

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4757022号
(P4757022)

(45) 発行日 平成23年8月24日(2011.8.24)

(24) 登録日 平成23年6月10日(2011.6.10)

(51) Int.Cl.		F 1	
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
B 2 1 C	23/00 (2006.01)	B 2 1 C	23/00 A
C 2 2 F	1/00 (2006.01)	C 2 2 F	1/00 6 O 2

請求項の数 6 (全 11 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2005-379133 (P2005-379133)
 (22) 出願日 平成17年12月28日(2005.12.28)
 (65) 公開番号 特開2007-177308 (P2007-177308A)
 (43) 公開日 平成19年7月12日(2007.7.12)
 審査請求日 平成20年9月25日(2008.9.25)

(73) 特許権者 000002277
 住友軽金属工業株式会社
 東京都港区新橋5丁目11番3号
 (74) 代理人 100071663
 弁理士 福田 保夫
 (74) 代理人 100098682
 弁理士 赤塚 賢次
 (72) 発明者 安藤 哲也
 東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽
 金属工業株式会社内
 (72) 発明者 松田 眞一
 東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽
 金属工業株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金押出材および鍛造材、該押出材および鍛造材の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

Si : 0.7 ~ 1.4 % (質量%、以下同じ)、Mg : 0.55 ~ 0.95 %、Cu : 0.43 % を超え 1.0 % 以下を含有し、さらに Mn : 0.15 ~ 0.43 %、Cr : 0.05 ~ 0.23 %、および Zr : 0.05 ~ 0.24 % のうちの 1 種以上を含有し、残部が Al および不純物からなり、かつ $[Si\%] \times 1.73 - [Mg\%] > [Cu\%] \times 1.03$ を満足する組成を有するアルミニウム合金の熱間押出材を溶体化処理および時効処理したアルミニウム合金押出材であって、該押出材の断面の肉厚中心部は平均結晶粒径 $10 \mu m$ 以下の亜結晶粒組織をそなえ、該亜結晶粒組織が前記断面に占める割合が 70 % 以上であり、かつ 400 MPa 以上の耐力と $25 J/cm^2$ 以上のシャルピー衝撃値を有することを特徴とする耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金押出材。

【請求項2】

前記アルミニウム合金の組成において、Mn が 0.17 ~ 0.43 %、Cr が 0.07 ~ 0.23 %、Zr が 0.10 ~ 0.24 % であることを特徴とする請求項1記載の耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金押出材。

【請求項3】

請求項1または2記載のアルミニウム合金押出材を製造する方法であって、請求項1または2記載の組成を有するアルミニウム合金を熱間押出加工した後、510 ~ 570 で溶体化処理し、150 ~ 200 で時効処理することを特徴とする耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金押出材の製造方法。

【請求項4】

前記熱間押出加工を、480～550の温度、減面率30%以上で行うことを特徴とする請求項3記載の耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金押出材の製造方法。

【請求項5】

請求項1または2記載の組成を有する前記アルミニウム合金の熱間押出材を熱間鍛造し、溶体化処理および時効処理したアルミニウム合金鍛造材であって、該鍛造材の断面の肉厚中心部は平均結晶粒径10 μ m以下の亜結晶粒組織をそなえ、該亜結晶粒組織が前記断面に占める割合が70%以上であり、かつ400MPa以上の耐力と25J/cm²以上のシャルピー衝撃値を有することを特徴とする耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金鍛造材。

10

【請求項6】

請求項5記載のアルミニウム合金鍛造材を製造する方法であって、請求項1または2記載の組成を有する前記アルミニウム合金の熱間押出材を熱間鍛造後、510～570で溶体化処理し、150～200で時効処理することを特徴とする耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金鍛造材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金押出材および鍛造材、該押出材および鍛造材の製造方法に関する。

20

【背景技術】

【0002】

近年、とくに輸送機器の分野において、排ガス規制や二酸化炭素の排出抑制の要求が高まっており、この要求を満たすために、軽量化による燃費向上が注目され、その手段として従来の鉄系材料に替えてアルミニウム材料の適用が検討されている。

【0003】

輸送機器用アルミニウム材料としては、耐食性のみが要求される場合には1000系や3000系アルミニウム合金が多く使用されているが、腐食環境で使用され、高強度、高靱性が要求される場合には、耐食性、高強度、高靱性の3つの特性のバランスが良く、かつ生産性にも優れた6000系合金、とくにJIS6061合金が適用される例が多い。

30

【0004】

しかしながら、JIS6061合金の構造用部材は、鋳塊を熱間鍛造し、または鋳塊を熱間押出加工した後、熱間鍛造し、その後T6調質することにより製造されるが、通常の組成のものを常法に従って処理した場合には、引張強さで270～320MPa程度の強度特性しか得られず、車両構造の十分な軽量化を達成することが困難である。

【0005】

この問題を解決するために、Mn、Cr、Zrを積極的に添加し、Mg、Si量を調整することにより、粗大再結晶粒発生を防止するとともに、焼入れ感受性を高めた押出鍛造用Al-Mg-Si系合金(特許文献1参照)や、主要合金成分のMg、SiおよびCuの含有量を多くして強度増加を図った鍛造用Al-Mg-Si系合金(特許文献2参照)が提案されているが、靱性や耐食性が必ずしも十分でなく、とくにCuの増加は耐食性を低下させる原因となる。

40

【0006】

靱性の向上を目的として、Mn、Cr、Zrなどの晶出物粒径や間隔を制御したアルミニウム合金鍛造材も提案されている(特許文献3参照)が、得られるシャルピー衝撃値は高々13J/cm²であり、高強度足回り部品として使用するために十分なものではない。また、亜結晶粒組織の面積率を制御したアルミニウム合金鍛造材も提案されている(特許文献4参照)が、鍛造条件に関係なくシャルピー衝撃値25J/cm²以上を確保するためには、亜結晶比率を90%以上とする必要があり、実作業上困難を伴う。

【0007】

50

車両用構造部材にアルミニウム合金材料を適用する場合には、コスト低減の観点からリサイクル性が重要な課題であり、既存の規格合金成分範囲を大きく外れた材料の使用は、他の規格合金と識別する必要性が生じるから、一般的には、添加元素の種類や含有量を多くすることはリサイクルの点で好ましくなく、車両構造部材用アルミニウム合金については、この点の配慮も必要である。

【0008】

先に、出願人は、上記の観点を考慮して、 $Si: 0.40 \sim 0.8\%$ 、 $Mg: 0.8 \sim 1.2\%$ 、 $Cu: 0.40\%$ 以下、 $Mn: 0.08 \sim 0.15\%$ 、 $Cr: 0.10 \sim 0.35\%$ を含有し、残部Alおよび不可避免的不純物からなる組成を有するアルミニウム合金の鍛造材で、当該鍛造材の直角断面において表層部は再結晶組織で、表層部以外の部分に直角断面の50～95%の領域を占める平均結晶粒径10 μm 以下の亜結晶粒組織が存在することを特徴とするAl-Mg-Si系合金の押出・鍛造材を提案した(特許文献5参照)。

10

【特許文献1】特公平5-47613号公報

【特許文献2】特開平5-59477号公報

【特許文献3】特開2001-107168号公報

【特許文献4】特開2004-315938号公報

【特許文献5】特開2004-68076号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

20

【0009】

一般的には、耐食性を向上させるためには、材料全体の電位を貴とするとともに、材料内部において電位差を生じさせないこと、すなわち局部電池を生成させないことが必要である。局部電池は、合金元素が結晶粒界に偏析し、粒界近傍に無析出領域が形成されることにより生成される。Al-Mg-Si系合金の場合、強度を高めるためには Mg_2Si とCuの含有量を多くすることが必要であるが、組織制御することなく、単に Mg_2Si とCuの含有量を多くすると局部電池の形成を抑制することができないから、Al-Mg-Si系合金における高強度化と耐食性の維持の両立は困難な課題とされている。

【0010】

発明者は、先に提案された上記Al-Mg-Si系合金の押出・鍛造材における合金成分と強度、耐食性の関係について詳細に検討を重ねた結果、Mg量、Si量およびCu量を特定の関係に調整し、断面組織を制御することにより、Cu量を多くしても耐食性を維持することができることを見出した。

30

【0011】

本発明は、上記の知見に基づいてさらに試験、検討を行った結果としてなされたものであり、その目的は、従来のAl-Mg-Si系合金よりさらに改良された強度と靱性、すなわち耐力で400MPa以上の高強度とシャルピー衝撃値25J/cm²以上の高靱性を得ることができる車両機器部材用として好適な耐食性に優れた高強度、高靱性のAl-Mg-Si系アルミニウム合金押出材および鍛造材、該押出材および鍛造材の製造方法を提供することにある。当該アルミニウム合金材は、強度的に足回り部品としても十分に使用することが可能であり、耐食性の点では過酷な使用環境下においても十分に使用することができる。

40

【課題を解決するための手段】

【0012】

上記の目的を達成するための請求項1による耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金押出材は、 $Si: 0.7 \sim 1.4\%$ (質量%、以下同じ)、 $Mg: 0.55 \sim 0.95\%$ 、 $Cu: 0.43\%$ を超え1.0%以下を含有し、さらに $Mn: 0.15 \sim 0.43\%$ 、 $Cr: 0.05 \sim 0.23\%$ 、および $Zr: 0.05 \sim 0.24\%$ のうちの1種以上を含有し、残部がAlおよび不純物からなり、かつ $[Si\%] \times 1.73 - [Mg\%] > [Cu\%] \times 1.03$ を満足する組成を有するアルミニウム合金の熱間押出材を溶体化

50

処理および時効処理したアルミニウム合金押出材であって、該押出材の断面の肉厚中心部は平均結晶粒径 $10 \mu\text{m}$ 以下の亜結晶粒組織をそなえ、該亜結晶粒組織が前記断面に占める割合が 70% 以上であり、かつ 400MPa 以上の耐力と $25 \text{J}/\text{cm}^2$ 以上のシャルピー衝撃値を有することを特徴とする。

【0014】

請求項2による耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金押出材は、請求項1において、前記アルミニウム合金の組成において、Mnが $0.17 \sim 0.43\%$ 、Crが $0.07 \sim 0.23\%$ 、Zrが $0.10 \sim 0.24\%$ であることを特徴とする。

【0015】

請求項3による耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金押出材の製造方法は、請求項1または2記載のアルミニウム合金押出材を製造する方法であって、請求項1または2記載の組成を有するアルミニウム合金を熱間押出加工した後、 $510 \sim 570$ で溶体化処理し、 $150 \sim 200$ で時効処理することを特徴とする。

10

【0016】

請求項4による耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金押出材の製造方法は、請求項3において、前記熱間押出加工を、 $480 \sim 550$ の温度、減面率 30% 以上で行うことを特徴とする。

【0017】

請求項5による耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金鍛造材は、請求項1または2記載の組成を有する前記アルミニウム合金の熱間押出材を熱間鍛造し、溶体化処理および時効処理したアルミニウム合金鍛造材であって、該鍛造材の断面の肉厚中心部は平均結晶粒径 $10 \mu\text{m}$ 以下の亜結晶粒組織をそなえ、該亜結晶粒組織が前記断面に占める割合が 70% 以上であり、かつ 400MPa 以上の耐力と $25 \text{J}/\text{cm}^2$ 以上のシャルピー衝撃値を有することを特徴とする。

20

【0018】

請求項6による耐食性に優れた高強度、高靱性アルミニウム合金鍛造材の製造方法は、請求項5記載のアルミニウム合金鍛造材を製造する方法であって、請求項1または2記載の組成を有する前記アルミニウム合金の熱間押出材を熱間鍛造後、 $510 \sim 570$ で溶体化処理し、 $150 \sim 200$ で時効処理することを特徴とする。

【発明の効果】

30

【0019】

本発明によれば、従来のAl-Mg-Si系合金よりさらに改良された強度と靱性、すなわち耐力で 400MPa 以上の高強度とシャルピー衝撃値 $25 \text{J}/\text{cm}^2$ 以上の高靱性を得ることができる車両機器部材用として好適な耐食性に優れた高強度、高靱性のAl-Mg-Si系アルミニウム合金押出材および鍛造材、該押出材および鍛造材の製造方法が提供される。当該アルミニウム合金材は、強度的に足回り部品としても十分に使用することが可能であり、耐食性の点では過酷な使用環境下においても十分に使用することができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0020】

40

Al-Mg-Si系合金の押出材および鍛造材における合金成分と強度、耐食性の関係について詳細な検討を行った結果、Mg量、Si量およびCu量を特定の関係に調整し、断面組織を制御することにより、Cu量を多くしても耐食性を維持することができること、ならびに材料の電位を純アルミニウムよりも貴とすることができることを見出した。詳細には、平均結晶粒径 $10 \mu\text{m}$ 以下の亜結晶粒組織を形成させることにより、合金元素の結晶粒界への偏析が抑制され、粒界近傍における無析出領域の形成が抑制されて耐食性の向上が図られる。

【0021】

本発明における合金成分の意義および限定理由について説明すると、SiはMgと共存してマトリックス中に Mg_2Si 粒子を析出させ強度を向上させる。好ましい含有量は0

50

．7～1.4%の範囲であり、0.7%未満では十分な強度が得られず、1.4%を超えて含有すると、加工性が低下しかつ伸びが低下する。Siのより好ましい含有範囲は0.8～1.2%である。

【0022】

MgはSiと共存してマトリックス中にMg₂Si粒子を析出させ、合金の強度を向上させるよう機能する。好ましい含有量は0.55～0.95%の範囲であり、0.55%未満では十分な強度が得られず、0.95%を超えて含有すると、加工性、焼入れ性を悪くする。Mgのより好ましい含有範囲は0.6～0.9%である。

【0023】

Cuはマトリックス中に固溶して強度を向上させるよう機能する。好ましい含有量は0.43%を超え1.0%以下の範囲であり、0.43%以下ではその効果が十分でなく1.0%を超えると耐食性が低下する。Cuのより好ましい含有範囲は0.48～1.0%である。

【0024】

本発明において、0.43%を超える量のCuを含有させ、耐食性を維持しながら強度を向上させるためには、Si量、Mg量、Cu量を以下の関係式を満足するよう制御することが必要である。

$$[Si \text{ 重量} \%] \times 1.73 - [Mg \text{ 重量} \%] > [Cu \text{ 重量} \%] \times 1.03$$

左辺は過剰Si量を規定する式であり、本発明の範囲内の種々の組成のアルミニウム合金押出材を用いて耐食性試験を行った結果、この式の値をCu量の1.03倍以上とすることにより耐食性の確保が可能であることを見出した。最大量のSiを含有させた場合においても、Cu量が1.0%を超えると耐食性低下を抑制することはできない。Cuは、Clイオンを含有する溶液中において、純アルミニウムより電位的に貴な元素であり、上記のようにCu量、Si量、Mg量の関係を調整し、かつ平均結晶粒径が10μm以下の亜結晶粒組織に制御することにより電位を純アルミニウムより貴とし、さらに材料内部における局部電池の生成を防止してClイオンを含有する溶液中での耐食性を向上させることができる。

【0025】

Mn、Cr、Zrは、合金マトリックス中に平均結晶粒径10μm以下の亜結晶粒組織を得るために効果的に作用する。Mn、Cr、Zrは、それぞれAl-Mn-(Si)系、Al-Cr系、Al-Zr系の微細な化合物をマトリックス中に析出させ、亜結晶粒を形成・維持する役割を果たし、これら3元素を複合的に添加することによりその効果が向上する。好ましい含有量は、Mn：0.15～0.43%、Cr：0.05～0.23%、Zr：0.05～0.24%の範囲であり、Mn、CrおよびZrの全ての含有量が下限未満では亜結晶粒の形成・維持の効果が十分でなく粗大な再結晶組織となり、Mn、CrおよびZrのうちの少なくとも1種の含有量が上限を超えると巨大な金属間化合物が形成され、靱性、延性を低下させる。より好ましい含有範囲は、Mn：0.17～0.43%、Cr：0.07～0.23%、Zr：0.10～0.24%、さらに好ましい成分範囲は、Mn：0.20～0.40%、Cr：0.10～0.20%、Zr：0.12～0.22%である。

【0026】

本発明のアルミニウム合金押出材においては、押出材断面の肉厚中心部が平均結晶粒径10μm以下で、該亜結晶粒組織の断面に占める割合が70%以上であることが重要である。平均結晶粒10μm以下の亜結晶粒組織は強度向上に寄与し、また耐食性の低下を抑制する。亜結晶粒組織の断面に占める割合を70%以上とすることにより、材料全体の強度を考えた場合、押出材の表層部に形成される再結晶組織に起因する強度低下は問題とならず十分な強度を維持することができる。また、押出材の表層部に形成される再結晶組織部において耐食性が低下し、粒界腐食が発生する場合があるが、上記亜結晶粒組織の存在により、材料全体の靱性低下には影響しない。

【0027】

10

20

30

40

50

上記の亜結晶粒組織を得るためには、熱間押出に先立ち、アルミニウム合金鑄塊を400～480の低温で均質化处理し、480～550の温度で減面率30%以上の熱間押出を行うことが望ましい。均質化处理温度が400よりも低い場合には、亜結晶粒組織の生成を促すMn、Cr、Zrの晶出物の分解が不十分となる。その結果、マトリックス中への微細化合物としての分散もまた不十分となり、十分な亜結晶粒組織の生成が達成されない。均質化处理温度が480を超えると、熱間押出加工時に安定した亜結晶粒組織の形成が難しくなり、また押出温度が480未満の場合は、導入される加工歪み量が高いため、その後の溶体化処理や鍛造前の加熱時に表層に再結晶層が生成され、亜結晶比率70%以上を確保することができなくなることがある。また、減面率によっては熱間押出自体が不可能となることが有り得る。押出温度が550を超えると、表層における亜結晶粒組織の形成・維持が困難となり易く、亜結晶粒組織が断面に占める割合を70%以上に確保することが困難となる。また、複合的に添加元素を含有することにより、本来のAl-Mg-Si系合金よりも融点の低い共晶合金が生成されるため、この共晶合金の融解による割れの誘発が懸念される。この押出工程により、鑄塊を熱間鍛造することにより得られる亜結晶組織よりさらに集束度の高い亜結晶組織が得られ、その結果、高強度、高靱性が達成できる。熱間押出の減面率が30%未満では亜結晶粒の集束度が低くなったり、条件によっては亜結晶粒組織を得ることが難しくなったりする。押出形状は、中実材、中空材のいずれでもよく、いずれの形状に押出加工しても上記の組織性状が得られる。

【0028】

熱間押出加工後に熱間鍛造を行った場合にも、鍛造後、上記の亜結晶粒組織が得られ、高強度、高靱性が達成できる。この場合、熱間鍛造温度は、480～550の温度域で行うことが望ましい。480より低い場合には、鍛造時に塑性歪みが導入され易くなり、その結果、溶体化処理後の断面組織における亜結晶粒面積率が70%未満となり、かつ亜結晶粒の結晶粒径が10 μ mを超えることが懸念される。550を超える場合は、熱間加工時の加工発熱を考慮すると、添加元素により生成した共晶合金の融解による割れの誘発が懸念される。

【0029】

本発明においては、熱間押出後、または熱間鍛造後、510～570で溶体化処理し、150～200で時効処理することにより所定の強度、靱性を得ることができる。これらの処理によって、強度に寄与する合金元素が十分に溶入し、溶入した合金元素がマトリックス中に微細に析出して強度、靱性を高める。溶体化処理温度が510未満の場合は、溶入化が不十分となり、十分な強度が得られない。溶体化処理温度が570を超えると、溶体化処理後の断面組織における亜結晶粒面積率が70%を下回るだけでなく、添加元素により生成した共晶合金の融解による割れの誘発が懸念される。時効処理温度が150より低い場合には、析出が不十分となり、十分な強度が得られない。一方、時効処理温度が200よりも高い場合には、析出物が粗大となり、その結果十分な強度が得られない。

【実施例】

【0030】

以下、本発明の実施例を比較例と対比して説明し、本発明の効果を実証する。なお、これらの実施例は本発明の一実施態様を示すものであり、本発明はこれに限定されるものではない。

【0031】

実施例1

表1に示す組成のアルミニウム合金を溶解し、半連続鑄造法により、直径90mmの押出用ピレットに造塊した。得られたピレットを450で均質化处理後、押出温度520、減面率95%で直径20mmの丸棒に熱間押出加工した。その後、表2に示す条件で溶体化処理および時効処理を施した。

【0032】

得られた材料を試験材として、以下の方法で、肉厚中心部の平均結晶粒径、断面に占め

10

20

30

40

50

る亜結晶粒の割合（亜結晶粒面積率）を調査した。また、機械的性質（引張強さ： B、耐力： 0.2、伸び率： ）の測定を行い、さらに靱性、耐食性を評価した。結果を表 2 に示す。

平均結晶粒径の調査：調査断面を電解研磨後、偏光ミクロ観察を行い、画像解析により平均結晶粒径を算出した。

亜結晶粒面積率の調査：調査断面を苛性エッチング後、画像解析により亜結晶粒面積率を算出した。

機械的性質の測定：J I S Z 2 2 0 1 の 4 号試験片（備考 2 による相似形）を作製して、J I S Z 2 2 4 1 に準拠して測定し、耐力 4 0 0 M P a 以上を合格とした。

靱性の評価：試験材を J I S 3 号衝撃試験片に加工後、室温にてシャルピー衝撃試験を実施し、シャルピー衝撃値が 25 J / cm^2 以上を合格とした。

【 0 0 3 3 】

耐食性評価：I S O / D I S 1 1 8 4 6 B 法に基づいて、下記の粒界腐食試験を行い、最大腐食深さ $50 \mu\text{m}$ 以下を合格とした。

I S O / D I S 1 1 8 4 6 Method B

前処理 A . 洗浄液（硝酸 50mL/L+フッ酸 5mL/L） 95 ± 2 で1分間浸漬

B . 水洗

C . 硝酸（常温）で2分間浸漬

D . 水洗

E . 乾燥

試験 A . 試験液（NaCl 30g/L+塩酸 10mL/L）常温で24時間連続浸漬

B . 液量 試料表面積 $\times 5\text{mL/cm}^2$ 以上

後処理 A . 水洗（流水中）

B . 濃硝酸で30秒浸漬

C . 水洗

【 0 0 3 4 】

【表 1】

合金 No.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	$[\text{Si}] \times 1.73 - [\text{Mg}] - [\text{Cu}] \times 1.03$	
発 明 合 金	A	1.22	0.12	0.51	0.29	0.72	0.16	<0.01	0.01	0.16	0.87
	B	0.98	0.12	0.78	0.28	0.71	0.17	0.01	0.01	0.17	0.18
	C	1.02	0.11	0.45	<0.01	0.78	<0.01	<0.01	0.02	0.17	0.52
	D	1.02	0.10	0.67	0.28	0.76	0.13	0.02	0.02	<0.01	0.31
	E	1.01	0.11	0.52	<0.01	0.77	0.14	<0.01	0.01	0.18	0.44

【 0 0 3 5 】

10

20

30

【表 2】

	試験材	合金	製造条件		組織		機械的特性			粒界腐食深さ	衝撃特性
			溶体化処理	時効処理	平均結晶粒径	亜結晶粒面積率	$\sigma_{0.2}$	σ_B	δ		
	No	No	℃	℃	μm	%	MPa	MPa	%	μm	J/cm ²
発 明 例	1	A	535	170	8	90	450	485	17	40	40
	2	B	550	185	7	80	470	510	13	50	45
	3	C	570	180	8	75	440	460	16	30	30
	4	D	520	200	6	85	420	445	20	25	35
	5	E	545	175	10	70	435	460	19	35	35

10

【0036】

表 2 にみられるように、本発明に従う試験材 1 ~ 5 は機械的性質、韌性（衝撃特性）、耐食性に優れており、いずれも合格値を示した。

20

【0037】

比較例 1

表 1 の合金 No. A の押出用ピレットを、450 で均質化処理後、押出温度 520（但し、試験材 8 は 560）、減面率 95% で直径 2.0mm の丸棒に熱間押出加工し、表 3 に示す条件で溶体化処理および時効処理を施した。得られた材料を試験材として、実施例 1 と同じ方法で肉厚中心部の平均結晶粒径、断面に占める亜結晶粒の割合（亜結晶粒面積率）を調査し、機械的性質、韌性、耐食性の評価を行った。結果を表 3 に示す。なお、表 3 において本発明の条件を外れたものには下線を付した。

【0038】

【表 3】

30

	試験材	合金	製造条件		組織		機械的特性			粒界腐食深さ	衝撃特性
			溶体化処理	時効処理	平均結晶粒径	亜結晶粒面積率	$\sigma_{0.2}$	σ_B	δ		
	No	No	℃	℃	μm	%	MPa	MPa	%	μm	J/cm ²
比 較 例	6	A	<u>505</u>	170	7	90	<u>390</u>	420	18	30	30
	7	A	<u>575</u>	180	<u>14</u>	<u>50</u>	<u>395</u>	430	13	<u>60</u>	<u>20</u>
	8	A	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	9	A	525	<u>145</u>	8	75	<u>380</u>	415	14	40	40
	10	A	540	<u>205</u>	9	85	<u>390</u>	425	16	40	30

40

【0039】

表 3 に示すように、試験材 6 は溶体化温度が低いため、試験材 9 は時効温度が低いため、また試験材 10 は時効温度が高いため、いずれも機械的性質が劣っている。試験材 7 は溶体化処理温度が高いため、溶体化処理後の断面組織における亜結晶粒面積率が 70% 未

50

満となり、かつ亜結晶粒の結晶粒径が10 μmを超えており、その結果、機械的性質、耐食性、靱性（シャルピー衝撃性）のいずれにおいても不合格となった。試験材8は、押出温度が高かったため押出時に割れが発生し、試験に供することができなかった。

【0040】

比較例2

表4に示す組成のアルミニウム合金を溶解し、半連続鋳造法により、直径90mmの押出用ピレットに造塊した。得られたピレットを450℃で均質化処理後、押出温度520℃、減面率95%で直径20mmの丸棒に熱間押出加工した。その後、表5に示す条件で溶体化処理および時効処理を施した。得られた材料を試験材として、実施例1と同じ方法で肉厚中心部の平均結晶粒径、断面に占める亜結晶粒の割合（亜結晶粒面積率）を調査し、機械的性質、靱性、耐食性の評価を行った。結果を表5に示す。なお、表4、表5において本発明の条件を外れたものには下線を付した。

【0041】

【表4】

供試材 No.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	$[\text{Si}] \times 1.73 - [\text{Mg}] - [\text{Cu}] \times 1.03$	
比較合金	F	<u>0.68</u>	0.22	0.55	0.28	0.60	0.17	0.03	0.03	0.14	0.01
	G	0.78	0.21	0.44	0.31	0.92	0.15	0.02	0.02	0.15	<u>-0.02</u>
	H	0.83	0.21	<u>0.43</u>	0.33	<u>0.96</u>	0.15	<0.01	0.02	0.16	0.03
	I	1.31	0.23	<u>1.01</u>	0.26	<u>0.54</u>	0.19	0.04	0.02	0.18	0.69
	J	0.99	0.22	0.54	<u>0.14</u>	0.68	<u>0.04</u>	<0.01	0.03	<u>0.04</u>	0.48
	K	1.03	0.19	0.82	<u>0.44</u>	0.72	<u>0.24</u>	0.02	0.02	<u>0.25</u>	0.22

【0042】

【表5】

	試験材 No.	合金 No.	製造条件		組織		機械的特性			粒界腐食深さ μm	衝撃特性 J/cm ²
			溶体化処理 °C	時効処理 °C	平均結晶粒径 μm	亜結晶粒面積率 %	σ _{0.2} MPa	σ _B MPa	δ %		
比較合金	11	F	515	170	6	95	<u>380</u>	410	20	40	35
	12	G	540	180	8	85	450	475	13	<u>65</u>	30
	13	H	510	165	6	90	<u>385</u>	420	16	20	40
	14	I	535	185	7	80	465	510	11	<u>80</u>	<u>20</u>
	15	J	550	175	<u>14</u>	<u>45</u>	<u>310</u>	370	18	<u>100</u>	<u>20</u>
	16	K	545	155	9	80	420	455	10	35	<u>15</u>

【0043】

表5に示すように、試験材11はSi量が低いため、試験材13はCu量が低いため、いずれも機械的性質が不合格となった。試験材12はCu量に対する過剰Si量が低いため、試験材14はMg量が低くCu量が高いため、いずれも耐食性において不合格となった。試験材15はMn、CrおよびZr量が低いため、溶体化処理後の断面組織における亜結晶粒面積率が70%未満となり、かつ亜結晶粒の結晶粒径が10 μmを超えた結果、機械的性質、耐食性、靱性（シャルピー衝撃性）のいずれにおいても不合格となった。試

試験材 16 は Mn、Cr および Zr 量が高いため、延性が低下しシャルピー衝撃性において不合格となった。

【0044】

実施例 2、比較例 3

表 1 の合金 A の押出用ピレットを、450 で均質化処理後、押出温度 520、減面率 95% で直径 20mm の丸棒に熱間押出加工した。得られた熱間押出加工材を、520 および 450 の温度で熱間鍛造し、ともに 535 で溶体化処理後、180 で時効処理した。得られた材料を試験材として、実施例 1 と同じ方法で肉厚中心部の平均結晶粒径、断面に占める亜結晶粒の割合（亜結晶粒面積率）を調査し、機械的性質、韌性、耐食性の評価を行った。結果を表 6 に示す。なお、表 6 において本発明の条件を外れたものには下線を付した。

【0045】

【表 6】

	試験材	合金	鍛造温度	組織		機械的性質			粒界腐食深さ	衝撃特性
				平均結晶粒径	亜結晶粒面積率	$\sigma_{0.2}$	σ_B	δ		
	No	No	°C	μm	%	MPa	MPa	%	μm	J/cm ²
発明例	17	A	520	8	85	440	475	18	45	35
比較例	18	A	450	<u>13</u>	<u>55</u>	<u>390</u>	425	13	<u>70</u>	<u>20</u>

【0046】

表 6 に示すように、本発明に従う試験材 17 は機械的性質、韌性（衝撃特性）、耐食性に優れており、いずれも合格値を示した。一方、試験材 18 は、鍛造温度が低いため鍛造時に導入された塑性歪みのため、溶体化処理後の断面組織における亜結晶粒面積率が 70% 未満となり、かつ亜結晶粒の結晶粒径が 10 μm を超えており、その結果、機械的性質、耐食性、韌性（シャルピー衝撃性）のいずれにおいても不合格となった。

フロントページの続き

(51)Int.Cl.

F I

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

(72)発明者 神田 知之

東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽金属工業株式会社内

審査官 鈴木 毅

(56)参考文献 特開平11-310841(JP,A)
 特開平09-202933(JP,A)
 特開平08-232035(JP,A)
 特開2004-131826(JP,A)
 特開平05-339667(JP,A)
 特開平07-150312(JP,A)
 特開平06-330264(JP,A)
 特開2007-169699(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 2 2 C	2 1 / 0 0	-	2 1 / 1 8
C 2 2 F	1 / 0 4	-	1 / 0 5 7