(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2015 年 8 月 6 日(06.08.2015)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2015/114880 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 21/10 (2006.01) *C22F 1/053* (2006.01)
C22C 21/00 (2006.01) *C22F 1/00* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2014/075547

(22) 国際出願日: 2014 年 9 月 26 日(26.09.2014)

(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 2014-014288 2014 年 1 月 29 日(29.01.2014) JP

(71) 出願人: 株式会社ＵＡＣＪ (UACJ CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目７番２号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 八太 秀周 (HATTA Hidenori); 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目７番２号 株式会社ＵＡＣＪ内 Tokyo (JP). 宇田川 智史 (UDAGAWA Satoshi); 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目７番２号 株式会社ＵＡＣＪ内 Tokyo (JP). 渡辺 威郎 (WATANABE Takero); 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目７番２号 株式会社ＵＡＣＪ内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 特許業務法人あいち国際特許事務所 (AICHI, TAKAHASHI, IWAKURA & ASSOCIATES); 〒4500002 愛知県名古屋市中村区名駅３丁目２６番１９号 名駅永田ビル Aichi (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, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, 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, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR),

[続葉有]

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

(54) 発明の名称 : 高強度アルミニウム合金及びその製造方法

（図１）

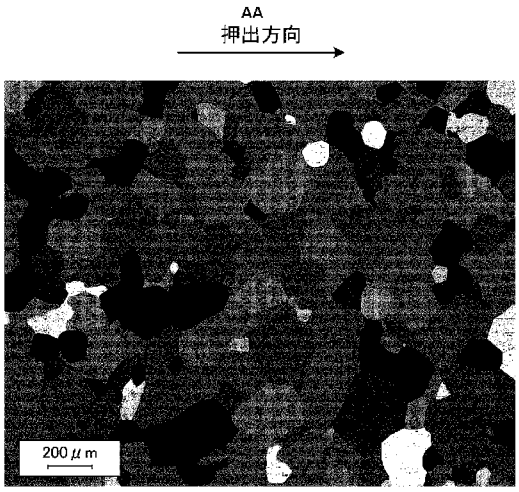


FIG. 1:
AA Extrusion direction

(57) **Abstract**: A high-strength aluminum alloy having a chemical composition which contains, in terms of mass%, 2.5-5.0% (excluding 5.0%) Zn, 2.2-3.0% Mg, and 0.001-0.05% Ti and has contents of Cu, Zr, Cr, Fe, Si, and Mn reduced to 0.10% or less, 0.10% or less, 0.03% or less, 0.30% or less, 0.30% or less, and 0.03% or less, respectively, with the remainder comprising Al and unavoidable impurities. The alloy has a tensile strength of 380 MPa or higher, an electrical conductivity of 38.0% IACS or greater, and a metallographic structure comprising a recrystallized structure.

(57) 要約: 高強度アルミニウム合金は、質量%において、Ｚｎ：２．５%以上５．０%未満、Ｍｇ：２．２%以上３．０%以下、Ｔｉ：０．００１%以上０．０５%以下を含有し、Ｃｕ：０．１０%以下、Ｚｒ：０．１０%以下、Ｃｒ：０．０３%以下、Ｆｅ：０．３０%以下、Ｓｉ：０．３０%以下、Ｍｎ：０．０３%以下に規制し、残部がＡｌ及び不可避的不純物からなる化学成分を有する。また、引張強さが３８０ＭＰａ以上であり、導電率が３８．０%ＩＡＣＳ以上であり、金属組織が再結晶組織よりなる。

WO 2015/114880 A1

OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

明　細　書

発明の名称 ： 高強度アルミニウム合金及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、少なくとも外観特性と強度特性の双方が重要視される部位に用いられる高強度アルミニウム合金に関する。

背景技術

[0002] 少なくとも強度特性及び外観特性が重要視されるスポーツ用具、輸送機器、機械部品その他の用途に用いられる材料として、アルミニウム合金を採用することが増えてきている。これらの用途には耐久性が要求されるため、引張強さが３８０ＭＰａ以上である高強度のアルミニウム合金を用いることが望まれる。強度特性と外観特性との双方が重視される用途に用いるアルミニウム合金としては、例えば特許文献１に記載のアルミニウム合金押出材が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0003] 特許文献1：特開２０１２−２４６５５５号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0004] 従来の７０００系アルミニウム合金は、Ｚｎ及びＭｇを添加してη’相またはＴ’相を析出させることにより、優れた強度特性を有する。しかしながら、従来の７０００系アルミニウム合金は、η’相またはＴ’相が結晶粒界に存在することにより、他のアルミニウム合金に比べて延性が低くなり、例えば塑性加工を施した際に割れが発生し易いなどの問題がある。

[0005] また、アルミニウム合金は、用途によっては、陽極酸化処理等の表面処理を施した後の表面が高い光沢を有することを要求される場合がある。従来、高い光沢を要求される用途には５０００系アルミニウム合金等が多く用いられているが、近年では、高い光沢を確保しつつ、より強度を向上させること

が求められている。しかしながら、従来の７０００系アルミニウム合金は、陽極酸化処理後の表面の光沢を高くすることが難しいという問題があり、高い光沢を要求される用途には適していない。

[0006] 本発明は、かかる背景に鑑みてなされたものであり、延性及び陽極酸化処理後における外観特性に優れた高強度アルミニウム合金およびその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

[0007] 本発明の一態様は、質量％において、Ｚｎ：２．５％以上５．０％未満、Ｍｇ：２．２％以上３．０％以下、Ｔｉ：０．００１％以上０．０５％以下を含有し、Ｃｕ：０．１０％以下、Ｚｒ：０．１０％以下、Ｃｒ：０．０３％以下、Ｆｅ：０．３０％以下、Ｓｉ：０．３０％以下、Ｍｎ：０．０３％以下に規制し、残部がＡｌ及び不可避的不純物からなる化学成分を有し、

引張強さが３８０ＭＰａ以上であり、

導電率が３８．０％ＩＡＣＳ以上であり、

金属組織が再結晶組織よりなることを特徴とする高強度アルミニウム合金にある。

[0008] また、本発明の他の態様は、上記高強度アルミニウム合金を製造する方法であって、

質量％において、Ｚｎ：２．５％以上５．０％未満、Ｍｇ：２．２％以上３．０％以下、Ｔｉ：０．００１％以上０．０５％以下を含有し、Ｃｕ：０．１０％以下、Ｚｒ：０．１０％以下、Ｃｒ：０．０３％以下、Ｆｅ：０．３０％以下、Ｓｉ：０．３０％以下、Ｍｎ：０．０３％以下に規制し、残部がＡｌ及び不可避的不純物からなる化学成分を有する鋳塊を作製し、

上記鋳塊を５４０℃以上５８０℃以下の温度で１～２４時間加熱する均質化処理を行い、

加工開始時における上記鋳塊の温度を４４０℃～５６０℃とした状態で上記鋳塊に熱間加工を施して展伸材とし、

該展伸材の温度が４００℃以上である間に冷却を開始した後、上記展伸材

の温度が４００℃から１５０℃の範囲にある間の平均冷却速度を１℃／秒以上３００℃／秒以下に制御して冷却する急冷処理を行い、

該急冷処理またはその後の冷却により上記展伸材の温度を室温まで冷却し、

その後、上記展伸材に対して人工時効処理を行うことを特徴とする高強度アルミニウム合金の製造方法にある。

発明の効果

[0009] 上記高強度アルミニウム合金は、上記特定の化学成分を有しており、引張強さが３８０ＭＰａ以上であり、かつ、金属組織が再結晶組織よりなる。これにより、上記高強度アルミニウム合金は、高強度であるとともに、延性及び陽極酸化処理後の外観特性に優れたものとなり、これらの特性が重要視される用途に好適に使用することができる。

[0010] すなわち、上記高強度アルミニウム合金は、上記従来の７０００系アルミニウム合金と同等以上の強度特性、つまり、３８０ＭＰａ以上の引張強さを有している。そのため、例えば軽量化のための薄肉化に対応し得る強度特性を確保するなどの強度要求を比較的容易に満たすことができる。

[0011] また、上記高強度アルミニウム合金は、上記特定の化学成分を有することによって、高い強度特性を確保しつつ、優れた延性を有する。そのため、上記高強度アルミニウム合金は、例えば塑性加工を施す際等の加工性が良好である。

[0012] また、上記高強度アルミニウム合金は、上記特定の化学成分を有していると共に金属組織が再結晶組織からなる。そのため、上記高強度アルミニウム合金は、陽極酸化処理後において、繊維状組織に起因する筋状模様が発生すること等を抑制できると共に、高い光沢を有する表面を実現することができ、優れた外観特性を有する。

[0013] 次に、上記高強度アルミニウム合金の製造方法では、上記特定の処理温度、処理時間及び処理手順により上記高強度アルミニウム合金を製造する。そのため、上記の優れた高強度アルミニウム合金を容易に得ることができる。

図面の簡単な説明

[0014] [図1]実施例１における、試料２の金属組織を示す図面代用写真。

[図2]繊維状組織よりなる金属組織の例を示す図面代用写真。

発明を実施するための形態

[0015] 上記高強度アルミニウム合金における、各元素の含有量範囲の限定理由について説明する。上記高強度アルミニウム合金は、Ｚｎ、Ｍｇ及びＴｉを必須成分として含有している。

[0016] Ｚｎ：２．５％以上５．０％未満、

Ｚｎは、アルミニウム合金中においてＭｇと共存することでη’相及び／またはＴ’相を析出させる元素である。Ｍｇと共にＺｎを含有させることにより、析出強化による強度向上効果を得ることができる。Ｚｎの含有量が２．５％未満の場合には、η’相及びＴ’相の析出量が少なくなるため、強度向上効果が低くなる。そのため、Ｚｎの含有量は２．５％以上とする。一方、Ｚｎの含有量が５．０％以上の場合には、延性が低下すると共に、陽極酸化処理後の光沢が低下して外観特性が不十分となるおそれがある。そのため、Ｚｎの含有量は５．０％未満とする。同じ観点から、Ｚｎの含有量を４．８％以下とすることが好ましい。

[0017] Ｍｇ：２．２％以上３．０％以下、

Ｍｇは、アルミニウム合金中においてＺｎと共存することでη’相及び／またはＴ’相を析出させる元素である。Ｚｎと共にＭｇを含有させることにより、析出強化による強度向上効果を得ることができる。Ｍｇの含有量が２．２％未満の場合には、η’相及びＴ’相の析出量が少なくなるため、強度向上効果が低くなる。一方、Ｍｇの含有量が３．０％を超えると、熱間加工性が低下し生産性が低下するとともに、延性が低下するおそれがある。また、Ｍｇの含有量が３．０％を超えると、陽極酸化処理後の光沢が低下して外観特性が不十分となるおそれがある。

[0018] Ｔｉ：０．００１％以上０．０５％以下、

Ｔｉは、アルミニウム合金に添加されることにより鋳塊組織を微細化する

作用を有する。鋳塊組織が微細になるほど、斑がなく高い光沢の表面を容易に実現できるため、Ｔｉを添加することにより上記高強度アルミニウム合金の外観特性を向上させることができる。Ｔｉの含有量が０．００１％より少ない場合には、鋳塊組織の微細化が充分に為されないため、上記高強度アルミニウム合金の表面に斑および筋状模様を生じ、外観特性が不十分となるおそれがある。また、Ｔｉの含有量が０．０５％より多い場合には、ＡｌとＴｉ系金属間化合物などが原因となり、点状及び筋状模様が発生しやすくなるため、外観特性が不十分となるおそれがある。

[0019] また、上記高強度アルミニウム合金は、任意成分として、Ｃｕ、Ｚｒ、Ｃｒ、Ｆｅ、Ｓｉ及びＭｎを含有していても良い。

[0020] Ｃｕ：０．１０％以下、

Ｃｕは、上記高強度アルミニウム合金の原料としてリサイクル材を使用する場合に混入する可能性がある。Ｃｕの含有量が０．１０％を超える場合には、陽極酸化処理を施した後に、表面の光沢の低下や、表面の色調の黄色への変化などが起こり、外観特性が不十分となるおそれがある。このような問題を回避するため、Ｃｕの含有量を０．１０％以下に規制する。

[0021] Ｚｒ：０．１０％以下、

Ｚｒの含有量が０．１０％を超える場合には、再結晶組織の生成が抑制され、その替わりに繊維状組織が生成されやすくなる。上記繊維状組織が存在すると、陽極酸化処理を行った後に、上記繊維状組織に起因する筋状模様が表面に現れやすくなるため、外観特性が不十分となるおそれがある。このような問題を回避するため、Ｚｒ含有量を０．１０％以下に規制する。

[0022] Ｃｒ：０．０３％以下、

Ｃｒの含有量が０．０３％を超える場合には、再結晶組織の生成が抑制され、その替わりに繊維状組織が生成されやすくなる。そのため、陽極酸化処理を行った後に、上記繊維状組織に起因する筋状模様が表面に現れやすくなり、外観特性が不十分となるおそれがある。このような問題を回避するため、Ｃｒの含有量を０．０３％以下に規制する。

[0023] Ｆｅ：０．３０％以下、Ｓｉ：０．３０％以下、Ｍｎ：０．０３％以下、

Ｆｅ、Ｓｉはアルミニウム地金中の不純物として混入し、Ｍｎはリサイクル材を使用する場合に混入する可能性のある成分である。Ｆｅ、ＳｉおよびＭｎは、ＡｌとのＡｌＭｎ系、ＡｌＭｎＦｅ系もしくはＡｌＭｎＦｅＳｉ系の金属間化合物を形成することにより再結晶化を抑制する作用を有する。そのため、上記３成分が上記高強度アルミニウム合金に過度に混入した場合には再結晶組織の生成が抑制され、その替わりに繊維状組織が生成されやすくなる。そのため、陽極酸化処理を行った後に、繊維状組織に起因する筋状模様が表面に現れやすくなり、外観特性が不十分となるおそれがある。このような問題を回避するため、Ｆｅを０．３０％以下に、Ｓｉを０．３０％以下に、Ｍｎを０．０３％以下にそれぞれ規制する。

[0024] 以上のように、上記高強度アルミニウム合金は、上記任意成分を含有する構成をとることもできるが、上記任意成分が過度に多く含まれる場合には、外観特性が損なわれるおそれがある。そのため、外観特性を確保する観点から、上記任意成分の含有量を上記特定の範囲に規制する。同じ観点からは、上記任意成分を含まない構成とすることが特に好ましい。

[0025] 次に、上記高強度アルミニウム合金は、上述したごとく、金属組織が粒状の再結晶組織より構成されている。通常、熱間加工を行って作製したアルミニウム合金は繊維状組織よりなる金属組織を有するため、表面に筋状模様が生じやすく、その結果外観特性が不十分となるおそれがある。一方、上記高強度アルミニウム合金は、金属組織が再結晶組織で構成されているため、表面に筋状模様は発生せず、優れた外観特性を有する。

[0026] また、上記高強度アルミニウム合金は、２５℃における導電率が３８．０％ＩＡＣＳ以上である。導電率は、値が大きいほど、アルミニウムマトリクス中に固溶している溶質原子の固溶量が少ないことを示すため、導電率を指標として溶質原子の固溶量を制御することができる。上記特定の範囲の導電率を有する上記高強度アルミニウム合金は、溶質原子の固溶量が適切な範囲に制御される結果、アルミニウムマトリクスが変形しやすくなる。それ故、

上記高強度アルミニウム合金は優れた延性を有する。

[0027] また、上記高強度アルミニウム合金は、鏡面仕上げを施した表面に硫酸浴を用いた陽極酸化処理を施し、膜厚８μｍの陽極酸化皮膜を形成した表面の、光束の入射角を６０°としたときに得られるＧｌｏｓｓ値が６００以上である。上記高強度アルミニウム合金は、少なくとも上記特定の化学成分を有していることによって、Ｇｌｏｓｓ値が６００以上となる表面を実現することができる。上記特定の範囲のＧｌｏｓｓ値を有するアルミニウム合金は、高い強度特性を確保しつつ十分に高い光沢を有するため、強度特性と光沢との両方を要求される用途に好適である。

[0028] 上記再結晶組織は、その結晶粒の平均粒径が５００μｍ以下であり、熱間加工方向に平行な方向の結晶粒長さが、熱間加工方向に直角方向の結晶粒長さに対して０．５～４倍であることが好ましい。

[0029] 上記結晶粒の平均粒径が５００μｍを超えると、結晶粒が過度に粗大となるため、陽極酸化処理等の表面処理を行った後に、表面に斑が生じやすく、外観特性が不十分となるおそれがある。そのため、上記結晶粒の平均粒径は小さいほど良い。

[0030] また、上記結晶粒のアスペクト比、つまり、熱間加工方向に直角方向の結晶粒長さに対する熱間加工方向に平行な方向の結晶粒長さの比が４を超えると、陽極酸化処理を行った後の表面に筋状模様が現れ、外観特性が不十分となるおそれがある。一方、アスペクト比が０．５未満となる結晶粒は、一般的に用いられる製造設備では得ることが難しい。

[0031] なお、上記金属組織は、例えばアルミニウム合金の表面にエッチング処理を施し、得られた表面を偏光顕微鏡により観察することで再結晶組織であるか否かを確認できる。つまり、上記金属組織が再結晶組織よりなる場合には、粒状晶よりなる均一な金属組織が観察され、粗大な金属間化合物や浮遊晶等に代表される、鋳造時に形成され得る凝固組織はみられない。同様に、再結晶組織よりなる金属組織には、押出や圧延等の塑性加工によって形成される筋状の組織（いわゆる加工組織）はみられない。

[0032] また、上記再結晶組織における結晶粒の平均粒径は、上述の偏光顕微鏡を用いた観察により得られる金属組織像に基づいて、ＪＩＳ　Ｇ　０５５１（ＡＳＴＭ　Ｅ　１１２－９６、ＡＳＴＭ　Ｅ　１３８２－９７）に規定された切断法に準じて算出することができる。つまり、上記金属組織像中の任意の位置において縦、横、斜め方向に各一本ずつの切断線を引き、この切断線の長さを、切断線を横切る結晶粒界の数で割ることにより平均粒径が算出できる。

[0033] また、上記アスペクト比、すなわち、熱間加工方向に直角方向の結晶粒長さに対する熱間加工方向に平行な方向の結晶粒長さの比は、上述の方法に準じて算出することができる。つまり、上述の方法と同様に、上記金属組織像中に、熱間加工方向と平行な方向及び直角方向の切断線を任意の位置に引き、各々の切断線から熱間加工方向と平行な方向及び直角方向の平均粒径を算出する。そして、熱間加工方向に平行な方向の平均粒径を熱間加工方向に直角方向の平均粒径で割ることにより、上記アスペクト比を算出することができる。

[0034] 上記再結晶組織は、熱間加工時に生成されたものであることが好ましい。再結晶組織は、その製造過程により動的再結晶組織と静的再結晶組織に分類することができ、熱間加工時に変形を受けると同時に再結晶を繰り返すことにより生成されるものを動的再結晶組織という。一方、静的再結晶組織は、熱間加工や冷間加工を行った後、溶体化処理や焼鈍処理等の熱処理工程を追加することにより生成されるものをいう。前述した本発明が解決すべき課題は、いずれの再結晶組織であっても解決しうるが、動的再結晶組織の場合には、生産工程が簡素となるため、上記高強度アルミニウム合金をより容易に製造することができる。

[0035] 次に、上記高強度アルミニウム合金の製造方法について説明する。上記高強度アルミニウム合金の製造方法においては、上記化学成分を有する鋳塊に対し、５４０℃以上５８０℃以下の温度で１時間以上２４時間以下の加熱をする、均質化処理を行う。上記均質化処理の加熱温度が５４０℃未満の場合

には、鋳塊偏析層の均質化が不十分となる。その結果、結晶粒の粗大化や、不均一な結晶組織の形成等が起こるため、最終的に得られる合金材の外観特性が不十分となるおそれがある。一方、加熱温度が５８０℃より高いと、上記鋳塊が局部的に溶融を起こすおそれがあるため、製造が困難となる。従って、上記均質化処理の温度は、５４０℃以上５８０℃以下であることが好ましい。

[0036] また、上記均質化処理の加熱時間が１時間未満の場合には、鋳塊偏析層の均質化が不十分となるため、上記と同様に最終的な外観特性が不十分となるおそれがある。一方、加熱時間が２４時間を超えると、鋳塊偏析層の均質化が充分なされた状態になるため、それ以上の効果を見込むことができない。従って、上記均質化処理の時間は、１時間以上２４時間以内であることが好ましい。

[0037] 上記均質化処理を施した後、鋳塊に熱間加工を施して展伸材とする。熱間加工開始時の上記鋳塊の温度は、４４０℃以上５６０℃以下とする。熱間加工前の鋳塊の加熱温度が４４０℃より低い場合には、変形抵抗が高くなるため、一般的に用いられる製造設備では加工が困難である。一方、５６０℃を超える温度まで鋳塊を加熱した後に熱間加工を行うと、加工時の加工発熱が加わることにより上記鋳塊が局所的に融解し、その結果熱間割れが発生するおそれがある。従って、熱間加工前の上記鋳塊の温度は、４４０℃以上５６０℃以下であることが好ましい。なお、上記熱間加工としては、押出加工や圧延加工などを採用することができる。

[0038] 上記熱間加工を施した後に、上記展伸材の温度が４００℃以上である間に冷却を開始し、上記展伸材の温度が１５０℃以下となるまで冷却する急冷処理を行う。上記急冷処理前の上記展伸材の温度が４００℃未満である場合には、焼入れ効果が不十分となり、その結果、得られるアルミニウム合金の引張強さが３８０ＭＰａ未満となるおそれがある。また、急冷処理後の展伸材の温度が１５０℃を超える場合にも焼入れ効果が不十分となり、その結果、得られるアルミニウム合金の引張強さが３８０ＭＰａ未満となるおそれがあ

る。

[0039] なお、上記急冷処理とは、上記展伸材を強制的な手段により冷却する処理を意味する。上記急冷処理としては、例えばファンによる強制急冷、シャワー冷却及び水冷等の冷却方法を採用することができる。

[0040] また、上記急冷処理は、上記展伸材の温度が４００℃から１５０℃の範囲にある間の平均冷却速度を１℃／秒以上３００℃／秒以下に制御して行う。上記平均冷却速度が３００℃／秒を超える場合には、設備が過大になる上、それに見合った効果を得ることができない。一方、平均冷却速度が１℃／秒未満であると、焼入れ効果が不十分となるため、得られるアルミニウム合金の引張強さが３８０ＭＰａ未満となるおそれがある。従って、平均冷却速度は早いほうがよく、１℃／秒以上３００℃／秒以下、好ましくは３℃／秒以上３００℃／秒以下がよい。

[0041] また、上記急冷処理を行った後に、上記展伸材の温度を室温まで到達させる。これは、上記急冷処理により室温に到達してもよく、または急冷処理の後に追加の冷却処理を行うことにより到達してもよい。展伸材の温度を室温まで到達させることにより、室温時効の効果が現れるため、上記高強度アルミニウム合金の強度が向上する。なお、上記追加の冷却処理としては、例えばファン空冷、ミスト冷却、シャワー冷却及び水冷等の冷却方法を採用することができる。

[0042] ここで、上記展伸材を、室温を維持した状態で保管すると、室温時効効果により上記高強度アルミニウム合金の強度がより向上する。室温時効時間は、初期の段階においては時間が長いほど強度が向上するが、室温時効時間が２４時間以上となる場合には、室温時効の効果が飽和してくる。

[0043] 次に、上記のごとく室温まで冷却を行った上記展伸材を加熱する、人工時効処理を行う。人工時効処理を行うことにより、上記展伸材内に$MgZn_2$が微細かつ均一に析出するため、上記高強度アルミニウム合金の引張強さを容易に３８０ＭＰａ以上にすることができる。上記人工時効処理の具体的な条件としては、以下のいずれかの態様を適用することができる。

[0044] まず、上記人工時効処理として、上記展伸材を８０～１２０℃の温度で１～５時間加熱する第１人工時効処理を行い、その後、上記第１人工時効処理と連続して上記展伸材を１４５～２００℃の温度で２～１５時間加熱する第２人工時効処理を行うことができる。

[0045] ここで、第１人工時効処理と第２人工時効処理とを連続して行うとは、第１人工時効処理が完了した後に、上記展伸材の温度を維持しつつ第２人工時効処理を行うことを意味している。つまり、第１人工時効処理と第２人工時効処理との間で、上記展伸材が冷却されなければよく、具体的な方法として、第１人工時効処理の後、熱処理炉から取り出すことなく第２人工時効処理を行う方法などがある。

[0046] このように、上記第１人工時効処理と上記第２人工時効処理とを連続して行うことにより、人工時効処理時間を短縮することができる。また、第２人工時効処理における処理温度は１４５～２００℃がよい。第２人工時効処理において１７０～２００℃の範囲で加熱を行う場合には、上記高強度アルミニウム合金の延性が大きくなるため、塑性加工等を施す際の加工性をより向上させることができる。なお、第２人工時効処理において、上記の温度範囲または時間範囲を外れる条件がある場合には、得られるアルミニウム合金の延性及び引張強さが不十分となるおそれがある。

[0047] また、上記人工時効処理として、上記展伸材を１４５～１８０℃の温度で１～２４時間加熱する処理を行うこともできる。この場合には、製造工程が簡素なものとなるため、上記高強度アルミニウム合金をより容易に製造することができる。上記の人工時効処理が上記の温度範囲または時間範囲を外れると、得られるアルミニウム合金の延性及び引張強さが不十分となるおそれがある。

実施例

[0048] （実施例１）

上記高強度アルミニウム合金に係る実施例について、表１～表３を用いて説明する。本例では、表１及び表２に示すごとく、アルミニウム合金の化学

成分を変化させた試料（試料１～試料２４）を同一の製造条件にて作製し、各試料の引張試験、金属組織観察を行った。更に、各試料に表面処理を行った後、外観特性評価を行った。

以下に、各試料の製造条件、強度測定方法、金属組織観察方法、表面処理方法及び外観特性評価方法を説明する。

[0049] [表1]

（表1）

	化学成分(mass%)									
	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Zr	Al
試料1	2.6	2.4	0.06	0.13	0.07	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料2	4.8	2.4	0.06	0.13	0.08	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料3	4.5	2.3	0.06	0.12	0.08	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料4	4.5	2.9	0.05	0.12	0.08	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料5	4.5	2.4	0.09	0.12	0.08	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料6	4.4	2.5	0.00	0.23	0.08	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料7	4.4	2.5	0.05	0.13	0.20	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料8	4.4	2.5	0.05	0.13	0.08	0.02	0.00	0.010	0.00	bal.
試料9	4.5	2.4	0.05	0.05	0.02	0.00	0.02	0.010	0.00	bal.
試料10	4.4	2.5	0.05	0.05	0.02	0.00	0.00	0.005	0.00	bal.
試料11	4.4	2.4	0.05	0.13	0.08	0.00	0.00	0.040	0.00	bal.
試料12	4.4	2.4	0.05	0.12	0.07	0.00	0.00	0.020	0.07	bal.

[0050] [表2]

（表2）

	化学成分(mass%)									
	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Zr	Al
試料13	2.3	2.4	0.06	0.13	0.07	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料14	5.1	2.4	0.06	0.13	0.08	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料15	4.5	2.1	0.06	0.12	0.08	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料16	4.5	3.1	0.05	0.12	0.08	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料17	4.5	2.4	0.12	0.12	0.08	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料18	4.4	2.5	0.00	0.31	0.08	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料19	4.4	2.5	0.05	0.13	0.32	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.
試料20	4.4	2.5	0.05	0.13	0.08	0.04	0.00	0.010	0.00	bal.
試料21	4.5	2.4	0.05	0.05	0.02	0.00	0.04	0.010	0.00	bal.
試料22	4.4	2.5	0.05	0.05	0.02	0.00	0.00	0.000	0.00	bal.
試料23	4.4	2.4	0.05	0.13	0.08	0.00	0.00	0.070	0.00	bal.
試料24	4.4	2.4	0.05	0.12	0.07	0.00	0.00	0.020	0.12	bal.

[0051] ＜試料の作製方法＞

半連続鋳造により、表１及び表２に記載された化学成分を有する直径９０ｍｍの鋳塊を鋳造した。その後、鋳塊を５５５℃の温度で５時間加熱する均質化処理を行った。その後、鋳塊の温度が５２０℃の状態で熱間押出加工を開始し、鋳塊に熱間押出加工を施すことにより、幅３５ｍｍ、厚さ７ｍｍの展伸材を作製した。その後、展伸材の温度が５１０℃以上の状態で急冷処理を開始した。急冷処理における平均冷却速度は６０℃／秒とし、処理終了時の温度は１００℃とした。そして、急冷処理を行った展伸材を室温まで冷却し、室温下で４８時間の室温時効を行った。その後、熱処理炉を用いて展伸材を１００℃の温度で３時間加熱する第１人工時効処理を行った。次いで、展伸材を熱処理炉から取り出すことなく炉内温度を１５０℃に昇温させ、展伸材を１５０℃で８時間加熱する第２人工時効処理を実施した。以上により試料を得た。

[0052] ＜引張試験方法＞

試料から、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（ＩＳＯ６８９２－１）に準拠する方法により５号試験片を採取し、引張強さ、耐力及び伸びの測定を行った。その結果、引張強さが３８０ＭＰａ以上かつ伸びが１８％以上である場合に合格と判定した。なお、５号試験片は、長手方向が熱間加工方向と平行になるように採取した。

[0053] ＜金属組織観察方法＞

試料を電解研磨および電解エッチングした後、倍率５０倍～１００倍の偏光顕微鏡により試料表面の顕微鏡像を取得した。該顕微鏡像に対し画像解析を行い、上述のごとく、ＪＩＳ　Ｇ　０５５１に規定された切断法に準じて試料の金属組織を構成する結晶粒の平均粒径を求めた。また、アスペクト比（熱間加工方向に直角方向の結晶粒長さに対する熱間加工方向に平行な方向の結晶粒長さの比を指す）は、上述のごとく、熱間加工方向に平行な方向の平均粒径を熱間加工方向に直角方向の平均粒径で割ることにより算出した。この結果、平均粒径については５００μｍ以下であるもの、アスペクト比については、０．５～４．０の範囲内にあるものを好ましい結果と判定した。

[0054] ＜表面処理方法＞

上記の人工時効処理を行った試料の表面に＃２４００までペーパー研磨を施し、続けてバフ研磨を施して試料表面を鏡面仕上げした。その後、１５％硫酸浴下において１５０Ａ／m^2の電流密度で試料表面に陽極酸化処理を施し、膜厚８μｍの陽極酸化皮膜を形成した。最後に、上記陽極酸化処理後の試料を沸騰水に浸漬し、上記陽極酸化皮膜の封孔処理を行った。以上の処理を施した試料を用いて下記の外観特性評価を実施した。

[0055] ＜外観特性評価方法＞

・目視観察

試料の表面を目視により観察した。その結果、表面に筋状模様、斑状模様または点状欠陥等が現れていない場合に、目視観察において合格と判定した。

・光沢度

変角光沢計（（株）村上色彩技術研究所製、「ＧＭ－３Ｄ」）を用いて試料表面のＧｌｏｓｓ値を測定した。その結果、Ｇｌｏｓｓ値が６００以上である場合に、光沢特性において合格と判定した。なお、Ｇｌｏｓｓ値の測定における光束の入射角は６０°とした。

[0056] ＜導電率測定方法＞

導電率計（フェルスター社製、「シグマテスト２．０６９」）を用いて、温度が２５℃であるときの試料の導電率を測定した。その結果、導電率が３８．０％ＩＡＣＳ以上である場合に、好ましい結果と判定した。

[0057] 表１及び表２における各試料の評価結果を、表３に示す。なお、各々の評価結果において合格と判定されなかったものもしくは好ましい結果と判定されなかったものについては、表３中の当該評価結果に下線を付した。

[0058]

[表3]

（表3）

	引張試験			金属組織観察		外観特性評価		導電率 (%IACS)
	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)	平均結晶粒径 (μm)	アスペクト比	目視観察	Gloss値	
試料1	394	350	22	100	1.2	合格	642	39.0
試料2	436	406	18	110	1.2	合格	612	38.3
試料3	395	351	23	100	1.3	合格	641	39.4
試料4	437	408	19	110	1.2	合格	613	38.1
試料5	425	406	22	105	1.2	合格	615	38.6
試料6	428	401	19	120	1.2	合格	603	38.3
試料7	423	404	18	105	1.3	合格	604	38.9
試料8	425	408	20	115	1.2	合格	623	38.7
試料9	426	409	19	110	1.3	合格	620	38.8
試料10	422	404	20	100	1.1	合格	611	38.8
試料11	426	405	20	115	1.2	合格	630	38.5
試料12	431	410	18	120	1.5	合格	611	38.3
試料13	373	331	23	105	1.3	合格	653	39.8
試料14	452	423	14	105	1.2	合格	582	37.8
試料15	375	339	25	100	1.2	合格	657	39.7
試料16	447	419	17	120	1.1	合格	581	37.4
試料17	423	403	23	100	1.2	合格	597	38.5
試料18	425	400	18	－	≥4	不合格	576	38.0
試料19	421	401	18	－	≥4	不合格	581	38.9
試料20	428	411	21	－	≥4	不合格	594	38.4
試料21	422	405	18	－	≥4	不合格	596	38.6
試料22	420	401	21	140	1.2	不合格	580	38.7
試料23	427	409	17	130	1.5	不合格	630	38.4
試料24	445	426	16	－	≥4	不合格	597	38.1

[0059] 表３より知られるごとく、試料１～試料１２は、全ての評価項目で合格となり、強度特性、延性及び外観特性のいずれも優れた特性を示した。

[0060] 優れた外観特性を有する試料の代表例として、図１に、試料２の金属組織観察結果を示す。優れた外観特性を有する試料は、同図より知られるごとく、粒状の再結晶組織よりなる金属組織を有すると同時に、目視確認においても筋状模様は観察されず、斑がなく高い光沢を有する。

[0061] 一方、繊維状組織よりなる金属組織の例として、図２に、従来のアルミニウム合金押出材の金属組織写真を示す。同図に示されたような繊維状組織が

形成されると、陽極酸化処理を施した後の表面に筋状模様が生じ易く、外観特性が不十分となる。

[0062] 試料１３は、Ｚｎ含有量が低すぎるため、引張強さが不十分であり、不合格と判定した。

試料１４は、Ｚｎ含有量が高すぎるため、伸び及びＧｌｏｓｓ値が不十分であり、不合格と判定した。

[0063] 試料１５は、Ｍｇ含有量が低すぎるため、引張強さが不十分であり、不合格と判定した。

試料１６は、Ｍｇ含有量が高すぎるため、熱間押出加工を施した際に、展伸材の一部に割れが発生した。割れが発生しなかった部分から試料を採取して各評価を行ったところ、伸び及びＧｌｏｓｓ値が不十分であり、不合格と判定した。

[0064] 試料１７は、Ｃｕ含有量が高すぎるため、Ｇｌｏｓｓ値が不十分であり、不合格と判定した。

試料１８は、Ｆｅ含有量が高すぎるため、繊維状組織が形成された結果、表面に筋状模様が視認された。また、試料１８は、Ｇｌｏｓｓ値が不十分であった。これらの結果、試料１８は外観特性が不十分であり、不合格と判定した。

[0065] 試料１９は、Ｓｉ含有量が高すぎるため、繊維状組織が形成された結果、表面に筋状模様が視認された。また、試料１９は、Ｇｌｏｓｓ値が不十分であった。これらの結果、試料１９は外観特性が不十分であり、不合格と判定した。

試料２０は、Ｍｎ含有量が高すぎるため、繊維状組織が形成された結果、表面に筋状模様が視認された。また、試料２０は、Ｇｌｏｓｓ値が不十分であった。これらの結果、試料２０は外観特性が不十分であり、不合格と判定した。

試料２１は、Ｃｒ含有量が高すぎるため、繊維状組織が形成された結果、表面に筋状模様が視認された。また、試料２１は、Ｇｌｏｓｓ値が不十分で

あった。これらの結果、試料２１は外観特性が不十分であり、不合格と判定した。

[0066] 試料２２は、Ｔｉ含有量が低すぎるため、粗大な鋳塊組織に起因する筋状模様が視認された。また、試料２２は、Ｇｌｏｓｓ値が不十分であった。これらの結果、試料２２は外観特性が不十分であり、不合格と判定した。

試料２３は、Ｔｉ含有量が高すぎるため、ＡＩとの金属間化合物が形成された結果、表面に筋状および点状欠陥が視認された。また、試料２３は、伸びが不十分であった。これらの結果、試料２３は、伸び及び外観特性が不十分であり、不合格と判定した。

試料２４は、Ｚｒ含有量が高すぎるため、繊維状組織が形成された結果、表面に筋状模様が視認された。また、試料２４は、伸び及びＧｌｏｓｓ値が不十分であった。これらの結果、試料２４は、伸び及び外観特性が不十分であり、不合格と判定した。

[0067]（実施例２）

次に、上記高強度アルミニウム合金の製造方法に係る実施例について、表４～表７を用いて説明する。

本例では、表４に示す化学成分を含有するアルミニウム合金（合金Ａ）を用い、表５及び表６に示すごとく製造条件を変更して試料（試料Ａ１～試料Ａ２９）を作製し、各試料の強度測定、金属組織観察を行った。更に、各試料に表面処理を行った後、外観特性評価を行った。

以下に、各試料の製造条件を詳説する。なお、各試料の強度測定方法、金属組織観察方法、表面処理方法及び外観特性評価方法は、上記実施例１と同一の方法により行った。

[0068]＜試料の製造条件＞

半連続鋳造により、表４に記載された化学成分を有する直径９０ｍｍの鋳塊を鋳造した。その後、表５及び表６に示す温度、時間または平均冷却速度の組み合わせを用いて、鋳塊に均質化処理、熱間押出加工、急冷処理、第１人工時効処理及び第２人工時効処理をこの順で施し、各試料を得た。なお、

表５及び表６に記載の室温時効時間とは、急冷処理を行った後、展伸材が室温に達してから第１人工時効処理を行うまでの時間を意味する。

[0069] [表4]

（表４）

	化学成分（mass%）									
	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Zr	Al
合金A	4.4	2.3	0.06	0.13	0.08	0.00	0.00	0.010	0.00	bal.

[0070] [表5]

（表５）

	均質化処理		熱間加工	急冷処理		室温時効時間 (hr)	第１人工時効		第２人工時効	
	温度 (℃)	時間 (hr)	押出温度 (℃)	冷却速度 (℃/秒)	完了時温度 (℃)		温度 (℃)	時間 (hr)	温度 (℃)	時間 (hr)
試料A1	540	6	520	60	100	24	100	3	150	8
試料A2	577	6	520	60	100	24	100	3	150	8
試料A3	550	1	520	60	100	24	100	3	150	8
試料A4	550	24	520	60	100	24	100	3	150	8
試料A5	550	6	440	60	100	24	100	3	150	8
試料A6	550	6	560	60	100	24	100	3	150	8
試料A7	550	6	520	1	100	24	100	3	150	8
試料A8	550	6	520	300	100	24	100	3	150	8
試料A9	550	6	520	60	150	24	100	3	150	8
試料A10	550	6	520	60	100	なし	100	3	150	8
試料A11	550	6	520	60	100	240	100	3	150	8
試料A12	550	6	520	60	100	24	80	5	150	8
試料A13	550	6	520	60	100	24	120	1	150	8
試料A14	550	6	520	60	100	24	100	3	145	15
試料A15	550	6	520	60	100	24	100	3	200	2
試料A16	550	6	520	60	100	24	145	15	なし	
試料A17	550	6	520	60	100	24	170	2	なし	

[0071]

[表6]

（表６）

	均質化処理		熱間加工	急冷処理		室温時効時間 (hr)	第１人工時効		第２人工時効	
	温度 (℃)	時間 (hr)	押出温度 (℃)	冷却速度 (℃/秒)	完了時温度 (℃)		温度 (℃)	時間 (hr)	温度 (℃)	時間 (hr)
試料A18	535	6	520	60	100	24	100	4	150	8
試料A19	550	0.25	520	60	100	24	100	4	150	8
試料A20	550	6	570	熱間加工割れのため処理不能						
試料A21	550	6	520	0.25	100	24	100	4	150	8
試料A22	550	6	520	60	100	24	80	3	140	26
試料A23	550	6	520	60	100	24	120	5	210	2
試料A24	550	6	520	60	100	24	100	4	145	1
試料A25	550	6	520	60	100	24	100	4	200	16
試料A26	550	6	520	60	100	24	140	23	なし	
試料A27	550	6	520	60	100	24	180	2	なし	
試料A28	550	6	520	60	100	24	165	0.25	なし	
試料A29	550	6	520	60	100	24	165	30	なし	

[0072] 上記のごとく作製した各試料の評価結果を、表７に示す。なお、各々の評価結果において合格と判定されなかったものもしくは好ましい結果と判定されなかったものについては、表７中の当該評価結果に下線を付して示した。

[0073]

[表7]

（表7）

	引張試験			金属組織観察		外観特性評価		導電率 (%IACS)
	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)	平均結晶粒径 (μm)	アスペクト比	目視観察	Gloss値	
試料A1	407	398	19	130	1.3	合格	625	38.6
試料A2	431	416	20	115	1.2	合格	636	38.5
試料A3	406	395	20	125	1.2	合格	620	38.5
試料A4	428	410	19	100	1.1	合格	638	38.7
試料A5	385	370	22	110	1.3	合格	605	40.1
試料A6	435	417	19	105	1.1	合格	638	38
試料A7	381	370	18	110	1.1	合格	604	40.3
試料A8	438	421	19	110	1.3	合格	638	38
試料A9	388	372	19	120	1.2	合格	615	39.3
試料A10	380	370	19	115	1.1	合格	630	39.1
試料A11	426	407	21	110	1.2	合格	631	38.3
試料A12	411	396	21	110	1.2	合格	633	38.5
試料A13	418	402	19	115	1.1	合格	630	38.3
試料A14	429	408	20	105	1.2	合格	633	38.1
試料A15	391	373	21	120	1.3	合格	615	39.2
試料A16	398	371	19	125	1.1	合格	632	38.2
試料A17	401	382	20	105	1.1	合格	618	39.3
試料A18	389	371	22	130	2.3	不合格	615	38.7
試料A19	391	375	21	125	1.6	不合格	613	38.6
試料A20	熱間加工割れのため評価不能							
試料A21	365	336	22	120	1.1	合格	566	40.3
試料A22	379	350	19	110	1.1	合格	621	38.6
試料A23	379	345	23	110	1.3	合格	617	38.5
試料A24	374	348	21	125	1.2	合格	623	37.4
試料A25	376	351	20	115	1.1	合格	609	40.3
試料A26	379	356	18	120	1.3	合格	624	37.8
試料A27	377	359	22	105	1.1	合格	609	38.5
試料A28	376	359	22	110	1.2	合格	622	37.4
試料A29	375	354	21	115	1.3	合格	608	40

[0074] 表７より知られるごとく、試料Ａ１～Ａ１７は、全ての評価項目で合格となり、強度特性、外観特性共に優れた特性を示した。

[0075] 試料Ａ１８は、均質化処理における加熱温度が低すぎたため、表面に筋状模様が視認され、不合格と判定した。

試料Ａ１９は、均質化処理における処理時間が短すぎたため、表面に筋状

模様が視認され、不合格と判定した。

[0076] 試料Ａ２０は、熱間押出加工前における鋳塊の加熱温度が高すぎたため、押出加工時に部分溶融した結果、熱間加工割れを起こし、急冷処理以降の処理を行うことができなかった。

[0077] 試料Ａ２１は、急冷処理における平均冷却速度が低すぎたため、引張強さが不十分であった。また、試料Ａ２１は、Ｇｌｏｓｓ値が不十分であった。そのため、試料Ａ２１は引張強さ及び外観特性が不十分であり、不合格と判定した。

試料Ａ２２は、第２人工時効処理における処理温度が低すぎたため、引張強さが不十分であり、不合格と判定した。

[0078] 試料Ａ２３は、第２人工時効処理における処理温度が高すぎて過時効となった結果、引張強さが不十分であり、不合格と判定した。

試料Ａ２４は、第２人工時効処理における処理時間が短すぎて時効硬化が不十分となった結果、引張強さが不十分であり、不合格と判定した。

[0079] 試料Ａ２５は、第２人工時効処理における処理時間が長すぎて過時効となった結果、引張強さが不十分であり、不合格と判定した。

試料Ａ２６は、１段のみの人工時効処理を施したものであるが、人工時効処理における処理温度が低すぎて時効硬化が不十分となった結果、引張強さが不十分であり、不合格と判定した。

[0080] 試料Ａ２７は、１段のみの人工時効処理における処理温度が高すぎて過時効となった結果、引張強さが不十分であり、不合格と判定した。

試料Ａ２８は、１段のみの人工時効処理における処理時間が短すぎて時効硬化が不十分となった結果、引張強さが不十分であり、不合格と判定された。

試料Ａ２９は、１段のみの人工時効処理における処理時間が長すぎて過時効となった結果、引張強さが不十分であり、不合格と判定した。

請求の範囲

[請求項1] 質量%において、Ｚｎ：２．５%以上５．０%未満、Ｍｇ：２．２%以上３．０%以下、Ｔｉ：０．００１%以上０．０５%以下を含有し、Ｃｕ：０．１０%以下、Ｚｒ：０．１０%以下、Ｃｒ：０．０３%以下、Ｆｅ：０．３０%以下、Ｓｉ：０．３０%以下、Ｍｎ：０．０３%以下に規制し、残部がＡＩ及び不可避的不純物からなる化学成分を有し、

引張強さが３８０ＭＰａ以上であり、

導電率が３８．０%ＩＡＣＳ以上であり、

金属組織が再結晶組織よりなることを特徴とする高強度アルミニウム合金。

[請求項2] 上記再結晶組織は、その結晶粒の平均粒径が５００μｍ以下であり、熱間加工方向に平行な方向の結晶粒長さが、熱間加工方向に直角方向の結晶粒長さに対して０．５～４倍であることを特徴とする請求項１に記載の高強度アルミニウム合金。

[請求項3] 請求項１又は２に記載の高強度アルミニウム合金を製造する方法であって、

質量%において、Ｚｎ：２．５%以上５．０%未満、Ｍｇ：２．２%以上３．０%以下、Ｔｉ：０．００１%以上０．０５%以下を含有し、Ｃｕ：０．１０%以下、Ｚｒ：０．１０%以下、Ｃｒ：０．０３%以下、Ｆｅ：０．３０%以下、Ｓｉ：０．３０%以下、Ｍｎ：０．０３%以下に規制し、残部がＡＩ及び不可避的不純物からなる化学成分を有する鋳塊を作製し、

上記鋳塊を５４０℃以上５８０℃以下の温度で１～２４時間加熱する均質化処理を行い、

加工開始時における上記鋳塊の温度を４４０℃～５６０℃とした状態で上記鋳塊に熱間加工を施して展伸材とし、

該展伸材の温度が４００℃以上である間に冷却を開始した後、上記

展伸材の温度が４００℃から１５０℃の範囲にある間の平均冷却速度を１℃／秒以上３００℃／秒以下に制御して冷却する急冷処理を行い、

該急冷処理またはその後の冷却により上記展伸材の温度を室温まで冷却し、

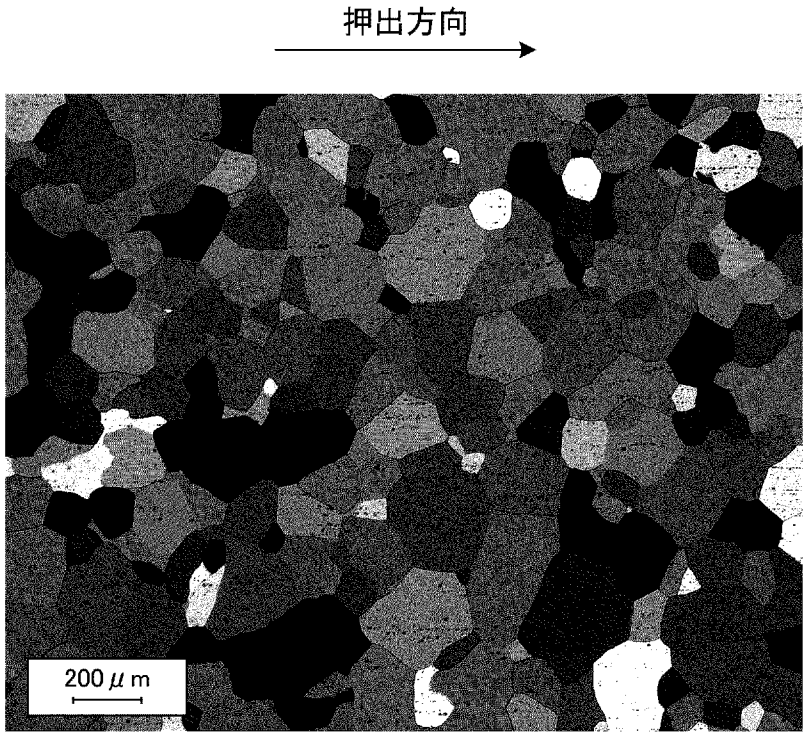
その後、上記展伸材に対して人工時効処理を行うことを特徴とする高強度アルミニウム合金の製造方法。

[請求項4] 上記人工時効処理として、上記展伸材を８０～１２０℃の温度で１～５時間加熱する第１人工時効処理を行い、その後、上記第１人工時効処理と連続して上記展伸材を１４５～２００℃の温度で２～１５時間加熱する第２人工時効処理を行うことを特徴とする請求項３に記載の高強度アルミニウム合金の製造方法。

[請求項5] 上記人工時効処理として、上記展伸材を１４５～１８０℃の温度で１～２４時間加熱することを特徴とする請求項３に記載の高強度アルミニウム合金の製造方法。

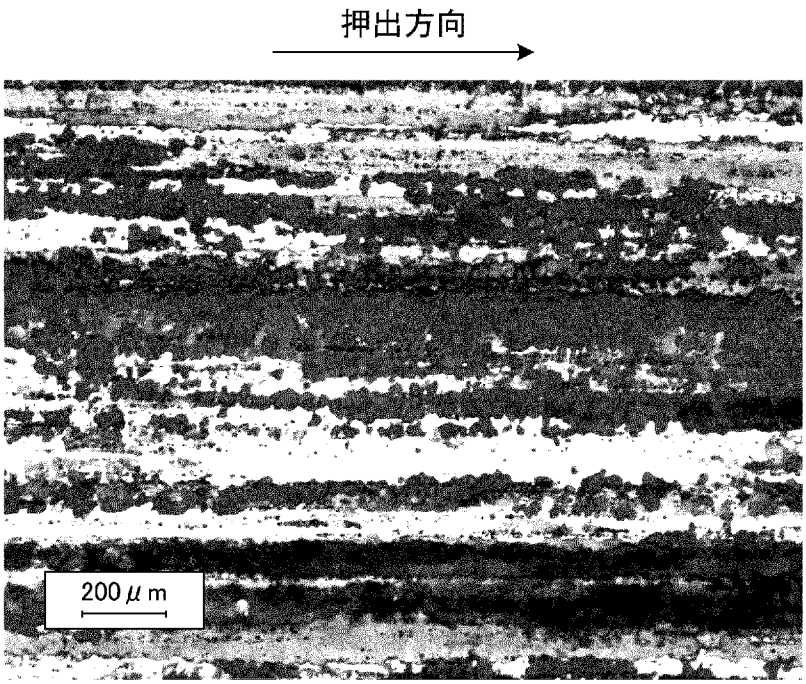
[図1]

（図１）



[図2]

（図２）



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2014/075547

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C21/10(2006.01)i, *C22C21/00*(2006.01)i, *C22F1/053*(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, 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	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

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 2010-248607 A (Kobe Steel, Ltd.), 04 November 2010 (04.11.2010), claims; paragraphs [0073] to [0086]; tables 1, 2 & CN 101845574 A & KR 10-2010-0106930 A	1-5
A	JP 11-61312 A (Nippon Steel Corp.), 05 March 1999 (05.03.1999), claims; tables 5 to 7 (Family: none)	1-5
A	JP 2-170941 A (Sky Aluminium Co., Ltd.), 02 July 1990 (02.07.1990), table 1, alloy No.6 (Family: none)	1,2

☐ 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 18 November, 2014 (18.11.14)	Date of mailing of the international search report 25 November, 2014 (25.11.14)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１４／０７５５４７

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C21/10(2006.01)i, C22C21/00(2006.01)i, C22F1/053(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（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C21/00-21/18, 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	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１４年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１４年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１４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	関連する請求項の番号
A	JP 2010-248607 A (株式会社神戸製鋼所) 2010.11.04, 特許請求の範囲, 【0073】-【0086】, 表1, 2 & CN 101845574 A & KR 10-2010-0106930 A	1-5
A	JP 11-61312 A (新日本製鐵株式会社) 1999.03.05, 特許請求の範囲, 表5-7 (ファミリーなし)	1-5

☑　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	国際調査報告の発送日
１８．１１．２０１４	２５．１１．２０１４

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
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）　４Ｋ　３７７０
河口　展明
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

C（続き）．　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	関連する請求項の番号
A	JP 2-170941 A（スカイアルミニウム株式会社）1990.07.02，第１表の合金No.6 (ファミリーなし)	1，2