

(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2017-155251

(P2017-155251A)

(43) 公開日 平成29年9月7日(2017.9.7)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 21/02 (2006.01)	C 2 2 C 21/02	4 E 0 8 7
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 J 1/02 (2006.01)	B 2 1 J 1/02 Z	
B 2 1 J 5/00 (2006.01)	B 2 1 J 5/00 D	
審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 19 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号	特願2016-36603 (P2016-36603)	(71) 出願人	000001199
(22) 出願日	平成28年2月29日 (2016.2.29)		株式会社神戸製鋼所
			兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号
		(74) 代理人	100120329
			弁理士 天野 一規
		(74) 代理人	100146112
			弁理士 亀岡 誠司
		(74) 代理人	100167335
			弁理士 武仲 宏典
		(74) 代理人	100164998
			弁理士 坂谷 亨
		(72) 発明者	松本 克史
			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
			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 強度と延性に優れたアルミニウム合金鍛造材およびその製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 優れた耐食性を有し、高強度と高延性を有する6000系アルミニウム合金熱間鍛造材の提供

【解決手段】 質量%で、Si: 0.7~1.5%、Mg: 0.6~1.2%、Fe: 0.01~0.5%を各々含有するとともに、更に、Mn: 0.05~1.0%、Cr: 0.01~0.5%、Zr: 0.01~0.2%のうち的一种または二種以上を含有し、残部Alおよび不可避免的不純物からなる鍛造材であって、この鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心の観察面における組織として、X線回折により測定された転位密度が平均で $1.0 \times 10^{14} \sim 5.0 \times 10^{16} / m^2$ の範囲であり、SEM-EBSD法により測定された、方位差が2°以上の結晶粒の傾角2~15°の小傾角粒界の平均割合が50%以上であり、倍率30万倍のTEMにより測定可能な析出物の平均数密度が 5.0×10^2 個/ μm^3 以上であることを特徴とするアルミニウム合金鍛造材。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】**【請求項 1】**

質量%で、Si : 0.7 ~ 1.5%、Mg : 0.6 ~ 1.2%、Fe : 0.01 ~ 0.5%を各々含有するとともに、更に、Mn : 0.05 ~ 1.0%、Cr : 0.01 ~ 0.5%、Zr : 0.01 ~ 0.2%のうち的一种または二種以上を含有し、残部Alおよび不可避的不純物からなるアルミニウム合金鍛造材であって、この鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心の観察面における組織として、X線回折により測定された転位密度が平均で $1.0 \times 10^{14} \sim 5.0 \times 10^{16} / \text{m}^2$ の範囲であり、SEM-EBSD法により測定された、方位差が 2° 以上の結晶粒の傾角 $2 \sim 15^\circ$ の小傾角粒界の平均割合が50%以上であり、倍率30万倍のTEMにより測定可能な析出物の平均数密度が 5.0×10^2 個/ μm^3 以上であることを特徴とする、強度と延性に優れたアルミニウム合金鍛造材。

10

【請求項 2】

前記アルミニウム合金鍛造材が、更に、質量%で、Cu : 0.05 ~ 1.0%、Ti : 0.01 ~ 0.1%、Zn : 0.005 ~ 0.25%の一種または二種以上を含有する請求項1に記載の強度と延性に優れたアルミニウム合金鍛造材。

【請求項 3】

前記アルミニウム合金鍛造材の引張強度が420MPa以上、0.2%耐力が400MPa以上、伸びが10%以上である請求項1または2に記載の強度と延性に優れたアルミニウム合金鍛造材。

【請求項 4】

質量%で、Si : 0.7 ~ 1.5%、Mg : 0.6 ~ 1.2%、Fe : 0.01 ~ 0.5%を各々含有するとともに、更に、Mn : 0.05 ~ 1.0%、Cr : 0.01 ~ 0.5%、Zr : 0.01 ~ 0.2%のうち的一种または二種以上を含有し、残部Alおよび不可避的不純物からなるアルミニウム合金鑄塊を、均熱処理後に熱間鍛造して鍛造材とし、更に溶体化および焼入れ処理した前記鍛造材を温間加工した上で人工時効処理を施し、この人工時効処理後の鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心の観察面における組織として、X線回折により測定された転位密度を平均で $1.0 \times 10^{14} \sim 5.0 \times 10^{16} / \text{m}^2$ の範囲とし、SEM-EBSD法により測定された、方位差が 2° 以上の結晶粒の傾角 $2 \sim 15^\circ$ の小傾角粒界の平均割合を50%以上とし、倍率30万倍のTEMにより測定可能な析出物の平均数密度を 5.0×10^2 個/ μm^3 以上と各々したことを特徴とする、強度と延性に優れたアルミニウム合金鍛造材の製造方法。

20

30

【発明の詳細な説明】**【技術分野】****【0001】**

本発明は強度と延性に優れたアルミニウム合金鍛造材およびその製造方法に関するものである。以下、アルミニウムを単にAlとも言う。

【0002】

本発明で言う鍛造材とは、熱間鍛造によって製造（塑性加工）されたアルミニウム合金鍛造材を意味する。

40

本発明では、この鍛造材なる用語を、物の製造方法の記載としてではなく、モノの状態を特定するための、技術用語、特許用語としても汎用されることが周知な用語として使用している。

アルミニウム合金材は、熱間鍛造材、押出材、圧延材などの、塑性加工履歴の違いによって、合金組成が例え同じでも、その組織、特性が全く異なり、塑性加工履歴を特定しない限り、合金組成や組織、特性を規定する意味が無くなる。

このため、本発明では、対象とするアルミニウム合金熱間鍛造材を、前記他の塑性加工材とは明確に区別し、モノの状態を明確に特定するために、「熱間鍛造材」あるいは同義語の「鍛造材」なる用語を、本願請求項や以下の記載で使用している。

【背景技術】

50

【0003】

近年、排気ガス等による地球環境問題に対して、自動車などの輸送機の車体の軽量化による燃費の向上が追求されている。このため、自動車などの輸送機の構造材や構造部品、特に、アッパーアーム、ロアアームなどの自動車足回り部品として、AA乃至JISの規格で言う6000系(A1-Mg-Si系)アルミニウム合金熱間鍛造材が使用されている。

これらの構造材や構造部品として、6000系アルミニウム合金熱間鍛造材は、高強度高靱性であり、耐食性にも比較的優れている。以下、輸送機の構造材や構造部品として、自動車足回り部品を例にとって説明する。

【0004】

自動車の一層の軽量化のために、自動車足回り部品には、より薄肉化させた上での高強度化や高靱性化が求められている。また、保安部品としての信頼性から、粒界腐食や応力腐食割れなどに対しての高耐食性化も求められている。このため、従来から、素材としての6000系アルミニウム合金熱間鍛造材の組成やミクロ組織を改善することが種々行われている。

【0005】

例えば、6000系アルミニウム合金鍛造材の晶出物密度を平均面積率で1.5%以下に抑制し、鍛造の際に生じるパーティングラインを含む断面部位の組織で観察される各粒界析出物同士の平均間隔を0.7 μm 以上に大きくすることが提案されている(特許文献1参照)。

【0006】

また、アルミニウム合金押出材を熱間鍛造してなる6000系アルミニウム合金鍛造材として、鍛造材の断面全域における、傾角が 2° 以上、 15° 未満の小傾角粒界と傾角が 15° 以上の大傾角粒界とを含めた未再結晶領域を備え、この未再結晶領域における傾角 2° 以上の境界で囲まれる領域の平均粒径が $10\mu\text{m}$ 以下であるとともに、この未再結晶領域の断面全域に対する平均面積割合を75%以上とし、かつ、この未再結晶組織領域における、最大長が 10nm 以上、 800nm 以下の分散粒子の平均密度が $10\text{個}/\mu\text{m}^3$ 以上であるとともに、最大長が $0.5\mu\text{m}$ 以上の晶出物の平均面積率が2.5%以下である、アルミニウム合金鍛造材とすることも提案されている(特許文献2参照)。

【0007】

一方、熱間鍛造材の分野ではないが、アルミニウム合金材の高強度化の冶金的な手法として、6000系アルミニウム合金鑄造材に溶体化処理をした後で、 $150\sim 250$ 程度の温間鍛造加工を繰り返し行い、その後人工時効処理(人工時効硬化処理)することが公知である(特許文献3、4参照)。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献1】特許第5110938号公報

【特許文献2】特許第5723192号公報

【特許文献3】特開2014-218685号公報

【特許文献4】特許第5082483号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

ただ、前記特許文献1、2などの、6000系アルミニウム合金熱間鍛造材の組成やミクロ組織の改善でも、相反する特性であり、兼備することが難しい、強度と延性ともに優れたアルミニウム合金鍛造材とすることには、未だ改善の余地がある。

【0010】

また、前記特許文献3、4のような、6000系アルミニウム合金鑄造材に温間鍛造加工を繰り返し行い、その後人工時効処理することで、高強度化を行う手法も、500な

10

20

30

40

50

どと温度が高い熱間鍛造を行っては、高強度化の効果が小さいとしており、この手法が、6000系アルミニウム合金の熱間鍛造材の機械的特性の向上に有効かどうかは未だ不明である。

【0011】

本発明はこの様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、優れた耐食性を有することを前提に、強度と延性に優れた（高い強度と高い伸びとを兼備する）6000系アルミニウム合金鍛造材を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0012】

この目的を達成するために、本発明の強度と延性に優れたアルミニウム合金鍛造材の要旨は、質量%で、Si：0.7～1.5%、Mg：0.6～1.2%、Fe：0.01～0.5%を各々含有するとともに、更に、Mn：0.05～1.0%、Cr：0.01～0.5%、Zr：0.01～0.2%のうち的一种または二種以上を含有し、残部Alおよび不可避的不純物からなるアルミニウム合金鍛造材であって、この鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心の観察面における組織として、X線回折により測定された転位密度が平均で $1.0 \times 10^{14} \sim 5.0 \times 10^{16} / m^2$ の範囲であり、SEM-EBSD法により測定された、方位差が2°以上の結晶粒の傾角2～15°の小傾角粒界の平均割合が50%以上であり、倍率30万倍のTEMにより測定可能な析出物の平均数密度が 5.0×10^2 個/ μm^3 以上であることとする。

【0013】

また、前記目的を達成するために、本発明の強度と延性に優れたアルミニウム合金鍛造材の製造方法の要旨は、質量%で、Si：0.7～1.5%、Mg：0.6～1.2%、Fe：0.01～0.5%を各々含有するとともに、更に、Mn：0.05～1.0%、Cr：0.01～0.5%、Zr：0.01～0.2%のうち的一种または二種以上を含有し、残部Alおよび不可避的不純物からなるアルミニウム合金鑄塊を、均熱処理後に熱間鍛造して鍛造材とし、更に溶体化および焼入れ処理した前記鍛造材を温間加工した上で人工時効処理を施し、この人工時効処理後の鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心の観察面における組織として、X線回折により測定された転位密度を平均で $1.0 \times 10^{14} \sim 5.0 \times 10^{16} / m^2$ の範囲とし、SEM-EBSD法により測定された、方位差が2°以上の結晶粒の傾角2～15°の小傾角粒界の平均割合を50%以上とし、倍率30万倍のTEMにより測定可能な析出物の平均数密度を 5.0×10^2 個/ μm^3 以上と各々したことである。

【発明の効果】

【0014】

本発明では、6000系アルミニウム合金鍛造材につき、溶体化および焼入れ処理した鍛造材に温間加工による加工歪を付与した上で、人工時効処理を施した場合に、加工歪を付与しない通常の場合に比して、強度と延性とがともに向上する（高強度化、高延性化する）ことを知見した。

【0015】

この効果を発揮させる、あるいは保証するために、本発明では、人工時効処理後の鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心部における組織として、前記した通り、平均の転位密度、小傾角粒界の平均割合、析出物の平均数密度を各々規定する。

【0016】

本発明によれば、6000系アルミニウム合金鍛造材の強度と延性とがともに向上するため、さらなる軽量化が可能となる。

【発明を実施するための形態】

【0017】

以下に、本発明の実施態様につき具体的に説明する。

【0018】

(化学成分組成)

10

20

30

40

50

先ず、本発明鍛造材や、鑄造材の素材である鑄塊の、アルミニウム合金の化学成分組成について、以下に説明する。

【0019】

本発明における6000系(Al-Mg-Si系)アルミニウム合金の化学成分組成は、前記足回り鍛造部品などとして、高強度化、高延性化や、高い耐食性乃至耐久性を保証する必要がある。このため、6000系アルミニウム合金組成範囲の中でも、本発明におけるアルミニウム合金組成は、質量%で、Si:0.7~1.5%、Mg:0.6~1.2%、Fe:0.01~0.5%を各々含有するとともに、更に、Mn:0.05~1.0%、Cr:0.01~0.5%、Zr:0.01~0.2%のうちの一つまたは二種以上を含有し、残部Alおよび不可避的不純物からなるアルミニウム合金とする。

10

【0020】

また、強度などの特性向上のために、前記アルミニウム合金が、更に、質量%で、Cu:0.05~1.0%、Ti:0.01~0.1%、Zn:0.005~0.25%の一種または二種以上を含有しても良い。なお、各元素量における%表示はすべて質量%の意味である。

次に、各元素の含有量について、臨界的意義や好ましい範囲について説明する。

【0021】

Si:0.7~1.5%、

Siは、Mgとともに人工時効処理により、主として針状 β' 相として結晶粒内に析出して、自動車足回り部品の高強度化を付与するために必須の元素である。

20

Siの含有量が少なすぎると、人工時効処理時の析出量が少なくなりすぎ、高強度が得られない。

一方、Siの含有量が多過ぎると、鑄造時および溶体化処理後の焼き入れ途中で、粗大な単体Si粒子が晶出および析出して、耐食性と韌性を低下させる。また、過剰Siが多くなって、高耐食性と高韌性高疲労特性を得ることができない。更に伸びが低くなるなど、熱間鍛造性や加工性も阻害する。

したがって、Siの含有量は0.7~1.5%の範囲とする。

【0022】

Mg:0.6~1.2%

Mgも、人工時効処理(時効処理)により、Siとともに、主として針状 β' 相として結晶粒内に析出し、自動車足回り部品の高強度化、高延性化を付与するために必須の元素である。

30

Mgの含有量が少なすぎると、人工時効処理時の析出量が少なくなりすぎ、高強度が得られない。

一方、Mgの含有量が多過ぎると、粗大なMg含有の化合物が、結晶の粒内や粒界に生成してしまい、耐食性、韌性を低下させる。また、高温時の強度(耐力)が高くなりすぎ、熱間鍛造性や加工性を阻害する。

したがって、Mg含有量は0.6~1.2%の範囲とする。

【0023】

Fe:0.01~0.5%

Feは、Siと金属間化合物を生成して分散粒子(分散相)を生成し、再結晶後の粒界移動を妨げることで、再結晶を抑制し、結晶粒の粗大化を防止することで、結晶粒を微細化させる効果がある。

40

一方で、Feの含有量が多すぎると、結晶粒内および結晶粒界に粗大な化合物を形成しやすくなり、耐食性とじん性を低下させやすい。また、Feが形成する金属間化合物中にSiを含有しやすいため、Siを必要とする人工時効処理で生成する針状の β' 相が低減してしまい、強度が低下しやすくなる。

したがって、Fe含有量は0.01~0.5%の範囲とする。

【0024】

Mn:0.05~1.0%、Cr:0.01~0.5%、Zr:0.01~0.2%のう

50

ちから一種または二種以上

Mn、Cr、Zrは、Feと同様、Siと金属間化合物を生成して分散粒子（分散相）を生成し、再結晶後の粒界移動を妨げ、再結晶を抑制し、結晶粒の粗大化を防止することで、結晶粒を微細化させる効果がある。

一方で、Mn、Cr、Zrの含有量が多すぎると、結晶粒内および結晶粒界に粗大な化合物を形成しやすくなり、耐食性とじん性を低下させやすい。また、これらの元素が形成する金属間化合物中にSiを含有しやすいため、Siを必要とする人工時効処理で生成する針状の σ が低減してしまい、強度が低下しやすくなる。

したがって、これらの元素の一種または二種以上を含有させる場合の、各々の含有量は、Mn：0.05～1.0%、Cr：0.01～0.5%、Zr：0.01～0.2%の範囲とする。

【0025】

Cu：0.05～1.0%、Ti：0.01～0.1%、Zn0.005～0.25%の一種または二種以上

Cu、Ti、Znは、鍛造材の強度や靱性を向上させる同効元素であるので、これらの効果を期待する場合には、一種または二種以上選択的に含有させる。

Cuは固溶強化にて鍛造材の強度、靱性の向上に寄与する他、時効処理に際して、最終製品の時効硬化を著しく促進する効果も有する。Cuの含有量が少なすぎると、これらの強度向上効果が無い。一方、Cuの含有量が多すぎると、アルミニウム合金鍛造材の組織の応力腐食割れや粒界腐食の感受性を著しく高め、アルミニウム合金鍛造材の耐食性や耐久性を低下させる。したがって、含有させる場合のCuの含有量は0.05～1.0%の範囲とする。

【0026】

Znは、人工時効処理において、Zn-Mg析出物を、微細かつ高密度に析出、形成して、強度、靱性を向上させる。また、固溶したZnは粒内の電位を下げ、腐食形態を粒界からではなく、全面的な腐食として、粒界腐食や応力腐食割れを結果として軽減する効果もある。しかし、Znの含有量が多過ぎると、耐食性が顕著に低下する。したがって、含有する場合のZnの含有量は0.005～0.25%の範囲とする。

【0027】

Tiは、鑄塊の結晶粒を微細化し、鍛造材組織を微細な結晶粒として、強度、靱性を向上させる効果がある。Tiの含有量が少なすぎるとこの効果が発揮されない。しかし、Tiの含有量が多すぎると、粗大な晶出物を形成し、前記加工性を低下させる。したがって、含有させる場合のTiの含有量は0.01～0.1%の範囲とする。

【0028】

ここで、溶解原料スクラップなどから混入されやすい他の不純物元素も、前記合金組成の残部のうちの不可避的不純物として、本発明の諸特性を阻害しない範囲で、JIS規格の上限規定などに基づく通常量を含むことは許容される。

【0029】

例えば、以下に記載する不純物元素は、各々以下に各々記載する含有量まで許容される。水素は不純物として混入しやすく、特に、鍛造材の加工度が小さくなる場合、水素に起因する気泡が鍛造等加工で圧着せず、プリスターが発生し、破壊の起点となるため、靱性や疲労特性を著しく低下させる。特に、高強度化した足回り部品などにおいては、この水素による影響が大きい。したがって、Al100g当たりの水素濃度は0.25ml以下の、できるだけ少ない含有量とすることが好ましい。

Sc、V、Hfも不純物として混入しやすく、足回り部品の特性を阻害するので、これらの合計で0.3%未満とする。

Bは500ppmを越えて含有されると、粗大な晶出物を形成し、前記加工性を低下させるので、許容量は500ppm以下までとする。

【0030】

(組織)

10

20

30

40

50

以上の合金組成を前提に、本発明では、自動車などの輸送機の構造材や構造部品、特に自動車足回り鍛造部品などとしての鍛造材につき、強度と延性をともに向上させる（高強度化、高延性を兼備させる）ために、この鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心の観察面（肉厚中心部）における組織を規定する。

この規定として、先ず、X線回折により測定された転位密度を平均で $1.0 \times 10^{14} \sim 5.0 \times 10^{16} / m^2$ の範囲とする。

また、SEM-EBSD法により測定された、方位差が 2° 以上の結晶粒の傾角 $2 \sim 15^\circ$ の小傾角粒界の平均割合が 50% 以上とする。

更に、倍率 30 万倍のTEMにより測定可能な析出物の平均数密度を 5.0×10^2 個 / μm^3 以上とする。

10

【0031】

前記合金組成の6000系アルミニウム合金鍛造材では、溶体化および焼入れ処理した鍛造材に温間加工による加工歪を付与した上で人工時効処理を施した場合、前記加工歪を付与しない通常の鍛造材の場合に比して、強度と延性がともに向上する。

これは、後述する温間加工前の加熱によって予め鍛造材の粒内に析出した均一微細な δ' 相が、その後、温間加工による加工歪を付与することによって導入、強化された転位により、人工時効処理時の δ' 相の不均一析出が抑制され、強度と延性がともに向上するものと推考される。

また、温間加工前の加熱によって前記粒内に析出した均一微細な δ' 相が、その後の温間加工による加工歪の付与によって導入された転位をピン止めして、人工時効処理時の転位の回復を抑制し、加工硬化量を確保して延性が向上するものと推考される。

20

【0032】

これらの効果を発揮させる、あるいは保証するために、本発明では、人工時効処理後の鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心部における組織として、前記した通りに、平均の転位密度、小傾角粒界の平均割合、析出物の平均数密度を各々規定する。

これらの組織要件を、順次以下の通り説明する。

【0033】

(転位密度)

本発明では、鍛造材の高強度化、高延性を図るために、結晶粒界中の小傾角粒界の平均割合や析出物の平均数密度などの他の組織制御と合わせて、この鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心の観察面における、X線回折により測定された転位密度を平均で $1.0 \times 10^{14} \sim 5.0 \times 10^{16} / m^2$ の範囲とする。

30

本発明では、溶体化および焼入れ処理した前記鍛造材を温間加工して、加工歪（ひずみ）を付与して、鍛造材に再度転位を導入し、鍛造材の転位密度を前記規定範囲に制御し、自動車足回り部品などとしての使用時の外力の負荷に対して、高歪み域までの、あるいは破断に至るまでの不均一変形を抑制し、高い加工硬化特性（降伏比の低減、伸びの増加）を発現させる。この結果、結晶粒界中の小傾角粒界の平均割合や析出物の平均数密度などの他の組織規定（要件）と合わせて、 0.2% 耐力が 400 MPa以上、伸びが 10% 以上の高強度、高延性とできる。

【0034】

この転位密度が、 $1.0 \times 10^{14} / m^2$ 未満と、低くなり過ぎると、前記温間加工による歪を付与しない、従来の鍛造材と同じとなり、加工硬化特性が低くなる。この結果、自動車足回り部品などとしての使用時の外力負荷に対して、高歪み域での早期の破断をまねくことになる。

40

一方、この転位密度が、 $5.0 \times 10^{16} / m^2$ を超えて、高くなり過ぎると、自動車足回り部品などとしての使用時の外力負荷に対して、高歪み域で導入、蓄積できる転位が減少するので、やはり高歪み域での早期の破断をまねくことになる。

【0035】

転位密度の測定方法

転位密度を透過型電子顕微鏡などにより計測することも汎用されてはいるが、本発明で

50

は、X線回折により、より簡便かつ再現性よく測定する。

転位のうち、線状、筋状の転位が密集した領域（セル壁やせん断帯）は、透過型電子顕微鏡では判別しにくく、転位密度を求める際の測定誤差となりうる。これに対して、X線回折では、後述する通り、集合組織における各面からの回折ピークの半価幅から転位密度を算出するために、このような林立転位であっても誤差が少なくなる利点がある。

【0036】

鍛造や前記温間加工による塑性変形を加えて、転位を導入した鍛造材の組織では、転位を中心に格子歪みが生じる。また、転位の配列により小傾角粒界、セル構造などが発達する。このような転位やそれに伴うドメイン構造をX線回折パターンからとらえると、回折指数に応じた特徴的な拡がり、形状が回折ピークに現れる。この回折ピークの形状（ラインプロファイル）を解析（ラインプロファイル解析）して、転位密度を求めることができる。

10

【0037】

具体的には、先ず、更に溶体化および焼入れ処理した前記鍛造材に温間加工による歪を付与した上で人工時効処理を施し、この人工時効処理後の鍛造材の最も厚肉な部分の任意の位置の縦断面から、肉厚中心部を含む測定試料（3個）を採取して、前記試料を鍛造材表面と平行にいわばスライスし、肉厚中心が観察面として出るように研磨する。

すなわち、肉厚中心部とは、鍛造材の平面視で、肉厚中心（板で言う板厚中心）における鍛造材表面と平行な面であって、肉厚中心において鍛造材の表面（例えば水平面）と概ね平行に延在する面である。

20

この試験片の表面（肉厚中心位置の面）の組織をX線回折して、この表面部の集合組織における主要な方位である、(111)、(200)、(220)、(311)、(400)、(331)、(420)、(422)の各面（各方位面）からの回折ピークの半価幅を求める。転位密度が高いほど、これら各面の回折ピークの半価幅は大きくなる。なお、試験片の、X線回折の測定対象となる圧延表面は、試験片の状態のままであっても、エッチングを伴わない洗浄が施されていても良い。

【0038】

次に、これらの各面の回折ピークの半価幅から、Williamson-Hall法により、格子ひずみ（結晶歪み）を求めた上で、下記の式により転位密度を算出することができる。ここで、転位密度は前記肉厚中心部から採取した3個の試料につき行い、これらを平均化して転位密度の平均とする。

30

$$= 16.1 \rho^2 / b^2$$

ここで、 ρ は転位密度、 b は格子ひずみ、 b はパーガースベクトルの大きさである。

また、パーガースベクトルの大きさには $2.8635 \times 10^{-10} \text{m}$ を用いた。

【0039】

上記Williamson-Hall法は、複数の回折の半価幅と回折角の関係から転位密度や結晶粒径を求めるために汎用されている公知のラインプロファイル解析法である。また、これらX線回折による転位密度の一連の求め方も公知であり、これらX線回折による転位密度の一連の求め方を総称して、本発明では転位密度を「X線回折により測定された転位密度」と称している。

40

【0040】

(小傾角粒界の平均割合)

本発明では、鍛造材の高強度化、高延性化を図るために、平均転位密度や析出物の平均数密度などの他の組織制御とともに、この鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心の観察面（肉厚中心部）における、SEM-EBSD法により測定された、方位差が 2° 以上の結晶粒の傾角 $2 \sim 15^\circ$ の小傾角粒界の平均割合を50%以上とする。

【0041】

このように、小傾角粒界の割合を、前記規定範囲のように、大きくなるよう制御することによって、自動車足回り部品などとしての使用時の外力の負荷に対して、局所的に歪が集中せず、均一に変形する組織とできる。これによって、局所的な破断を防止でき、平

50

均転位密度や析出物の平均数密度などの他の組織規定（要件）と合わせて、0.2%耐力が400MPa以上、伸びが10%以上の高強度、高延性とできる。

一方、前記小傾角粒界の平均割合が50%未満では、従来の鍛造材と同じとなり、前記高強度と高伸びを達成する機構が発現せず、伸びも低下する。

【0042】

本発明で言う小傾角粒界とは、後述するSEM-EBSD法により測定した結晶方位の内、結晶方位の相違（傾角）が2~15°と小さい結晶粒の間の粒界である。

なお、これに対する大傾角粒界とは、この結晶方位の相違（傾角）が15°を超え、90°以下の結晶粒の間の粒界である。

【0043】

この小傾角粒界の平均割合として、本発明では、測定した小傾角粒界の結晶粒界の全長（測定された全小傾角粒の結晶粒界の合計の長さ）の、同じく測定した、結晶方位の相違が2~90°の結晶粒界の全長（測定された全結晶粒の結晶粒界の合計の長さ）に対する割合を、傾角2~15°の小傾角粒界の割合と規定している。すなわち、規定する傾角2~15°の小傾角粒界の割合（%）は、 $[(2\sim15^\circ\text{の結晶粒界の全長}) / (2\sim90^\circ\text{の結晶粒界の全長})] \times 100$ として計算でき、この値の平均を50%以上とする。なお、製造あるいは熱間鍛造の限界から、2~15°の小傾角粒界の割合の上限は90%程度である。

【0044】

SEM-EBSD法による小傾角粒界の平均割合測定

鍛造材組織における、方位差が2°以上の結晶粒の傾角2~15°の小傾角粒界の平均割合の測定は、人工時効処理後の鍛造材の最も厚肉な部分の、前記肉厚中心の観察面（肉厚中心部）の組織をSEM-EBSD法により測定して行う。

【0045】

具体的な測定方法は、前記転位密度の試料採取と同じく、前記人工時効処理後の鍛造材の最も厚肉な部分の任意の位置の縦断面から、肉厚中心部を含む測定試料（3個）を採取して、肉厚中心における観察面が出るように研磨する。

そして、SEM-EBSDを用いて、前記観察面における、鍛造材の長手方向の辺の長さが1000μm×幅方向の辺の長さが320μmの、矩形領域の測定範囲に対して、1.0μmのピッチで電子線を照射する。

これによって、1試料当たりの小傾角粒界の平均割合を測定し、更に、測定した試料数3個で平均化する。

【0046】

SEM-EBSD（EBSD）法は、走査電子顕微鏡（Scanning Electron Microscope：SEM）に、後方散乱電子回折像[EBSD：Electron Back Scattering（Scattered）Diffraction Pattern]システムを搭載した、汎用的な結晶方位解析法である。

【0047】

より具体的に、SEM-EBSDの前記観察用試料の調整は、前記観察試料（断面組織）を、更に機械研磨後電解エッチングして鏡面化する。そして、SEMの鏡筒内にセットし、試料の鏡面化した表面に、電子線を照射してスクリーン上にEBSD（EBSD）を投影する。これを高感度カメラで撮影して、コンピュータに画像として取り込む。コンピュータでは、この画像を解析して、既知の結晶系を用いたシミュレーションによるパターンとの比較によって、結晶の方位が決定される。算出された結晶の方位は3次元オイラー角として、位置座標（x、y、z）などとともに記録される。このプロセスが全測定点に対して自動的に行なわれるので、測定終了時には、鍛造材の断面における数万~数十万点の結晶方位データが得られる。この結晶方位データを基に、結晶粒を判別し、結晶粒界の方位差を解析することになる。

【0048】

（析出物）

本発明では、鍛造材の高強度化、高延性化を図るために、以上の平均転位密度や小傾角

10

20

30

40

50

粒界の平均割合の制御とともに、この鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心の観察面（肉厚中心部）における、倍率30万倍のTEMにより測定可能な析出物の平均数密度を 5.0×10^2 個/ μm^3 以上とする。

これによって、平均転位密度や結晶粒界中の小傾角粒界の平均割合などの他の組織規定（要件）と合わせて、0.2%耐力が400MPa以上、伸びが10%以上の高強度、高延性とできる。

【0049】

ここで、倍率30万倍のTEMにより測定可能な析出物とは、30万倍のTEMで、組成に関わらず、その形状から測定（識別）可能な全析出物である。

すなわち、TEMの画像解析によって、マトリックスや粒界、あるいは転位などとは、形状から識別（区別）して観察（測定）できる、種々の粒状あるいは塊状、棒状、針状などの孤立した不定形（複雑形）を有する析出物全般である。

また、30万倍のTEMで測定可能な析出物の最小の大きさは、その平均円相当径が5nm以上であり、これ未満のものは測定できないので範囲外となる。

【0050】

ちなみに、析出物の大きさの上限であるが、常法により製造する自動車足回り部品鍛造材では、その平均円相当径が1000nmを超える粗大な析出物は、破壊の原因となるため、殆ど存在させない（存在しない）。このため、前記TEMにて測定可能な、析出物の大きさの実質的な上限は1000nmである。

【0051】

ここで、円相当径とは、同定できた析出物を画像処理して、前記TEM視野内の個々の析出物の面積を算出し、その同一面積の円に換算した場合の直径（等価な円径）に換算したものの（円等価直径）である。

【0052】

本発明で言う析出物の組成は、前記合金組成において、人工時効処理時に生成する、Mg-Si系あるいはAl-Mg-Si-Cu系、Al-Mn系、Al-Cr系、Al-Zr系、あるいはこれらにFeが入った組成が主となる金属間化合物である。

これらの前記TEMにより測定可能な微細な析出物の平均数密度を 5.0×10^2 個/ μm^3 以上とより多く存在させることによって（多く存在するほど）、強度（BH性）が格段に向上する。

これらの析出物がBH性を向上させる機構は未だ不明であるものの、前記予ひずみ付与時の加工硬化特性の向上や、予ひずみ付与によって導入された転位の、人工時効処理時の回復抑制に対して、前記サイズや数密度の遷移元素系分散粒子が特に寄与するものと推測される。

しかも、このような微細な析出物は、鍛造材の伸びを低下させないという優れた効果も有する。

【0053】

この鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心部における、倍率30万倍のTEMにより測定可能な析出物の平均数密度が 5.0×10^2 個/ μm^3 未満と少なくなると、従来の鍛造材と同じとなり、前記高強度を達成するBH性の機構が発現せず、伸びも低下する。なお、製造乃至熱間鍛造の限界からすると、前記析出物の平均数密度の上限は 1.0×10^5 個/ μm^3 程度である。

【0054】

析出物の平均数密度の測定

本発明で規定する析出物の平均数密度の測定は、人工時効処理後の鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心の観察面の組織を30万倍の倍率のTEM（透過型電子顕微鏡：FE-TEM）によって測定する。

具体的な測定方法は、前記人工時効処理後の鍛造材の最も厚肉な部分の任意の位置の縦断面から、肉厚中心部を含む測定試料（3個）を採取して、肉厚中心における観察面が出るように、TEM用の薄膜試料を作成する。

10

20

30

40

50

TEM用の薄膜試料は、前記測定試料を機械研磨して、肉厚中心から両厚さ方向に0.05mm(厚さ0.1mm)とした後、ツインジェット式電解研磨法にて肉厚中心から厚さ100nmの薄膜にする。

その上で、この薄膜(試料)を30万倍の倍率のTEMにより撮影した組織写真を画像処理し、測定視野内(観察視野の合計面積が $0.5\mu\text{m}^2$ 以上)の同定(識別)可能な全ての析出物の個数を測定する。

そして、測定視野に対する析出物の平均数密度(個/ μm^3)を測定する。

ここで、平均数密度の測定は、前記肉厚中心部から採取した3個の試料につき行い、これらを平均化して析出物の平均数密度(個/ μm^3)とする。

【0055】

以上説明した通り、本発明で規定する鍛造材の組織そして特性は、溶体化および焼入れ処理した鍛造材に温間加工による歪を付与した上で人工時効処理を施した後の鍛造材の組織と特性である。

【0056】

(鍛造材測定部位)

以上の組織や特性の測定部位は人工時効処理後の鍛造材の最も厚肉な部分の肉厚中心部とした。鍛造材が、I型と呼ばれるような、棒状、板状、円形状や円柱状などの単純な形状であれば、前記測定対象となる鍛造材の肉厚中心部は、鍛造材の中心点を基準に特定できる。

ただ、前記自動車足回り部品は、代表的には、平面視で略三角形の全体形状からなるとともに、この三角形の頂点部分となる3箇所のパールジョイントを、幅狭で厚い周縁部のリブと幅広で薄肉な中央部のウェブとからなる、断面が略H型または略U型のアームで繋いだ、複雑形状からなる。

したがって、このような自動車足回り部品の肉厚中心部とは、鍛造材の最も厚肉な部分として、前記厚肉のリブの任意の位置の前記した肉厚中心の部位とする。

【0057】

(製造方法)

次に、本発明におけるアルミニウム合金鍛造材の製造方法について述べる。本発明におけるアルミニウム合金鍛造材の製造工程自体は、前記組成を有するアルミニウム合金鑄塊を均質化熱処理後、熱間鍛造加工を行い、この鍛造材に溶体化および焼入れ処理と人工時効処理とを施す、常法により製造が可能である。すなわち、鑄塊の熱間押出加工を行わずとも製造が可能である。

但し、自動車足回り部品などとして、前記組織を有し、前提としての高耐食性の上で、強度と延性とをともに向上させる(高強度化、高延性化の)ために、溶体化および焼入れ処理後であって、人工時効処理前に予め温間加工を行うなどの、以下に示す好ましい製造条件がある。

【0058】

鑄造

前記特定アルミニウム合金成分範囲内に溶解調整されたアルミニウム合金溶湯を鑄造する場合には、連続鑄造圧延法、半連続鑄造法(DC鑄造法)、ホットトップ鑄造法等の通常の溶解鑄造法を適宜選択して鑄造する。

但し、前記特定アルミニウム合金成分範囲からなるアルミニウム合金溶湯を鑄造する際には、晶出物の微細化と、デンドライト二次アーム間隔(DAS)を微細化させるために、平均冷却速度を100 /s以上とすることが好ましい。

【0059】

均質化熱処理

鑄造した鑄塊の均質化熱処理は450~580の温度範囲に2時間以上保持して行う。均質化熱処理温度が450未満では、温度が低すぎて鑄塊を均質化できず、均質化熱処理温度が580を超えると、鑄塊表面のパーニングが発生する可能性がある。なお、均質化熱処理後で、熱間鍛造に先立つ押出加工は、不要であるが、所望であれば施しても

10

20

30

40

50

良い。

【0060】

熱間鍛造

均質化熱処理後の鋳塊を再加熱し、材料温度が430～550の範囲、金型温度が100～250の範囲、最小の肉厚減少率が25%以上であるとともに、最大の肉厚減少率が90%以下の条件で熱間鍛造加工を行うことが好ましい。

熱間鍛造は、メカニカルプレスによる鍛造や油圧プレスを用いて、自動車足回り部品の最終製品形状（ニアネットシェイプ）に鍛造加工される。熱間鍛造は、鍛造途中の再加熱無しで、あるいは必要に応じて再加熱し、つぶし、荒鍛造、仕上げ鍛造と、熱間鍛造が複数回行われる。

10

【0061】

熱間鍛造の加工率として、最小の肉厚減少率が1%未満では、前記した複雑形状の自動車足回り部品が、形状精度良く鍛造加工できなくなる可能性がある。一方、最大の肉厚減少率が90%を超える場合、再結晶を抑制することが難しく、粗大な再結晶粒が発生する可能性が高くなる。

【0062】

最終の鍛造後の鍛造終了温度が300未満であれば、鍛造および溶体化処理工程において、再結晶を抑制することが難しく、加工組織が再結晶して粗大結晶粒が発生する可能性がある。これら粗大結晶粒が発生した場合、前記組織に制御しても、高強度化や高延性化が果たせず、また、耐食性も低下する。しかも、低温の熱間鍛造では、鍛造材断面の前記全域を目標としている結晶粒を微細化させることが困難となる。一方、材料温度が550を超えた場合、鍛造材表面のパーニングが発生するとともに、粗大な再結晶粒が発生する可能性が高くなる。

20

【0063】

溶体化および焼き入れ処理

この熱間鍛造後に、溶体化および焼き入れ処理を行う。溶体化処理は、好ましくは、530～570の温度範囲に、1時間以上、8時間以下保持する。この溶体化処理温度が低過ぎるか、あるいは時間が短過ぎると、溶体化が不足して、Mg-Si系化合物の固溶が不十分となり、続く人工時効処理における化合物の析出量が少なすぎ、強度が低下する。保持時間は長くても良いが、8時間を超えても、効果が飽和する。

30

【0064】

この溶体化処理後、500から100までを25/s以上の平均冷却速度で焼入れ処理を行なうことが好ましい。この平均冷却速度を確保するために、焼き入れ処理時の冷却は、鍛造材の歪を防止した均一な冷却のためにも、水冷、特に、気泡をバブリングしつつ冷却水を循環させる、水冷（水槽浸漬）により行なうことが好ましい。この焼き入れ処理時の冷却速度が低くなると、粒界上にMg-Si系化合物、Si等が析出し、人工時効後の製品において、粒界破壊が生じ易くなり、靱性ならびに疲労特性を低くする。また、冷却途中に、粒内にも、安定相であるMg-Si系化合物、Siが形成され、人工時効時に析出する相、相の析出量が減るため、強度が低下する。

40

【0065】

ただ、一方で、冷却速度が高く（速く）なり過ぎると、焼入ひずみ量が多くなり、焼入後に、矯正工程が新たに必要になったり、矯正工程の工数が増す問題も新たに生じる。また残留応力も高くなり、製品の寸法、形状精度が低下する問題も新たに生じる。この点、製品製造工程を短縮し、低コスト化するためには、焼入歪みが緩和される30～85の温湯焼入が好ましい。ここで、温湯焼入温度が30未満では焼入歪みが大きくなり、85を超えると冷却速度が低くなりすぎ、靱性ならびに疲労特性、強度が低くなる。

【0066】

温間加工

本発明では、このように得られた（溶体化および焼き入れ処理後の）熱間鍛造材に歪を付加して、規定する前記組織とし、高強度化、高延性化させるために、人工時効処理前に

50

予め温間加工を行う。

この温間加工条件として、溶体化及び焼き入れ処理後48時間以内に温間加工を行う。温間加工前の加熱は、140～220の温度範囲に、炉への投入（保持）時間を20分～120分（昇温を19分～60分の範囲で行い、到達温度で1分～60分の範囲で保持）とし、その後遅滞なく（直ちに）温間加工することが好ましい。

このような加熱条件によって、前記加熱保持中に先に粒内に均一微細な'相の析出が生じる。その後温間加工するため、温間加工によって導入された転位による'相の不均一析出が抑制される。また、既に析出している'相が転位をピン止めし、人工時効処理時の転位の回復を抑制し、加工硬化量も確保される。

一方で、この投入時間が短いと、温間加工前の加熱処理での昇温・加熱保持中の'相の析出はほとんど起こらないが、その後の温間加工によって導入された転位が、人工時効処理時の析出サイトとなり、不均一析出するとともに、転位が元素の拡散を促進し、析出物が粗大化、疎に分布し、強度が低下する可能性がある。

【0067】

温間加工率は5～30%が望ましい。5%未満では、温間加工により鍛造材に付加される歪量が小さくなり、鍛造材に導入される転位が少なく、転位強化の効果が得られない。また、30%を超えると、蓄積歪が増大することにより、人工時効時の回復の駆動力が増大し、転位強化による硬化量は飽和し、強度向上効果は小さくなる。

さらに、加工量が増えると、温間加工後或いは人工時効中の回復によって形成される粒界の方位差が増大し、小傾角粒界の割合が減少し、粒界への優先析出量が増大することで、却って強度が低下する。

温間加工の態様は、鍛造材の形状に応じて行い、棒状、板状、円形状や円柱状などの単純な形状であれば、ロールによる圧延やプレス加工が適用でき、前記自動車足回り部品などの複雑形状であれば、温間での型鍛造や自由鍛造などを用いる。

そして、温間加工の加工率や加工方法にもよるが、加工率を前記範囲で高くしたい場合には、この温間加工によって、鍛造材を最終製品形状とする（前記熱間鍛造ではニアネットシェイプとする）ことが好ましい。

【0068】

人工時効処理

以上の温間加工後に、人工時効処理（人工時効硬化処理）を施す。室温時効を進めないためには、前記温間加工後に、速やかに、例えば目安としては1時間以内に人工時効処理を行うことが好ましい。この人工時効処理は、好ましくは、100以上、250以下の温度範囲と20分～8hrの保持時間の範囲から条件を選択する。

【0069】

但し、この条件範囲内であっても、組成や、熱間鍛造、溶体化焼き入れ処理、冷間あるいは温間加工などの前工程の条件に見合った最適条件を選択すべきで、これらの組成や前工程条件に見合わず、この人工時効温度が低すぎるか高すぎる、あるいは保持時間が短すぎると、所望の規定する組織や、高い引張強度と高い耐力、そして高い伸びが得られない可能性がある。

なお、前記した、均質化熱処理、溶体化処理には空気炉、誘導加熱炉、硝石炉などが適宜用いられる。更に、人工時効処理には空気炉、誘導加熱炉、オイルバスなどが適宜用いられる。

【0070】

本発明鍛造材は、自動車足回り部品用として、前記人工時効処理の前後に、機械加工や表面処理などが適宜施されても良い。

【0071】

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、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

【実施例】

10

20

30

40

50

【0072】

次に、本発明の実施例を説明する。表1に示す各アルミニウム合金組成で、溶体化および焼入れ処理までは同じ製造条件とした熱間鍛造材を、表2に示す各異なる条件で温間加工と人工時効処理とを施して、自動車足回り部品の素材となる鍛造材を製造した。そして、この鍛造材の組織、機械的特性、耐食性を表2に示すように測定、評価した。

【0073】

具体的には、各例とも共通して、表1に示すアルミニウム合金鍛造材の化学成分からなる鑄塊を、平均冷却速度を100 /s以上とした半連続鑄造法により鑄造した。なお、表1に示す各アルミニウム合金例は、共通して100gのAl中の水素濃度は全て0.10~0.15mlであった。ここで、表1中の各元素の含有量の表示において、各元素における数値欄を「-」としている表示は、その含有量が検出限界以下であることを示す。

10

【0074】

これら各アルミニウム合金鑄塊の外表面を、各例とも共通して、厚さ3mm面削して、長さ120mm、75mmの丸棒状ピレットに切断後、520 x 5時間、均質化熱処理し、この均質化熱処理後は、ファンを使用して、冷却速度が100 /hr以上で鑄塊を強制空冷した。

均質化熱処理後の鑄塊の熱間鍛造は、各例とも共通して、最終の肉厚まで再加熱無しに3回鍛造し、鍛造開始時の温度が500~520の範囲、金型温度が170~200の範囲、鍛造材中央部の肉厚変化率が(25%を超える)75%の共通の条件で、上下金型を用いたメカニカルプレスにより行った。

20

なお、これら熱間鍛造では、各例とも、後述する温間鍛造にて同じ共通した最終鍛造材形状とするため、温間鍛造の各加工率に応じた、各ニアネットシェイプ形状の熱間鍛造材とした。

【0075】

これらの鍛造材を、各例とも共通して、空気炉を用い、550 x 5時間の溶体化処理後に、500 から100 まだが25 /s以上の平均冷却速度となる、前記水冷(水槽浸漬)を行った。

【0076】

このように得られた(溶体化および焼き入れ処理後の)熱間鍛造材を、表2に示す条件で温間加工と人工時効処理とを実施し、前記組織を各々作り分けた。

30

温間鍛造は、表2に示す温間加工前加熱条件にて加熱後、上下金型を用いたメカニカルプレスにより、表2の温間加工前加熱温度と加工率にて、温間加工し、最終形状とした。

【0077】

製造した鍛造材の最終形状は、各例とも共通して、前記した、平面視で略三角形の全体形状からなるとともに、この三角形の頂点部分となる3箇所のボールジョイントを、幅狭で肉厚(高さ)が60mmの周縁リブと、幅広で肉厚(高さ)が31mmの薄肉な中央部のウェブとからなる、断面が略H型のアームで繋いだ足回り部品形状とした。

【0078】

以上のようにして、前記組織を作り分けた鍛造材の組織、機械的特性、耐粒界応力腐食割れ性を、以下の方法で測定、評価した。これらの結果を表2に示す。

40

【0079】

(組織)

本発明で規定した各組織は、前記した測定方法により、鍛造材の任意の前記略H型のアームにおける最も厚肉のリブ部の任意の肉厚中心部の縦断面から、試料を採取して、転位密度平均(/m²)、方位差が2°以上の結晶粒の傾角2~15°の小傾角粒界の平均割合(%)、析出物の平均数密度(個/μm³)を、前記した要領で各々測定した。

【0080】

(機械的特性)

前記鍛造材の前記最も厚肉のリブ部の任意の部位の肉厚中心部から試料を採取し、この試料から、厚み方向の中心位置に肉厚中心を含んで、鍛造材の長手方向にそのL方向が延

50

在するように、外径 5mm、標点間距離25mm、引張試験片 (L方向) を3個作製した。そして、この試験片の0.2%耐力(MPa)、伸び(%)などの機械的性質を各々、室温にて測定し、これら3箇所(試験片3個)の各平均値を求めた。引張速度は、0.2%耐力までは5mm/分、0.2%耐力以降は20mm/分とした。

ここで、自動車足回り部品用の鍛造材としての合格基準は、0.2%耐力が400MPa以上、伸びが10%以上とした。

【0081】

(耐食性)

耐食性の評価は、JIS H 8711の交互浸漬法の規定に準じて、粒界腐食性の評価を行った。すなわち、耐力腐食割れ性評価用試験片(SCC試験用リング)に300MPaの応力を負荷し、割れの大小にかかわらず、粒界腐食割れが生じるまでの時間(日数)を測り、30日未満の場合は×、30日以上~60日未満は○と評価した。

10

【0082】

表1、2から明らかな通り、各発明例は、本発明の成分組成範囲内で、かつ好ましい条件範囲で温間加工と人工時効処理されている。このため、これら各発明例は、表2に示す通り、本発明で規定する通りの組織を有し、X線回折により測定された転位密度が平均で $1.0 \times 10^{14} \sim 5.0 \times 10^{16} / m^2$ の範囲であり、SEM-EBSD法により測定された、方位差が2°以上の結晶粒の傾角2~15°の小傾角粒界の平均割合が50%以上であり、倍率30万倍のTEMにより測定可能な析出物の平均数密度が 5.0×10^2 個/ μm^3 以上である。

20

【0083】

この結果、これら各発明例は、優れた耐食性を有した上で、0.2%耐力が400MPa以上、伸びが10%以上であり、高強度と高延性を有し、足回り部品として必要な諸特性が兼備できている。

【0084】

これに対し、表2の比較例13~19のように、合金組成は表1の合金番号1の範囲内だが、温間加工が好ましい条件範囲から外れて製造されている場合は、肉厚中心部における本発明の組織規定を満たしていない。この結果、これら比較例は、共通して、0.2%耐力や伸びが発明例に比して著しく劣る。

比較例13は人工時効処理前に温間加工していない。

30

比較例14は温間加工の際の加熱温度が低すぎる。

比較例15は温間加工の際の加熱温度が高すぎる。

比較例16は温間加工の際の加熱保持時間が短すぎる。

比較例17は温間加工の際の加熱保持時間が長すぎる。

比較例18は温間加工の加工率が低すぎる。

比較例19は温間加工の加工率が高すぎる。

【0085】

また、表2の比較例20~23は、温間加工は好ましい条件範囲内だが、合金組成が範囲外であり、肉厚中心部における本発明の組織規定を満たしていない。この結果、これら比較例は、共通して、0.2%耐力や伸びが発明例に比して著しく劣る。

40

比較例20は、表1の合金番号11の通り、Mgが下限から外れる。

比較例21は、表1の合金番号12の通り、Siが下限から外れる。

比較例22は、表1の合金番号13の通り、Feを含有していない。

比較例23は、表1の合金番号14の通り、Mn、Cr、Zrのいずれも含有していない。

【0086】

以上の結果から、優れた耐食性を有することを前提に、高強度と高延性を有する6000系アルミニウム合金鍛造材を得られる、本発明組成、組織規定の臨界的な意義が分かる。

【0087】

50

【表 1】

合金 番号	6000系アルミニウム合金鍛造材の化学成分 (質量%、残部Al)									
	Mg	Si	Fe	Mn	Cr	Zr	Cu	Ti	Zn	
1	0.8	1.0	0.25	-	0.08	-	-	0.02	-	
2	0.8	1.0	0.14	0.20	-	0.03	-	-	-	
3	0.7	1.1	0.14	0.25	0.03	0.02	0.4	0.02	-	
4	1.2	1.1	0.14	0.08	0.15	-	0.3	0.02	0.05	
5	1.1	0.8	0.14	0.46	-	-	-	0.02	-	
6	0.7	1.3	0.02	0.25	0.02	-	0.3	0.04	-	
7	0.6	1.2	0.14	0.06	0.40	-	-	0.02	-	
8	0.7	1.1	0.14	0.15	0.03	0.18	0.4	0.01	-	
9	0.7	1.1	0.14	0.25	0.03	-	0.7	0.02	-	
10	0.7	1.1	0.14	0.25	0.03	-	0.4	0.02	0.20	
11	0.4	1.0	0.18	0.08	-	-	0.1	0.02	-	
12	1.0	0.5	0.20	0.15	0.03	0.02	0.1	0.015	0.1	
13	0.6	0.7	-	0.08	-	-	0.1	0.02	-	
14	0.6	0.9	0.25	-	-	-	0.1	0.025	-	

【 0 0 8 8 】

10

20

30

40

【表 2】

区分	No	表 1 の合金番号	6000系アルミニウム合金鍛造材の製法				人工時効処理後の6000系アルミニウム合金鍛造材の特性					
			溶体化処理後の温間加工条件		温間加工後の人工時効処理条件 温度(°C) × 時間(Hr)	転位密度(平均) × 10 ¹⁵ /m ²	小傾角粒界の平均割合 %	析出物平均数密度 × 10 ² 個/μm ³	0.2%耐力 MPa	伸び %	耐粒界腐食割れ性	
			温間加工温度(°C)	投入時間(min)								温間加工率(%)
					温度(°C)	投入時間(min)	温間加工率(%)					
発 明 例	1	1	160	100	30	170°C × 8hr	4.71	78	35.1	429	16	○
	2	2	180	60	20	190°C × 1hr	2.45	81	41.3	414	17	○
	3	3	140	110	15	180°C × 3hr	2.13	72	29.6	411	17	○
	4	4	220	40	20	230°C × 0.4hr	1.32	69	18.1	403	16	○
	5	5	190	20	25	200°C × 1hr	1.18	64	12.8	401	17	○
	6	6	170	120	10	180°C × 2hr	3.42	75	33.4	425	16	○
	7	7	180	90	5	190°C × 2hr	1.39	58	26.3	408	17	○
	8	8	170	80	30	200°C × 0.5hr	1.85	74	24.9	410	17	○
	9	9	200	30	15	220°C × 0.5hr	1.13	63	46.6	416	16	○
	10	10	150	120	10	180°C × 5hr	2.98	71	31.9	421	16	○
比 較 例	13	1	-	-	-	190°C × 4hr	0.03	47	4.6	364	18	○
	14	1	120	30	5	190°C × 4hr	0.42	63	3.6	383	18	○
	15	1	250	90	10	190°C × 4hr	0.53	54	2.9	378	17	○
	16	1	140	5	5	160°C × 4hr	0.07	68	1.6	366	9	○
	17	1	220	180	10	190°C × 4hr	0.65	61	3.7	372	17	○
	18	1	150	20	2	190°C × 4hr	0.05	49	4.6	364	18	○
	19	1	140	30	50	190°C × 4hr	1.42	64	4.7	391	17	○
	20	11	160	60	10	190°C × 4hr	0.31	60	3.7	377	16	○
	21	12	160	60	10	190°C × 4hr	0.18	67	2.5	352	17	○
	22	13	160	60	10	190°C × 4hr	0.09	52	5.4	386	16	○
	23	14	160	60	10	190°C × 4hr	0.06	53	5.2	390	16	○

【産業上の利用可能性】

10

20

30

40

50

【 0 0 8 9 】

本発明によれば、優れた耐食性を有することを前提に、高強度と高延性を有する6000系アルミニウム合金鍛造材を得ることができる。したがって、6000系アルミニウム合金熱間鍛造材の、自動車足回り部品など輸送機用への用途の拡大を図ることができる点で、多大な工業的な価値を有する。

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 (2006.01)	C 2 2 F 1/00	6 0 2
	C 2 2 F 1/00	6 3 0 A
	C 2 2 F 1/00	6 3 0 K
	C 2 2 F 1/00	6 4 0 A
	C 2 2 F 1/00	6 8 1
	C 2 2 F 1/00	6 8 3
	C 2 2 F 1/00	6 8 2
	C 2 2 F 1/00	6 8 5 A
	C 2 2 F 1/00	6 9 1 B
	C 2 2 F 1/00	6 9 1 C
	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 4 A
	C 2 2 F 1/00	6 9 4 B

(72)発明者 宍戸 久郎
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

(72)発明者 中井 学
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 堀 雅是
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

Fターム(参考) 4E087 AA01 BA04 BA12 CB01 DB14 DB22 DB24 HA82