

(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2012-97321

(P2012-97321A)

(43) 公開日 平成24年5月24日(2012.5.24)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
<b>C22C 21/02 (2006.01)</b>	C22C 21/02	4E087
<b>C22C 21/06 (2006.01)</b>	C22C 21/06	
<b>C22C 21/00 (2006.01)</b>	C22C 21/00	L
<b>C22F 1/043 (2006.01)</b>	C22F 1/043	
<b>C22F 1/047 (2006.01)</b>	C22F 1/047	

審査請求 未請求 請求項の数 2 OL (全 9 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2010-245752 (P2010-245752)  
 (22) 出願日 平成22年11月2日 (2010.11.2)

(71) 出願人 000107538  
 古河スカイ株式会社  
 東京都千代田区外神田4丁目14番1号  
 (72) 発明者 森 謙介  
 東京都千代田区外神田4丁目14番1号  
 古河スカイ株式会社内  
 (72) 発明者 鈴木 義和  
 東京都千代田区外神田4丁目14番1号  
 古河スカイ株式会社内  
 (72) 発明者 若栗 聡史  
 東京都千代田区外神田4丁目14番1号  
 古河スカイ株式会社内  
 Fターム(参考) 4E087 AA01 BA04 CA32 CB01 DB17  
 DB24 EC22 ED12 HA82

(54) 【発明の名称】 耐応力腐食割れ性に優れた高強度アルミニウム合金製鍛造品及びその鍛造方法

(57) 【要約】

【課題】 高強度アルミニウム合金の耐食性、耐応力腐食割れ性を向上させる。

【解決手段】 Si:0.8~2.2mass% (以下、%と記す。)、Cu:0.7~1.5%、Mg:0.8~1.8%、Mn:0.5~1.1%、Zr:0.05~0.30%を含み、残部がアルミニウムと不可避免の不純物とからなるアルミニウム合金をZener-Hollomonの変数Zが $2.9 \times 10^{10} \leq Z \leq 6.6 \times 10^{11}$ であるように製造した鍛造品であり、該鍛造品の断面積の80%以上をアスペクト比が10以上の結晶粒からなる繊維状組織が占めることを特徴とする耐応力腐食割れ性に優れた高強度アルミニウム合金製鍛造品。

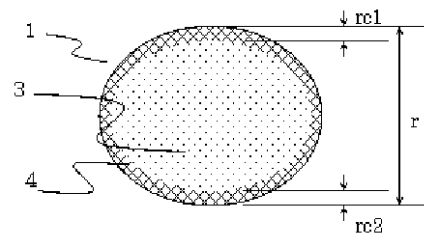


図2

【選択図】 図2

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】

Si: 0.8 ~ 2.2 mass% (以下、%と記す。)、Cu: 0.7 ~ 1.5%、Mg: 0.8 ~ 1.8%、Mn: 0.5 ~ 1.1%、Zr: 0.05 ~ 0.30%を含み、残部がアルミニウムと不可避的不純物とからなるアルミニウム合金をZener-Hollomonの変数Zが $2.9 \times 10^{10} < Z < 6.6 \times 10^{11}$ であるように製造した鍛造品であり、該鍛造品の断面積の80%以上をアスペクト比が10以上の結晶粒からなる繊維状組織が占めることを特徴とする耐応力腐食割れ性に優れた高強度アルミニウム合金製鍛造品。

## 【請求項2】

請求項1記載の鍛造品の製造方法において、常法により製造した押出材を490 ~ 510 に加熱し、該押出材を150 ~ 200 に加熱した金型で鍛造加工した鍛造品であり、該鍛造品に530 ~ 550 で3 ~ 10 hrの加熱を行った後、水冷または温水冷却し、さらに170 ~ 190 で6 ~ 10 hrの時効処理を施したことを特徴とする耐応力腐食割れ性に優れた高強度アルミニウム合金鍛造品の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、耐応力腐食割れ性に優れた高強度アルミニウム合金製鍛造品と該鍛造品の製造方法に関するものである。

## 【背景技術】

## 【0002】

近年、自動車を始め設備等へ使用される各種部品は環境問題への配慮から、構成する素材のリサイクル性や軽量化が進められている。特に、自動車については、安全装置などの付帯設備による重量増加を軽減する目的もあり、材料の軽量化が重要な課題となっており、ボディシートや足回り部品にアルミニウム合金が使用され始めている。

## 【0003】

自動車などの乗り物は、特に床下重量の軽量化が燃費に効果的であることから、足回り部品にアルミニウム合金が使用されることが多くなっている。足回り部品は、強度、加工性もさることながら、腐食による強度低下が起こらないことが重要である。つまり、それら部品には優れた耐応力腐食割れ性が要求される。

## 【0004】

構造部材として使用されるアルミニウム高強度材としては、2000系(Al-Cu系)、7000系(Al-Mg-Zn系)アルミニウム合金が知られるが、鍛造品として使用される場合、材料強度が強いことから、鍛造回数が多くなる。これに対し、6000系アルミニウム合金は、加工性に優れるため鍛造などの加工が施される製品向けの材料には有効な合金であるが、前記合金系と比べ、一般的に強度が低下する。6000系アルミニウム合金の高強度材料としては、6066合金が知られるが、この合金は鍛造加工により鍛造後製品の結晶粒が粗大化することがある。結晶粒界に析出物が存在すると粒界腐食を生じることがある。応力腐食試験では、腐食環境下で応力を加えることで粒界での腐食による割れの進行が顕著となる。

## 【0005】

再結晶した製品の中で、特にCu添加合金は、析出したCuにより、腐食が進行することがあり、製品特性に悪影響を与えることが多々ある。また、腐食環境下で応力を加えることで粒界での腐食による割れの進行が顕著となる。特に、自動車足周り部品のような応力のかかる部位では、応力腐食割れによる不具合発生が懸念される。

## 【0006】

高強度6000系アルミニウム合金について、特許文献1には、強度と靱性、すなわち耐力で350 MPa以上の高強度とシャルピー衝撃値20 J/cm<sup>2</sup>以上の高靱性を得る車両構造部材用として使用される耐食性に優れたAl-Mg-Si系アルミニウム合金鍛

10

20

30

40

50

造材について記されている。ここでは、Mg、Si、Cu量を特定の関係としMn、Zrを添加すること、鍛造材の製造方法（鍛造条件、鍛造品の熱処理条件）を規定することにより粒界腐食を防止する。

【0007】

特許文献に2は、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/cm<sup>2</sup>以上の高靱性を得る車両構造部材用として使用される耐食性に優れたAl-Mg-Si系アルミニウム合金鍛造材について記されている。ここでも特許文献1と同様にMg、Si、Cu量を特定の関係としMn、Cr、Zrを添加すること、鍛造材の製造方法（鍛造条件、減面率、鍛造品の熱処理条件）を規定し、鍛造材の断面肉厚中心部の平均結晶粒径と亜結晶粒組織が占める割合を限定することにより粒界腐食を防止する。

10

【特許文献1】特開平19-169699

【特許文献2】特開平19-177308

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

高強度アルミニウム合金としては、Al-Cu系、Al-Zn-Mg系、Al-Zn-Mg-Cu系合金が知られている。しかし、強度、加工性、耐食性を考えるとAl-Mg-Si系合金はこれらの特性のバランスが優れており、鍛造などの加工品には有用な合金である。しかし、強度は決して高いものではなく、より高強度、且つ加工性、耐食性の優れた合金が望まれる。Al-Mg-Si系合金においては、Al-Mg-Si系合金にもJIS6066合金のように強度向上を目的にCu添加が行われた合金があるものの、鍛造加工後に結晶粒が粗大化してしまうことが確認されている。また、析出したCuの影響で耐食性が低下する。このことは、自動車などの乗り物の足回り構造部材として使用を考えた場合、耐食性、耐応力腐食割れ性の低下が懸念される。このことから、耐腐食性、若しくは耐応力腐食割れ性の向上が必要であった。

20

【課題を解決するための手段】

【0009】

以上のように、自動車などの乗り物の足回り部材に使用される鍛造品は、強度を有し、かつ粗大な再結晶組織ではなく、繊維状組織であることが望まれる。しかし、実際の製造では再結晶組織となることが少なくない。そこで、再結晶組織を表層の最小限にとどめ素材内部を繊維状組織とすることで、応力付加時の粒界への伝播をできる限り少なくすることが望まれる。

30

【0010】

上記の事情に鑑み、本発明者らは鋭意検討の結果、Al-Mg-Si系合金において、成分及び製造工程を制御することにより鍛造品内部を繊維状組織とすることで、強度を向上しつつ、耐応力腐食割れ性に優れたアルミニウム合金鍛造品が得られることを見出した。

【0011】

すなわち、本発明の請求項1に係る発明は、Si:0.8~2.2mass%（以下、%と記す）、Cu:0.7~1.5%、Mg:0.8~1.8%、Mn:0.5~1.1%、Zr:0.05~0.30%を含み、残部がアルミニウムと不可避的不純物とからなるアルミニウム合金をZener-Hollomonの変数Zが $2.9 \times 10^{10} Z$   
 $6.6 \times 10^{11}$ であるように製造した鍛造品であり、該鍛造品の断面積の80%以上をアスペクト比が10以上の結晶粒からなる繊維状組織が占めることを特徴とする耐応力腐食割れ性に優れたアルミニウム合金製鍛造品である。

40

【0012】

本発明の請求項2に係る発明は、請求項1記載の鍛造品の製造方法において、常法により製造した押出材を490~510 に加熱し、該押出材を150~200 に加熱した金型で鍛造加工した鍛造品であり、該鍛造品に530~550 で3~10hrの加熱を

50

行った後、水冷または温水冷却し、さらに170～190 で6～10hrの時効処理を施したことを特徴とする耐応力腐食割れ性に優れた鍛造品の製造方法である。

【発明の効果】

【0013】

本発明によれば、高強度かつ耐応力腐食割れ性に優れたアルミニウム合金製鍛造品を提供することができ、自動車の足回り部品等の軽量化を可能にするものである。

【図面の簡単な説明】

【0014】

【図1】据え込み鍛造時の加工率の説明図である。

【図2】押出品および鍛造品の再結晶粒厚さ測定方法である。

【図3】カンチレバー式応力腐食試験である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0015】

以下、本発明の実施形態について説明する。

まず、本発明の各添加元素の役割について説明する。

Siは、Mgと共にMg<sub>2</sub>Siを形成し、強度に寄与する元素である。Siが0.8%未満では形成されるMg<sub>2</sub>Siが少なくなり、その効果が小さくなってしまう。2.2%を越えると押出加工時の表面性状、また鍛造加工時の変形抵抗が増大するため加工性が悪化する。したがって、Siは0.8～2.2%とする。さらに好ましくは、0.8～2.0%である。

【0016】

Cuは、強度向上に寄与する。0.7%未満では強度向上の効果が小さく、1.5%を超えると押出加工性が低下する。また粒界への析出により耐食性が低下し、また、応力が付加された時に粒界に沿った亀裂が進行しやすくなると考えられるしたがって、Cuは0.7～1.5%とする。さらに好ましくは、0.8～1.2%である。

【0017】

Mgは、Siと共にMg<sub>2</sub>Siを形成し、強度向上に寄与する。0.8%未満ではその効果が小さく、1.8%を超えると押出加工性が低下する。したがって、Mgは0.8～1.8%とする。さらに好ましくは、0.8～1.2%である。

【0018】

Mn、Zrは結晶粒の微細化に有効であり、強度向上に寄与する。Mnを0.5～1.1%、Zrを0.05～0.3%添加することにより押出加工後においても結晶粒粗大化を防止し、繊維状組織を維持することが出来る。しかし、所定量よりも添加量が多すぎると粗大な化合物を形成し、強度低下や靱性低下を招く。また、添加量が少ないと上記効果が現れない。したがって、Mn、Zrの成分範囲は、Mnが0.5～1.1%、Zrが0.05～0.3%である。さらに好ましくは、Mnは0.5～0.7%、Zrは0.15～0.2%である。

【0019】

また、本発明のアルミニウム合金には、その発明の効果を損なわない範囲でFe、Zn、Cr、Tiなどを1種または2種以上含んでも良い。具体的には、Feなら0.5%以下、Znなら0.25%以下、Crなら0.4%以下、Tiなら0.2%以下で添加することが可能である。

【0020】

さらに、上記元素以外はアルミニウムと不可避的不純物とからなる。個々の不可避的不純物は0.05%以下であり、かつ総量で0.15%以下であることが好ましい。

【0021】

次に、本発明の製造方法について説明する。

押出材は、常法により製造する。常法とは、連続鑄造により製造された前記合金組成を有する鑄塊を400～490 で3～14hrの均質化処理を行った後、冷却、切断してピレットとする。そして、該ピレットを450～500 に加熱し押出し、冷却、切断し

10

20

30

40

50

、該押出材とするものである。その後、予め150～200 に加熱した金型に490～510 に加熱した該押出材をセットした後、鍛造加工を施した鍛造品に、更に530～550 で3～10hrの溶体化処理を施した後、水冷または温水冷却し、170～190 で6～8hrの時効処理をすることが必要である。

【0022】

前記均質化処理は、鑄造時の偏析などをなくすために必要であり、本条件以外では、その後に行う押出加工時の面圧増加、また最終製品である鍛造品の表面品質の低下などを招く。押出時の加熱および鍛造時の加熱は変形抵抗を低減するために必要である。下限温度未満では加工性が悪化し、上限温度より高い温度では加工性などの特性が変わらなくなるので生産性の点から必要以上に温度を上げる必要はない。

10

【0023】

鍛造加工時の金型温度は、下限温度未満ではセットした材料温度が低下してしまい、加工性が低下する。一方、上限温度は材料温度を超えると加工時の材料の加工発熱などと大気放冷とのバランスが崩れ、必要以上に金型温度が高くなる。したがって、所定温度に設定することにより、材料温度、加工発熱、大気放冷などのバランスが取れ、安定した鍛造加工が可能となる。

【0024】

鍛造品の溶体化処理は、押出、鍛造工程で析出した化合物を固溶させるのに必要であり、下限温度未満あるいは下限時間未満では十分に固溶が進まず、上限温度より高い温度あるいは上限時間より長い時間では固溶の進行は飽和するため、製造コストの点で好ましくない。時効処理工程は、強度を得るために必要であり、前記条件以外の温度あるいは時間では十分な強度が得られない。

20

【0025】

本発明合金は、鍛造条件（鍛錬比、鍛造速度、温度など）により性能が変化する。本合金の特性をいかに発揮するために、温度補償ひずみ速度因子である Zener-Hollomon の変数 Z（Z 因子）を  $2.9 \times 10^{10} Z \leq 6.6 \times 10^{11}$  となるように、ひずみ速度および温度を制御することが必要である。ここで Z 因子は、ひずみ速度、塑性変更の活性化エネルギーを Q、気体定数を R、絶対温度を T とすると、

$$Z = \exp(Q/RT)$$

で示される。また、亜結晶粒径  $d_s$  は、

$$d_s^{-1} = a + b \log Z \quad (a, b: \text{実験定数}, Z: Z \text{ 因子})$$

で示されるので、ひずみ速度と温度を管理することで、亜結晶粒径をコントロールし、繊維状組織とすることが可能である。ここでは、繊維状組織とは、下記の式で与えられるアスペクト比が10以上のものとした。

30

アスペクト比 = (結晶最長長さ〔長手方向〕) / (結晶最短長さ〔長手方向と垂直〕)  
アスペクト比が10未満の結晶粒は、粒界腐食を生ずる。

【0026】

したがって、繊維状組織を有する鍛造品を得るためには、鍛造加工時の温度とひずみ速度（つまり、鍛造加工速度）を制御し、Z 因子を上記範囲に設定する必要がある。Z 因子が上記範囲以外では、鍛造後の断面において繊維状組織の割合が減少、つまり、再結晶の割合が増え、結果として耐応力腐食割れ性に悪影響を及ぼす。

40

【実施例】

【0027】

次に実施例に基づき本発明を詳細に説明する。

【0028】

【表 1】

表1

No.	化学成分 (mass%)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Ti
1	0.98	-	0.91	0.69	0.86	-	-	0.19	-
2	1.28	0.23	0.72	0.75	0.95	0.01	0.03	0.28	0.05
3	0.82	0.20	1.15	0.60	0.89	0.01	0.02	0.09	0.01
4	1.50	0.10	1.10	0.70	1.30	0.01	0.02	0.22	0.01
5	1.00	0.25	0.95	1.05	0.93	-	0.02	0.09	-
6	1.75	0.19	1.20	1.10	1.40	0.02	0.03	0.27	0.02
7	2.20	0.21	1.50	1.00	1.80	0.01	0.01	0.25	0.01
8	0.81	0.26	0.73	0.64	0.85	0.01	0.02	0.07	0.02
9	1.80	0.12	1.30	0.70	1.80	-	0.01	0.10	-
10	2.20	0.23	1.50	1.10	1.80	0.01	0.01	0.30	0.01
11	2.20	0.23	1.50	1.10	1.80	0.01	0.01	0.30	0.01
12	0.80	0.20	0.70	0.50	0.80	0.00	0.01	0.05	0.01
13	2.20	0.23	1.50	1.10	1.80	0.01	0.01	0.30	0.01
14	2.20	0.23	1.50	1.10	1.80	0.01	0.01	0.30	0.01
15	1.03	0.23	1.01	0.31	0.89	0.03	0.04	0.19	0.01
16	0.91	-	0.80	0.66	0.83	-	-	0.01	-
17	0.79	0.23	0.32	0.15	0.95	0.02	0.01	0.01	0.01
18	1.50	0.31	0.28	0.74	1.22	0.01	0.01	0.01	0.01
19	0.82	0.25	0.53	0.13	0.69	0.06	0.03	0.01	0.01
20	0.85	0.26	0.41	0.10	0.99	0.15	0.01	0.08	0.02
21	0.75	0.20	0.39	0.11	0.77	0.15	0.02	0.10	0.02
22	0.75	0.15	1.05	1.00	1.00	0.01	0.01	0.15	0.01
23	0.80	0.20	0.70	0.50	0.80	0.00	0.01	0.05	0.01
24	0.80	0.20	0.70	0.50	0.80	0.00	0.01	0.05	0.01
25	0.80	0.20	0.70	0.50	0.80	0.00	0.01	0.05	0.01
26	0.90	0.15	0.80	0.70	0.80	0.01	0.01	0.01	0.01
27	1.20	0.25	1.00	0.70	1.10	0.01	0.02	0.01	0.01
28	0.99	0.23	0.94	0.70	0.87	-	-	0.01	-
29	2.30	0.24	0.97	0.90	1.56	0.01	0.02	0.01	0.01
30	1.00	0.19	0.90	0.80	0.80	0.02	0.01	0.02	0.01

10

## 【0029】

表 1 に示す組成の合金を溶解し、直径 220 mm の鋳塊を得、該鋳塊に 490 で 4 h の均質化処理を施した後、冷却、切断してピレットを作製した。該ピレットを 500 の押出により直径 60 mm の押出丸棒を作製した。該押出丸棒を長さ 150 mm に切断し、485 ~ 510 に加熱し、200 に加熱した金型で、押出丸棒を横に寝かし 30 mm / s および 270 mm / s の加工速度で加工率 50 % の据え込み鍛造を施した。該鍛造品を更に 530 ~ 550 で 2.5 ~ 10 時間の溶体化処理の後、直ちに 50 の温水で焼入れをし、さらに 160 ~ 180 で 6 ~ 10 h r の人工時効処理を行い、材質を T6 とした。

20

## 【0030】

ここで加工率 50 % とは、図 1 において、 $(r_1 - r_2) / r_1 \times 100$  において計算された値である。 $r_1$  は据え込み鍛造前のアルミニウム合金棒の直径であり、 $r_2$  は据え込み鍛造後のアルミニウム合金棒の直径である。

30

## 【0031】

このようにして得られた上記試験合金鍛造品について引張試験および組織観察、耐力力腐食割れ性評価を行った。この結果を表 2 に示す。

## 【0032】

## 1) 引張試験

引張試験片は、鍛造品の中央から押出棒の長手方向が試験片の長さ方向になるように採取し、JIS 4 号試験片を作成し、試験を行った。

ここで、一般合金である 6066 合金 T6 の引張強度 ( $TS = 395 \text{ MPa}$ ) を基準とし、これと同等以上の引張強度を、強度が該基準に満たないものを  $\times$  とした。

40

## 【0033】

## 2) 組織観察

断面観察により、繊維状組織の占める面積の断面積に対する比率を求めた。鍛造加工では、表層部に加工歪が集中することにより、鍛造加工品の断面観察を行うと表層部には再結晶粒が見られる。図 2 に組織の違いが均一に生じた場合のモデル図を示す。繊維状組織の割合は、鍛造加工品の全断面積  $S_0$ 、鍛造加工品の再結晶している部分の断面積  $S_r$  を画像解析により測定し、以下の式にて算出した。

$$\text{繊維状組織の割合} : (S_0 - S_r) / S_0 \times 100$$

繊維状組織の割合が 80 % 以上であり、かつアスペクト比が 10 以上の場合を、これ以外のものを  $\times$  とした。ここにアスペクト比は、結晶粒の長辺と短辺の比で表される。アス

50

ペクト比の測定は、断面マクロを観察後、繊維状組織部を光学顕微鏡により観察した。繊維状組織部は外周近い（再結晶組織部に近い）部位と中心から切り出し、光学顕微鏡にて倍率200～100で観察し、長辺と短辺長さを測定し、比を求めた。

### 【0034】

#### 3) 耐力力腐食割れ性

JIS 8711「アルミニウム合金の応力腐食割れ試験方法」にならい試験片を作成し、耐力値の90%の応力を付与し、交互浸漬試験を実施した。また、併せて約95%のクロム酸浸漬試験、カンチレバー式応力腐食割れ試験も実施した。カンチレバー式応力腐食割れ試験とは、図3に示すように片もち状の治具に試験片をセットし、試験片に電流をかけ、強制的に破断させるものである。本試験では、25%の食塩水中で、5mA/cm<sup>2</sup>の電流をかけて試験を行った。応力腐食割れ試験開始から100hr経過後に腐食生成物に覆われ割れが見られなかったものを、腐食性生物に覆われる前もしくは覆われた部位に微細な割れが見られたものを×とした。

### 【0035】

#### 【表2】

表2

No.	鍛造温度 (°C)	Z値	溶体化処理	時効処理	機械的性質				鍛造後の繊維状組織占有率(%)	耐力力腐食割れ性		
					TS (MPa)	YS (MPa)	El. (%)	TS判定		交互浸漬試験	クロム酸促進試験	カンチレバー式試験
本発明	1	510	2.6×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	458	413	14	○	○	○	○
	2	500	3.7×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	460	416	13.1	○	○	○	○
	3	495	6.6×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	395	348	17	○	○	○	○
	4	500	4.4×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	475	436	12.2	○	○	○	○
	5	505	2.9×10 <sup>10</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	463	431	14	○	○	○	○
	6	495	7.2×10 <sup>10</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	481	439	11.7	○	○	○	○
	7	500	4.1×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	482	442	11.1	○	○	○	○
	8	500	3.6×10 <sup>10</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	396	346	16.8	○	○	○	○
	9	515	1.7×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	452	425	13.1	○	○	○	○
	10	500	2.5×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	482	446	11.3	○	○	○	○
	11	510	1.9×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	485	448	11.5	○	○	○	○
	12	490	2.1×10 <sup>11</sup>	550°C×10hr	180°C×10hr	398	362	16.5	○	○	○	○
	13	500	2.5×10 <sup>11</sup>	550°C×10hr	180°C×10hr	489	455	11.2	○	○	○	○
	14	500	2.5×10 <sup>11</sup>	530°C×3hr	180°C×6hr	483	441	11.6	○	○	○	○
	15	500	4.8×10 <sup>10</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	449	408	14.8	○	○	○	○
比較例	16	505	1.9×10 <sup>10</sup>	550°C×2.5hr	180°C×8hr	385	355	17.2	×	×	○	×
	17	495	2.5×10 <sup>10</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	315	273	19	×	×	○	×
	18	500	6.9×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	405	377	15.4	×	×	○	×
	19	500	1.7×10 <sup>10</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	355	317	17.2	×	×	○	×
	20	500	7.2×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	322	279	18	×	○	○	○
	21	500	2.4×10 <sup>10</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	329	294	19.8	×	○	○	○
	22	485	5.2×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	389	355	17.5	×	○	○	○
	23	510	1.5×10 <sup>11</sup>	540°C×4hr	180°C×8hr	389	351	17	×	○	○	○
	24	490	2.1×10 <sup>11</sup>	530°C×2.5hr	180°C×8hr	376	352	16.7	×	○	○	○
	25	495	2.1×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	160°C×10hr	389	359	16.9	×	○	○	○
	26	510	2×10 <sup>10</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	395	340	16.8	○	×	○	×
	27	500	8×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	451	409	14.6	○	×	○	×
	28	500	7.5×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	425	399	14.9	○	×	○	×
	29	500	2.5×10 <sup>10</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	470	449	11.3	○	×	○	×
	30	495	6.8×10 <sup>11</sup>	540°C×5hr	180°C×8hr	401	381	15.2	○	×	○	×

### 【0036】

実施例1～15は、機械的性質がA6066-T6の引張強さ395MPa以上を満たし、また、鍛造後の製品断面の繊維状組織占有率が80%以上となり、応力腐食割れが発生しなかった。一方、比較例16～25は、成分が本発明の範囲を外れるか、鍛造加工後の溶体化処理または人工時効処理の熱処理条件が規定範囲を外れたため、機械的性質がA6066合金(T6)の規格引張強さ395MPa以上を満足されなかった、また比較例16～19、26～30は、組織微細化に寄与するZr添加量が規定範囲を下回る、または、Z値が管理範囲を外れているために鍛造後の製品断面の繊維状組織占有率が80%以下となり、結果応力腐食割れ試験において、微小なクラックが見られた。

#### 【産業上の利用可能性】

### 【0037】

本発明は、Al-Mg-Si系合金において、Mg、Siの添加量のみならず、Cu添加により、6061合金などの合金と比べ更に高強度で、かつMn、Zrを添加することとZ因子を制御することにより鍛造品繊維状組織となる。その結果、本発明合金は、高強度かつ耐力力腐食割れ性に優れた特性を有し、自動車の足回り等の部品に活用することで、自動車の軽量化を図ることが可能であり、工業上顕著な効果を奏するものである。

#### 【符号の説明】

### 【0038】

10

20

30

40

50

- 1 : アルミニウム合金棒
- 2 : ダイス
- 3 : 繊維状組織部
- 4 : 再結晶組織部

【 図 1 】

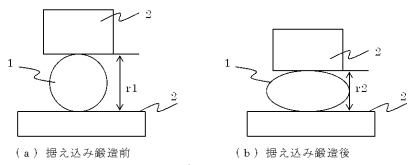


図 1

【 図 2 】

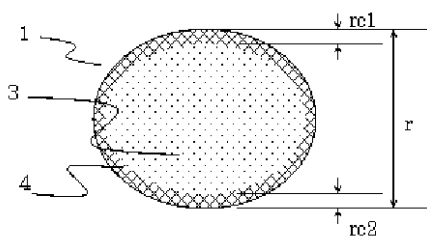


図 2

【 図 3 】

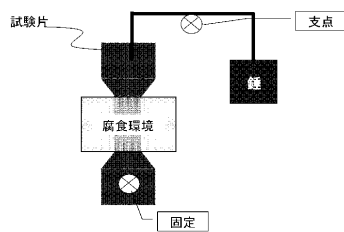


図 3



## 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 1/057 (2006.01)	C 2 2 F 1/057	
C 2 2 F 1/05 (2006.01)	C 2 2 F 1/05	
C 2 2 F 1/04 (2006.01)	C 2 2 F 1/04	B
C 2 2 C 21/12 (2006.01)	C 2 2 C 21/12	
B 2 1 J 5/00 (2006.01)	B 2 1 J 5/00	D
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 0 6
	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 2 4
	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 0 K
	C 2 2 F 1/00	6 4 0 A
	C 2 2 F 1/00	6 3 1 A
	C 2 2 F 1/00	6 8 1
	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 8 4 C
	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 4 A
	C 2 2 F 1/00	6 9 4 Z