

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2019-183264

(P2019-183264A)

(43) 公開日 令和1年10月24日(2019.10.24)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 21/10 (2006.01)	C 2 2 C 21/10	
C 2 2 F 1/053 (2006.01)	C 2 2 F 1/053	
C 2 2 F 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00 6 0 2	
	C 2 2 F 1/00 6 0 4	
	C 2 2 F 1/00 6 1 1	
審査請求 有 請求項の数 6 O L (全 15 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号	特願2019-38935 (P2019-38935)	(71) 出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所
(22) 出願日	平成31年3月4日 (2019.3.4)		兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号
(31) 優先権主張番号	特願2018-70253 (P2018-70253)	(74) 代理人	110002000 特許業務法人栄光特許事務所
(32) 優先日	平成30年3月30日 (2018.3.30)		
(33) 優先権主張国・地域又は機関	日本国 (JP)	(72) 発明者	羽根川 智 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内
		(72) 発明者	伊原 健太郎 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内

(54) 【発明の名称】 高強度アルミニウム合金、該アルミニウム合金を用いたアルミニウム合金板およびアルミニウム合金部材

(57) 【要約】

【課題】 T 4 調質での成形性を低下させずに、特に強度に優れたアルミニウム合金、該アルミニウム合金を用いたアルミニウム合金板およびアルミニウム合金部材を提供する。

【解決手段】 質量%で、Mg : 0.3 ~ 2.0%、Si : 0.3 ~ 2.0%、Zn : 2.2 ~ 8.0%を含み、残部がAlおよび不純物からなることを特徴とする高強度アルミニウム合金。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】**【請求項 1】**

質量%で、Mg : 0.3 ~ 2.0%、Si : 0.3 ~ 2.0%、Zn : 2.2 ~ 8.0%を含み、残部がAlおよび不純物からなることを特徴とするアルミニウム合金。

【請求項 2】

質量%で、前記Znの含有量が、2.8 ~ 8.0%であることを特徴とする請求項1に記載のアルミニウム合金。

【請求項 3】

さらに、質量%で、Mn : 0.01 ~ 0.5%およびCu : 0.002 ~ 1.0%のうち少なくとも一種を含有する請求項1または2に記載のアルミニウム合金。

10

【請求項 4】

170 の温度で8 ~ 24時間の人工時効処理を実施した後に、0.2%耐力が350MPa以上となるベークハード性を有することを特徴とする請求項1 ~ 3のいずれか1項に記載のアルミニウム合金。

【請求項 5】

請求項1 ~ 4のいずれか1項に記載のアルミニウム合金を用いたアルミニウム合金板。

【請求項 6】

請求項1 ~ 4のいずれか1項に記載のアルミニウム合金、または請求項5に記載のアルミニウム合金板を用いたアルミニウム合金部材。

【発明の詳細な説明】

20

【技術分野】**【0001】**

本発明は、特に強度に優れたアルミニウム合金に関する。

【背景技術】**【0002】**

周知の通り、従来から、自動車、船舶、航空機あるいは車両などの輸送機、機械、電気製品、建築、構造物、光学機器、器物の部材や部品用として、各種アルミニウム合金板（以下、アルミニウムをAlとも言う）が、高強度で軽量な材料として幅広く使用されている。ただし、これらアルミニウム合金の機械的特性は、近年飛躍的に向上しているとはいえない。

30

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た。かかる要求に答えるべく、自動車車体のうち、パネル（フード、ドア、ルーフなどのアウトパネル、インナパネル）や、バンパリーンフォース（バンパーR/F）やドアビームなどの補強材などの部分に、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】

自動車車体の更なる軽量化のためには、自動車部材のうちでも特に軽量化に寄与する、サイドメンバー等のメンバー、フレーム類や、ピラーなどの自動車構造部材にも、アルミニウム合金材の適用を拡大することが必要となる。ただし、これら自動車構造部材には、自動車パネル材に比べ、素材の更なる高強度化を新たな特性として付与することが必要である。

40

【0004】

上記自動車構造部材における高強度な補強材としては、JIS乃至AA7000系アルミニウム合金を熱間押出加工して製造される押出形材が、素材として既に汎用されている。

これに対し、フレーム、ピラーなどの大型の構造部材は、鋳塊を均熱処理後に熱間圧延する、あるいは更に冷間圧延するような、常法によって製造される圧延板を素材とすることが好ましい。ただし、7000系アルミニウム合金は、圧延板としては、T4調質における成形性が低く、あまり実用化されていない。

【0005】

50

このため、通常の圧延（常法）によって製造される圧延板用の合金としては、7000系よりも成形性に優れたAl-Mg-Si系アルミニウム合金である、JIS乃至AA6000系アルミニウム合金が注目されている。

【0006】

この6000系アルミニウム合金板は、自動車の大型ボディパネル（フード、フェンダー、ドア、ルーフ、トランクリッドなどのアウトパネルやインナパネル）としては既に用いられている。このため、これら自動車の大型ボディパネルに要求される、プレス成形性とBH性（ベークハード性）との兼備や向上のために、成分組成や組織などの冶金的な改善策が、数多く提案されている。

【0007】

ただし、上記補強材などについては、従来から6000系アルミニウム合金押出材が提案され、実用化されている一方で、アルミニウム合金圧延板については、自動車構造部材における提案例があまり存在しない。例えば、アルミニウム合金圧延板の組織として、結晶粒のサイズやアスペクト比を制御し、人工時効熱処理（ベークハード）後の0.2%耐力を230MPa以上とし、圧壊特性を高めた6000系アルミニウム合金板が、特許文献1で提案されている程度である。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献1】特開2001-294965号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

その理由として、アルミニウム合金板における成形性と強度とはトレードオフの関係にあることが考えられる。すなわち、6000系アルミニウム合金において、T4調質での成形性を確保しつつ、自動車構造部材へ適用するに際して必要となる、例えば、ベークハード後の0.2%耐力が350MPa以上のような高い強度を得ることは非常に困難であった。

【0010】

このような状況に鑑み、本発明の目的は、T4調質での成形性を低下させずに、特に強度に優れたアルミニウム合金を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0011】

本発明者が上記課題を解決するために鋭意検討を重ねた結果、アルミニウム合金の化学組成を適切に制御すること、特にZnを所定量以上に含有させることにより、T4調質での成形性を低下させずに、高い強度を得ることができることを見出した。

【0012】

すなわち、本発明に係るアルミニウム合金は、質量%で、Mg:0.3~2.0%、Si:0.3~2.0%、Zn:2.2~8.0%を含み、残部がAlおよび不純物からなることを特徴とする。

【0013】

本発明の好ましい実施形態に係るアルミニウム合金は、質量%で、前記Znの含有量が、2.8~8.0%である。

本発明の好ましい実施形態に係るアルミニウム合金は、さらに、質量%で、Mn:0.01~0.5%およびCu:0.002~1.0%のうち少なくとも一種を含有する。

本発明の好ましい実施形態に係るアルミニウム合金は、170の温度で8~24時間の人工時効処理を実施した後に、0.2%耐力が350MPa以上となるベークハード性を有する。

【0014】

また、本発明に係るアルミニウム合金板は、上記いずれかのアルミニウム合金を用いる

10

20

30

40

50

ことを特徴とする。

また、本発明に係るアルミニウム合金部材は、上記のアルミニウム合金、または上記のアルミニウム合金板を用いることを特徴とする。

【発明の効果】

【0015】

本発明によれば、T4調質での成形性を低下させずに、特に強度に優れたアルミニウム合金を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【0016】

【図1】図1は、後述する実施例1および比較例7～9の各アルミニウム合金板の光学顕微鏡写真である（図面代用写真）。 10

【図2】図2は、後述する実施例1および比較例7～9の各アルミニウム合金板の透過型電子顕微鏡（TEM）写真である（図面代用写真）。

【発明を実施するための形態】

【0017】

本発明者らは、T4調質での成形性を低下させずに、特に強度に優れたアルミニウム合金を提供するため、鋭意検討を行ってきた。その結果、従来の6000系アルミニウム合金における合金成分（化学組成）としてZnを所定量以上に含有させることにより、T4調質での高い成形性を確保しつつも、強度を大幅に向上させることができることを見出し、本発明を完成するに至った。 20

【0018】

以下、本発明の実施形態（本実施形態）に係るアルミニウム合金、アルミニウム合金板およびアルミニウム合金部材について、要件ごとに具体的に説明する。なお、以下に示す説明は、本実施形態の技術思想を具現化するためのアルミニウム合金、アルミニウム合金板およびアルミニウム合金部材を例示するものであって、以下の実施形態に限定されるものではない。

また、本実施形態においては、アルミニウム合金の適用例としてアルミニウム合金板（圧延材）を示しているが、押出材、鋳造材、鍛造材などの塑性加工材についても適用可能である。

【0019】 30

<アルミニウム合金の化学組成>

まず、本実施形態に係るアルミニウム合金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、すべて質量％の意味である。また、「～」とは、その下限の値以上、その上限の値以下であることを意味する。

【0020】

(Mg: 0.3～2.0%)

従来の6000系合金においても知られているように、Mgは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、例えば自動車構造部材として必要な強度（耐力）を得るための必須の元素である。 40

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。よって、上記Mgの含有量は0.3%以上であり、好ましくは0.5%以上であり、より好ましくは0.6%以上である。

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。上記Mgの含有量は2.0%以下であり、好ましくは1.5%以下であり、より好ましくは1.0%以下である。

【0021】

(Si: 0.3～2.0%)

従来の6000系合金においても知られているように、SiもMgとともに、固溶強化 50

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、例えば自動車構造部材として必要な強度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。上記Siの含有量は0.3%以上であり、好ましくは0.5%以上であり、より好ましくは1.0%以上である。

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。上記Siの含有量は2.0%以下であり、好ましくは1.6%以下であり、より好ましくは1.4%以下である。

10

【0022】

(Zn: 2.2 ~ 8.0%)

従来、6000系アルミニウム合金の強度を向上させるためには、人工時効処理により強化層である β' 相あるいは β'' 相を高密微細に析出することが重要であると報告されている（例えば、特開2017-179469号を参照）。

ここで、本発明者らは、6000系アルミニウム合金に対しZnを所定量以上含有させることで、強化層である β'' 相を高密微細に析出させることができることを見出した。ここで、後述する実施例1および比較例7~9の各アルミニウム合金板における、光学顕微鏡写真（図1を参照）および透過型電子顕微鏡（TEM）写真（図2を参照）から分かるように、実施例1のようなZnを多く含有するアルミニウム合金（Zn含有量：4.54質量%）においては、6000系アルミニウム合金で観察される針状析出物（ Mg_2Si ）が、より微細になっていることが分かる。

20

【0023】

なお、6000系アルミニウム合金に対し、Znを所定量以上含有させることで、 β'' 相を高密微細に析出させることができる理由については定かではないが、6000系アルミニウム合金をベースとしてZnを多く含有させることで、溶質原子の固溶度が高くなり、すなわち過飽和度が高くなり、それを駆動力として、強化層である β'' 相の析出が促進され、高密微細な析出状態が得られたと考えられる。

【0024】

Zn含有量が少なすぎると、強化層である β'' 相を十分に高密微細に析出させることができないため、強度が低下する。上記Znの含有量は2.2%以上であり、好ましくは2.4%以上であり、より好ましくは2.8%以上である。

30

一方、Zn含有量が多すぎると、本実施形態のアルミニウム合金を用いたアルミニウム合金板を製造するための前提として、融点が下がることにより、均熱処理および溶体化処理を行うことができない。上記Znの含有量は8.0%以下であり、好ましくは7.0%以下であり、より好ましくは6.0%以下である。

【0025】

なお、例えば、特開2017-48451号における、Zn: 0.44 ~ 0.60 mass%を含有するアルミニウム合金板や、特許第4060952号における、Zn: 0.05%以上0.3%未満を含有するアルミニウム合金板のように、少量のZnが添加されたアルミニウム合金は存在している。しかし、本実施形態に係るアルミニウム合金は、上述の通り、2.2%以上の多量のZnを含有させることが重要である。これにより、本発明者らが見出したように、強化層である β'' 相を高密微細に析出させるという特有の作用が奏し、成形性を低下させずに、高い強度を得ることが可能となる。

40

【0026】

(MnおよびCuのうち少なくとも一種)

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、同効元素と見なせるが、その具体的な機構としては、共通する部分がある一方で異なる部分もある。

Mnは、鑄塊およ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。M

50

nの含有量が少なすぎると、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、Mnの含有量が多すぎると、粗大な化合物を形成し、延性を劣化させる。

Cuは固溶強化により強度を向上させ、例えば自動車構造部材として必要な耐力を得ることができる。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。

したがって、これらの元素は必須ではないが、Mn：0.01～0.5%、Cu：0.002～1.0%の含有量の範囲で、少なくとも一種を含有させることができる。Mnの好ましい含有量の下限は0.03%である。Mnのさらに好ましい含有量は0.05%以上である。Mnの好ましい含有量の上限は、0.4%である。Mnのさらに好ましい含有量は0.3%以下である。Cuの好ましい含有量の下限は0.01%である。Cuのさらに好ましい含有量は0.05%以上である。Cuの好ましい含有量の上限は、0.5%である。Cuのさらに好ましい含有量は0.2%以下である。

10

【0027】

(その他の元素)

これら記載した以外の、Ti、B、Fe、Cr、V、Zrなどのその他の元素は不純物である。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、アルミニウム合金鑄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。

20

【0028】

また、Fe、Cr、V、Zrなどのその他の元素も、鑄塊の溶解原料として、純アルミニウム地金以外に、アルミニウム合金スクラップの使用による、これら不純物元素の混入なども想定(許容)して、6000系合金のJIS規格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、Feは0.5%以下、Crは0.3%以下、Vは0.2%以下、Zrは0.2%以下とする。

【0029】

本発明にかかるアルミニウム合金は展伸材(圧延材、押出材、鑄造材、鍛造材)に適用可能であり、より高い強度を得るためには、それら展伸材の組織において、結晶粒の大きさはより小さいことが好ましい。具体的には、結晶粒径は100μm以下が好ましい。さらには、70μm以下がより好ましい。また、結晶粒の偏長重度合い示すアスペクト比については、一定の値以上であることが好ましい。具体的には、アスペクト比は0.35以上が好ましい。なお、結晶粒径およびアスペクト比は、成分、例えばZn、Mn、Cuの添加量、または加工条件(例えば、板の場合は熱間圧延および冷間圧延の圧延率)および焼鈍条件によって調整することが可能である。

30

<アルミニウム合金板>

本実施形態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、使用される自動車構造部材に成形される前で、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。

40

【0030】

(アルミニウム合金板の板厚)

本実施形態のアルミニウム合金板の板厚の下限については特に限定されないが、自動車構造部材へ適用することを想定した場合における、必要な強度や剛性を有するためには、板厚は、例えば1.5mm以上である。また、板厚の上限についても特に限定されないが、プレス成形などの成形加工の限界や、比較材としての鋼板からの軽量化効果を損ねない重量増加の範囲を考慮すると、例えば4.0mm以下である。この板厚の範囲から熱延板とするか、冷延板とするかが適宜選択される。

【0031】

(アルミニウム合金板の製造方法)

50

本実施形態のアルミニウム合金板は、鑄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。すなわち、鑄造、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4mm以下の冷延板とされる。以下、各工程について更に詳細に説明する。

【0032】

[溶解、鑄造]

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

10

【0033】

[均質化熱処理]

次いで、鑄造されたアルミニウム合金鑄塊に、熱間圧延に先立って、均質化熱処理を施す。この均質化熱処理（均熱処理）は、組織の均質化、すなわち、鑄塊組織中の結晶粒内の偏析をなくすことの他に、MgやSiを十分に固溶させるために重要である。この目的を達成する条件であれば、通常の1回だけの均熱でも良く、2回均熱あるいは2段均熱としても良い。1回の均熱では、熱延開始温度まで冷却するか、あるいは熱延開始温度か、その近傍で保持して、熱延を開始する。

【0034】

1回だけの均熱、あるいは2回均熱における1回目、あるいは2段均熱における1段目の均熱条件は、500以上、融点未満の温度範囲で、2時間以上の保持時間の範囲から適宜選択される。

20

【0035】

[熱間圧延]

均質化熱処理を行った鑄塊を熱間圧延して、2～10mm程度の板厚の熱延板とする。熱間圧延は、圧延する板厚に応じて、鑄塊（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、リバーズ式あるいはタンデム式などの圧延機が適宜用いられる。

【0036】

熱延開始温度としての熱間粗圧延の開始温度は、1回均熱工程では350以上、固相線温度以下、2回均熱工程では350以上、400以下とすることが好ましい。熱間粗圧延の開始温度が350未満では、いずれの均熱工程材でも熱延が困難となり、逆に400を超えた場合、2回均熱工程材では遷移元素系分散粒子が粗大に析出して、板の特性を低下させる可能性がある。

30

【0037】

このような熱間粗圧延後に、好ましくは、終了温度を250～350の範囲とした熱間仕上げ圧延を行う。この熱間仕上げ圧延の終了温度が250未満と低すぎる場合には、圧延荷重が高くなって生産性が低下する。一方、加工組織を多く残さず再結晶組織とするために、熱間仕上げ圧延の終了温度を高くした場合、この温度が350を超えると、遷移元素系分散粒子が粗大に析出する可能性が高くなる。

40

この熱延板の冷間圧延前の焼鈍（荒鈍）は必要ではないが、実施しても良い。

【0038】

[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。ただし、結晶粒をより微細化させるためには、冷間圧延率は30%以上であることが望ましく、また上記荒鈍と同様の目的で、冷間圧延パス間で中間焼鈍を行っても良い。

【0039】

[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は、通常の連続熱処理ラインを用いてよい。ただ、Mg、Siなどの各

50

元素の十分な固溶量を得るためには、480 以上、溶融温度以下の温度で溶体化処理した後、室温までの平均冷却速度を10 /秒以上とすることが好ましい。

【0040】

480 より低い温度では、溶体化処理前に生成していたMg - Si系などの化合物の再固溶が不十分になって、固溶Mg量と固溶Si量が低下する。

また、平均冷却速度が10 /秒未満の場合、冷却中に主にMg - Si系の析出物が生成して固溶Mg量と固溶Si量が低下し、やはりSiやMgの固溶量が確保できない可能性が高くなる。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、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。

【0041】

[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。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、SiリッチのMg - Siクラスタが生成してしまい、MgとSiのバランスが良いMg - Siクラスタを増加させることができにくくなる。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。

【0042】

この予備時効処理は、60 ~ 120 での保持時間を5時間以上、40時間以下保持することが好ましい。これによって、MgとSiのバランスが良いMg - Siクラスタが形成される。

【0043】

予備時効温度が60 未満か、または保持時間が10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って、SiリッチのMg - Siクラスタを抑制し、前記MgとSiのバランスが良いMg - Siクラスタを増加させることができなくなり、焼付塗装後の耐力が低くなりやすい。

一方、予備時効条件が120 を超える、または、40時間を超えては、析出核の生成量が多すぎてしまい、焼付け塗装前の成形時の強度が高くなりすぎ、成形性が劣化しやすい。

【0044】

以上の工程によって、素材板（アルミニウム合金板）あるいはこの素材板を成形したアルミニウム合金部材を、例えば170 の温度で8 ~ 24時間の人工時効処理を実施した際の0.2%耐力を350MPa以上とすることができる。

【0045】

そして、本実施形態のアルミニウム合金板は、素材として、パーリング加工、穴拡げ加工などを含む、プレス成形や加工が施された上で、例えば、自動車、自転車、鉄道車両などの構造部材や自動車のフード、フェンダー、ドア、ルーフなどのアウトパネル材（外装材）とされる。また、成形性の確保の点で、これら構造部材に成形や加工された後で、別途、必要に応じて、人工時効熱処理されて高強度化される。

【0046】

[人工時効熱処理]

この人工時効熱処理（人工時効硬化処理、またはベークハード処理）は、素材である板の段階で行っても良く、通常のように、素材板を構造部材に成形した後で、塗装後の焼き付硬化処理などを兼ねて行っても良い。

一般的な人工時効条件（T6、T7）で良く、温度や時間の条件は、所望の強度や素材の6000系アルミニウム合金板の強度、あるいは室温時効の進行程度などから自由に決定される。例示すると、1段の人工時効熱処理であれば、好ましくは、加熱温度：150 ~ 225 × 保持時間：20分 ~ 72時間の範囲での時効処理を行う。

【0047】

10

20

30

40

50

< アルミニウム合金部材 >

本実施形態で言うアルミニウム合金部材には、自動車などの輸送機のパネル材（アウトパネル、インナパネルなど）や、自動車などの輸送機に用いられる、サイドメンバー等のメンバー、フレーム類、ピラーなどの構造部材、あるいはバンパリインホース、ドアビームなどのエネルギー吸収部材等、上記アルミニウム合金板を用いたアルミニウム合金部材が広く含まれる。

ただし、T4調質での成形性を低下させずに、特に強度に優れる本実施形態アルミニウム合金の性能を十分に発揮するためにも、パネル材などに比べ、素材の更なる高強度化が要求される構造部材への適用が望ましい。

【0048】

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、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

【実施例】

【0049】

下記表1に示す各成分組成のアルミニウム合金鋳塊を準備し、アルミニウム合金板を製造した。また、得られたアルミニウム合金板に対して、結晶粒組織の観察を行い、平均結晶粒径およびアスペクト比を算出し、更に、人工時効処理後（各条件は、表1を参照）の引張強さ（MPa）、0.2%耐力（MPa）および破断伸び（%）を測定することにより、アルミニウム合金板の強度および成形性を評価した。これらの結果についても表1に示す。

なお、表1中の「アルミニウム合金板の化学成分」の欄における「 \square 」は、Cuに関しては含有量が0.002%未満であったことを示し、Znに関しては0.01%以下であったことを示し、表1中の「結晶粒組織」の欄における「 \square 」は、未測定のものを示している。

【0050】

10

20

【表 1】

表 1

区分	アルミニウム合金板の化学成分 (質量%、残部Alおよび不可避の不純物)						人工時効処理		結晶粒組織		T4機械的特性			時効特性				
	Mg	Si	Fe	Mn	Cu	Zn	到達温度 (°C)	保持時間 (hr)	平均 結晶粒径 (μm)	アスペクト 比	引張強度 (MPa)	0.2%耐力 (MPa)	破断伸び (%)	引張強度 (MPa)	0.2%耐力 (MPa)	破断伸び (%)		
実施例 1	0.79	1.21	0.14	0.07	-	4.54	170	24	49	0.55	309	181	29	373	355	8		
実施例 2	0.74	1.26	0.14	0.07	0.11	4.47		8	-	-	-	308	186	30	376	353	10	
実施例 3	0.77	1.23	0.15	0.07	-	2.86			-	-	-	-	299	173	31	374	355	11
実施例 4	0.75	1.23	0.13	0.20	-	4.21		170	24	-	-	-	315	191	27	377	361	8
比較例 1	0.72	1.21	0.11	0.07	0.11	-	-			-	-	-	269	153	25	352	340	5
比較例 2	0.87	1.29	0.14	0.09	0.11	-	-			-	-	-	292	168	27	360	342	7
比較例 3	1.09	1.27	0.14	0.08	0.10	-	-			-	-	-	288	165	27	357	342	7
比較例 4	0.73	1.54	0.14	0.08	0.11	-	-			-	-	-	291	163	30	362	336	7
比較例 5	0.70	1.55	0.13	0.07	0.10	-	-			-	-	-	292	169	30	365	333	9
比較例 6	1.16	1.51	0.13	0.07	0.10	-	-			-	-	-	298	175	28	364	339	8
比較例 7	0.70	1.22	0.12	0.08	-	-	-			-	77	0.31	280	160	27	350	329	6
比較例 8	0.70	1.16	0.13	0.07	-	1.04	-			-	87	0.28	284	162	27	353	333	6
比較例 9	0.73	1.14	0.13	0.07	-	2.14	-			-	98	0.31	289	167	28	353	336	6
比較例 10	0.21	0.20	0.13	0.06	-	4.18	-	-	-	-	149	64	29	143	106	15		

10

20

30

40

【 0 0 5 1 】

< アルミニウム合金板の作製 >

まず、製造条件について説明する。各例とも、アルミニウム合金板の具体的な製造条件

50

を、以下の通りで共通させた。すなわち、表 1 に示す各化学組成のアルミニウム合金鋳塊を、金型鋳造法により溶製した。続いて、鋳塊を、昇温速度 40 / hr、均熱温度 540 × 4 時間保持にて均熱処理をした。

その後、直ちに熱間粗圧延を行い、厚さ 5.0 mm の熱間圧延板とした。

この熱間圧延板を、熱延後の荒焼鈍や、冷延パス途中の中間焼鈍無しで、加工率 60 % の冷間圧延を行い、厚さ 2.0 mm の冷間圧延板とした。

【0052】

更に、この各冷間圧延板を、熱処理設備で調質処理 (T4) した。具体的には、溶体化処理を大気炉にて 550 × 15 分間行い、溶体化処理後は平均冷却速度を 20 / 秒以上とした水冷を行うことで室温まで冷却して、焼入れ処理を行った。

この焼入れ処理が終了後、室温で 7 日間保持し、T4 材 (素材板) の試験片を得た。これら T4 材を JIS 13B 引張試験片に加工し、表 1 に示す種々の条件 (到達温度、保持時間) で人工時効処理を行った材料を試験片とした。

【0053】

< 結晶粒組織の観察 >

実施例 1 および比較例 7 ~ 9 の各アルミニウム合金板の結晶粒組織を、光学顕微鏡を用いて観察を行った。なお、観察に供する試料は溶体化処理後の板として、観察面が板圧延方向に平行な縦断面となるように樹脂埋めを行い、機械研磨により鏡面まで仕上げた。その後、2% HBF₄ 水溶液を用いて電解エッチングを行った。得られた各試料に対し、光学顕微鏡 (オリンパス株式会社製、商品名: PMG3) を用い、観察倍率を 100 倍として、板厚中央部における結晶粒組織の観察を行った。図 1 に、各試験片 (アルミニウム合金板) の光学顕微鏡写真を示す。

また、得られた光学顕微鏡写真より、切片法を用いて平均結晶粒径 (μm) を算出した。具体的には、光学顕微鏡写真の縦方向 (板厚方向) および横方向 (圧延方向) に、切片長さを N10 ずつ測定し、それぞれの平均切片長さを算出した。そして、測定結果における、縦方向および横方向の全平均を平均結晶粒径 (μm) とし、横方向に対する縦方向の平均切片長さの比 (すなわち、縦方向の平均切片長さ / 横方向の平均切片長さ) をアスペクト比とした。

【0054】

< 析出物組織の観察 >

実施例 1 および比較例 7 ~ 9 の各アルミニウム合金板の板中央部における析出物組織を、20 万倍の倍率の透過型電子顕微鏡 (TEM) により、電子線入射方位が (001) 方向となるように傾斜させて観察した。なお、観察に供する試料は溶体化処理後の板として、この板の表面に平行な断面組織から採取した試料とした。試料は、アルミニウム合金板の表面に平行な断面として、アルミニウム合金板の任意の部位を、板表面が研磨面となるように切断して採取した。そして、観察部が板厚中央部となるように機械研磨および電解研磨して、TEM 用の薄膜試料を作製した上で、20 万倍の倍率の TEM によって析出組織を撮影した。図 2 に、各試験片 (アルミニウム合金板) の TEM 写真を示す。

【0055】

上記した通り、実施例 1 および比較例 7 ~ 9 の各アルミニウム合金板における、光学顕微鏡写真 (図 1) および透過型電子顕微鏡 (TEM) 写真 (図 2) から分かるように、実施例 1 のような Zn を多く含有するアルミニウム合金 (Zn 含有量: 4.54 質量%) においては、6000 系アルミニウム合金で観察される針状析出物 (Mg₂Si) が、より微細になっていることが分かる。

【0056】

< 強度の評価: 引張強さおよび 0.2% 耐力の測定 >

引張試験は、上記 T4 材の JIS 13B 試験片と、その試験片を人工時効熱処理した時効材の JIS 13B 試験片に対し、ひずみの付与無しで引張試験を行い、T4 材 (人工時効処理前) および時効材 (人工時効処理後) における、引張強さおよび 0.2% 耐力 (MPa) を各々測定した。

10

20

30

40

50

試験方法については、JIS 2241 (1980)に基づき、13号B試験片(20 mm × 200 mm × 板厚(2.0 mm))を採取し、室温(20)で試験を行った。このとき、試験片の引張り方向を圧延方向の直角方向とした。また、引張り速度は、0.2%耐力までは5 mm/分、0.2%耐力以降は20 mm/分とした。

そして、本実施例では、アルミニウム合金構造部材用として、時効材の試験片(すなわち、人工時効処理後)における0.2%耐力が350 MPa以上を合格とした(表1における「時効特性」の「0.2%耐力」を参照)。

【0057】

<成形性の評価：破断伸びの測定>

上記各供試板(T4材および時効材)からJIS 13Bの引張試験片(12.5 mm × 50 mm GL × 2.0 mm)を各々採取し、下記条件で室温にて引張試験を行った。引張試験は、引張試験機を用いて速度5 mm/分、0.2%耐力以降は20 mm/分の速さで試験片を引っ張り、試験片が切断(破断)したときの伸びを測定した。

試験片の引張方向は圧延方向に対して直角方向とし、以下の式によって算出した値を破断伸びとした。なお、下記式において、L₀は引張試験前の標点間距離(GL)であり、Lは破断時の標点間距離である。

$$\text{破断伸び}(\%) = 100 \times (L - L_0) / L_0$$

なお、本実施例では、T4材の試験片(すなわち、人工時効処理前)における破断伸びが20%以上であれば、十分な成形性を有するものであると判断し、合格とした(表1における、「T4機械的特性」の「破断伸び」を参照)。

【0058】

表1の結果に示すように、実施例1~4は、アルミニウム合金の化学組成が本発明の範囲内である。このため、T4調質での破断伸びが20%以上、かつ、T6調質での0.2%耐力が350 MPa以上、を満足するものであり、強度および成形性に優れるものであった。

これに対し、比較例1~9では、Zn含有量が本発明で規定する2.2%未満であったため、T6調質での0.2%耐力が350 MPa未満となり、十分な強度を得ることができなかった。

さらに、比較例10では、Znの含有量が本発明で規定する2.2~8.0%を満足するものの、MgおよびSiの含有量が本発明で規定する下限値以下であったため、T6調質での0.2%耐力が350 MPa未満となり、十分な強度を得ることができなかった。

【0059】

<人工時効処理の条件を変化させた場合の評価>

実施例1で用いたアルミニウム合金板の化学組成を有するT4材のJIS 13B試験片をベースとし、この試験片に対して、表2に示すように、人工時効処理の条件を変化させた各時効材を準備した。続いて、準備した各時効材について、上記と同様、引張強さ、0.2%耐力および破断伸びを測定した。

また同様に、比較例7で用いたアルミニウム合金板の化学組成を有するT4材のJIS 13B試験片をベースとし、この試験片に対して、表2に示すように、人工時効処理の条件を変化させた各時効材を準備した。続いて、準備した各時効材について、上記と同様、引張強さ、0.2%耐力および破断伸びを測定した。

なお、表2中の「」は、化学組成が検出限界以下であったことを示す。

【0060】

表2の結果に示すように、アルミニウム合金の化学組成が本発明の範囲内である場合(表2中の実施例)には、人工時効処理における保持時間が8~24 hrの広範囲で、T6調質での0.2%耐力が350 MPa以上の高い強度を有することが分かった。

一方、表2において、人工時効処理の保持時間がそれぞれ同一である実施例および比較例との比較により、人工時効処理時間が8 hr未満および24 hr超においても、Znを添加することによる強度向上効果が得られることが確認された。

すなわち、T6調質での0.2%耐力が350 MPa以上の高い強度を得るには、特定

10

20

30

40

50

の人工時効処理時間に限られるものの、それ以外の時間においても、6000系アルミニウム合金における合金成分としてZnを所定量以上に含有させることにより、強度を大幅に向上させることができる。

以上より、本発明に係るアルミニウム合金は、通常想定される人工時効処理の条件の範囲内で、非常に高い強度を確保することが可能であることが実験的に示された。

【0061】

【表2】

表2

区分	アルミニウム合金板の化学成分 (質量%、残部Alおよび不可避免的不純物)						人工時効処理		時効特性		
	Mg	Si	Fe	Mn	Cu	Zn	到達温度 (°C)	保持時間 (hr)	引張強度 (MPa)	0.2%耐力 (Mpa)	破断伸び (%)
実施例5	0.79	1.21	0.14	0.07	-	4.54	170	1	337	260	17
実施例6								2	355	299	13
実施例7								4	372	333	11
実施例8								8	376	351	9
実施例9								16	372	353	6
実施例1								24	373	355	8
実施例10								72	341	321	5
比較例11	0.70	1.22	0.12	0.08	-	-	170	1	282	176	26
比較例12								2	316	235	17
比較例13								4	334	264	15
比較例14								8	360	311	11
比較例7								24	350	329	6
比較例15								72	326	310	6

10

20

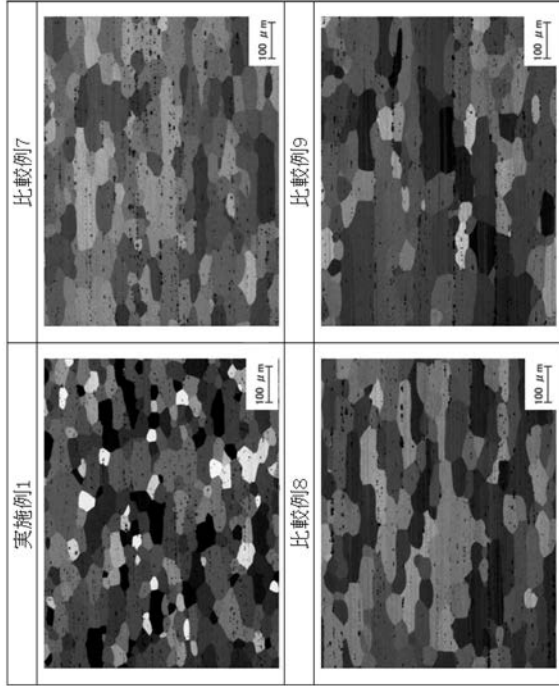
【産業上の利用可能性】

【0062】

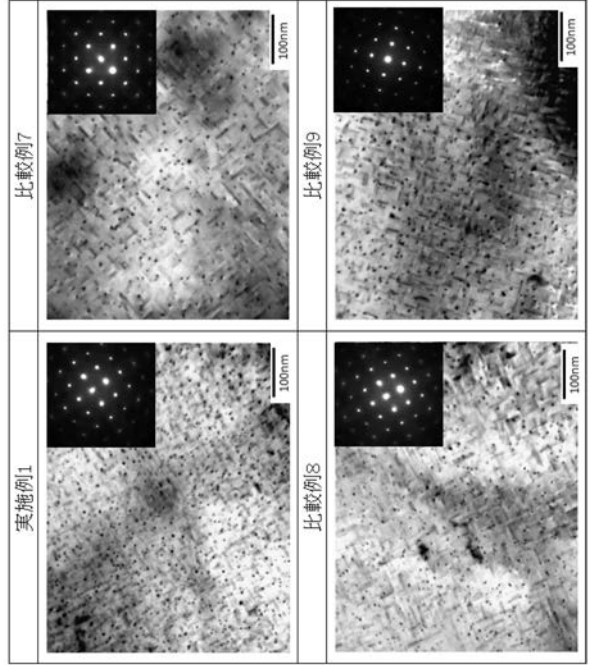
本発明によれば、通常の圧延によって製造される6000系アルミニウム合金に、T4調質での成形性を低下させることなく、構造部材用途において特に要求される特性である高い強度を確保することができる。このため、自動車構造部材などの構造部材をはじめとするアルミニウム合金部材全般にわたって、6000系アルミニウム合金板の適用を拡大することができる。

30

【 図 1 】



【 図 2 】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.

F I

テーマコード(参考)

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