

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7565728号
(P7565728)

(45)発行日 令和6年10月11日(2024.10.11)

(24)登録日 令和6年10月3日(2024.10.3)

(51)国際特許分類		F I	
C 2 2 C	21/06 (2006.01)	C 2 2 C	21/06
C 2 2 C	21/02 (2006.01)	C 2 2 C	21/02
C 2 2 F	1/05 (2006.01)	C 2 2 F	1/05
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
請求項の数 10 (全19頁) 最終頁に続く			
(21)出願番号	特願2020-150309(P2020-150309)	(73)特許権者	502444733
(22)出願日	令和2年9月8日(2020.9.8)		日軽金アクト株式会社
(65)公開番号	特開2022-44919(P2022-44919A)		東京都港区新橋一丁目1番13号
(43)公開日	令和4年3月18日(2022.3.18)	(74)代理人	110001885
審査請求日	令和5年3月15日(2023.3.15)		弁理士法人IPRコンサルタント
		(72)発明者	谷津倉 政仁
			東京都港区新橋一丁目1番13号 日軽金アクト株式会社内
		(72)発明者	岡島 勇斗
			静岡県静岡市清水区蒲原161 日軽蒲原株式会社内
		(72)発明者	上田 泰誠
			静岡県静岡市清水区蒲原161 日軽蒲原株式会社内
		審査官	國方 康伸
最終頁に続く			

(54)【発明の名称】 アルミニウム合金製鍛造部材及びその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

S i : 0 . 6 ~ 1 . 2 質量%、
F e : 0 . 1 ~ 0 . 2 5 質量%、
C u : 0 . 3 ~ 1 . 1 質量%、
M g : 0 . 9 ~ 1 . 2 質量%、
C r : 0 . 1 ~ 0 . 4 質量%、
T i : 0 超 ~ 0 . 1 質量%、を含有し、
残部がA l 及び不可避不純物からなるアルミニウム合金からなり、
M g ₂ S i の含有量が1 . 4 ~ 1 . 8 質量%であり、
前記M g ₂ S i を構成しない過剰S i 量が0 . 1 ~ 0 . 7 質量%であり、
使用中に最大応力が印加される領域に平均粒径が5 0 0 μ m以下の再結晶組織又は回復組織が形成されること、
を特徴とするアルミニウム合金製鍛造部材。

【請求項2】

更に、M n : 0 . 1 ~ 0 . 8 質量%を含有し、
前記C r と前記M n の含有量の合計が0 . 1 ~ 0 . 9 質量%であること、
を特徴とする請求項1に記載のアルミニウム合金製鍛造部材。

【請求項3】

更に、Z r : 0 . 1 ~ 0 . 3 質量%を含有すること、

を特徴とする請求項 1 又は 2 に記載のアルミニウム合金製鍛造部材。

【請求項 4】

引張強度：350MPa 以上、耐力：310MPa 以上の引張特性を有すること、
を特徴とする請求項 1～3 のうちのいずれかに記載のアルミニウム合金製鍛造部材。

【請求項 5】

アルミニウム合金製ビレットに鍛造加工を施してアルミニウム合金製鍛造部材を製造する方法であって、

前記アルミニウム合金製ビレットは、

Si：0.6～1.2 質量%、

Fe：0.1～0.25 質量%、

Cu：0.3～1.1 質量%、

Mg：0.9～1.2 質量%、

Cr：0.1～0.4 質量%、

Ti：0 超～0.1 質量%、を含有し、

残部が Al 及び不可避免不純物からなるアルミニウム合金からなり、

Mg₂Si の含有量が 1.4～1.8 質量%であり、

前記 Mg₂Si を構成しない過剰 Si 量が 0.1～0.7 質量%であり、

前記鍛造加工の温度を室温～350℃、又は 450～550℃とすること、

を特徴とするアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法。

【請求項 6】

前記アルミニウム合金に更に Mn：0.1～0.8 質量%を含有させ、

前記 Cr と前記 Mn の含有量の合計を 0.1～0.9 質量%とすること、

を特徴とする請求項 5 に記載のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法。

【請求項 7】

前記アルミニウム合金に更に Zr：0.1～0.3 質量%を含有させること、

を特徴とする請求項 5 又は 6 に記載のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法。

【請求項 8】

前記鍛造加工の前に前記アルミニウム合金製ビレットを 520～570℃に保持する均質化熱処理工程と、

前記鍛造加工で得られた鍛造部材を 520～575℃に保持する溶体化処理工程と、

前記溶体化処理工程で得られた溶体化処理部材を 170～195℃に 6～15 時間保持する人工時効工程と、を有し、

前記溶体化処理工程から前記人工時効工程までの時間（自然時効の時間）を 100 分以下とすること、

を特徴とする請求項 5～7 のうちのいずれかに記載のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法。

【請求項 9】

使用中に最大応力が印加される領域に平均粒径が 500 μm 以下の再結晶組織又は回復組織を形成させること、

を特徴とする請求項 5～8 のうちのいずれかに記載のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法。

【請求項 10】

前記アルミニウム合金製鍛造部材の引張特性を、引張強度：350MPa 以上、耐力：310MPa 以上とすること、

を特徴とする請求 5～9 のうちのいずれかに記載のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は高い強度及び信頼性が要求されるアルミニウム合金製鍛造部材及びその製造方

10

20

30

40

50

法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

アルミニウムは比重が鉄の約 $1/3$ であることに加え、合金の種類や製造工程によっては極めて高い強度を実現することができる。その結果、他の金属材料と比較して高い比強度が得られるため、自動車、航空機、自転車及び各種貯蔵容器等の軽量化に活用されている。

【0003】

また、アルミニウムは塑性加工が容易であり、押出加工では複雑形状の押出加工材を得ることもでき、鍛造加工ではより複雑な形状とすることが可能である。即ち、強度の高いアルミニウム合金に塑性加工を施すことにより、高い信頼性が要求される各種部材についても、効率的に製造することができる。

10

【0004】

しかしながら、構造部材の機械的性質に対する要求は日増しに高くなっており、既存のアルミニウム合金では当該要求を満足することが困難な状況となっている。特に、アルミニウム合金製部品がR部や凹部等の形状変化が大きな部位を有する場合、使用中に当該領域に大きな応力が印加されることから、当該領域以外の強度は十分に担保されている場合であっても、クラックの発生や破断に至ることがある。

【0005】

これに対し、例えば、特許文献1（特許第5561846号公報）においては、押出加工および冷間加工により得られるCu：1.0～3.0%（質量%、以下同じ）、Mg：0.4～1.8%、Si：0.2～1.6%を含み、残部Alおよび不純物よりなる組成を有するAl-Cu-Mg-Si系アルミニウム合金材であって、マトリックスの結晶粒内に、棒状の析出物が<100>方向に配列し、該析出物の長さの平均値が10～70nm、長さの最大値が120nm以下であり、かつ、(001)面からの観察視野にて測定した[001]方向の析出物の数密度が500個/ μm^2 以上であり、マトリックスが再結晶による等軸な結晶粒より成る組織で、結晶粒の押出方向の平均粒径をL、厚さ方向の平均粒径をSTとしたときの平均アスペクト比(L/ST)が1.5～4.0であり、引張強度が450MPa以上、耐力が400MPa以上、伸び7%以上であることを特徴とする高強度アルミニウム合金材、が提案されている。

20

【0006】

上記特許文献1に記載の高強度アルミニウム合金材においては、押出加工性に優れ、ポートホール押出法による中空押出材の作製が可能で、且つ高強度をそなえた熱処理型Al-Cu-Mg-Si系の高強度アルミニウム合金冷間加工材であり、特に、パイプ形状の冷間加工管材は、オートバイ用構造材などの輸送機器部材として好適に使用することができる、としている。

30

【0007】

また、特許文献2（特開2017-43802号公報）においては、アルミニウム合金押出材であって、質量%で、Cu：2.5～3.3%、Mg：1.3～2.5%、Ni：0.50～1.3%、Fe：0.50～1.5%、Mn：0.50%未満、Si：0.15～0.40%、Zr：0.06～0.20%、Ti：0.05%未満を含有し、残部がAl及び不可避不純物からなり、断面において、金属間化合物の粒径が円相当径で20 μm 以下であり、粒径が円相当径で0.3～20 μm の金属間化合物の密度が 5×10^3 個/ m^2 以上であり、かつ、亜結晶粒の平均粒径が円相当径で20 μm 以下であることを特徴とするアルミニウム合金押出材、が提案されている。

40

【0008】

上記特許文献2のアルミニウム合金押出材においては、例えば200℃以上の高温域における強度及び耐クリープ性を向上させることができ、強度については、押出方向(L方向)の強度だけでなく、押出方向に直交する方向(LT方向)の強度も向上させることができる。また、耐クリープ性については、特にLT方向の耐クリープ性を向上させることができ、高温環境下で使用する自動車等の内燃機関や過給機等の部品等に適用すること

50

ができる、としている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0009】

【文献】特許第5561846号公報

【文献】特開2017-43802号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0010】

上記特許文献1の高強度アルミニウム合金材では、組成や析出物の形状及びサイズ等によって室温における引張特性が改善されている。また、上記特許文献2のアルミニウム合金押出材では、組成、金属間化合物の粒径及び亜結晶粒の平均粒径によって、高温域における強度及び耐クリープ性の向上が図られている。しかしながら、これらのアルミニウム合金材では、実際に得られるアルミニウム合金材全体における微細組織及び機械的性質のばらつきが全く考慮されていない。特に、アルミニウム合金製部品が使用される際、当該アルミニウム合金製部品全体としての強度及び信頼性を決定するのは、主に最大応力が印加される領域の特性であるところ、このような観点からの組織制御と高い強度を両立させる方法については検討されていない。

10

【0011】

以上のような従来技術における問題点に鑑み、本発明の目的は、優れた引張特性を有すると共に部材全体としての強度及び信頼性が十分に担保されたアルミニウム合金製鍛造部材であって、微細組織及び引張特性のばらつきが抑制されたアルミニウム合金製鍛造部材及びその効率的な製造方法を提供することにある。

20

【課題を解決するための手段】

【0012】

本発明者らは、上記目的を達成すべく、アルミニウム合金製鍛造部材及びその製造方法について鋭意研究を重ねた結果、アルミニウム合金の組成等を最適化すると共に、鍛造加工等によって最終的な製品形状となった際に、使用中に最大応力が印加される領域に微細な再結晶組織又は回復組織を形成させること等が極めて有効であることを見出し、本発明に到達した。

30

【0013】

即ち、本発明は、

Si：0.6～1.2質量%、

Fe：0.1～0.25質量%、

Cu：0.3～1.1質量%、

Mg：0.9～1.2質量%、

Cr：0.1～0.4質量%、

Ti：0超～0.1質量%、を含有し、

残部がAl及び不可避不純物からなるアルミニウム合金からなり、

Mg₂Siの含有量が1.4～1.8質量%であり、

前記Mg₂Siを構成しない過剰Si量が0.1～0.7質量%であり、

使用中に最大応力が印加される領域に平均粒径が500μm以下の再結晶組織又は回復組織が形成されること、

40

を特徴とするアルミニウム合金製鍛造部材、を提供する。

【0014】

本発明のアルミニウム合金製鍛造部材においては、更に、Mn：0.1～0.8質量%を含有し、前記Crと前記Mnの含有量の合計が0.1～0.9質量%であること、が好ましい。MnとCrを複合添加することで、Al-Fe(Mn、Cr)-Si系の分散粒子を形成し(Feに対して置換する)、高温鍛造材のT6処理時の粒界移動を抑制し、再結晶化を抑制することができる。また、低温鍛造では歪を蓄積し、T6処理時に微細再結

50

晶組織を形成させる効果があり、より効果的に鍛造材の結晶組織を制御することができる。また、水素原子をトラップし、水素脆化を抑制する効果も期待できる。

【0015】

また、本発明のアルミニウム合金製鍛造部材においては、更に、Zr：0.1～0.3質量%を含有すること、が好ましい。ZrはAl-Zr系金属間化合物として金属組織中に微細に晶出し、高温鍛造材のT6処理時の粒界移動を抑制し、再結晶化を抑制する。また、低温鍛造時には歪を蓄積し、微細再結晶組織を形成させることができる。

【0016】

本発明のアルミニウム合金製鍛造部材においては、引張特性（引張強度、0.2%耐力及び伸び）の向上及び組織制御を目的として添加元素の種類及び含有量が最適化されている。また、Mg₂Siの含有量を制御することによって高い強度と優れた延性を両立させ、Cr含有量（必要に応じてCr含有量とMn含有量の合計やZr含有量）を規定することによって、鍛造加工が施された後に、微細な再結晶組織又は回復組織が形成されやすくなるように設計されている。

【0017】

また、使用中に最大応力が印加される領域には、平均粒径が500μm以下の再結晶組織又は回復組織が形成されるため、アルミニウム合金製鍛造部材全体として、高い強度及び信頼性を有している。ここで、最終的に得られるアルミニウム合金製鍛造部品に対する荷重試験等を行うことによって、「使用中に最大応力が印加される領域」を決定することができる。基本的に、「使用中に最大応力が印加される領域」は、引張試験、曲げ試験及び荷重試験等によって、最初に変形や亀裂の発生が生じる領域である。また、実際に荷重試験等を行うことが困難な場合は、各種シミュレーションを用いて使用中に印加される応力を評価してもよい。

【0018】

また、本発明のアルミニウム合金製鍛造部材においては、引張強度：350MPa以上、耐力：310MPa以上の引張特性を有すること、が好ましい。軽量のアルミニウム合金製鍛造部材がこれらの引張特性を有することで、自動車、航空機、自転車及び各種高圧ガス貯蔵容器等の部品を製造するための部材として、好適に使用することができる。

【0019】

更に、本発明のアルミニウム合金製鍛造部材は、鍛造加工によってアルミニウム合金製部材に任意の形状が付与されているだけでなく、当該鍛造加工によって得られる微細組織に関して、微細な再結晶組織又は回復組織とすることができる。また、従来公知の種々の鍛造方法によって、アルミニウム合金製鍛造部材を効率的に製造することができる。

【0020】

また、本発明は、
アルミニウム合金製ピレットに鍛造加工を施してアルミニウム合金製鍛造部材を製造する方法であって、

前記アルミニウム合金製ピレットは、

Si：0.6～1.2質量%、

Fe：0.1～0.25質量%、

Cu：0.3～1.1質量%、

Mg：0.9～1.2質量%、

Cr：0.1～0.4質量%、

Ti：0超～0.1質量%、を含有し、

残部がAl及び不可避不純物からなるアルミニウム合金からなり、

Mg₂Siの含有量が1.4～1.8質量%であり、

前記Mg₂Siを構成しない過剰Si量が0.1～0.7質量%であり、

前記鍛造加工の温度を室温～350℃、又は450～550℃とすること、

を特徴とするアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法、も提供する。

【0021】

本発明のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法においては、前記アルミニウム合金に更にMn：0.1～0.8質量%を含有させ、前記Crと前記Mnの含有量の合計を0.1～0.9質量%とすること、が好ましい。

【0022】

また、本発明のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法においては、前記アルミニウム合金に更にZr：0.1～0.3質量%を含有させること、が好ましい。

【0023】

本発明のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法においては、アルミニウム合金製鍛造部材に高い強度と優れた延性を付与すると共に、鍛造加工が施された後に、微細な再結晶組織又は回復組織が形成されやすくなるように添加元素が設計されている。加えて、当該合金設計によっても鍛造加工による再結晶粒の粗大化が免れない加工温度を厳密に除外することによって、アルミニウム合金製鍛造部材に粗大な再結晶粒が形成されることを抑制している。より具体的には、鍛造加工の温度を室温～350℃とすることで、鍛造加工中に歪を残存させ、後の溶体化処理後に微細再結晶組織を形成させることができる。また、鍛造加工の温度を450～550℃とすることで、鍛造加工中の回復が促進され、歪を残さないことで、後の溶体化処理後に微細な回復組織を形成させることができる。

【0024】

また、本発明のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法においては、鍛造加工によってアルミニウム合金製部材に任意の形状を付与できるだけでなく、これらの鍛造加工温度を室温～350℃又は450～550℃とすることは容易であり、当該加工によって得られる微細組織に関して、微細な再結晶組織又は回復組織とすることができる。ここで、押出部材に対して鍛造加工を施すことで、アルミニウム合金製部材を効率的に製造することができる。

【0025】

また、本発明のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法においては、

前記鍛造加工の前に前記アルミニウム合金製ビレットを520～570℃に保持する均質化熱処理工程と、

前記鍛造加工で得られる鍛造加工部材を520～575℃に保持する溶体化処理工程と、

前記溶体化処理工程で得られる溶体化処理部材を170～195℃に6～15時間保持する人工時効工程と、を有し、

前記溶体化処理工程から前記人工時効工程までの時間（自然時効の時間）を100分以下とすること、が好ましい。

【0026】

これらの熱処理工程を経ることによって、析出強化によって得られるアルミニウム合金製鍛造部材に高い引張特性を付与することができる。特に重要なのは溶体化処理工程から人工時効工程までの時間（自然時効の時間）であり、これを100分以下とすることで、Mg及びSiから構成され、アルミニウム合金の強度向上に寄与する好ましいクラスターを形成させることができる。一方で、自然時効の時間を100分より長くした場合、Siリッチなクラスターを形成し、アルミニウム合金製鍛造部材の強度を向上させることが困難である。

【0027】

また、本発明のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法においては、使用中に最大応力が印加される領域に平均粒径が500μm以下の再結晶組織又は回復組織を形成させること、が好ましい。また、前記アルミニウム合金製鍛造部材の引張特性を、引張強度：350MPa以上、耐力：310MPa以上とすること、が好ましい。得られるアルミニウム合金製鍛造部材にこれらの引張特性を付与することで、自動車、航空機、自転車及び各種高圧ガス貯蔵容器等の部品を製造するための部材として、好適に使用することができる。

【発明の効果】

【0028】

本発明によれば、優れた引張特性を有すると共に部材全体としての強度及び信頼性が十

10

20

30

40

50

分に担保されたアルミニウム合金製鍛造部材であって、微細組織及び引張特性のばらつきが抑制されたアルミニウム合金製鍛造部材及びその効率的な製造方法を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【0029】

【図1】本発明のアルミニウム合金製鍛造部材の一例を示す概略断面図である（水素容器用口金）。

【図2】本発明のアルミニウム合金製鍛造部材の一例を示す概略断面図である（水素容器用バルブ）。

【図3】本発明のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法に関する工程図の一例である。

【図4】実施例8で得られたアルミニウム合金製鍛造部材断面の光学顕微鏡写真である。

【図5】実施例7～10及び比較例で得られたアルミニウム合金製鍛造部材に関して、再結晶粒の平均粒径と鍛造加工温度の関係を示したグラフである。

【発明を実施するための形態】

【0030】

以下、図面を参照しながら本発明のアルミニウム合金製鍛造部材及びその製造方法についての代表的な実施形態について詳細に説明するが、本発明はこれらに限定されるものではない。なお、以下の説明では、同一又は相当部分には同一符号を付し、重複する説明は省略する場合がある。また、図面は、本発明を概念的に説明するためのものであるから、表された各構成要素の寸法やそれらの比は実際のものとは異なる場合もある。

【0031】

1. アルミニウム合金製鍛造部材

本発明のアルミニウム合金製鍛造部材は、各種アルミニウム合金製鍛造部品を得るための部材であり、アルミニウム合金の組成等を最適化すると共に、種々の加工によって最終的な製品形状となった際に、使用中に最大応力が印加される領域に微細な再結晶組織又は回復組織を形成させることを特徴としており、アルミニウム合金製鍛造部品に高い強度及び信頼性を付与することができる。以下、アルミニウム合金製鍛造部材の組成、組織及び機械的性質等について詳細に説明する。

【0032】

(1) 組成

アルミニウム合金製部材に用いるアルミニウム合金は、Si：0.6～1.2質量%、Fe：0.1～0.25質量%、Cu：0.3～1.1質量%、Mg：0.9～1.2質量%、Cr：0.1～0.4質量%、Ti：0超～0.1質量%、を含有し、残部がAl及び不可避不純物からなるアルミニウム合金からなっている。また、任意の添加元素として、Mn及びZrを添加することができる。以下、各成分元素についてそれぞれ説明する。

【0033】

(1-1) 必須の添加元素

Si：0.6～1.2質量%

Siは、Mgと共にMg-Si系析出物を形成し、機械的強度及び疲労強度を高める作用を有する。Si含有量が0.6質量%未満の場合は固溶強化や時効硬化能が不足し、アルミニウム合金製部材に要求される機械的強度及び疲労強度を得ることができない。一方で、Si含有量が1.2質量%よりも多くなると耐食性や耐水素脆化性が低下する。アルミニウム合金製鍛造部材に高い強度と優れた耐水素脆化性を付与することで、各種水素容器用部材（口金及びバルブ等）を得るためのアルミニウム合金製鍛造部材としても好適に使用することができる。また、Si含有量が1.2質量%よりも多くなると、粗大な晶出物や析出物が形成され、延性及び加工性を低下させる場合がある。

【0034】

Fe：0.10～0.25質量%

FeはAl-Fe(Mn、Cr)-Si系の分散粒子を形成させるのに有効な元素である。Alの再結晶化を抑制すると共に強度の向上に寄与するが、0.10質量%未満では

その効果が十分に得られない。しかし、過剰に添加すると、強度に寄与する析出物や析出 Si 、 Mn 、 Cr を減耗させると共に、粗大な金属間化合物を形成させて強度を低下させるため、添加量の上限を 0.25 質量%とする。

【0035】

Cu : 0.3 ~ 1.1 質量%

Cu は $\text{Al}-\text{Cu}$ 系析出物を形成し、機械的強度及び疲労強度を高める作用を有する。 Cu 含有量が 0.3 質量%未満ではこれらの効果を十分に得ることができず、アルミニウム合金製鍛造部材に要求される機械的強度及び疲労強度を得ることができない。一方で、 Cu 含有量が 1.1 質量%を超えると耐食性を低下させる虞がある。

【0036】

Mg : 0.9 ~ 1.2 質量%

Mg は Si と共に $\text{Mg}-\text{Si}$ 系析出物を形成し、機械的強度及び疲労強度を高める作用を有する。当該作用は 0.9 質量%以上で顕著となるが、1.2 質量%を超えて添加しても、高度への寄与はほとんど期待できず、また、破壊の起点となる粗大な金属間化合物を形成し、機械的強度や延性等を低下させる虞がある。

【0037】

Cr : 0.1 ~ 0.4 質量%

Cr は $\text{Al}-\text{Cr}$ 系金属間化合物として金属組織中に微細に晶出し、高温鍛造材の T6 処理時の粒界移動を抑制し、再結晶化を抑制する。また、低温鍛造時には歪を蓄積し、微細再結晶組織を形成させる。また、水素原子をトラップし、水素脆化を抑制する効果が期待できる。当該効果は 0.1 質量%以上で特に顕著となるが、0.4 質量%を超えて含有すると素材な化合物を形成し、延性などを阻害する。

【0038】

Ti : 0 超 ~ 0.1 質量%

Ti は鑄造組織を微細化し、鑄造割れを防止する。

【0039】

(1-2) 任意の添加元素

Mn : 0.1 ~ 0.8 質量%

Mn と Cr を複合添加することで、 $\text{Al}-\text{Fe}(\text{Mn}, \text{Cr})-\text{Si}$ 系の分散粒子を形成し (Fe に対して置換する)、高温鍛造材の T6 処理時の粒界移動を抑制し、再結晶化を抑制することができる。また、低温鍛造時には歪を蓄積し、微細再結晶組織を形成させる効果があり、より効果的に鍛造材の結晶組織を制御することができる。また、水素原子をトラップし、水素脆化を抑制する効果が期待できる。当該効果は 0.1 質量%以上で特に顕著となるが、0.8 質量%を超えて含有すると焼き入れ感受性が高まり、溶体化処理性を阻害する (焼き入れが遅れると強度が低下する)。これらの理由から、 Cr と Mn 合計量は 0.1 ~ 0.9 重量%とすることが好ましい。

【0040】

Zr : 0.1 ~ 0.3 質量%

Zr は $\text{Al}-\text{Zr}$ 系金属間化合物として金属組織中に微細に晶出し、高温鍛造材の T6 処理時の粒界移動を抑制し、再結晶化を抑制する。また、低温鍛造時には歪を蓄積し、微細再結晶組織を形成させる。当該効果は 0.1 質量%以上で特に顕著となるが、0.4 質量%を超えて含有すると素材な化合物を形成し、延性などを阻害する。

【0041】

(1-3) 組成に関するその他の条件

Mg_2Si の含有量 : 1.4 ~ 1.8 質量%

Mg_2Si を 1.4 質量%以上とすることで、析出強化によってアルミニウム合金製鍛造部材に要求される強度を実現することができる。一方で、 Mg_2Si を 1.8 質量%以下とすることで、アルミニウム合金製鍛造部材の延性の低下を抑制することができる。

【0042】

過剰 Si 量 : 0.1 ~ 0.7 質量%

過剰 S i 量を 0.1 質量%以上とすることで、析出強化の効果を十分に得ることができる。また、過剰 S i 量を 0.7 質量%以下とすることで、耐食性や耐水素脆化性の低下を抑制することができる。

【0043】

(2) 組織

本発明のアルミニウム合金製鍛造部材は、使用中に最大応力が印加される領域に平均粒径が 500 μm 以下の再結晶組織又は回復組織が形成されること、を特徴としている。

【0044】

上述のとおり、アルミニウム合金製鍛造部材から最終的に得られるアルミニウム合金製鍛造部品に対して使用態様を模した荷重試験やシミュレーション等を行うことによって、「使用中に最大応力が印加される領域」を決定することができるが、代表的なアルミニウム合金製鍛造部材及び使用中に最大応力が印加される領域の例を図 1 及び図 2 に示す。ここで、これらの図においては、異なる形状を有するアルミニウム合金製鍛造部材 2 の概略断面図が示されており、図 1 は水素容器用口金、図 2 は水素容器用バルブの製造に適したものである。また、最終製品形状となった際に、アルミニウム合金製鍛造部材 2 において「使用中に最大応力が印加される領域」を点線で囲っている。

【0045】

ここで、「使用中に最大応力が印加される領域」は対象となるアルミニウム合金製鍛造部品によって異なり、アルミニウム合金製鍛造部品の種類は多岐にわたるが、アルミニウム合金製鍛造部品について当該領域を特定し、アルミニウム合金製鍛造部材 2 との位置関係を比較すればよい。鍛造加工を施したアルミニウム合金製鍛造部材 2 は可能な限りアルミニウム合金製鍛造部品に近い形状となっていることが多く、位置関係の比較は容易に行うことができる。

【0046】

結晶粒の平均粒径を求める方法は、本発明の効果を損なわない限り特に限定されず、従来公知の種々の方法で測定すればよい。例えば、アルミニウム合金製鍛造部材 2 を任意の断面で切断し、得られた断面試料を光学顕微鏡又は走査型電子顕微鏡で観察し、母材結晶粒の粒径の平均値を算出することで求めることができる。その際、例えば、結晶粒径は交線法により測定することができる。その他、走査型電子顕微鏡に付属している後方散乱電子回折測定装置 (SEM-EBSD) により測定してもよい。平均粒径を求めるための観察面積はアルミニウム合金製鍛造部材 2 及び「使用中に最大応力が印加される領域」にも依存するが、測定対象となる結晶粒が少なくとも 20 個以上となるように観察領域を決定することで、正確な値を得ることができる。なお、観察手法に応じて、断面試料には機械研磨、バフ研磨、電解研磨及びエッチング等を施せばよい。

【0047】

アルミニウム合金製鍛造部品の強度及び信頼性は、基本的に、「使用中に最大応力が印加される領域」の機械的性質によって決定され、当該領域に粗大な再結晶粒が存在する場合、アルミニウム合金製鍛造部品全体としての強度及び信頼性を担保することができない。これに対し、本発明のアルミニウム合金製鍛造部材 2 から得られるアルミニウム合金製鍛造部品においては当該領域に微細な再結晶粒又は回復組織が形成されており、各種アルミニウム合金製鍛造部品に要求される強度及び信頼性を十分に実現することができる。

【0048】

アルミニウム合金製鍛造部材 2 においては、引張強度：350 MPa 以上、耐力：310 MPa 以上の引張特性を有することが好ましい。なお、伸びは 5 % 以上とすることが好ましく、8 % 以上とすることがより好ましい。軽量のアルミニウム合金製鍛造部材 2 がこれらの引張特性を有することで、自動車、航空機、自転車及び各種高圧ガス貯蔵容器等の部品を製造するための部材として、好適に使用することができる。

【0049】

更に、アルミニウム合金製鍛造部材 2 は、鍛造加工によってアルミニウム合金製鍛造部材 2 に任意の形状を付与できるだけでなく、当該鍛造加工によって得られる微細組織に関

10

20

30

40

50

して、微細な再結晶組織又は回復組織とすることができる。ここで、押出部材に対して鍛造加工を施すことで、アルミニウム合金製鍛造部材2を効率的に製造することができる。

【0050】

2. アルミニウム合金製鍛造部材の製造方法

本発明のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法は、アルミニウム合金製の被鍛造材（押出棒や鍛造材）に鍛造加工を施すものであり、アルミニウム合金の組成及び鍛造加工温度の組合せを最大の特徴とするものである。

【0051】

具体的には、アルミニウム合金製被鍛造材は、 Si ：0.6～1.2質量%、 Fe ：0.1～0.25質量%、 Cu ：0.3～1.1質量%、 Mg ：0.9～1.2質量%、 Cr ：0.1～0.4質量%、 Ti ：0超～0.1質量%、を含有し、残部が Al 及び不可避免不純物からなるアルミニウム合金からなり、 Mg_2Si の含有量が1.4～1.8質量%であり、当該 Mg_2Si を構成しない過剰 Si 量が0.1～0.7質量%となっている。

【0052】

アルミニウム合金製被鍛造材には、更に Mn ：0.1～0.8質量%を含有させ、 Cr と Mn の含有量の合計を0.1～0.9質量%とすることが好ましい。また、アルミニウム合金製被鍛造材には、更に Zr ：0.1～0.3質量%を含有させることが好ましい。

【0053】

また、鍛造加工の温度は室温～350℃、又は450～550℃となっており、上記の組織的な特徴を有するアルミニウム合金製被鍛造材に対してこれらの2つの温度域の何れかによって鍛造加工を施すことで、粗大な再結晶粒の形成を極めて効果的に抑制することができる。より具体的には、 Mn 含有量と Cr 含有量の合計が0.1質量%以上0.4質量%未満の場合は、鍛造加工の温度を室温～350℃と比較的低温に設定することで、微細再結晶粒を形成させることが好ましい。一方で、 Mn 含有量と Cr 含有量の合計が0.4質量%以上0.9質量%以下の場合は、鍛造加工の温度を450～550℃と比較的高温に設定することで、微細な回復組織を形成させることが好ましい。また、アルミニウム合金被鍛造材に押出棒を用いる場合は、押出温度も室温～350℃、又は450～550℃とすることが好ましい。

【0054】

本発明のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法に関する工程図の一例を図3に示す。当該製造工程は、アルミニウム合金製被鍛造材に対する均質化熱処理工程（S01）と、鍛造加工工程（S02）と、鍛造加工部材に対する溶体化処理工程（S03）と、溶体化処理部材に対する人工時効工程（S04）と、を有している。以下、各工程等について説明する。

【0055】

（1）鍛造

アルミニウム合金製被鍛造材を得るために、上記組成を有するアルミニウム合金の溶湯を用意した後、従来公知の脱ガス処理及び濾過処理（セラミックスフォームフィルターやポーラスチューブフィルターによるフィルターを用いた濾過方法等）を行う。なお、脱ガス処理の効果は、ランズレー法及びLECO法等の公知の水素定量方法により測定することができ、濾過処理による介在物除去の効果は、例えば破断面観察法等により測定することができる。

【0056】

その後、必要に応じて鋳型手前で組織微細化を目的としたロッドハードナー（ Al-Ti-B 合金）を添加し、DC連続鋳造法等によって円柱状の鋳塊（以下、「ビレット」と称する）を得る。ここで、DC連続鋳造法とは内壁面を水冷した急冷鋳造型に樋で導いた溶湯を注ぎ、当該溶湯を急冷鋳型の内壁面で急冷凝固させると共に、凝固直後のビレットを下方又は側方へ順次引き出し、更に当該ビレットに冷却水を噴射して急冷するという鋳造法であり、生産性に優れたアルミニウム合金の鋳造法として公知のものである。

【0057】

(2) 均質化熱処理工程 (S01)

得られたビレットには均質化処理を施すことが好ましい。当該均質化処理の温度は520～570℃とすることが好ましく、当該温度で2時間以上保持することがより好ましい。
【0058】

(3) 鍛造加工工程 (S02)

鍛造加工工程 (S02) は、鑄造及び熱処理によって得られたアルミニウム合金製ビレットやアルミニウム合金製押出材に鍛造加工を施して、形状を付与するための工程である。本発明のアルミニウム合金製鍛造部材の製造方法においては、鍛造加工後に微細な再結晶組織又は回復組織が形成されるように合金設計がなされたアルミニウム合金を用いるため、粗大な再結晶粒の形成を抑制することができる。

【0059】

鍛造加工によって、アルミニウム合金製部材に任意の形状を付与できるだけでなく、これらの加工温度を室温～350℃又は450～550℃とすることは容易であり、当該加工によって得られる微細組織に関して、微細な再結晶組織又は回復組織とすることができる。ここで、押出部材に対して鍛造加工を施すことで、アルミニウム合金製鍛造部材を効率的に製造することができる。また、アルミニウム合金製鍛造部材が大型の場合やアルミニウム合金製鍛造部材が複雑形状を有する場合等は、加工温度を450～550℃とすることで効率的に任意の形状を付与することができる。一方で、アルミニウム合金製鍛造部材がそれ程大きくない場合は、加工温度を室温～350℃とすることで、昇温に必要なエネルギー消費を低減することができることに加え、寸法精度を高めることができる。

【0060】

鍛造加工に用いる加工温度以外の処理条件は、本発明の効果を損なわない限り特に限定されず、従来公知の種々の処理条件を用いることができる。なお、鍛造においては加工中に印加されるひずみ速度は一定にならないが、アルミニウム合金の組成と鍛造温度を適切な値とすることで、所望の組織を形成させることができる。

【0061】

(4) 溶体化処理工程 (S03)

溶体化処理としては、鍛造加工を施したアルミニウム合金製部材を520～575℃に保持する工程である。保持時間は90分以上とすることが好ましく、120分以上とすることがより好ましい。当該処理により、均質化熱処理及び鍛造加工後の冷却時に析出したMg-Si系化合物やAl-Cu系化合物を母相中に固溶させることができる。

【0062】

次に、溶体化処理したアルミニウム合金製鍛造部材を水または温水（好ましくは70℃以下の水）で焼入れすることで、溶体化処理の際に母相中に固溶させたMg、Si、Cu等の元素が再析出することを抑制することができる。

【0063】

(5) 人工時効工程 (S04)

溶体化処理を施したアルミニウム合金製鍛造部材に人工時効処理を施すことで、母相中に固溶させたMg、Si、Cu等の元素を機械的強度に寄与する金属間化合物として析出させることができる。具体的には、溶体化処理部材を170～195℃に6～15時間保持することで金属間化合物を十分に析出させることができる。

【0064】

溶体化処理工程 (S03) から人工時効工程 (S04) までの時間（自然時効の時間）は100分以下とすることが好ましい。自然時効の時間を100分以下とすることで主に、Mg及びSiから構成され、アルミニウム合金の強度向上に寄与する好ましいクラスターを形成させることができる。一方で、自然時効の時間を100分より長くした場合、Siリッチなクラスターを形成し、アルミニウム合金製鍛造部材の強度を向上させることが困難である。

【0065】

(6) 切削加工等

人工時効工程（S04）を施したアルミニウム合金製鍛造部材に対して、必要に応じて適当な切削加工等を施すことで、所望の形状を有するアルミニウム合金製鍛造部品を得ることができる。ここで、アルミニウム合金製鍛造部材においては粗大な再結晶粒の形成が抑制されており、アルミニウム合金製鍛造部品の「使用中に最大応力が印加される領域」を平均粒径が500 μm以下の微細な再結晶組織又は回復組織とすることができる。ここで、切削加工等によって除去される領域はアルミニウム合金製鍛造部品の機械的性質に影響を及ぼさないため、粗大な再結晶粒を含んでいてもよい。

【0066】

アルミニウム合金製鍛造部材の組成及び組織を最適化し、特に、「使用中に最大応力が印加される領域」の組織を制御することで、アルミニウム合金製鍛造部材に引張強度：350 MPa以上、耐力：310 MPa以上の引張特性を付与することができる。その結果、当該アルミニウム合金製鍛造部材から得られるアルミニウム合金製鍛造部品は、自動車、航空機、自転車及び各種高圧ガス貯蔵容器等の部品を製造するための部材として、好適に使用することができる。

【0067】

以上、本発明の代表的な実施形態について説明したが、本発明はこれらだけに限定されるものではなく、種々の設計変更が可能であり、それら設計変更は全て本発明の技術的範囲に含まれる。

【実施例】

【0068】

《実施例》

DC連続鑄造法によって、表1に示す組成を有するアルミニウム合金製ビレットを得た。ここで、表1には、「Mn含有量とCr含有量の合計」、「Mg₂Siの含有量」及び「過剰Si量」も記載している。

【0069】

【表1】

	合金成分 (mass%)									mass%		
	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Cr	Zr	Ti	Al	Mg ₂ Si	過剰Si	Mn+Cr
実施例1	0.77	0.14	0.35	1.04	0.01	0.17	<0.01	0.02	Bal.	1.64	0.17	0.18
実施例2	0.73	0.13	0.32	0.93	0.02	0.21	<0.01	0.02	Bal.	1.47	0.19	0.23
実施例3	0.85	0.2	0.38	1.1	0.03	0.21	<0.01	0.02	Bal.	1.74	0.21	0.24
実施例4	0.66	0.17	0.35	0.99	0.01	0.08	<0.01	0.01	Bal.	1.57	0.08	0.09
実施例5	0.77	0.14	0.35	1.04	0.13	0.17	<0.01	0.02	Bal.	1.64	0.17	0.30
実施例6	0.77	0.14	0.35	1.04	0.01	0.17	<0.01	0.02	Bal.	1.64	0.17	0.18
実施例7	0.77	0.14	0.35	1.04	0.01	0.17	<0.01	0.02	Bal.	1.64	0.17	0.18
実施例8	0.77	0.14	0.35	1.04	0.01	0.17	<0.01	0.02	Bal.	1.64	0.17	0.18
実施例9	0.77	0.14	0.35	1.04	0.01	0.17	<0.01	0.02	Bal.	1.64	0.17	0.18
実施例10	0.77	0.14	0.35	1.04	0.01	0.17	<0.01	0.02	Bal.	1.64	0.17	0.18
実施例11	0.79	0.19	0.35	0.98	0.01	0.16	<0.01	0.02	Bal.	1.55	0.22	0.17
実施例12	0.79	0.19	0.35	0.98	0.12	0.24	<0.01	0.02	Bal.	1.55	0.22	0.36
実施例13	0.79	0.19	0.35	0.98	0.12	0.24	<0.01	0.02	Bal.	1.55	0.22	0.36
実施例14	1.20	0.16	0.81	1.05	0.41	0.38	<0.01	0.02	Bal.	1.66	0.59	0.79
実施例15	0.79	0.15	0.40	0.93	0.56	0.13	0.08	0.02	Bal.	1.47	0.25	0.69
実施例16	0.67	0.17	0.34	0.98	0.01	0.22	<0.01	0.02	Bal.	1.55	0.10	0.23
実施例17	0.98	0.18	0.38	0.82	0.35	0.26	<0.01	0.02	Bal.	1.30	0.50	0.61
比較例	0.77	0.14	0.35	1.04	0.01	0.17	<0.01	0.02	Bal.	1.64	0.17	0.18

【0070】

次に、当該アルミニウム合金製ビレットに対して均質化熱処理を施した後、押出加工を施し、得られた押出加工材に対して鍛造加工を施した。なお、実施例14については鑄造棒に対して鍛造加工を施している。ここで、アルミニウム合金製鍛造部材は図1に示す形状とした。均質化熱処理、押出加工及び鍛造加工の条件を表2に示す。表2に示すように、実施例においては、押出加工及び鍛造加工の温度が室温～350℃、又は450～550℃となっている。

【0071】

次に、得られた鍛造加工材（実施例1～17）に対して、表2に示す処理条件で溶体化処理、自然時効及び人工時効を施し、本発明のアルミニウム合金製鍛造部材を得た。

【0072】

【表2】

ビレット構造径 (mm)	均質化熱処理条件		押出条件		鍛造条件		溶体化処理		自然時効(60℃まで)		人工時効		引張特性(縦)		結晶粒径			
	温度/℃	時間/h	温度/℃	速度 m/min	素材径/mm	温度	温度/℃	時間/h	水温/℃	時間/min	温度/℃	時間/h	引張強さ/MPa	0.2%耐力/MPa	伸び/%	mm	判定	
実施例1	325	560	2	305	9.5	120	320	555	2	30	51	185	8.5	371	350	17.0	≤0.50	○
実施例2	325	550	2	330	8	120	320	551	1	30	90	180	8	352	335	16.0	≤0.50	○
実施例3	325	570	5	330	8	120	320	561	3	30	37	190	9	379	358	14.0	≤0.30	○
実施例4	325	560	2	310	10	120	305	555	2	30	100	185	8.5	374	342	17.0	≤0.50	○
実施例5	325	560	2	305	10	120	335	543	1	30	84	180	8	351	324	18.0	≤0.50	○
実施例6	325	560	2	305	10	120	335	560	1	30	90	168	8	345	294	21.0	≤0.50	○
実施例7	325	560	2	305	10	120	284	558	2.6	30	87	188	8.8	372	345	13.0	0.24	○
実施例8	325	560	2	305	10	120	322	558	2.6	30	87	188	8.8	375	344	14.0	0.33	○
実施例9	325	560	2	300	10	120	350	570	2	30	50	185	10	372	349	15.3	0.41	○
実施例10	325	560	2	300	10	120	500	570	2	30	50	185	10	377	349	11.3	0.37	○
実施例11	325	560	2	300	10	102	320	570	2	30	60	180	12	381	353	10.9	≤0.50	○
実施例12	325	560	2	500	2	102	500	570	2	30	60	180	12	373	352	10.0	≤0.50	○
実施例13	325	560	2	500	2	102	500	555	2	30	60	180	12	360	330	11.3	≤0.50	○
実施例14	178	540	6	鍛造棒			500	530	2	30	90	170	10	410	375	11.0	≤0.50	○
実施例15	325	540	8	480	10	60	540	540	2	30	90	180	6	398	371	14.0	≤0.50	○
実施例16	325	560	2	320	15	60	室温		1	30	90	180	6	358	331	17.0	≤0.50	○
実施例17	325	540	2	320	10	60	室温		1	30	90	180	6	378	348	17.0	≤0.50	○
比較例	325	560	2	300	10	120	425	570	2	30	50	185	10	378	357	9.5	0.7	x

10

20

30

40

【0073】

実施例1～17で得られた各アルミニウム合金製鍛造部材を切断し、鏡面研磨及びエッチングを施すことによって断面観察試料を調整し、光学顕微鏡による組織観察を行った。
「使用中に最大応力が印加される領域」に平均粒径が500μm以下の微細な再結晶組織又は回復組織が形成されている場合は○、平均粒径が500μmよりも大きな粗大再結晶

50

組織が形成されている場合は×とし、結果を表 2 に示した。組織観察領域は、図 1 に示す最大応力が印加される領域に対応している。ここで、結晶粒の平均粒径は、少なくとも 20 個以上の結晶粒が含まれる領域の観察像から測定した。実施例 7 ～ 10 で得られたアルミニウム合金製鍛造部材については、得られた平均粒径の測定値を表 2 に示す。また、断面観察試料の代表例として、実施例 8 で得られたアルミニウム合金製鍛造部材の光学顕微鏡写真を図 4 に示す。

【0074】

表 2 に示す結果より、実施例 1 ～ 17 で得られたアルミニウム合金製鍛造部材の「使用中に最大応力が印加される領域」には微細な再結晶組織又は回復組織が形成されている。即ち、何れの場合においても、平均粒径が 500 μm 以上の粗大再結晶粒の形成が効果的に抑制されている。ここで、実施例 10、12 ～ 15 で得られたアルミニウム合金製鍛造部材の「使用中に最大応力が印加される領域」には微細な回復組織が形成されており、それ以外の実施例で得られたアルミニウム合金製鍛造部材の「使用中に最大応力が印加される領域」には微細な再結晶組織が形成されている。

【0075】

実施例 1 ～ 17 で得られた各アルミニウム合金製部材の引張特性を表 2 に示す。引張試験片は JIS Z 2241 に記載の 14 号 A 試験片を用い、「使用中に最大応力が印加される領域」が平行部に含まれるように試験片を切り出した。引張速度は JIS Z 2241 に準拠し、0.2% 耐力までを 2 mm/min、0.2% 耐力以降を 5 mm/min とした。表 2 に示す結果より、実施例として得られたアルミニウム合金製部材では 350 MPa 以上の引張強度が得られている。

【0076】

Cu の添加量を増加させた実施例 14 で得られたアルミニウム合金製部材は極めて高い強度を有しており、引張強度が 410 MPa、0.2% 耐力が 375 MPa となっている。また、Zr の添加量を増加させた実施例 15 で得られたアルミニウム合金製部材も極めて良好な引張特性を示しており、14% の伸びを有すると共に、引張強度が 398 MPa、0.2% 耐力が 371 MPa となっている。

【0077】

ここで、実施例 6 で得られたアルミニウム合金製部材の 0.2% 耐力は 294 MPa と低くなっているが、人工時効の温度が低いこと (168 $^{\circ}\text{C}$) が原因である。

【0078】

溶体化処理から人工時効までの時間がアルミニウム合金製部材の機械的性質（引張特性）に及ぼす影響を確認するために、表 3 に示す組成及び表 4 に示す製造条件を用いてアルミニウム合金製部材（押出棒）を得た。ここで、溶体化処理から人工時効までの時間は、試料 1 で 50 分、試料 2 で 1500 分とし、その他の製造条件及び組成は同一である。

【0079】

【表 3】

	合金成分 (mass%)									mass%		
	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Cr	Zr	Ti	Al	Mg ₂ Si	過剰Si	Mn+Cr
試料1	0.77	0.14	0.35	1.04	0.13	0.17	<0.01	0.02	Bal.	1.64	0.17	0.30
試料2	0.77	0.14	0.35	1.04	0.13	0.17	<0.01	0.02	Bal.	1.64	0.17	0.30

【0080】

10

20

30

40

50

【表 4】

	ピレット 鋳造径/mm	均質化熱処理条件		押出条件		溶体化処理		自然時効(60℃まで)		人工時効		引張特性(縦)		結晶粒径 mm	判定	
		温度/℃	時間/h	温度/℃	速度 m/min	温度/℃	時間/h	温度/℃	時間/min	温度/℃	時間/h	引張強さ/MPa	0.2%耐力/MPa			伸び/%
試料1	325	560	2	300	12	120	565	2	30	50	175	8	375	331	19.0	○
	325	560	2	300	12	120	565	2	30	1500	175	8	365	306	20.0	○
試料2																

10

20

30

40

【0081】

実施例1～17で得られたアルミニウム合金製鍛造部材と同様にして、試料1及び試料2として得られたアルミニウム合金製鍛造部材の組織観察及び引張試験を行った。得られた結果を表4に示す。微細組織は試料1と試料2で大差はないが、溶体化処理から人工時効までの時間が1500分と長い試料2では0.2%耐力が顕著に低下しており、強度に優れたアルミニウム合金製鍛造部材を得るためには溶体化処理から人工時効までの時間の管理が重要であることが分かる。

【0082】

＜比較例＞

50

表 1 及び表 2 に比較例として示す組成及び処理条件を用いたこと以外は実施例と同様にして、アルミニウム合金製部材を得た。また、実施例と同様にして、引張特性及び微細組織を評価し、得られた結果を表 2 に示した。

【 0 0 8 3 】

比較例で用いたアルミニウム合金の組成は本発明のアルミニウム合金の組成範囲を満たしているが、鍛造加工を 4 2 5 °C で施している。その結果、「使用中に最大応力が印加される領域」に平均粒径が 7 0 0 μ m となる粗大な再結晶組織が形成されている。

【 0 0 8 4 】

同一の組成を有する実施例 7 ～ 1 0 及び比較例で得られたアルミニウム合金製部材に関して、「使用中に最大応力が印加される領域」の結晶粒の平均粒径を比較したグラフを図 5 に示す。加工条件の主な差異は鍛造加工温度であるところ、当該温度が 3 5 0 °C 以下及び 4 5 0 °C 以上の場合において、結晶粒径の粗大化が抑制されていることが分かる。より具体的には、鍛造温度が室温～ 3 5 0 °C の範囲となる実施例 7 ～ 9 では微細な再結晶組織が得られ、鍛造温度が 4 5 0 ～ 5 5 0 °C の範囲となる実施例 1 0 では微細な回復組織が得られている。これらに対し、鍛造温度が 4 2 5 °C の比較例においては、結晶粒が最も粗大化している。

【符号の説明】

【 0 0 8 5 】

2 ・ ・ ・ アルミニウム合金製鍛造部材。

10

20

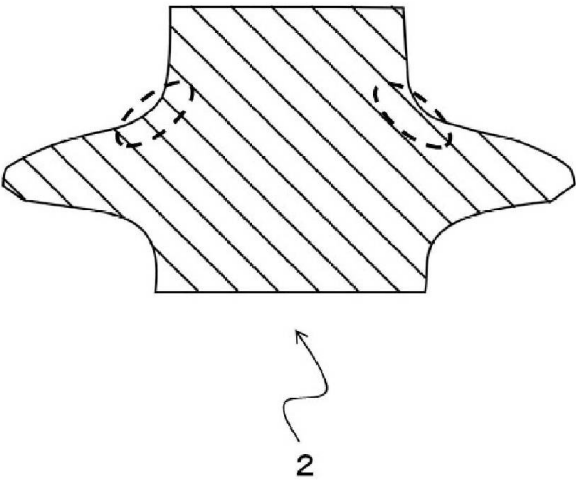
30

40

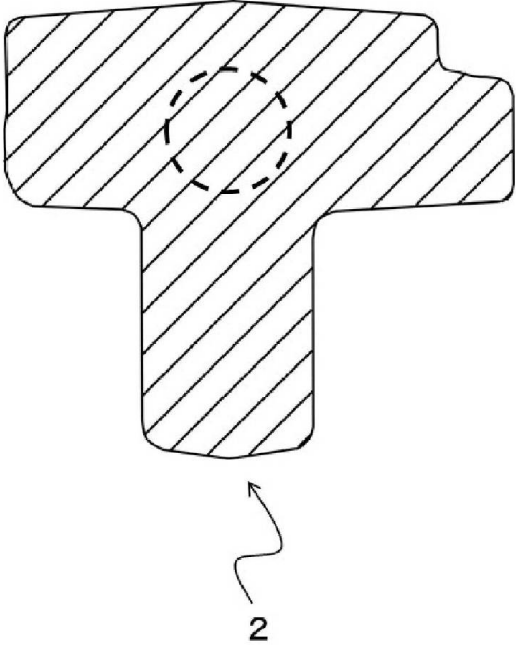
50

【図面】

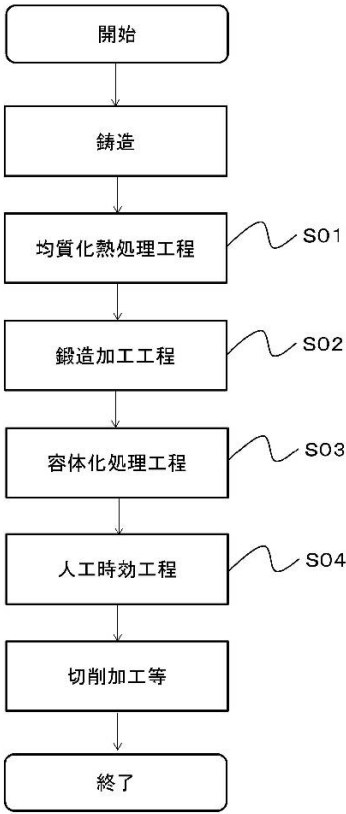
【図 1】



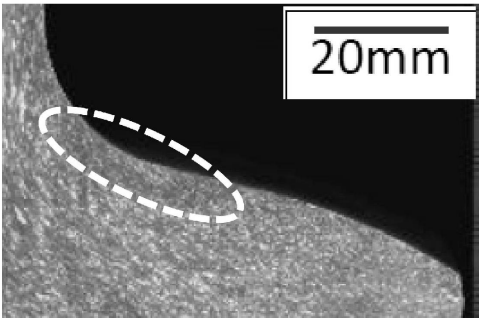
【図 2】



【図 3】



【図 4】



10

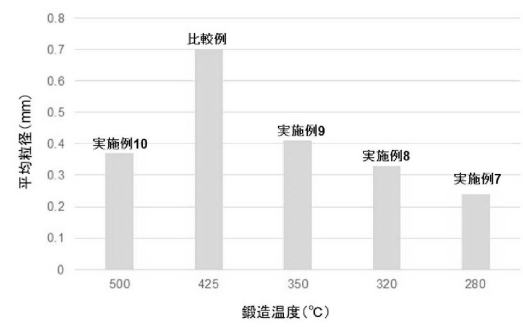
20

30

40

50

【図 5】



10

20

30

40

50

フロントページの続き

(51)国際特許分類

F I		
C 2 2 F	1/00	6 1 2
C 2 2 F	1/00	6 3 0 A
C 2 2 F	1/00	6 3 0 J
C 2 2 F	1/00	6 3 0 K
C 2 2 F	1/00	6 4 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 8 5 Z
C 2 2 F	1/00	6 8 6 B
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 1 Z
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 B
C 2 2 F	1/00	6 9 4 Z

(56)参考文献

特開 2 0 1 7 - 1 1 0 2 4 5 (J P , A)
特開 2 0 1 5 - 1 9 3 9 0 3 (J P , A)
特開 2 0 1 2 - 0 0 1 7 5 6 (J P , A)
特開 2 0 0 8 - 1 6 3 4 4 5 (J P , A)
特開平 0 6 - 0 6 5 6 9 5 (J P , A)
特開平 0 8 - 0 0 3 6 7 5 (J P , A)

(58)調査した分野 (Int.Cl., D B名)

C 2 2 C 2 1 / 0 0 - 2 1 / 1 8
C 2 2 F 1 / 0 0 - 3 / 0 2