

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第3849095号
(P3849095)

(45) 発行日 平成18年11月22日(2006.11.22)

(24) 登録日 平成18年9月8日(2006.9.8)

(51) Int. Cl.	F I
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 O 4
	C 2 2 F 1/00 6 2 3
請求項の数 3 (全 14 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2002-64946 (P2002-64946)	(73) 特許権者	000107538
(22) 出願日	平成14年3月11日(2002.3.11)		古河スカイ株式会社
(65) 公開番号	特開2003-268472 (P2003-268472A)		東京都千代田区外神田4丁目14番1号
(43) 公開日	平成15年9月25日(2003.9.25)	(73) 特許権者	000006655
審査請求日	平成16年8月12日(2004.8.12)		新日本製鐵株式会社
			東京都千代田区大手町2丁目6番3号
		(74) 代理人	100083275
			弁理士 豊田 武久
		(72) 発明者	日比野 旭
			東京都墨田区錦糸1丁目2番1号 スカイ
			アルミニウム株式会社内
		(72) 発明者	村松 俊樹
			東京都墨田区錦糸1丁目2番1号 スカイ
			アルミニウム株式会社内
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 成形加工用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】

Mg 0.3 ~ 1.0 % (mass %, 以下同じ)、Si 0.3 ~ 1.2 % を含有し、かつ Mn 0.03 ~ 0.4 %、Cr 0.03 ~ 0.4 %、Zr 0.03 ~ 0.3 %、V 0.03 ~ 0.3 %、Fe 0.03 ~ 0.5 %、Ti 0.005 ~ 0.2 %、Zn 0.03 ~ 2.5 %、Cu 0.1 ~ 1.0 % のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部が Al および不可避免的不純物よりなり、しかも平均結晶粒サイズが 60 μm 以下、粒界上に存在する析出物粒子の最大長さが 5 μm 以下、円換算径 2 μm 以上の第2相粒子の分散密度が 1000 個/mm² 以下、0.5 μm 以上の径の第2相粒子の総面積率が 5 % 以下であり、しかも切欠試験における切欠伸びが 10 % 以上であることを特徴とする、ヘム曲げ性および焼付硬化性に優れかつ室温経時変化の少ない成形加工用アルミニウム合金板。

【請求項2】

Mg 0.3 ~ 1.0 %、Si 0.3 ~ 1.2 % を含有し、かつ Mn 0.03 ~ 0.4 %、Cr 0.03 ~ 0.4 %、Zr 0.03 ~ 0.3 %、V 0.03 ~ 0.3 %、Fe 0.03 ~ 0.5 %、Ti 0.005 ~ 0.2 %、Zn 0.03 ~ 2.5 %、Cu 0.1 ~ 1.0 % のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部が Al および不可避免的不純物よりなるアルミニウム合金铸塊に、480 以上の温度で均質化処理を施した後、熱間圧延を 480 以上の温度で開始して、その熱間圧延中における 480 から 350 までの降温時間を 20 分以内とするとともに、その降温過程において 10 % 以上の再結晶率で 1 回以上再結晶させ、その後 20 % 以上の圧延率で冷間圧延を施した後、480 以上

10

20

の温度で保持なしもしくは5分以内の保持の溶体化処理を行ない、溶体化処理後、100/min以上の冷却速度で45以上150未満の温度域まで冷却し、続いて45未満の温度に冷却することなく、45以上150未満の温度域で2時間以上保持する安定化処理を行なって、平均結晶粒サイズが60μm以下、粒界上に存在する析出物粒子の最大長さが5μm以下、円換算径2μm以上の第2相粒子の分散密度が1000個/mm²以下、0.5μm以上の径の第2相粒子の総面積率が5%以下であり、しかも切欠試験における切欠伸びが10%以上であるアルミニウム合金板を得ることを特徴とする、ヘム曲げ性および焼付硬化性に優れかつ室温経時変化の少ない成形加工用アルミニウム合金板の製造方法。

【請求項3】

10

請求項2に記載の成形加工用アルミニウム合金板の製造方法において、

前記安定化処理の後、さらに100/min以上の昇温速度で170~280の範囲内の温度に加熱し、その範囲内の温度で5分以内の保持を行なった後、100/min以上の冷却速度で100以下の温度まで冷却することを特徴とする、ヘム曲げ性および焼付硬化性に優れかつ室温経時変化の少ない成形加工用アルミニウム合金板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明が属する技術分野】

この発明は、自動車ボディシートやそのほか各種自動車部品、各種機械器具、家電製品やその部品等の素材として、成形加工および塗装焼付を施して使用されるAl-Mg-Si系の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り、成形性、特にヘム曲げ性が良好であるとともに、塗装焼付後の強度が高く、かつ室温での経時変化が少ない成形加工用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。

20

【0002】

【従来の技術】

従来自動車のボディシートとしては、主として冷延鋼板を使用することが多かったが、最近では車体軽量化等の観点から、アルミニウム合金圧延板を使用することが多くなっている。ところで自動車のボディシートはプレス加工を施して使用するところから、成形加工性が優れていること、また成形加工時におけるリューダースマークが発生しないことが要求され、また外板としての接合のためにヘム曲げ加工を施して使用することが多いところから、成形性のうちでも特にヘム曲げ性が優れていることが要求され、そのほか高強度を有することも必須であり、特に塗装焼付を施すのが通常であるため、塗装焼付後に高強度が得られることが要求される。

30

【0003】

従来このような自動車用ボディシート向けのアルミニウム合金としては、Al-Mg系合金のほか、時効性を有するAl-Mg-Si系合金が主として使用されている。この時効性Al-Mg-Si系合金は、塗装焼付前の成形加工時においては比較的強度が低くて成形性が優れている一方、塗装焼付時の加熱によって時効されて塗装焼付後の強度が高くなる利点を有するほか、リューダースマークが発生しない等の利点を有する。

40

【0004】

なお上述のような塗装焼付時における時効硬化を期待した時効性Al-Mg-Si系合金板の製造方法としては、鑄塊を均質化熱処理した後、熱間圧延および冷間圧延を行なって所定の板厚とし、かつ必要に応じて熱間圧延と冷間圧延との間あるいは冷間圧延の途中において中間焼鈍を行ない、冷間圧延後に溶体化処理を行なって焼入れるのが通常である。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】

前述のような自動車用ボディシート向けの時効性Al-Mg-Si系合金板についての従来の一般的な製造方法により得られた板では、最近の自動車用ボディシートに要求される特性を十分に満足させることは困難であった。

50

【0006】

すなわち、最近ではコストの一層の低減や自動車車体の軽量化等のために、自動車用ボディシートについてさらに薄肉化することが強く要求されており、そのため薄肉でも十分な強度が得られるように、一層の高強度化が求められると同時に、成形性、特にヘム曲げ性の改善が強く要求されているが、これらの性能をバランスよく満足させる点について従来の一般的な製造方法によって得られたAl-Mg-Si系合金板では不十分であった。特にヘム曲げ加工は、曲げ内径が1mm以下の180°曲げという過酷な曲げ加工であるため、良好なヘム曲げ性と強度とを両立させることが困難であるという問題があった。

【0007】

また塗装焼付については、省エネルギーおよび生産性の向上、さらには高温に曝されることが好ましくない樹脂等の材料との併用などの点から、従来よりも焼付温度を低温化し、また焼付時間も短時間化する傾向が強まっている。しかしながら従来の一般的な製法により得られた時効性Al-Mg-Si系合金板の場合、低温・短時間の塗装焼付処理では、塗装焼付時の硬化（焼付硬化）が不足し、塗装焼付後に十分な高強度が得難くなる問題があった。

10

【0008】

ここで、従来の一般的な製法により得られた時効性Al-Mg-Si系合金板では、塗装焼付後に高強度を得るために焼付硬化性を高めようとするれば、素材の延性と曲げ加工性（特にヘム曲げ性）が低下し、また板製造後に室温に放置した場合に自然時効により硬化が生じやすくなり、そのため成形性、特にヘム曲げ性が阻害されがちとなるという問題が生じている。

20

【0009】

この発明は以上の事情を背景としてなされたもので、良好な成形加工性、特に良好なヘム曲げ加工性を有すると同時に、焼付硬化性が優れていて、塗装焼付時における強度上昇が大きく、しかも板製造後の室温での経時的な変化が少なく、長期間放置した場合でも自然時効による硬化に起因する成形性の低下が少ない成形加工用アルミニウム合金板とその製造方法を提供することを目的とするものである。

【0010】

なおこの明細書において、ヘム曲げ性が良好であるとは、圧延方向に対して一方向のみのヘム曲げ性だけではなく、全方向のヘム曲げ性が良好であることを意味する。

30

【0011】

【課題を解決するための手段】

前述のような課題を解決するべく本発明者等が実験・検討を重ねた結果、先ず第1には、ヘム曲げ性には切欠引張試験における切欠伸び（破断部の局部伸び）が相関していることを見出した。そしてAl-Mg-Si系合金の成分組成を適切に選定すると同時に、切欠引張試験における切欠伸びを10%以上に調整することによって、他の特性を低下させることなく、ヘム曲げ性を向上させ得ることを見出した。また第2には、板製造プロセス条件、特に熱間圧延条件と、溶体化処理後の冷却条件および安定化処理条件を適切に選択して、金属組織条件、特に析出物やその他の第2相粒子の分散状態を適切に調整することによって、前述の課題を一挙に解決し得ることを見出し、この発明をなすに至ったのである。

40

【0013】

具体的には、請求項1の発明の成形加工用アルミニウム合金板は、Mg0.3~1.0%、Si0.3~1.2%を含有し、かつMn0.03~0.4%、Cr0.03~0.4%、Zr0.03~0.3%、V0.03~0.3%、Fe0.03~0.5%、Ti0.005~0.2%、Zn0.03~2.5%、Cu0.1~1.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部がAlおよび不可避免的な不純物よりなり、しかも平均結晶粒サイズが60μm以下、粒界上に存在する析出物粒子の最大長さが5μm以下、円換算径2μm以上の第2相粒子の分散密度が1000個/mm²以下、0.5μm以上の径の第2相粒子の総面積率が5%以下であり、しかも切欠試験における切欠伸びが10

50

%以上であることを特徴とするものである。

【0015】

また請求項2の発明の成形加工用アルミニウム合金板の製造方法は、Mg 0.3～1.0%、Si 0.3～1.2%を含有し、かつMn 0.03～0.4%、Cr 0.03～0.4%、Zr 0.03～0.3%、V 0.03～0.3%、Fe 0.03～0.5%、Ti 0.005～0.2%、Zn 0.03～2.5%、Cu 0.1～1.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部がAlおよび不可避免的不純物よりなるアルミニウム合金铸塊に、480以上の温度で均質化処理を施した後、熱間圧延を480以上の温度で開始して、その熱間圧延中における480から350までの降温時間を20分以内とするとともに、その降温過程において10%以上の再結晶率で1回以上再結晶させ、その後20%以上の圧延率で冷間圧延を施した後、480以上の温度で保持なしもしくは5分以内の保持の溶体化処理を行ない、溶体化処理後、100/min以上の冷却速度で45以上150未満の温度域まで冷却し、続いて45未満の温度に冷却することなく、45以上150未満の温度域で2時間以上保持する安定化処理を行なって、平均結晶粒サイズが60μm以下、粒界上に存在する析出物粒子の最大長さが5μm以下、円換算径2μm以上の第2相粒子の分散密度が1000個/mm²以下、0.5μm以上の径の第2相粒子の総面積率が5%以下であり、しかも切欠試験における切欠伸びが10%以上であるアルミニウム合金板を得ることを特徴とするものである。

10

【0016】

そしてまた請求項3の発明の成形加工用アルミニウム合金板の製造方法は、請求項2に記載の成形加工用アルミニウム合金板の製造方法において、前記安定化処理の後、さらに100/min以上の昇温速度で170～280の範囲内の温度に加熱し、その範囲内の温度で5分以内の保持を行なった後、100/min以上の冷却速度で100以下の温度まで冷却することを特徴とするものである。

20

【0017】

【発明の実施の形態】

先ずこの発明の成形加工用アルミニウム合金板における成分組成の限定理由について説明する。

【0018】

Mg：

Mgはこの発明で対象としている系の合金で基本となる合金元素であって、Siと共同して強度向上に寄与する。Mg量が0.3%未満では塗装焼付時に析出硬化によって強度向上に寄与するG.P.ゾーンの生成量が少なくなるため、十分な強度向上が得られず、一方1.0%を越えれば、粗大なMg-Si系の金属間化合物が生成され、成形性、特に曲げ加工性が低下するから、Mg量は0.3～1.0%の範囲内とした。

30

【0019】

Si：

Siもこの発明の系の合金で基本となる合金元素であって、Mgと共同して強度向上に寄与する。またSiは、鑄造時に金属Siの晶出物として生成され、その金属Si粒子の周囲が加工によって変形されて、溶体化処理の際に再結晶核の生成サイトとなるため、再結晶組織の微細化にも寄与する。Si量が0.3%未満では上記の効果が十分に得られず、一方1.2%を越えれば粗大なSi粒子や粗大なMg-Si系の金属間化合物が生じて、曲げ加工性の低下を招く。したがってSi量は0.3～1.2%の範囲内とした。

40

【0020】

Mn、Cr、Zr、V、Ti、Fe、Zn、Cu：

これらの元素は、強度向上や結晶粒微細化、あるいは時効性の向上や表面処理性の向上に有効であり、いずれか1種または2種以上を添加する。これらのうちMn、Cr、Zr、Vは強度向上と結晶粒の微細化および組織の安定化に効果がある元素であり、いずれも含有量が0.03%未満では上記の効果が十分に得られず、一方Mn、Crの含有量がそれぞれ0.4%を越えれば、あるいはZr、Vの含有量が0.3%を越えれば、上記の効果

50

が飽和するばかりでなく、多数の金属間化合物が生成されて成形性、特にヘム曲げ性に悪影響を及ぼすおそれがあり、したがってMn、Crはいずれも0.03～0.4%の範囲内、Zr、Vはいずれも0.03～0.3%の範囲内とした。またTiも強度向上と鑄塊組織の微細化に有効な元素であり、その含有量が0.005%未満では十分な効果が得られず、一方0.2%を越えればTi添加の効果が飽和するばかりでなく、粗大な晶出物が生じるおそれがあるから、Ti量は0.005～0.2%の範囲内とした。さらにFeも強度向上と結晶粒微細化に有効な元素であり、その含有量が0.03%未満では十分な効果が得られず、一方0.5%を越えれば成形性が低下するおそれがあり、したがってFe量は0.03～0.5%の範囲内とした。またZnは時効性向上を通じて強度向上に寄与するとともに表面処理性の向上に有効な元素であり、Znの添加量が0.03%未満では上記の効果が十分に得られず、一方2.5%を越えれば成形性が低下するから、Zn量は0.03～2.5%の範囲内とした。さらにCuは強度向上および成形性向上に有効であるが、その量が0.1%未満では上記の効果が不充分であり、一方1.0%を越えれば耐食性(耐粒界腐食性、耐糸錆性)が劣化するから、Cuの含有量は0.1～1.0%の範囲内とした。

10

【0021】

以上の各元素のほかは、基本的にはAlおよび不可避免的不純物とすれば良い。

【0022】

なお上記のMn、Cr、Zr、V、Ti、Fe、Zn、Cuの含有量範囲は、それぞれ積極的に添加する場合の範囲として示したものであり、いずれも下限値より少ない量を不純物として含有する場合を排除するものではない。特に0.03%未満のFeは、通常のアルミ地金を用いれば不可避免的に含有されるのが通常である。

20

【0023】

また時効性Al-Mg-Si系合金においては、高温時効促進元素あるいは室温時効抑制元素であるAg、In、Cd、Be、あるいはSnを微量添加することがあるが、この発明の場合も微量添加であればこれらの元素の添加も許容され、それぞれ0.3%以下であれば特に所期の目的を損なうことはない。

【0024】

なおまた、一般のAl合金においては、結晶粒微細化のために前述のTiと同時にBを添加することもあり、この発明の場合もTiとともに500ppm以下のBを添加することは許容される。

30

【0025】

さらにこの発明の成形加工用アルミニウム合金板においては、合金の成分組成を前述のように調整するばかりではなく、切欠引張試験における切欠伸び、すなわち破断部の局部伸びを、特に10%以上の値となるように調整したものとする。なおここで切欠引張試験における標点距離は5mmとする。

【0026】

すなわち本発明者等が繰返し実験を行なったところ、ヘム曲げ性と切欠引張試験における切欠伸びとの間には相関関係があり、切欠伸びを10%以上に調整することによって、ヘム曲げ性を確実に改善し得ることを見出したのである。切欠伸びが10%未満の場合には、ヘム曲げ性が劣り、したがって請求項1の発明では切欠伸びを10%以上と規定した。なお切欠伸びの上限は特に限定しないが、通常は500%程度以下が一般的である。

40

【0027】

そしてまたこの発明の成形加工用アルミニウム合金板においては、合金の成分組成と切欠引張試験における切欠伸びを前述のように規制するばかりでなく、金属組織、特に結晶粒径と、Al-Mg-Si系を主体とする析出物やその他晶出物や金属Si粒子等を含む第2相粒子の分散状態、とりわけ粒界上に存在する析出物の条件と、粒界上、粒内を問わず、第2相粒子(マトリックスの母相以外の粒子、代表的には金属間化合物の析出物、晶出物、単体Si等)の分散量とを適切に規制することが、良好な成形性、特に優れたヘム曲げ性を得るために重要である。

50

【0028】

すなわち、先ず平均結晶粒径は $60\text{ }\mu\text{m}$ 以下に規制する必要がある。平均結晶粒径が $60\text{ }\mu\text{m}$ を越えれば、成形時に肌荒れが生じやすくなり、ヘム曲げ性も悪くなってしまう。

【0029】

また金属間化合物析出物粒子の分散状態については、粒界上に存在する析出物粒子の最大長さが $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることが必要である。

【0030】

ここで、粒界上の析出物粒子として、その長さが $5\text{ }\mu\text{m}$ を越えるものが存在する場合、粒界の結合力が弱いこと、ヘム曲げ加工時に粒界が割れの起点となってしまう可能性が極めて高く、そのためヘム曲げ性を損なってしまう。

10

【0031】

また粒界上、あるいは粒内を問わず、金属間化合物の析出物、晶出物あるいは単体Si粒子などの第2相粒子の分散条件として、各第2相粒子の面積を円に換算したときの直径(円換算径)が $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上の第2相粒子の数が、1平方ミリ当たり1000個以下であること、および $0.5\text{ }\mu\text{m}$ 以上の径の第2相粒子の総面積率が5%以下であることが必要である。

【0032】

ここで、粒界上および粒内を問わず、円換算径が $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上の第2相粒子が1000個/ mm^2 を越える場合も、ヘム曲げ性が低下する。すなわち、円換算径 $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上の粗大な第2相粒子は、粒界ばかりでなく粒内に存在していても、ヘム曲げ加工時に粒子周辺に歪みが集中しやすく、割れの起点となる可能性があり、特に円換算径 $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上の第2相粒子が1000個/ mm^2 を越えればその傾向が強くなる。また円換算径 $2\text{ }\mu\text{m}$ 未満であっても、 $0.5\text{ }\mu\text{m}$ 以上の径の第2相粒子は、その総面積率が大きくなれば、ヘム曲げ性に悪影響を与える。すなわち、 $0.5\text{ }\mu\text{m}$ 以上の第2相粒子の総面積率が5%を越えれば、ヘム曲げ加工時における粒子周辺の歪の発生が大きくなり、ヘム曲げ性が低下する。そこで粒界、粒内を問わず、円換算径 $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上の第2相粒子の数を1000個/ mm^2 以下、 $0.5\text{ }\mu\text{m}$ 以上の第2相粒子の総面積率を5%以下に規制することとした。

20

【0033】

次にこの発明の成形加工用アルミニウム合金板の製造方法について説明する。

【0037】

先ず前述のような成分組成の合金を常法に従って溶製し、DC casting法等により铸造する。得られた铸塊について、通常は均質化处理を行ってから熱間圧延を行なう。

30

【0038】

ここで最終板におけるMg-Si系の金属間化合物析出物粒子や、その他の粒子を含む第2相粒子の分散状態を前述のように調整して、優れたヘム曲げ性を得るためには、均質化处理においてMg、Si等を十分に固溶させておく必要がある。そのために均質化处理は480以上の高温で行なう必要がある。なお均質化处理の加熱時間は特に限定しないが、通常は1~24時間程度とする。

【0039】

熱間圧延についても、最終板において前述のような析出物やその他の第2相粒子の分散状態を適切に規制して良好なヘム曲げ性を確保するためには、

40

A. 熱間圧延開始温度を480以上とすること、

B. 熱間圧延の過程における材料温度の低下を、特に480から350までの降温時間が20分以内となるように規制すること、

C. その480~350の20分以内の降温過程において、再結晶率10%以上の再結晶を1回以上生起させること、

以上A~Cの条件を満たすように、圧延温度、圧延速度、圧下率等を制御する必要がある。

【0040】

ここで、熱間圧延開始温度は、前述の均質化处理温度と同時に、析出物その他第2相粒子

50

の分散に係る Mg、Si 等の元素を十分に固溶させるために 480 以上の高温とする。また熱間圧延の過程における材料温度の低下、特に 480 から 350 までの降温過程の条件は、材料の結晶組織、結晶方位を変化させ、その後の溶体化処理と組合せて材料の集合組織を制御し、ヘム曲げ性を向上させるために重要である。そしてこの熱間圧延中の 480 から 350 までの降温時間が 20 分を越えた場合、熱間圧延中に粗大な析出物が多数生成されてしまって最終板のヘム曲げ性の低下を招き、また生産性の低下を招く。さらにその 480 から 350 までの 20 分以内の降温過程において再結晶率 10 % 以上の再結晶が 1 回も生じない場合には、表面品質の確保が困難となるばかりでなく、材料の曲げ異方性が強くなって最終板のヘム曲げ性の向上を図ることが困難となってしまう。したがって熱間圧延の条件については前記 A ~ C の 3 条件を満たす必要があり、これらの条件が一つでも外れれば、最終板において良好なヘム曲げ性を確保することが困難となる。

10

【0041】

上述のようにして熱間圧延を行なった後には、冷間圧延を行なって所要の板厚とし、その後溶体化処理を行なう。ここで、冷間圧延の圧延率は 20 % 以上とする必要がある。このように溶体化処理前の冷間圧延率を 20 % 以上とすることによって、材料に歪みエネルギーが蓄積され、溶体化処理 - 焼入れによって材料の結晶粒が微細化されるだけでなく、切欠引張試験における切欠伸びを大きくすることができる。溶体化処理前の冷間圧延率が 20 % 未満では、切欠引張試験による切欠伸びを確実に安定して 10 % 以上として、ヘム曲げ性を安定して向上させることが困難となる。なお溶体化処理前の冷間圧延における

20

【0042】

ここで、熱間圧延と冷間圧延との間、あるいは冷間圧延の中途においては、中間焼鈍を行なっても良い。この中間焼鈍は、新たに再結晶を生起させて、熱間圧延で残存した結晶組織、結晶方位などを変化させて、後の溶体化処理と組合せて、材料の集合組織を制御し、表面品質および成形性の向上に寄与する。またこの中間焼鈍は、溶体化処理前に Mg や Si の固溶量を確保しておくことにより、溶体化処理時の負荷を低減させる効果もある。ここで、中間焼鈍の温度が 450 未満では上述の効果が十分に得られず、一方 580 を

30

の範囲内とすることが好ましく、また中間焼鈍の加熱保持時間が 5 分を越えれば上述の効果が飽和し、経済性を損なうから、保持なしもしくは 5 分以内の保持とすることが好ましい。さらに中間焼鈍における加熱後の冷却速度が 10 /min 以下では、冷却中に多量の析出物が生じて、Mg、Si の固溶量の低下を招き、結果的に塗装焼付硬化性に悪影響を及ぼすから、中間焼鈍における加熱後の冷却速度は 10 /min 以上とすることが好ましい。なお冷間圧延の中途において中間焼鈍を行なう場合には、中間焼鈍後、溶体化処理前の最終冷間圧延の圧延率を 20 % 以上とする必要がある。

【0043】

前述のようにして所要の板厚まで冷間圧延した後の溶体化処理は、480 以上の温度で 5 分以内の条件とする。この溶体化処理は、Mg₂Si、単体 Si 等をマトリックスに固溶させ、これにより焼付硬化性を付与して塗装焼付後の強度向上を図るために重要な工程である。またこの溶体化処理工程は、Mg₂Si、単体 Si 粒子等の固溶により、第 2 相粒子の分布密度を低下させ、ひいては延性と曲げ性の向上にも寄与し、さらには、再結晶により全般的に良好な成形性を得るための工程でもある。

40

【0044】

ここで溶体化処理温度が 480 未満では、室温の経時変化の抑制には有利となると思われるが、Mg₂Si、Si などの固溶量が少なく、そのため十分な焼付硬化性が得られなくなるばかりでなく、延性と曲げ性も著しく悪化する。一方溶体化処理温度の上限は特に規定しないが、共晶融解の発生のおそれや再結晶粒粗大化等を考慮して、通常は 580 以下とすることが望ましい。また溶体化処理の保持時間が 5 分を越えれば、溶体化効果

50

が飽和し、経済性を損なうばかりではなく、結晶粒の粗大化のおそれもあるから、溶体化処理の保持時間は5分以内とする。

【0045】

溶体化処理後には、100 /min以上の冷却速度で、45～150 未満の温度域まで冷却（焼入れ）する。ここで、溶体化処理後の冷却速度が100 /min未満では、冷却中にMg₂Siあるいは単体Siが粒界に多量に析出してしまい、成形性、特にヘム曲げ性が低下すると同時に、焼付硬化性が低下して塗装焼付時の十分な強度向上が望めなくなる。

【0046】

上述のように、480 以上の温度で溶体化処理を行なって、100 /min以上の冷却速度で45～150 未満の温度域内まで冷却（焼入）した後は、45 より低い温度域まで温度降下しないうちに、引続いてその温度域（45～150 未満）内で2時間以上保持する安定化処理を行なう。ここで、溶体化処理後の冷却を45～150 未満の温度域とし、さらに45 より低い温度域まで温度降下しないうちに引続いて安定化処理を行なう理由は次の通りである。すなわち、溶体化処理後に100 /min以上の冷却速度で45 未満の温度域（室温）に冷却した場合には、室温クラスターが生成される。この室温クラスターは強度に寄与するG・P・ゾーンに移行しにくいため、塗装焼付硬化性に不利となる。一方、溶体化処理後に150 以上の温度域まで冷却してそのまま保持した場合には、高温クラスターあるいはG・P・ゾーンが生成され、塗装焼付硬化性については有利となるが、ヘム曲げ性が劣化するとともに、室温での経時変化が生じやすくなる。したがってヘム曲げ性、室温経時変化と塗装焼付硬化性とのバランスの観点から、上記の条件を満たす必要がある。

【0047】

安定化処理は、前述のように溶体化処理後に45～150 未満の温度域まで冷却してから、45 未満の温度域（室温）まで冷却することなく、45～150 未満の範囲内の温度に保持して行なう。この安定化処理は、最終的にクラスターあるいはG・P・ゾーンの安定性を向上させ、板製造後の経時変化を抑制して、十分な焼付硬化性を確保するとともに、良好な成形加工性を得るために必要な工程であり、この安定化処理は、45～150 未満の範囲内の温度に2時間以上保持の条件とする必要がある。安定化処理の温度が45 未満では上記の効果が十分に得られず、一方150 を越えれば高温時効によって粒界析出の傾向が強くなり、成形性、特にヘム曲げ性が低下してしまう。また安定化処理における45～150 未満の範囲内の温度に保たれる時間が2時間未満では、その後の室温での経時変化が速くなって成形性と焼付硬化性が悪くなる。なお安定化処理の加熱保持時間の上限は特に限定しないが、通常は経済性の観点から48時間以下とすることが好ましい。なおまた、上述のような45～150 未満の温度域での2時間以上の安定化処理は、必ずしも一定温度で2時間以上保持する必要はない。すなわち、要は45 以上150 未満の範囲内の温度に2時間以上維持されれば良いから、例えば徐冷などによって45～150 未満の温度で2時間以上経過させるようにしても良い。

【0048】

以上のように安定化処理を行なった後は、室温まで冷却して、そのまま成形加工や塗装焼付の用途に供しても良いが、最終熱処理として、請求項3において規定しているように、100 /min以上の昇温速度で170～280 の範囲内の温度に加熱し、その範囲内の温度で5分以内の保持を行なった後、100 /min以上の冷却速度で100 以下の温度に冷却しても良い。

【0049】

このような最終熱処理を行なえば、塗装焼付硬化性およびヘム曲げ性をより一層向上させることができる。ここで、最終熱処理における加熱温度が170 未満では上記の効果が得られず、一方280 を越える高温では室温での経時変化が生じやすくなるとともにプレス成形性が悪くなる。また加熱保持時間が5分を越えれば、最終熱処理の効果が飽和するばかりでなく、場合によっては長時間の時効によって成形前の素材の強度が高くなり過

10

20

30

40

50

ぎて成形性が悪くなってしまう。さらに加熱昇温速度が100 /min未満では時効が進んで成形性が悪くなり、一方冷却速度が100 /min未満でも時効が進み、粒界析出が生じて成形性、特にヘム曲げ性が低下してしまう。したがって最終熱処理前の条件は前述のように規制する必要がある。

【0050】

なお安定化処理後、最終熱処理までの間の条件は特に規定しないが、通常は安定化処理後、最終熱処理まで材料を室温に放置することが多く、この場合の放置時間は、材料の室温経時変化などを考慮して、1ヶ月以内とすることが望ましい。

【0051】

以上のように、均質化処理 - 熱間圧延の条件を厳密に規制し、さらに溶体化処理 - 冷却 - 安定化処理の条件、さらには最終熱処理の条件を厳密に規制することによって、既に述べたような金属組織条件を満たし、成形性、特にヘム曲げ性が優れ、かつ塗装焼付硬化性が良好でしかも室温時効による経時変化が生じにくい時効性Al - Mg - Si系アルミニウム合金板を得ることができる。

【0052】

【実施例】

表1に示すこの発明成分組成範囲内の合金記号A1～A5の合金、およびこの発明の成分組成範囲外の合金記号B1の合金について、それぞれ常法に従ってDC鋳造法により鋳造し、得られた鋳塊に種々の条件で均質化処理を施した後、種々の条件で熱間圧延を施し、さらに冷間圧延を施して、最終的に厚さ1mmの圧延板とした。この圧延板に対し、種々の溶体化処理を行ってから、100 /min以上の冷却速度で所定の温度域まで冷却（焼入れ）して、引続き種々の安定化処理を行なった。また一部のものについては、安定化処理後、100 /min以上の加熱速度、冷却速度で最終熱処理を行なった。具体的なプロセス条件を表2、表3に示す。

【0053】

以上のようにして得られた板について、その金属組織状態、特に平均結晶粒径、粒界上析出物の最大長さ、円換算径2μm以上の第2相粒子の数、0.5μm以上の第2相粒子の面積率を調べるとともに、切欠引張試験を行なって切欠伸び（破断部の局部伸び）を調べた。ここで切欠引張試験は、JIS5号試験片を切出して、50mm長さの平行部中央に角度45°、深さ2mmのVノッチを切削により形成したものについて行ない、引張試験によって破断した試験片を突合せて、標点距離を5mmとしたときの局部伸びを計測した。

【0054】

これらの結果を表4に示す。

【0055】

さらに前述のように得られた板を、室温に3ヶ月間放置し、各板について、それぞれ2%ストレッチ後、170 × 20分の塗装焼付処理を施した。塗装焼付前の各板の機械的特性（耐力、伸び）および成形性と、塗装焼付後の機械的特性（耐力）を調べた。その結果を表5に示す。

【0056】

なお成形性評価としては、ヘム曲げ試験、球頭張出試験、絞り試験を行なったが、これらの試験条件、評価方法は次の通りである。

【0057】

ヘム曲げ試験：

図1に示すように、試料を15%ストレッチして、突き曲げを行い、突き曲げ後、厚さ0.5mmの中板を挟んで180°に曲げた。またこのヘム曲げ試験では、曲げ異方性を調べるため、圧延方向に対し、0°、45°、90°の各方向で曲げ試験を行なった。そして全方向で割れの発生のないものを合格（○印）、1方向でも割れの発生のあるものを不合格（×印）とした。

【0058】

10

20

30

40

50

張出試験：

板両面に成形フィルムを貼り付け、さらに潤滑油を塗布した後、100mmの球頭ポンチを使って張出試験を実施し、球頭張出高さを調べた。

【0059】

絞り試験：

潤滑油を塗布した後、50mmポンチ径を使って絞り試験を行ない、限界絞り比LDRを調べた。

【0060】

【表1】

表 1

合金 記号	成分組成 (mass%)									
	Mg	Si	Cu	Mn	Cr	Zr	V	Fe	Ti	Al
A1	0.55	0.99	0.05	0.10	—	—	—	0.15	0.01	0.04
A2	0.48	0.78	0.01	0.05	0.04	—	—	0.12	0.01	—
A3	0.70	0.69	—	0.07	—	—	0.03	0.12	0.01	—
A4	0.55	0.55	0.71	0.07	—	0.03	—	0.11	0.01	—
A5	0.85	0.55	0.93	0.12	0.03	0.04	0.04	0.25	0.01	—
B1	1.26	1.63	1.21	0.03	—	0.06	—	0.27	0.02	—

10

20

30

【0061】

【表2】

表 2

製造番号	合金記号	均質化処理	熟 間 圧 延			溶体化までの冷間圧延率 (%)	区 分
			熱間圧延開始温度 (°C)	480°C~350°Cまでの時間 (分)	再結晶率 (%)		
1	A1	560°C×1h	530	11	30	78	本発明例
2	A2	530°C×8h	520	9	75	50	本発明例
3	A3	510°C×10h	485	15	83	30	本発明例
4	A4	520°C×7h	510	8	57	80	本発明例
5	A5	450°C×8h	405	7	8	12	比較例
6	B1	530°C×11h	500	12	65	50	比較例

【 0 0 6 2 】

【 表 3 】

表 3

製造番号	合金記号	溶体化処理	溶体化処理後の焼入れ温度 (°C)	安定化処理	最終熱処理	区 分
1	A1	550°C×3sec	65	81°C×12h	—	本発明例
2	A2	540°C×5sec	78	100°C×8h	—	本発明例
3	A3	530°C×4sec	99	110°C×4h	—	本発明例
4	A4	530°C×1sec	47	63°C×5h	210°C×1sec	本発明例
5	A5	479°C×10sec	85	85°C×7h	—	比較例
6	B1	500°C×3sec	180	91°C×1h	—	比較例

【 0 0 6 3 】

【 表 4 】

10

20

30

40

50

表 4

製造 番号	合金 記号	平均結 晶粒径 (μm)	粒界析出 物の最大長 さ(μm)	2 μm 以上の 第2相粒子の数 ($/\text{mm}^2$)	0.5 μm 以上 の第2相粒子の 面積率 (%)	切欠伸び (%)	区 分
1	A1	19	0.4	490	1.5	19	本発明例
2	A2	33	0.6	355	0.8	25	本発明例
3	A3	56	1.1	280	1.1	23	本発明例
4	A4	29	1.8	388	2.2	17	本発明例
5	A5	108	3.8	1885	5.3	9	比較例
6	B1	22	5.5	3050	6.1	8	比較例

【 0 0 6 4 】

【 表 5 】

表 5

製造 番号	合金 記号	素材製造後3ヶ月経過、焼付け前の特性					焼付け後の 耐力 $\sigma_{0.2}$ (MPa)	区 分
		耐力 $\sigma_{0.2}$ (MPa)	伸び (%)	100 ϕ 球頭張出 の高さ (mm)	限界絞り比 LDR	へム 曲げ		
1	A1	143	30	37.8	2.11	○	234	本発明例
2	A2	127	29	37.5	2.06	○	210	本発明例
3	A3	138	27	36.8	1.92	○	198	本発明例
4	A4	144	31	38.1	2.20	○	190	本発明例
5	A5	131	19	31.1	1.88	×	136	比較例
6	B1	148	23	33.7	1.76	×	166	比較例

【 0 0 6 5 】

製造番号 1 ~ 4 は、いずれも合金の成分組成がこの発明で規定する範囲内でかつ製造条件

10

20

30

40

50

もこの発明で規定する条件を満たしたものであるが、これらの場合は、塗装焼付前の伸びおよび球頭張出高さが十分に高く、かつ絞り成形性を表すLDRも十分に高く、ヘム曲げ性が優れ、しかも焼付硬化性が高く、塗装焼付時に十分な焼付硬化性を示した。

【0066】

これに対し製造番号5は、合金の成分組成はこの発明範囲内であるが、製造条件がこの発明で規定する条件を満たさなかったものであり、一方製造番号6は、成分組成がこの発明で規定する範囲を外れた合金を用いかつ製造条件もこの発明で規定する条件を満たさなかったものである。これらの場合には成形性、特にヘム曲げ性が劣り、また塗装焼付後の強度も十分に得られなかった。

【0067】

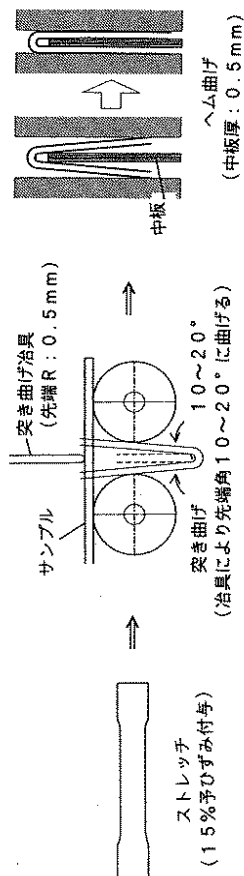
【発明の効果】

この発明によれば、成形性、特にヘム曲げ性が優れており、しかも塗装焼付硬化性が良好で塗装焼付後の強度が高く、さらに室温での経時変化も少ない成形加工用アルミニウム合金板を得ることができ、したがって自動車用ボディシートなど、成形加工特にヘム曲げ加工と塗装焼付を施して使用されるアルミニウム合金板に最適である。

【図面の簡単な説明】

【図1】この発明の実施例において実施したヘム曲げ試験を説明するための略解図である。

【図1】



フロントページの続き

(51) Int.Cl.

F I

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

(72)発明者 佐賀 誠

千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

(72)発明者 佐藤 雄一

千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

(72)発明者 高田 健

千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

審査官 木村 孔一

(56)参考文献 特開 2 0 0 0 - 1 4 4 2 9 4 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C22C 21/02

C22C 21/06

C22F 1/05

C22F 1/00