

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2008年1月24日 (24.01.2008)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2008/010352 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 21/06 (2006.01) B22D 11/06 (2006.01)
B21B 1/22 (2006.01) B22D 11/124 (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) C22F 1/047 (2006.01)
B22D 11/00 (2006.01) C22F 1/00 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2007/061149

(22) 国際出願日: 2007年5月25日 (25.05.2007)

(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2006-195869 2006年7月18日 (18.07.2006) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 日本軽金属株式会社 (NIPPON LIGHT METAL COMPANY, LTD.) [JP/JP]; 〒1408628 東京都品川区東品川二丁目2番20号 Tokyo (JP).

(72) 発明者; および

(75) 発明者/出願人 (米国についてののみ): 趙丕植 (ZHAO, Pizhi) [CN/JP]; 〒4213291 静岡県静岡市清水区蒲原1-34-1 日本軽金属株式会社 グループ技術センター内 Shizuoka (JP). 穴見敏也 (ANAMI, Toshiya) [JP/JP]; 〒4213291 静岡県静岡市清水区蒲原1-34-1 日本軽金属株式会社 グループ技術センター内 Shizuoka (JP). 小林達由樹 (KOBAYASHI, Takayuki) [JP/JP]; 〒4213291 静岡県静岡市清水区蒲原1-34-1 日本軽金属株式会社 グループ技術センター内 Shizuoka (JP). 土屋清美 (TSUCHIYA,

Kiyomi) [JP/JP]; 〒4213291 静岡県静岡市清水区蒲原1-34-1 日本軽金属株式会社 グループ技術センター内 Shizuoka (JP).

(74) 代理人: 青木篤, 外(AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル青和特許法律事務所 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, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SV, SY, 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, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MT, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(54) Title: HIGH-STRENGTH ALUMINUM ALLOY PLATE AND PROCESS FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: 高強度アルミニウム合金板およびその製造方法

(57) Abstract: A high-strength aluminum alloy plate which is suitable for use as structural materials such as ones for domestic electrical appliances and exterior automotive sheets and combines excellent unsusceptibility to surface roughening and formability; and a process for producing the plate. The high-strength aluminum alloy plate has a chemical composition containing 2.0-3.3 mass% Mg, 0.1-0.5 mass% Mn, and 0.2-1.0 mass% Fe, the remainder being unavoidable impurities and Al and the unavoidable impurities containing less than 0.20 mass% Si. In the plate, intermetallic compounds have an average diameter in terms of equivalent-circle diameter of 1 μm or smaller and an areal proportion of 1.2% or higher, recrystallized grains have an average grain diameter of 10 μm or smaller, and the tensile strength is 220 MPa or higher. An aluminum alloy melt having the chemical composition is poured into a twin-belt casting machine to continuously produce, by casting, a thin slab having a thickness of 6-15 mm at a cooling rate of 50-200 °C/sec as measured in a position corresponding to 1/4 the slab thickness. The cast is wound into a coil and then cold-rolled at a cold rolling reduction of 60-98%. The resultant plate is subjected to final annealing with a continuous annealing furnace in which the plate is heated at a rate of 100 °C/min or higher and held at a temperature of 400-520°C for a period of 5 minutes or shorter to produce the high-strength aluminum alloy plate.

(57) 要約: 家電製品や自動車外板などの構造材料に適した、優れた肌荒れ性および成形性を兼備した高強度アルミニウム合金板およびその製造方法を提供する。Mg:2.0~3.3mass%、Mn:0.1~0.5mass%、Fe:0.2~1.0mass%を含有し、残部が不可避的不純物とAlからなり、不可避的不純物のうちSi:0.20mass%未満とした化学組成を有し、金属間化合物の平均円相当径1μm以下、金属間化合物の面積率1.2%以上、再結晶粒の平均粒径10μm以下、引張強さ220MPa以上である高強度アルミニウム合金板。上記化学組成のアルミニウム合金溶湯を、双ベルト鋳造機に注湯して、厚さ6~15mmの薄スラブをスラブ厚さ1/4の位置における冷却速度50~200°C/secで連続的に鋳造してコイルに巻き取った後、冷延率60~98%の冷間圧延を行って、最終焼鈍を連続焼鈍炉により昇温速度100°C/min以上、且つ保持温度400~520°Cで保持時間5分以内として行って製造する。

WO 2008/010352 A1

明 細 書

高強度アルミニウム合金板およびその製造方法

技術分野

本発明は、家電製品や自動車外板などの構造材料に適した、優れた肌荒れ性および成形性を要求される高強度アルミニウム合金板に関する。

背景技術

従来、家電製品や自動車外板には冷延鋼板が使用されてきた。しかし最近になり、軽量化に対する要求から、高強度で成形性に優れたA l - M g 合金板が各種提案されてきた。

例えば、特開平 0 7 - 2 7 8 7 1 6 号公報には、M g 量を 2 . 0 ~ 6 . 0 mass%として、S i 量、F e 量をそれぞれ 1 . 5 mass%以下に制限し、鋳片厚み 1 ~ 1 0 m m に連続鋳造して冷却速度を 1 0 °C / sec以上とすることにより、金属間化合物をマトリックス中に微細分散させた、機械的性質に優れた成形加工用アルミニウム合金板とする技術が提案されている。

しかし、上記文献には、平均晶出物サイズ、機械的性質、成形性についての評価についての記載はあるが、再結晶粒サイズや肌荒れ性についての記載は見られない。また、冷間圧延によるトータル圧下率は、金属間化合物を微細分散化するために、5 0 %以上とすることが好ましいとの限定があるのみで、その他の製造工程について特に限定はされていない。

このように、A l - M g 合金鋳造において、双ロール式鋳造により薄スラブを鋳造することによって、金属間化合物をマトリックス

中に微細分散させ、機械的性質に優れた成形加工用アルミニウム合金板を製造する技術については、従来から知られている。

しかし、更に成形性を高めるために金属間化合物のサイズを更に小さくして、且つ成形後の板表面の肌荒れ性についても改善する必要がある。

発明の開示

本発明は、家電製品や自動車外板などの構造材料に適した、優れた肌荒れ性および成形性を兼備した高強度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を目的とする。

上記の目的を達成するために、第1発明によれば、Mg : 2.0 ~ 3.3 mass%、Mn : 0.1 ~ 0.5 mass%、Fe : 0.2 ~ 1.0 mass%、を含有し、残部不可避免の不純物とAlからなり、不可避免の不純物のうちSi : 0.20 mass%未満とした化学組成を有し、金属間化合物の平均円相当径 $1\ \mu\text{m}$ 以下、金属間化合物の面積率 1.2 % 以上、再結晶の平均粒径 $10\ \mu\text{m}$ 以下、引張強さ 220 MPa 以上であることを特徴とする肌荒れ性および成形性に優れた高強度アルミニウム合金板が提供される。

更に、第2発明によれば、発明の高強度アルミニウム合金板を製造する方法であって、第1発明の化学組成を有するアルミニウム合金溶湯を、双ベルト鑄造機に注湯して、厚さ 6 ~ 15 mm の薄スラブをスラブ厚さ $1/4$ の位置における冷却速度 $50 \sim 200\ ^\circ\text{C}/\text{sec}$ で連続的に鑄造してコイルに巻き取った後、冷延率 60 ~ 98 % の冷間圧延を行って、最終焼鈍を連続焼鈍炉により昇温速度 $100\ ^\circ\text{C}/\text{min}$ 以上、且つ保持温度 $400 \sim 520\ ^\circ\text{C}$ で保持時間 5 分以内として行うことを特徴とする製造方法が提供される。

第1発明のアルミニウム合金板は、化学組成、金属組織および引

張強さを規定したことにより、優れた肌荒れ性および成形性と高強度とを発揮することができる。

第2発明の製造方法は、第1発明に規定したアルミニウム合金板の金属組織および引張強さを実現し、それにより優れた肌荒れ性および成形性と高強度とを発揮するアルミニウム合金板を製造することができる。

発明を実施するための最良の形態

本発明のアルミニウム合金板の化学組成を限定した理由を説明する。

[Mg : 2.0 ~ 3.3 mass%]

Mgは、マトリックスに固溶することにより、強度を増大させる。また、加工硬化性を増し、それにより成形性の向上に寄与する。Mg含有量が2.0 mass%未満では強度が低くなる。3.3 mass%を越えると耐力が高くなりすぎて形状凍結性が低下する。したがって、Mg含有量は2.0 ~ 3.3 mass%の範囲とする。好ましいMg含有量は2.5 ~ 3.3 mass%である。

[Mn : 0.1 ~ 0.5 mass%]

Mnは、Fe, Siと共存させることにより、鑄造時において微細なAl-(Fe・Mn)-Si系化合物を晶出させ、強度を高め、成形性を改善する。Mn含有量が0.1 mass%未満ではその効果が十分ではない。0.5 mass%を超えると合金の鑄造時に平均粒径が1 μmを超えるAl-(Fe・Mn)-Si系晶出物が生成して成形性が低下する。したがって、Mn含有量は0.1 ~ 0.5 mass%とする。好ましいMn含有量は0.1 ~ 0.3 mass%である。

[Fe : 0.2 ~ 1.0 mass%]

Feは、Mn, Siと共存させることにより、鑄造時において微

細な Al - (Fe · Mn) - Si 系化合物を晶出させ、強度を高め、成形性を改善する。Fe の含有量が 0.2 mass% 未満の場合、これらの効果が期待できない。Fe 含有量が 1.0 mass% を超えると、鑄造時に粗大な Al - (Fe · Mn) - Si 系晶出物が生成して、成形性が低下する。したがって、Fe 含有量は 0.2 ~ 1.0 mass% の範囲である。好ましい Fe 含有量は 0.3 ~ 1.0 mass% である。

〔Si : 0.20 mass% 未満〕

Si は、不可避的不純物の一種である。ただし、微量の Si は Fe, Mn と共存すると、鑄造時において微細な Al - (Fe · Mn) - Si 系化合物を晶出させ、強度を高める効果が得られる。Si の含有量が 0.20 mass% 以上であると、鑄造時に粗大な Al - (Fe · Mn) - Si 系晶出物が生成して成形性が低下する。したがって、Si 含有量は 0.20 mass% 未満とする。好ましい Si 含有量は 0.15 mass% 以下である。

〔任意成分 : Ti〕

任意元素の Ti は、主として Al - Ti 系または Al - Ti - B 系の結晶粒微細化剤として添加され、鑄塊割れを防止する。しかし、Ti 含有量が 0.10 mass% を超えると、鑄造時に比較的粗大な Al Ti 系金属間化合物が晶出するため、成形性を低下させる。したがって、好ましい Ti 含有量は、0.10 mass% 以下である。さらに好ましい Ti 含有量は 0.05 mass% 以下である。

本発明のアルミニウム合金板の金属組織を限定した理由を説明する。

〔金属間化合物の平均円相当径 1 μ m 以下、金属間化合物の面積率 1.2 % 以上〕

本発明のアルミニウム合金板の金属組織中の金属間化合物につい

ては、平均円相当径 $1\ \mu\text{m}$ 以下、面積率 1.2% 以上に限定する。このように非常に微細な金属間化合物がマトリックス中に分散されることにより、アルミニウム板成形中の転位の動きが阻害され、Mg による固溶強化とともに、引張り強さ 220MPa 以上が達成される。

本発明のアルミニウム合金板の製造方法においては、所定の組成の溶湯を双ベルト鑄造機に注湯して、厚さ $6\sim 15\text{mm}$ の薄スラブに鑄造する。スラブ厚さ $1/4$ の位置における冷却速度を $50\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ とすることにより、 $\text{Al}-(\text{Fe}\cdot\text{Mn})-\text{Si}$ などの金属間化合物を微細且つ均一に晶出させることができ、最終板における金属間化合物の平均円相当径 $1\ \mu\text{m}$ 以下、金属間化合物の面積率 1.2% 以上とすることができる。

さらにこのスラブを直接コイルに巻き取り、冷延率 $60\sim 98\%$ の冷間圧延を行って、所定条件下でバッチ最終焼鈍または連続焼鈍を施すことにより、再結晶粒の平均粒径を $10\ \mu\text{m}$ 以下とすることができる。鑄塊金属組織における $\text{Al}-(\text{Fe}\cdot\text{Mn})-\text{Si}$ 系晶出物のサイズが微細であることから、焼鈍時にこれら晶出物が再結晶の生成サイトとして機能し、同時に粒界の動きを阻止するピン止め効果をもたらすため、再結晶粒の成長が抑制される。

以下に、本発明のアルミニウム合金板の製造方法における諸条件の限定理由を説明する。

〔双ベルト鑄造〕

双ベルト鑄造法は、上下に対峙し強制水冷されている回転ベルト間に溶湯を注湯してベルト面からの冷却で溶湯を凝固させてスラブとし、ベルトの反注湯側より該スラブを連続して引き出してコイル状に巻き取る連続鑄造方法である。

双ベルト鑄造では、比較的薄い回転ベルトの裏側はノズルからの

冷却水によって強制的に冷却されている。下記に説明するように薄スラブ厚さ 1 / 4 位置における冷却速度を 5 0 ~ 2 0 0 °C / sec に制御することができる。

〔スラブ厚さ 1 / 4 位置における冷却速度を 5 0 ~ 2 0 0 °C / sec〕

上述のように回転ベルト裏面から強制水冷しているため、スラブ厚さ 1 / 4 の位置における冷却速度を 5 0 ~ 2 0 0 °C / sec とすることができる。これにより、Al - (Fe · Mn) - Si などの金属間化合物を微細且つ均一に晶出させることができる。これは、最終板における金属間化合物の平均円相当径 1 μm 以下、金属間化合物の面積率 1 . 2 % 以上とするための必要条件である。

〔スラブ厚さ 6 ~ 1 5 mm〕

本発明において、鑄造するスラブの厚さは 6 ~ 1 5 mm に限定する。双ベルト式鑄造機による薄スラブ厚さが 6 mm 未満の場合、単位時間あたりに鑄造機を通過するアルミニウム量が小さくなりすぎて、鑄造が困難になる。逆に厚さが 1 5 mm を超える場合、コイルの巻き取りができなくなる。したがって、スラブ厚さの範囲を 6 ~ 1 5 mm に限定する。

この厚さであるとスラブ鑄造時の凝固冷却速度も速く、金属間化合物の平均円相当径を 1 μm 以下、面積率 1 . 2 % 以上に制御することが可能であり、それにより最終板における再結晶粒径の 1 0 μm 以下の肌荒れ性、成形性に優れたアルミニウム合金板とすることが可能になる。

〔冷延率 6 0 % ~ 9 8 %〕

冷間圧延の圧下率は 6 0 % ~ 9 8 % に限定する。塑性加工により発生する転位が上述の微細な晶出物の周囲に蓄積されることにより、最終焼鈍時の微細な再結晶組織を得ることが可能となる。冷間圧

延の圧下率が60%未満であると、転位の蓄積が十分ではなく微細な再結晶組織が得られない。逆に、冷間圧延の圧下率が98%を超えると圧延時の耳割れが顕著になり歩留まりが低下する。好ましい圧下率は70%～96%である。

〔連続焼鈍炉による最終焼鈍の条件〕

＜温度400～520℃＞

連続焼鈍炉による最終焼鈍の温度は400～520℃に限定する。400℃未満の場合、再結晶に必要なエネルギーが不足するため、微細な再結晶組織を得ることができない。保持温度が520℃を超えると、再結晶粒の成長が顕著となり、再結晶粒の平均粒径が10μmを超えてしまい、成形性及び肌荒れ性が低下する。

＜保持時間5分以内＞

連続焼鈍の保持時間は5min以内に限定する。連続焼鈍の保持時間が5minを超えると、再結晶粒の成長が顕著となり、再結晶粒の平均粒径が10μmを超えてしまい、成形性及び肌荒れ性が低下する。

＜昇温速度100℃/min以上＞

連続焼鈍処理時の昇温速度および冷却速度は、昇温速度については100℃/min以上とすることが好ましい。連続焼鈍処理時の昇温速度が100℃/min未満の場合、処理に時間が掛かりすぎて生産性が低下するため、好ましくない。

〔バッチ焼鈍炉による最終焼鈍の温度〕

バッチ炉による最終焼鈍の温度は300～400℃に限定する。300℃未満の場合、再結晶に必要なエネルギーが不足するため、微細な再結晶組織を得ることができない。保持温度が400℃を超えると、再結晶の成長が顕著となり、再結晶粒の平均粒径が10μmを超えてしまい、成形性及び肌荒れ性が低下する。

バッチ炉による最終焼鈍の保持時間は特に限定はしないが、1～8時間が好ましい。1時間未満では、コイルが均一に昇温されない可能性がある。保持時間が8時間を超えると、生産性が低下して好ましくない。

実施例

表1に示す種々の化学組成を有する合金溶湯を溶製して、双ベルト式鑄造機によって厚み10mmのスラブを鑄造し、直接コイルに巻き取った。

表1 合金組成 (mass%)

	合金番号	Mg	Fe	Si	Mn	Ti
本発明例	A	2.55	0.42	0.08	0.27	0.02
	B	2.57	0.79	0.08	0.28	0.02
	C	3.15	0.21	0.08	0.15	0.03
比較例	D	1.00	0.42	0.08	0.31	0.02
	E	5.00	0.30	0.08	0.30	0.02
	F	2.55	0.07	0.08	0.29	0.02
	G	2.61	1.60	0.08	0.28	0.02
	H	2.55	0.30	0.08	0.05	0.02
	I	2.55	0.30	0.08	1.00	0.02

比較例として、合金組成Aの溶湯を溶製して、双ロール鑄造機によって厚み5mmのスラブを鑄造し、直接コイルに巻き取った。

また、別の比較例として、合金組成Aの溶湯をDC鑄造機によって500mm厚みのスラブに鑄造し、さらに面削、均熱処理を施して、熱間圧延機によって圧延を行い6mm厚さの熱延板を得た。

次に、冷間圧延機によって、これらスラブ、鑄塊、熱間圧延板を冷間圧延して、1mm厚さのコイルを得た。これらコイルを連続焼鈍ライン(CAL: Continuous Annealing Line)に通して、425℃×15secの焼鈍処理を施した。

得られた各焼鈍板について、下記の特性評価試験を行なった。

〔特性評価試験〕

＜引張試験＞

J I S 5 号試験片を作成し、室温引張試験を行い、耐力、引張強さ、伸びを測定した。本発明品としての合否判定の基準は、引張強さ 2 2 0 M P a 以上、伸び 2 7 % 以上とした。

＜成形性試験＞

成形性は、1 0 0 m m 直径球頭パンチで成形したときの高さを球頭張出性として評価した。本発明品としての合否判定の基準は、球頭張出高さ 3 4 m m 以上とした。

＜肌荒れ性試験＞

肌荒れ性については、球頭張出したサンプルの表面を目視にて判断を行い、○：優れる、△：普通、×：劣る、の順とした。本発明品としての合否判定の基準は、肌荒れ性評価○（優れる）とした。

＜金属組織試験＞

（１）金属間化合物の円相当径および面積率の測定

金属組織の断面を切り出し、埋め込んで研磨、エッチングを行い、画像解析装置（LUZEX）にて金属組織を観察し、金属間化合物の円相当径（ μm ）、面積率（％）を算出した。本発明品としての合否判定の基準は、金属間化合物の円相当径 1 . 0 μm 以下、面積率 1 . 2 % 以上とした。

（２）結晶粒径の測定

また、埋め込み試料について、研磨後、ホウフッ酸水溶液中で陽極酸化皮膜処理を施して、偏向顕微鏡による写真撮影を行い交線法による結晶粒径の測定を行った。本発明品としての合否判定の基準は、結晶粒径 1 0 μm 以下とした。

〔鑄造時の冷却速度の算出〕

なお、鑄造時の冷却速度（V）は、鑄塊厚さ 1 / 4 位置における切り出し片から、前述と同様の金属組織観察を行い、二次枝法で測定した D A S （Dendrite Arms Spacing）により次式で算出した。

$$V = (62 / DAS)^{1/0.337}$$

本発明の製造方法によると、スラブ厚さ 1 / 4 位置における鑄塊の冷却速度 50 ～ 200 °C/sec を満足する。

表 2 に、各試料についての製造条件と、各特性試験（金属組織・引張り特性・成形性・肌荒れ性）の評価結果とをまとめて示す。

表 2 製造条件・組織・特性

試料 No.	合金 番号	スラブ 厚さ (mm)	冷却 速度 (°C/s)	熱間 圧延	晶出物の サイズ (μm)	晶出物の 面積率 (%)	結晶 粒径 (μm)	引張り特性			球頭張出 高さ (mm)	肌荒れ性	
								耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)			
本発明例	1	A	10	75	なし	0.80	2.08	6	134	231	27	35	○
	2	B	10	70	なし	0.82	3.80	6	146	238	27	34	○
	3	C	10	65	なし	0.78	1.29	7	131	239	28	35	○
	4	D	10	75	なし	0.80	1.95	6	109	183	29	34	○
	5	E	10	75	なし	0.78	2.02	6	165	310	27	32	○
	6	F	10	75	なし	0.78	1.06	11	125	226	28	36	△
比較例	7	G	10	75	なし	0.81	7.07	5	165	252	23	32	○
	8	H	10	75	なし	0.75	0.90	9	118	215	28	35	○
	9	I	10	75	なし	1.20	5.01	6	155	276	22	31	○
	10	A	5	250	なし	0.50	1.10	15	124	225	27	32	×
	11	A	DC/500	5	6mm	4.00	3.44	18	120	221	26	33	×

本発明例である試料No. 1 ～ 3 は、合金組成、製造工程が本発明の範囲内であり、上述の金属組織、引張り特性の基準を全て満たす。

比較例の試料No. 4 は、M g 量が 1 . 0 mass % であるため、合金組成が本発明の範囲外であり、引張強さが低く、基準を満足しない。

比較例の試料No. 5 は、M g 量が 5 . 0 mass % であるため、合金組成が本発明の範囲外であり、球頭張出高さの値が低く、基準を満足しない。

比較例の試料No. 6 は、F e 量が 0 . 0 7 mass % であるため、合金組成が本発明の範囲外であり、金属間化合物の面積率が低く、結晶粒径がやや大きく、したがって、肌荒れ性について基準を満足しない。

比較例の試料No. 7 は、F e 量が 1 . 6 mass % であるため、合金組成が本発明の範囲外であり、伸び、球頭張出高さの値がともに低く、基準を満足しない。

比較例の試料No. 8 は、M n 量が 0 . 0 5 mass % であるため、合金組成が本発明の範囲外であり、金属間化合物の面積率、引張強さの値がともに低く、基準を満足しない。

比較例の試料No. 9 は、M n 量が 1 . 0 mass % であるため、合金組成が本発明の範囲外であり、金属間化合物の円相当径が大きく、伸び、球頭張出高さの値がともに低く、基準を満足しない。

比較例の試料No. 1 0 は、合金組成は本発明の範囲内であるが、スラブ厚みが 5 mm と薄いため、鑄造時の冷却速度が 2 5 0 °C/sec と速く、金属間化合物の面積率がやや低く、結晶粒径が大きく、したがって球頭張出高さの値が低く、肌荒れ性についても基準を満足しない。

比較例の試料No. 1 1 は、合金組成は本発明の範囲内であるが、スラブ厚みが 5 0 0 m m と厚いため、鑄造時の冷却速度が 5 °C /sec と遅く、金属間化合物の円相当径が大きく、結晶粒径も大きく、したがって球頭張出高さの値が低く、肌荒れ性についても基準を満足しない。

産業上の利用可能性

本発明によれば、家電製品や自動車外板などの構造材料に適した、優れた肌荒れ性および成形性を兼備した高強度アルミニウム合金板およびその製造方法が提供される。

請 求 の 範 囲

1. Mg : 2.0 ~ 3.3 mass%、Mn : 0.1 ~ 0.5 mass%、Fe : 0.2 ~ 1.0 mass%を含有し、残部が不可避免の不純物とAlからなり、不可避免の不純物のうちSi : 0.20 mass%未満である化学組成を有し、金属間化合物の平均円相当径 $1\text{ }\mu\text{m}$ 以下、金属間化合物の面積率 1.2 % 以上、再結晶粒の平均粒径 $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下、引張強さ 220 MPa 以上であることを特徴とする肌荒れ性および成形性に優れた高強度アルミニウム合金板。

2. 請求項1に記載の高強度アルミニウム合金板を製造する方法であって、請求項1に記載の化学組成の溶湯を、双ベルト鑄造機に注湯して、厚さ 6 ~ 15 mm の薄スラブをスラブ厚さ $1/4$ の位置における冷却速度 $50 \sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ で連続的に鑄造してコイルに巻き取った後、冷延率 60 ~ 98 % の冷間圧延を行って、最終焼鈍を連続焼鈍炉により昇温速度 $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以上、且つ保持温度 $400 \sim 520\text{ }^{\circ}\text{C}$ で保持時間 5 分以内として行うことを特徴とする製造方法。

3. 請求項2に記載の製造方法において、前記最終焼鈍を、前記連続焼鈍炉に替えてバッチ焼鈍炉により $300 \sim 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ に保持して行うことを特徴とする製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2007/061149

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C21/06(2006.01)i, B21B1/22(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, B22D11/00(2006.01)i, B22D11/06(2006.01)i, B22D11/124(2006.01)i, C22F1/047(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)

C22C21/00-21/18, B21B1/22, B21B3/00, B22D11/00, B22D11/06, B22D11/124, C22F1/04-1/057, 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	1996-2007
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2007	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2007

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.
A	JP 2005-307300 A (Nippon Light Metal Co., Ltd.), 04 November, 2005 (04.11.05), Claims 1, 4; Par. No. [0025] & WO 2005/103313 A1	1-3
A	JP 2000-080453 A (Mitsubishi Aluminum Co., Ltd., Kobe Steel, Ltd., Sky Aluminium Co., Ltd., Sumitomo Light Metal Industries, Ltd., Nippon Light Metal Co., Ltd., The Furukawa Electric Co., Ltd.), 21 March, 2000 (21.03.00), Claims 1 to 3; Par. No. [0024] (Family: none)	1-3

☐ 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
17 August, 2007 (17.08.07)

Date of mailing of the international search report
28 August, 2007 (28.08.07)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C22C21/06(2006.01)i, B21B1/22(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, B22D11/00(2006.01)i,
B22D11/06(2006.01)i, B22D11/124(2006.01)i, C22F1/047(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 (I P C))

Int.Cl. C22C21/00-21/18, B21B1/22, B21B3/00, B22D11/00, B22D11/06, B22D11/124, C22F1/04-1/057, 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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 0 7 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 0 7 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 0 7 年

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)

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 請求の範囲の番号
A	J P 2 0 0 5 - 3 0 7 3 0 0 A (日本軽金属株式会社) 2 0 0 5 . 1 1 . 0 4 , 請求項 1 , 4 , 【 0 0 2 5 】 & W O 2 0 0 5 / 1 0 3 3 1 3 A 1	1 - 3
A	J P 2 0 0 0 - 0 8 0 4 5 3 A (三菱アルミニウム株式会社、株式会社神戸製鋼所、スカイアルミニウム株式会社、住友軽金属工業株式会社、日本軽金属株式会社、古河電気工業株式会社) 2 0 0 0 . 0 3 . 2 1 , 請求項 1 - 3 , 【 0 0 2 4 】 (ファミリーなし)	1 - 3

☐ C 欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ 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
「L」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

「T」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

1 7 . 0 8 . 2 0 0 7

国際調査報告の発送日

2 8 . 0 8 . 2 0 0 7

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (I S A / J P)
郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5
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)

河口 展明

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5

4 K

3 7 7 0