行わずに製造したものであり、微細に再結晶せず、比率 P が 2 . 0 % を超え、等方性が不十分なものとなっていた。試料番号 3 9 は、製造方法の第 1 実施形態で、焼鈍温度が 3 0 0 未満であり、微細に再結晶せず、比率 P が 2 . 0 % を超え、等方性が不十分なものとなっていた。

【 符号の説明 】

【 0 0 8 8 】

- S 1 鋳造工程
- S 2 均一化熱処理工程
- S 3 熱間圧延工程
- S 4 焼鈍工程
- S 4 a 中間焼鈍工程
- S 5 冷間圧延工程
- S 5 a 第 1 冷間圧延工程
- S 5 b 第 2 冷間圧延工程
- S 6 溶体化処理工程
- S 7 加熱工程

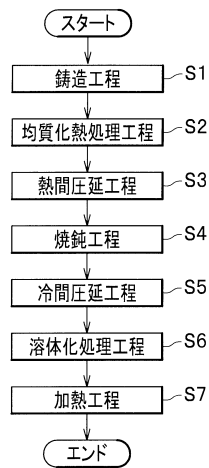
10

20

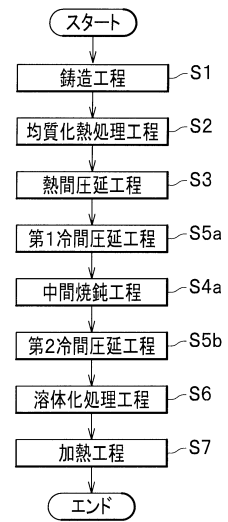
30

40

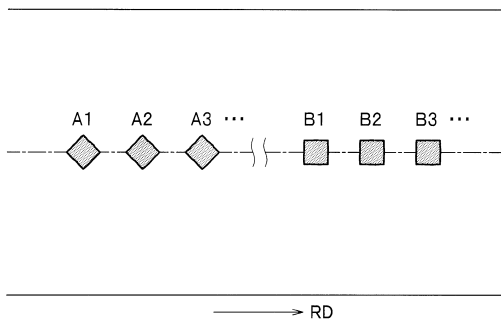
【図 1】



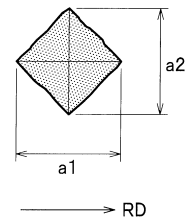
【図 2】



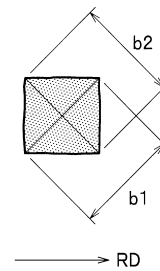
【図 3】



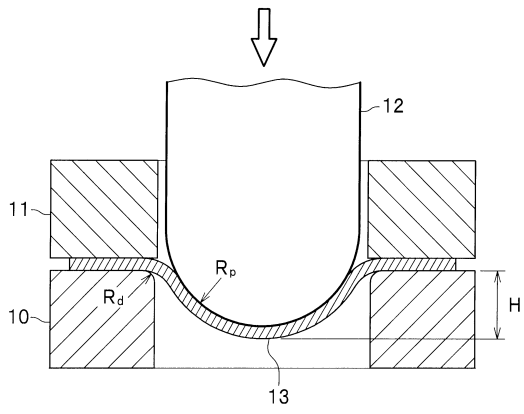
【図 4】



【図 5】



【 図 6 】



フロントページの続き

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

審査官 小川 武

- (56)参考文献 特開2010-242215(JP,A)
 特開2006-257506(JP,A)
 特開2007-077472(JP,A)
 特開2012-214846(JP,A)
 特開2000-096175(JP,A)
 特開2005-298922(JP,A)
 特開2008-303449(JP,A)
 特開2009-263781(JP,A)
 特開2007-270348(JP,A)
 KOBELCO, NO.7 [圧延(板)]その2(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174592_12412.html
 KOBELCO, NO.1 アルミ [原料] その1(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1173955_12412.html
 KOBELCO, No.2 アルミ [原料] その2(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1173956_12412.html
 KOBELCO, No.3 [溶解と鑄造] その1(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174584_12412.html
 KOBELCO, No.4 [合金] その1(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174586_12412.html
 KOBELCO, No.5 [合金] その2(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174587_12412.html
 KOBELCO, No.6 [圧延(板)] その1(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, <URL:http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174590_12412.html
 KOBELCO, No.8 [矯正](やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174594_12412.html
 KOBELCO, No.9 [剪断加工](やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174595_12412.html
 KOBELCO, No.10 [アルミの押出](やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174597_12412.html
 KOBELCO, No.11 [鑄造](やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174599_12412.html

- KOBELCO, No.12 [鍛造](やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174601_12412.html
- KOBELCO, No.13 [調質] その1(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174603_12412.html
- KOBELCO, No.14 [調質] その2(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174604_12412.html
- KOBELCO, No.15 アルミの熱処理(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174607_12412.html
- KOBELCO, No.16 [表面処理] その1(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174608_12412.html
- KOBELCO, No.17 [表面処理] その2(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174609_12412.html
- KOBELCO, No.18 [表面処理] その3(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174610_12412.html
- KOBELCO, No.19 アルミニウムの化学的性質(耐食性), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174614_12412.html
- KOBELCO, No.20 機械的性質(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174616_12412.html
- KOBELCO, No.21 絞り加工(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174817_12412.html
- KOBELCO, No.22 絞り製品と材料(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174818_12412.html
- KOBELCO, No.23 接合法(その1)(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174819_12412.html
- KOBELCO, No.24 接合法(その2/スポット溶接)(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174823_12412.html
- KOBELCO, No.25 接合法(その3/接着剤接合と電子ビーム溶接、レーザ溶接)(やさしい技術読本1997年3月発行), KOBELCO, 1997年 3月, URL, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/almi/1174824_12412.html

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

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

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