

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7639320号
(P7639320)

(45)発行日 令和7年3月5日(2025.3.5)

(24)登録日 令和7年2月25日(2025.2.25)

(51)国際特許分類

F I

C 2 2 C	21/02	(2006.01)	C 2 2 C	21/02	
C 2 2 F	1/043	(2006.01)	C 2 2 F	1/043	
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 8 2
			C 2 2 F	1/00	6 9 1 B

請求項の数 3 (全13頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2020-206754(P2020-206754)
 (22)出願日 令和2年12月14日(2020.12.14)
 (65)公開番号 特開2022-93989(P2022-93989A)
 (43)公開日 令和4年6月24日(2022.6.24)
 審査請求日 令和5年10月3日(2023.10.3)

(73)特許権者 000004455
株式会社レゾナック
東京都港区東新橋一丁目9番1号
 (74)代理人 100109911
弁理士 清水 義仁
 (74)代理人 100071168
弁理士 清水 久義
 (74)代理人 100099885
弁理士 高田 健市
 (72)発明者 荒山 卓也
福島県喜多方市長内7840 昭和電工
株式会社喜多方事業所内
 審査官 小川 進

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 アルミニウム合金鍛造品およびアルミニウム合金鍛造品の製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

Cu : 0 . 1 5 質量% ~ 1 . 0 質量%、Mg : 0 . 6 質量% ~ 1 . 3 質量%、Si : 1 . 3 2 質量% ~ 1 . 4 5 質量%、Mn : 0 . 0 3 質量% ~ 1 . 0 質量%、Fe : 0 . 2 質量% ~ 0 . 4 質量%、Cr : 0 . 0 3 質量% ~ 0 . 4 質量%、Ti : 0 . 0 1 2 質量% ~ 0 . 0 3 5 質量%、Bを0 . 0 0 0 1 質量% ~ 0 . 0 3 質量%を含有し、Zn含有率が0 . 2 5 質量%以下、Zr含有率が0 . 0 5 質量%以下であり、残部がAl及び不可避不純物からなるアルミニウム合金鍛造品であって、

前記鍛造品断面の示差走査熱量測定で得られる示差走査熱量曲線において、固相線温度より - 5 0 以内の温度範囲で検出される吸熱ピークが発生しないことを特徴とするアルミニウム合金鍛造品。

10

【請求項2】

請求項1に記載のアルミニウム合金鍛造品の製造方法であって、
 溶湯を得る溶湯形成工程と、
 前記溶湯形成工程で得られる溶湯を鋳造加工することにより鋳造品を得る鋳造工程と、
 前記鋳造工程で得られる鋳造品に均質化熱処理を行う均質化熱処理工程と、
 前記均質化熱処理工程後の鋳造品に鍛造加工を行って鍛造品を得る鍛造工程と、
 前記鍛造工程で得られる鍛造品に溶体化処理を行う溶体化処理工程と、
 前記溶体化処理工程後に焼き入れする焼き入れ処理工程と、
 前記焼き入れ処理工程後の鍛造品に時効処理を行う時効処理工程とを含むことを特徴と

20

するアルミニウム合金鍛造品の製造方法。

【請求項 3】

前記均質化熱処理工程は前記鑄造工程で得られる鑄造品に 370 ~ 560 の温度で 4 時間 ~ 10 時間保持する均質化熱処理を行い、

前記鍛造工程は前記均質化熱処理工程後の鑄造品に加熱温度 450 ~ 560 で鍛造加工を行い、

前記溶体化処理工程は前記鍛造工程で得られる鍛造品に 20 ~ 500 までの昇温速度が 5.0 / min 以上で昇温させ、530 ~ 560 で 0.3 時間 ~ 3 時間以内保持する溶体化処理を行い、

前記焼き入れ処理工程は前記溶体化処理工程後 5 秒 ~ 60 秒以内に鍛造品の全ての表面が焼き入れ水に接触し、5 分を超え 40 分以内の間水槽内で焼き入れを行い、

前記時効処理工程は前記焼き入れ処理工程後の鍛造品に 180 ~ 220 の温度で 0.5 時間 ~ 1.5 時間加熱して時効処理を行うことを特徴とする請求項 2 に記載の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、常温における機械的特性に優れた Al - Mg - Si 系アルミニウム合金鍛造品およびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、アルミニウム合金は、軽量性を生かして各種製品の構造部材としての用途が拡大しつつある。例えば、自動車の足廻りやバンパー部品は今まで高張力鋼が用いられてきたが、近年は高強度アルミニウム合金材が用いられるようになってきている。自動車部品、例えば、サスペンション部品は専ら鉄系材料が使用されていたが、軽量化を主目的としてアルミニウム材料またはアルミニウム合金材料に置き換えられることが多くなってきた。

【0003】

これらの自動車部品では優れた耐食性、高強度および優れた加工性が要求されることから、アルミニウム合金材料として Al - Mg - Si 系合金、特に A6061 が多用されている。そして、このような自動車部品は強度の向上を図るため、アルミニウム合金材料を加工用素材として塑性加工の 1 つである鍛造加工を行って製造される。

【0004】

また、最近ではコストダウンを図る必要があるため、押出をせずに鑄造部材をそのまま素材として鍛造した後、T6 処理して得たサスペンション部品が実用化され始めており、さらなる軽量化を目的として、従来の A6061 に代わる高強度合金の開発が進められている（下記特許文献 1 ~ 3 参照）。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【文献】特開平 5 - 59477 号公報

【文献】特開平 5 - 247574 号公報

【文献】特開平 6 - 256880 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

しかし、上述した Al - Mg - Si 系の高強度合金は、鍛造および熱処理工程において加工組織が再結晶し、粗大結晶粒が発生することにより、十分な高強度を得ることができないという問題があった。そのため、粗大再結晶粒生成防止のため、Zr を添加して再結晶を防止しているものがある（例えば上記特許文献 1 および 2）。

【0007】

10

20

30

40

50

しかしながら、Zrを添加することは、再結晶防止に効果があるものの、次のような問題点があった。

【0008】

(1) Zrの添加により、Al-Ti-B系合金の結晶粒微細化効果が弱められ、鋳塊自体の結晶粒が粗くなり、塑性加工後の加工品(鍛造品)の強度低下を招く。

【0009】

(2) 鋳塊自体の結晶粒微細化効果が弱められるため、鋳塊割れが発生し易くなり、内部欠陥が増加し、歩留まりが悪化する。

【0010】

(3) Zrは、Al-Ti-B系合金と化合物を形成し、合金溶湯を貯留する炉の底に化合物が堆積し、炉を汚染すると共に、製造した鋳塊においてもこれら化合物が鋳塊中に粗大に晶出し、強度を低下させる。

10

【0011】

このように、Zrの添加は、再結晶防止に効果があるものの、強度の安定性を維持することが困難であった。

【0012】

本発明は、かかる技術的背景に鑑みてなされたものであって、常温における機械的特性に優れると共に、再結晶粒が発生し難いアルミニウム合金鍛造品およびその製造方法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】

20

【0013】

前記目的を達成するために、本発明は以下の手段を提供する。

【0014】

[1] Cu: 0.15質量%~1.0質量%、Mg: 0.6質量%~1.3質量%、Si: 0.60質量%~1.45質量%、Mn: 0.03質量%~1.0質量%、Fe: 0.2質量%~0.4質量%、Cr: 0.03質量%~0.4質量%、Ti: 0.012質量%~0.035質量%、Bを0.0001質量%~0.03質量%を含有し、Zn含有率が0.25質量%以下、Zr含有率が0.05質量%以下であり、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鍛造品であって、

前記鍛造品断面の示差走査熱量測定で得られる示差走査熱量曲線において、固相線温度より-50以内の温度範囲で検出される吸熱ピークが発生しないことを特徴とするアルミニウム合金鍛造品。

30

【0015】

[2] 前項1に記載のアルミニウム合金鍛造品の製造方法であって、

溶湯を得る溶湯形成工程と、

前記溶湯形成工程で得られる溶湯を鋳造加工することにより鋳造品を得る鋳造工程と、

前記鋳造工程で得られる鋳造品に均質化熱処理を行う均質化熱処理工程と、

前記均質化熱処理工程後の鋳造品に鍛造加工を行って鍛造品を得る鍛造工程と、

前記鍛造工程で得られる鍛造品に溶体化処理を行う溶体化処理工程と、

前記溶体化処理工程後に焼き入れする焼き入れ処理工程と、

前記焼き入れ処理工程後の鍛造品に時効処理を行う時効処理工程とを含むことを特徴とするアルミニウム合金鍛造品の製造方法。

40

【0016】

[3] 前記均質化熱処理工程は前記鋳造工程で得られる鋳造品に370~560の温度で4時間~10時間保持する均質化熱処理を行い、

前記鍛造工程は前記均質化熱処理工程後の鋳造品に加熱温度450~560で鍛造加工を行い、

前記溶体化処理工程は前記鍛造工程で得られる鍛造品に20~500までの昇温速度が5.0/min以上で昇温させ、530~560で0.3時間~3時間以内保持する溶体化処理を行い、

50

前記焼き入れ処理工程は前記溶体化処理工程後5秒～60秒以内に鍛造品の全ての表面が焼き入れ水に接触し、5分を超え40分以内の間水槽内で焼き入れを行い、

前記時効処理工程は前記焼き入れ処理工程後の鍛造品に180～220の温度で0.5時間～1.5時間加熱して時効処理を行うことを特徴とする前項2に記載のアルミニウム合金鍛造品の製造方法。

【発明の効果】

【0017】

[1]の発明によれば、各元素の含有量が所定の範囲内に設定され、前記鍛造品断面の示差走査熱量測定で得られる示差走査熱量曲線において、固相線温度より-50以内の温度範囲で検出される吸熱ピークが発生しないことで、常温において優れた機械的特性を有すると共に、再結晶粒が発生し難いアルミニウム合金鍛造品を提供することができる。

10

【0018】

[2]の発明によれば、溶湯形成工程、鑄造工程、均質化熱処理工程、鍛造工程、溶体化処理工程、焼き入れ処理工程および時効処理工程が含まれることで、常温において優れた機械的特性を有すると共に、再結晶粒が発生し難いアルミニウム合金鍛造品を製造することができる。

【0019】

[3]の発明によれば、各処理工程における処理条件が所定の範囲内に設定されることで、より一層、常温において優れた機械的特性を有すると共に、再結晶粒が発生し難いアルミニウム合金鍛造品を製造することができる。

20

【図面の簡単な説明】

【0020】

【図1】図1は本発明の製造方法で得られるアルミニウム合金鍛造品を示す斜視図である。

【発明を実施するための形態】

【0021】

本発明のアルミニウム合金鍛造品およびアルミニウム合金鍛造品の製造方法について説明する。

【0022】

なお、以下に示す実施形態は例示に過ぎず、本発明はこれらの例示した実施形態に限定されるものではなく、本発明の技術的思想を逸脱しない範囲において適宜変更することができる。

30

【0023】

本実施形態のアルミニウム合金鍛造品1は、Cu:0.15質量%～1.0質量%、Mg:0.6質量%～1.3質量%、Si:0.60質量%～1.45質量%、Mn:0.03質量%～1.0質量%、Fe:0.2質量%～0.4質量%、Cr:0.03質量%～0.4質量%、Ti:0.012質量%～0.035質量%、Bを0.0001質量%～0.03質量%を含有し、Zn含有率が0.25質量%以下、Zr含有率が0.05質量%以下であり、残部がAl及び不可避不純物からなり、この鍛造品1の断面の示差走査熱量測定で得られる示差走査熱量曲線において、固相線温度より-50以内の温度範囲で検出される吸熱ピークが発生しないことを特徴とする。

40

【0024】

このように、各元素の含有量が所定の範囲内に設定され、鍛造品1の断面の示差走査熱量測定で得られる示差走査熱量曲線において、固相線温度より-50以内の温度範囲で検出される吸熱ピークが発生しないことで、常温において優れた機械的特性を有すると共に、再結晶粒が発生し難いアルミニウム合金鍛造品を提供することができる。

【0025】

本実施形態のアルミニウム合金鍛造品1の製造方法は、溶湯形成工程、鑄造工程、均質化熱処理工程、鍛造工程、溶体化処理工程、焼き入れ処理工程および時効処理工程をこの順に行うことで、例えば図1に示すようなアルミニウム合金鍛造品1を製造するものである。以下、各工程について説明する。

50

【0026】

(溶湯形成工程)

溶湯形成工程は、原料を溶解して組成を調製したアルミニウム合金溶湯を得る工程である。

【0027】

本実施形態では、Cu：0.15質量%～1.0質量%、Mg：0.6質量%～1.3質量%、Si：0.60質量%～1.45質量%、Mn：0.03質量%～1.0質量%、Fe：0.2質量%～0.4質量%、Cr：0.03質量%～0.4質量%、Ti：0.012質量%～0.035質量%、Bを0.0001質量%～0.03質量%を含有し、Zn含有率が0.25質量%以下、Zr含有率が0.05質量%以下であり、残部がAl及び不可避不純物からなる6000系アルミニウム合金の溶湯を得る(調製する)。このアルミニウム合金の溶湯においては、Zn含有率が0質量%(Zn非含有)であってもよく、またZr含有率が0質量%(Zr非含有)であってもよい。

10

【0028】

(鑄造工程)

鑄造工程は、溶湯形成工程で得られたアルミニウム合金溶湯を鑄造加工することによって鑄造品を得る工程である。

【0029】

鑄造品を得るための連続鑄造法としては、特に限定されるものではないが、様々な公知の連続鑄造法(垂直型連続鑄造法、水平型連続鑄造法等)を挙げることができる。垂直型連続鑄造法としては、ホットトップ鑄造法等が用いられる。以下では、連続鑄造法の一例としてホットトップ鑄造装置を用いたホットトップ鑄造法によってアルミニウム合金連続鑄造材を製造する場合(即ちアルミニウム合金の溶湯をホットトップ鑄造法によって連続鑄造してアルミニウム合金連続鑄造材を製造する場合)について簡単に説明する。

20

【0030】

ホットトップ鑄造装置は、モールド(鑄型)、溶湯受容器(ヘッダー)等を具備している。モールドは、その内部に充満された冷却水により冷却されている。受容器は、一般に耐火物製であり、モールドの上側に設置されている。受容器内のアルミニウム合金溶湯は、冷却されたモールド内に下方向に注入されると共に、モールドから噴出された冷却水により所定の冷却速度で冷却されて凝固し、更に水槽内の水(その温度：約20℃)に浸されて完全に凝固する。これにより棒状等の長尺な連続鑄造材が得られる。

30

【0031】

(均質化熱処理工程)

均質化熱処理工程は、鑄造工程で得られた鑄造材に対して均質化熱処理を行うことによって、凝固によって生じたミクロ偏析の均質化、過飽和固溶元素の析出および準安定相の平衡相への変化を行う工程である。

【0032】

本実施形態では、鑄造工程で得られた鑄造品を370℃～560℃の温度で、4時間～10時間保持する均質化熱処理を行う。この温度範囲で均質化熱処理を施すことにより、鑄塊の均質化と溶質原子の溶入化が十分になされるため、その後の時効処理によって必要とされる十分な強度が得られるものとなる。

40

【0033】

(鍛造工程)

鍛造工程は、均質化熱処理工程後に得られた鍛造用ピレットを加熱し、プレス機で圧力をかけて金型成型する工程である。

【0034】

本実施形態では、均質化熱処理後の鑄塊に加熱温度450℃～560℃で鍛造加工を行って鍛造品(例えば自動車のサスペンションアーム部品等)を得る。この時、鍛造素材の鍛造の開始温度は450℃～560℃とする。開始温度が450℃未満になると変形抵抗が高くなって十分な加工ができなくなり、560℃を超えると鍛造割れや共晶融解等の欠

50

陥が発生し易くなるためである。

【0035】

(溶体化処理工程)

溶体化処理工程は、鍛造工程で導入された歪みを緩和し、溶質元素の固溶を行う工程である。

【0036】

本実施形態では、鍛造工程後の鍛造品の温度を20℃まで下げた後、室温になってから加熱を始め、20℃～500℃までの温度範囲全域において昇温速度が常に5.0℃/min以上で昇温させ、530℃～560℃で0.3時間～3時間以内保持することで溶体化処理を行う。

10

【0037】

昇温速度が5.0℃/min未満ではMg₂Siが粗大析出してしまい、また、処理温度が530℃未満では溶体化が進まず時効析出による高強度化を実現できなくなり、処理温度が560℃を超えると溶質元素の固溶がより促進されるものの、共晶融解や再結晶が生じ易くなるためである。

【0038】

(焼き入れ処理工程)

焼き入れ処理工程は、溶体化処理工程によって得られた固溶状態を急速に冷却せしめて過飽和固溶体を形成する熱処理である。

【0039】

本実施形態では、溶体化処理後5秒～60秒以内に鍛造品の全ての表面が焼き入れ水に接触し、5分を超え40分以内の間、水槽内で焼き入れ処理を行う。

20

【0040】

(時効処理工程)

時効処理工程は、アルミニウム合金鍛造品を比較的低温で加熱保持し過飽和に固溶した元素を析出させて、適度な硬さを付与するための熱処理である。

【0041】

本実施形態では、焼き入れ処理工程後の鍛造品に180℃～220℃の温度で0.5時間～1.5時間加熱して時効処理を行う。処理温度が180℃未満あるいは処理時間が0.5時間未満では引張強度を向上させるMg₂Si系析出物が十分に成長できなくなり、処理温度が220℃を超えるとMg₂Si系析出物が粗大になり過ぎて引張強度を十分に向上させることができないためである。

30

【0042】

上述したように、本発明のアルミニウム合金鍛造品の製造方法は各元素の含有量が所定の範囲内に設定され、各処理工程における処理条件が所定の範囲内に設定されることで、より一層、常温において優れた機械的特性を有すると共に、再結晶粒が発生し難いアルミニウム合金鍛造品を製造することができる。

【0043】

次に、上述した本発明に係るアルミニウム合金鍛造品およびその製造方法における「アルミニウム合金」の組成について以下詳述する。前記アルミニウム合金は、Cu：0.15質量%～1.0質量%、Mg：0.6質量%～1.3質量%、Si：0.60質量%～1.45質量%、Mn：0.03質量%～1.0質量%、Fe：0.2質量%～0.4質量%、Cr：0.03質量%～0.4質量%、Ti：0.012質量%～0.035質量%、Bを0.0001質量%～0.03質量%を含有し、Zn含有率が0.25質量%以下、Zr含有率が0.05質量%以下であり、残部がAl及び不可避不純物からなるアルミニウム合金である。

40

【0044】

Siは、Mgと共存してMg₂Si系析出物を形成し、最終製品の強度向上に寄与する。Siは、後述するMgの量に対してMg₂Siを生成する量を越えて過剰に添加することにより、時効処理後の最終製品の強度をさらに高めるため、Siの含有量は0.60質

50

量%以上が望ましい。一方、1.45質量%を越えると、Siの粒界析出が多くなり、粒界脆化が生じ易く、鋳塊の塑性加工性、および最終製品の靱性を低下させるのみならず、鋳塊の晶出物の平均粒径が所定の上限を越える恐れがある。したがって、Siの含有量は、0.60質量%～1.45質量%の範囲にする必要がある。

【0045】

Mgは、Siと共存してMg₂Si系析出物を形成し、最終製品の強度向上に寄与する。Mgの含有量が0.6質量%よりも少ないと、析出強化の効果が少なくなる恐れがある。一方、1.3質量%を越えると、鋳塊の塑性加工性、および最終製品の靱性を低下させるのみならず、鋳塊の晶出物の平均粒径が所定の上限を越えるおそれがある。したがって、Mgの含有量は、0.6質量%～1.3質量%の範囲にする必要がある。

10

【0046】

Cuは、Mg₂Si系析出物の見かけの過飽和量を増加させ、Mg₂Si析出量を増加させることにより、最終製品の時効硬化を著しく促進させる。Cuの含有量が0.15質量%よりも少ないと、析出強化として効果があるQ相(Al-Cu-Mg-Si)が生成しにくいいため、機械的特性が低下することとなる。一方、Cuの含有量が1.0質量%を越えると、鋳塊の鍛造加工性、および最終製品の靱性を低下させ、さらに耐食性を著しく低下させる恐れがある。したがって、Cuの含有量は、0.15質量%～1.0質量%の範囲にする必要がある。

【0047】

MnはAlMnSi相として晶出し、晶出しないMnは、析出して再結晶を抑制する。この再結晶を抑制する作用により、塑性加工後も結晶粒を微細にし、最終製品の靱性向上および耐食性向上の効果がもたらされる。Mnの含有量が0.03質量%よりも少ないと、上記した効果が少なくなる恐れがある。一方、1.0質量%を越えると、巨大金属間化合物が生じ、この発明の鋳塊組織が満たされなくなる恐れがある。したがって、Mnの含有量は、0.03質量%～1.0質量%の範囲にする必要がある。

20

【0048】

CrもAlCrSi相として晶出し、晶出しないCrは、析出して再結晶を抑制する。この再結晶を抑制する作用により、塑性加工後も結晶粒を微細にし、最終製品の靱性向上および耐食性向上の効果がもたらされる。Crの含有量が0.03質量%よりも少ないと、上記した効果が少なくなる恐れがある。一方、0.4質量%を越えると、巨大金属間化合物が生じ、この発明の鋳塊組織が満たされなくなる恐れがある。したがって、Crの含有量は、0.03質量%～0.4質量%の範囲にする必要がある。

30

【0049】

Feは、合金中でAl、Siと結合して晶出するとともに、結晶粒粗大化を防止する。Fe含有量が0.2質量%よりも少ないと上記した効果が得られなくなる恐れがある。また、Feが0.4質量%を越えると、粗大な金属間化合物を生成するようになり、塑性加工性が悪化する恐れがある。したがって、Feの含有量は、0.2質量%～0.4質量%にする必要がある。

【0050】

Znは不純物として扱われ、0.25質量%を超えるとアルミの腐食自体を促進し、耐食性を劣化させるため、0.25質量%以下にする必要がある。

40

【0051】

Zrは不純物として扱われ、0.05質量%を超えると、Al-Ti-B系合金の結晶粒微細化効果が弱められ、塑性加工後の加工品の強度低下を招くため、0.05質量%以下にする必要がある。

【0052】

Tiは、結晶粒の微細化を図る上で有効な合金元素であり、かつ、連続鋳造棒に鋳塊割れなどが発生するのを防止する。Tiの含有量が0.012質量%よりも少ないと、微細化効果が得られず、一方、0.035質量%を越えると、粗大なTi化合物が晶出し、靱性を劣化させる恐れがある。したがって、Tiの含有量は、0.012質量%～0.03

50

5 質量%の範囲にする必要がある。

【0053】

BもTiと同様に、結晶粒微細化に有効な元素であり、0.0001質量%よりも少ないと、その効果が得られず、一方、0.03質量%を越えると、靱性を劣化させる恐れがある。したがって、Bの含有量は、0.0001質量%～0.03質量%の範囲にする必要がある。

【実施例】

【0054】

次に、本発明の具体的実施例について説明するが、本発明はこれら実施例のものに特に限定されるものではない。

【0055】

<実施例1～12>

表1に示す合金組成のアルミニウム合金で直径54mmの断面円形の連続鋳造材を作製し、表1に示す条件で均質化熱処理を行った。得られた鋳造材を表1に示す条件で鍛造加工を行って図1に示す自動車のサスペンションアーム部品の形状に塑性加工した。

【0056】

次に、表1に示す条件で昇温、溶体化処理を行った後、表1に示す焼き入れ処理を行い、その後時効処理を行ってアルミニウム合金鍛造品1を得た。

【0057】

<比較例1～5>

表2に示す合金組成のアルミニウム合金で直径54mmの断面円形の連続鋳造材を作製し、表2に示す条件で均質化熱処理を行った。得られた鋳造材を表2に示す条件で鍛造加工を行って図1に示す自動車のサスペンションアーム部品の形状に塑性加工した。

【0058】

次に、表2に示す条件で昇温、溶体化処理を行った後、表2に示す焼き入れ処理を行い、その後時効処理を行ってアルミニウム合金鍛造品1を得た。

【0059】

また、焼き入れ開始は鍛造品全体が水についた時点とする。

【0060】

10

20

30

40

50

【表 1】

	参考例 1	参考例 2	参考例 3	参考例 4	参考例 5	参考例 6	参考例 7	参考例 8	参考例 9	実施例 1.0	実施例 1.1	実施例 1.2	
合金組成	Cu (質量%)	0.39	0.39	0.39	0.39	0.39	0.3	0.3	0.3	0.39	0.39	0.39	
	Mg (質量%)	0.9	0.9	0.9	1.05	1.05	0.75	0.75	0.75	1.2	1.2	1.2	
	Si (質量%)	1.12	1.12	1.12	1.25	1.25	1.2	1.2	1.2	1.32	1.32	1.32	
	Mn (質量%)	0.5	0.5	0.5	0.5	0.5	0.4	0.4	0.4	0.5	0.5	0.5	
	Fe (質量%)	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	
	Cr (質量%)	0.13	0.13	0.13	0.13	0.13	0.12	0.12	0.12	0.12	0.13	0.13	
	Ti (質量%)	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	
	B (質量%)	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	
	均質化工程	温度[°C]	470	470	470	470	470	560	560	560	470	470	470
	保持時間[min]		420	420	420	420	420	420	420	420	420	420	
鍛造工程	温度[°C]	500	500	500	500	500	500	500	500	500	500	500	
	昇温速度[°C/min]	240	240	240	180	180	17.5	17.5	17.5	240	240	240	
溶体化工程	温度[°C]	545	545	545	545	545	540	540	540	545	545	545	
	保持時間[min]	30	30	30	30	30	30	30	30	30	30	30	
条件/評価	水没するまでの時間[s]	15	15	15	15	15	15	15	15	60	60	5	
	温度[°C]	60	60	60	60	60	60	60	60	60	60	60	
焼入れ工程	水没時間[min]	7	10	15	7	10	7	7	10	7	10	7	
	温度[°C]	200	200	200	200	200	200	200	200	195	195	195	
人工時効	保持時間[min]	60	60	60	60	60	60	60	60	90	90	90	
	吸熱ピークの有無	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	
耐力 [MPa]	370	368	370	381	384	373	347	345	349	388	389	389	
総合評価		◎	◎	◎	◎	◎	○	○	○	◎	◎	◎	

【 0 0 6 1 】

10

20

30

40

50

【表 2】

		比較例 1	比較例 2	比較例 3	比較例 4	比較例 5	
合金組成	Cu (質量%)	0.3	0.3	0.3	0.39	0.39	
	Mg (質量%)	0.8	0.8	0.8	0.8	0.8	
	Si (質量%)	1.14	1.14	1.14	1.14	1.14	
	Mn (質量%)	0.5	0.5	0.5	0.5	0.5	
	Fe (質量%)	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	
	Cr (質量%)	0.13	0.13	0.13	0.13	0.13	
	Ti (質量%)	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	
	B (質量%)	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	
条件/評価	均質化工程	温度[°C]	470	470	470	500	500
		保持時間[min]	420	420	420	420	420
	鍛造工程	温度[°C]	500	500	500	500	500
		昇温速度[°C/min]	2.67	2.67	2.67	1.33	1.33
	溶体化工程	温度[°C]	530	530	530	530	530
		保持時間[min]	15	30	30	15	30
	焼入れ工程	水没するまでの時間[s]	90	90	90	15	15
		温度[°C]	60	60	60	60	60
	人工時効	水没時間[min]	0.5	1	10	0.5	10
		温度[°C]	170	170	170	200	200
		保持時間[min]	60	60	60	60	60
		吸熱ピークの有無	×	×	×	×	×
		耐力[MPa]	270	281	280	324	320
	総合評価		×	×	×	△	△

10

20

【0062】

上記のようにして得られた各アルミニウム合金鍛造品について下記評価法に基づいて評価を行った。

【0063】

< 常温での耐力評価法 >

得られたアルミニウム合金鍛造品から、標点間距離 25 . 4 mm、平行部直径 6 . 4 mm の引張試験片を採取し、該引張試験片の常温 (25) 引張試験を行うことによって、耐力を測定し、下記判定基準に基づいて評価した。

30

【0064】

(判定基準)

「 」 ... 常温での耐力が 360 MPa 以上である

「 」 ... 常温での耐力が 340 MPa 以上 360 MPa 未満である

「 」 ... 常温での耐力が 320 MPa 以上 340 MPa 未満である

「 × 」 ... 常温での耐力が 320 MPa 未満である。

【0065】

表 1 から明らかなように、本発明の製造方法で製造された実施例 1 ~ 12 のアルミニウム合金鍛造品は、常温での耐力に優れていた。

【0066】

これに対し、表 2 に示すように、本発明の規定範囲を逸脱する比較例 1 ~ 5 のアルミニウム合金鍛造品では、常温での耐力に劣っていた。

40

【0067】

< アルミニウム合金鍛造品の示差走査熱量曲線において固相線温度より - 50 以内の温度範囲で検出される吸熱ピークの数の測定法 >

各アルミニウム合金鍛造品について株式会社リガク製の熱流束型示差走査熱量測定装置 (DSC 8231 - SL) を用いて示差走査熱量の測定を行った。なお、鍛造品から 4 mm x 4 mm x 厚さ 1 . 5 mm の板状体を採取して、これを示差走査熱量測定用試料として用いた。得られた示差走査熱量曲線において固相線温度より - 50 以内の温度範囲で検出される吸熱ピークの数を調べ、該吸熱ピークの有無を表 1 および 2 に示した。

50

【0068】

(判定基準)

「○」...固相線温度より - 50 以内の温度範囲で検出される吸熱ピークの数 が 0 個の場合。

「×」...固相線温度より - 50 以内の温度範囲で検出される吸熱ピークの数 が 1 個以上の場合。

【0069】

表 1 に示すように、実施例 1 ~ 12 では吸熱ピークが発生していないことがわかる。

【0070】

これに対し、表 2 に示すように、比較例 1 ~ 5 では吸熱ピークが 1 個以上発生していることがわかる。

10

【産業上の利用可能性】

【0071】

本発明に係るアルミニウム合金鍛造品の製造方法で得られた鍛造品は、常温における機械的強度に優れているので、例えば、自動車のサスペンションアーム部品等の足廻り材として好適に用いられるが、特にこのような用途に限定されるものではない。

【符号の説明】

【0072】

1 : アルミニウム合金鍛造品

20

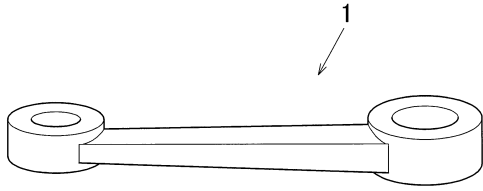
30

40

50

【図面】

【図 1】



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

(56)参考文献

国際公開第 2 0 1 6 / 1 2 9 1 2 7 (W O , A 1)

特開 2 0 0 2 - 2 9 4 3 8 3 (J P , A)

特開 2 0 2 1 - 1 4 3 3 7 3 (J P , A)

特開 2 0 1 3 - 1 7 7 6 7 2 (J P , A)

特開 2 0 0 7 - 0 0 9 2 7 3 (J P , 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

C 2 2 F 1 / 0 0