(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2025年7月3日(03.07.2025)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2025/141982 A1

(51) 国際特許分類:
*C22C 21/02* (2006.01) *C22C 21/06* (2006.01)
*B21J 5/00* (2006.01) *C22F 1/05* (2006.01)
*B22C 9/22* (2006.01) *C22F 1/043* (2006.01)
*B22D 21/04* (2006.01) *C22F 1/047* (2006.01)
*B60G 7/00* (2006.01) *C22F 1/00* (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2024/033685

(22) 国際出願日： 2024年9月20日(20.09.2024)

(25) 国際出願の言語： 日本語

(26) 国際公開の言語： 日本語

(30) 優先権データ：
特願 2023-222058 2023年12月28日(28.12.2023) JP

(71) 出願人: 株式会社レゾナック (**RESONAC CORPORATION**) [JP/JP]; 〒1057325 東京都港区東新橋一丁目９番１号 (JP).

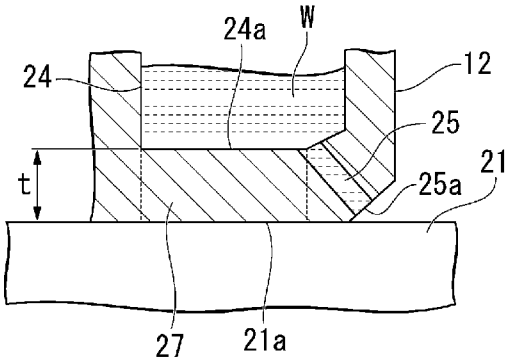
(72) 発明者: 木村 佳文 (**KIMURA Yoshifumi**); 〒1057325 東京都港区東新橋一丁目９番１号 株式会社レゾナック内 (JP). 安部 良治 (**ABE Yoshiharu**); 〒1057325 東京都港区東新橋一丁目９番１号 株式会社レゾナック内 (JP). 清水 啓史 (**SHIMIZU Hiroshi**); 〒1057325 東京都港区東新橋一丁目９番１号 株式会社レゾナック内 (JP).

(74) 代理人: 及川 周, 外 (**OIKAWA Shu** et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目９番２号 (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

(54) **Title:** SUSPENSION MEMBER AND METHOD FOR MANUFACTURING SUSPENSION MEMBER

(54) 発明の名称： サスペンション部材およびサスペンション部材の製造方法




(57) **Abstract:** A suspension member made of an aluminum alloy having an alloy composition comprising CU: 0.3-0.5 mass%, Mg: 0.65-1.05 mass%, Si: 0.9-1.25 mass%, Mn: 0.4-0.6 mass%, Fe: 0.15-0.30 mass%, Cr: 0.09-0.25 mass%, Ti: 0.01-0.05 mass%, B: 0.0010-0.0050 mass%, and the balance being Al and unavoidable impurities, wherein, in a plane perpendicular to a surface of a bush portion formed along a parting line and parallel to the cylindrical axis of the bush portion, the inclination of crystal grain boundaries is 45° or less.

(57) 要約：Ｃｕ：０．３～０．５質量%、Ｍｇ：０．６５～１．０５質量%、Ｓｉ：０．９～１．２５質量%、Ｍｎ：０．４～０．６質量%、Ｆｅ：０．１５～０．３０質量%、Ｃｒ：０．０９～０．２５質量%、Ｔｉ：０．０１～０．０５質量%、Ｂ：０．００１０～０．００５０質量%、残部がＡｌ及び不可避不純物からなる合金組成を有するアルミニウム合金からなり、ブッシュ部のパーティングラインからなる面と垂直な面であって、前記ブッシュ部の円筒軸と平行な面に対して、結晶粒界の傾きが４５°以下である、サスペンション部材。

WO 2025/141982 A1

［続葉有］

(84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

# 明　細　書

## 発明の名称 ：

## サスペンション部材およびサスペンション部材の製造方法

## 技術分野

[0001]　本発明は、サスペンション部材およびサスペンション部材の製造方法に関する。

本願は、２０２３年１２月２８日に、日本に出願された特願２０２３－２２２０５８号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

## 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、押出をせずに鋳造部材をそのまま素材として鍛造した後、溶体化処理と人工時効処理を行う処理（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（特許文献１～３参照）。

## 先行技術文献

## 特許文献

[0005] 特許文献1：特開平５－０５９４７７号公報

特許文献2：特開平５－２４７５７４号公報

特許文献3：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] 近年の$CO_2$排出量削減の観点より、自動車の軽量化が求められている中、アルミニウムの需要は増加傾向にある。ただし、鉄鋼材からの代替としては更なる高強度化が必要となる。高強度化のためにはＳｉ、Ｍｇ、Ｃｕの添加量を増やすといった方法が取られることが多いが、添加量の増加に伴い、耐食性が低下する懸念がある。耐食性の中でも自動車のサスペンション用素材については「応力腐食割れ性（Stress Corrosion Cracking（SCC））が重要となる。

[0007] 応力腐食割れとは、サスペンションの部位に一定の応力がかかり続けた際にその部位の腐食が発生、腐食部分を起点にクラックが発生する現象を示す。サスペンションにおける応力腐食割れが最も重要となる部位はサスペンションのブッシュを圧入する部分である。この部位における応力腐食割れ性を担保しながら部材の高強度化を図る必要がある。

[0008] 応力腐食割れ性に影響する因子としては添加元素、化合物状態、金属結晶状態が代表として挙げられる。高強度を維持しながら良好な応力腐食割れ性を確保するためには結晶組織のコントロールが重要である。同じ添加元素量でも結晶組織が粗いと、その粒界にて優先して応力腐食割れが発生し、部材の破損につながる。

[0009] 結晶組織の制御には鍛造時の条件が大きく影響を及ぼす。例えば鍛造前の素材加熱温度が低い温度で鍛造を行った際、加工時の歪み量が大きい部位ではひずみの蓄積によりその後の熱処理過程において再結晶が生じる。

[0010] 自動車のサスペンション部材においては、形状が複雑なため、バリ出し鍛造による成形が一般的である。

[0011] このバリ出し鍛造を行った際、バリ部近傍に対応するパーティングライン

近傍は歪み量が多くなるために再結晶が発生しやすい。この再結晶がブッシュ部に発生した場合、その再結晶の発生範囲が大きいと、ボールジョイント等がブッシュに圧入された状態における応力腐食割れ性を大きく損い、部材の破損につながる。尚、パーティングラインは、鍛造品に対し、研削によりバリを除去することで露出する線である。パーティングラインは、鍛造品の側部からわずかに隆起している。鍛造品への研削（トリム）は、通常常温で行われる。

[0012] しかし、サスペンションの形状が複雑になるほど鍛造工程における再結晶を抑制することは困難になる。

[0013] 本発明は上記事情に鑑みてなされた発明であり、パーティングライン近傍に再結晶を呈した場合であっても応力腐食割れ性に優れるサスペンション部材及びサスペンション部材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

[0014] 本発明は、上記課題を解決するために、以下の手段を提供する。

[0015] ［１］本発明の一態様に係るサスペンション部材は、

Ｃｕ０．３を質量％以上０．５質量％以下の範囲内で含有し、

Ｍｇを０．６５質量％以上１．０５質量％以下の範囲内で含有し、

Ｓｉを０．９質量％以上１．２５質量％以下の範囲内で含有し、

Ｍｎを０．４質量％以上０．６質量％以下の範囲内で含有し、

Ｆｅ０．１５質量％以上０．３０質量％以下の範囲内で含有し、

Ｃｒを０．０９質量％以上０．２５質量％以下の範囲内で含有し、

Ｔｉを０．０１質量％以上０．０５質量％以下の範囲内で含有し、

Ｂを０．００１０質量％以上０．００５０質量％以下の範囲内で含有し、

残部がＡｌ及び不可避不純物からなる合金組成を有するアルミニウム合金からなり、

ブッシュ部のパーティングラインからなる面と垂直な面であって、前記ブッシュ部の円筒軸と平行な面に対して、結晶粒界の傾きが４５°以下である。

[0016] ［２］上記［１］のサスペンション部材において、引張強度が３８０ＭＰａ以上であってもよい。

[0017] ［３］本発明の一態様に係るサスペンション部材の製造方法は、

Ｃｕ０．３を質量％以上０．５質量％以下の範囲内で含有し、

Ｍｇを０．６５質量％以上１．０５質量％以下の範囲内で含有し、

Ｓｉを０．９質量％以上１．２５質量％以下の範囲内で含有し、

Ｍｎを０．４質量％以上０．６質量％以下の範囲内で含有し、

Ｆｅ０．１５質量％以上０．３０質量％以下の範囲内で含有し、

Ｃｒを０．０９質量％以上０．２５質量％以下の範囲内で含有し、

Ｔｉを０．０１質量％以上０．０５質量％以下の範囲内で含有し、

Ｂを０．００１０質量％以上０．００５０質量％以下の範囲内で含有し、

残部がＡｌ及び不可避不純物からなる合金組成を有するアルミニウム合金からなる溶湯を形成する溶湯形成工程と、

前記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、

前記鋳造品を加熱し、鍛造することにより鍛造品を得る鍛造工程と、

前記鍛造品を５００℃以上の温度で保持する溶体化処理工程と、

前記焼き入れ工程を経た鍛造品を加熱処理する時効処理工程と、

前記時効処理工程を経た鍛造品に対し、素材温度が１００℃を超え、２５０℃以下の温度で熱間トリムする熱間トリム工程と、を有する。

[0018] ［４］上記［３］のサスペンション部材の製造方法は、前記熱間トリム工程において、前記時効処理工程を経た鍛造品に対し、素材温度が１２５℃以上、２５０℃以下で熱間トリムしてもよい。

[0019] ［５］上記［３］又は［４］のサスペンション部材の製造方法は、前記熱間トリム工程において、前記時効処理工程を経た鍛造品に対し、素材温度が１５０℃以上、２５０℃以下で熱間トリムしてもよい。

[0020] ［６］上記［３］～［５］のサスペンション部材の製造方法は、前記鋳造工程を連続鋳造により行ってもよく、前記鋳造工程における前記溶湯の冷却速度が１０℃／秒以上であってもよく、前記鋳造品の平均結晶粒径が８０μｍ

以下であってもよい。

[0021] ［７］上記［３］～［６］のサスペンション部材の製造方法は、前記溶体化処理工程後、前記熱間トリム工程の前に、前記鍛造品を焼き入れする焼き入れ工程をさらに有し、前記鍛造工程において４５０℃以上５２０℃以下の素材温度で鍛造を行ってもよく、前記溶体化処理工程において前記鍛造品を５５０℃以下の温度で保持してもよく、前記焼き入れ工程において前記鍛造品を６０℃以下の水温の水で水焼き入れしてもよく、前記時効処理工程において前記焼き入れ工程を経た鍛造品を１７５℃以上１９０℃以下の温度で４時間以上加熱してもよい。

## 発明の効果

[0022] 本発明によれば、パーティングライン近傍に再結晶を呈した場合であっても応力腐食割れ性に優れるサスペンション部材及びサスペンション部材の製造方法を提供することができる。

## 図面の簡単な説明

[0023] [図1]本発明の一態様に係るサスペンション部材の構成の一例を示す平面図である。

[図2]図１のサスペンション部材のブッシュ部近傍を拡大した模式図である。

[図3]図１のサスペンション部材のブッシュ部近傍を拡大した平面図である。

[図4]本発明の一態様に係るサスペンションアームの製造方法の鋳造工程において使用可能な水平連続鋳造装置の鋳型付近の構成の一例を示す断面図である。

[図5]図４の水平連続鋳造装置の冷却水キャビティ付近の要部を拡大した断面図である。

[図6]水平連続鋳造装置の冷却壁部の熱流束を説明する説明図である。

[図7]本発明の一態様に係るサスペンション部材の製造方法を説明するための図であり、熱間トリム工程が行われる前の鍛造品の構成の一例を示す平面図である。

[図8]実施例１において、ＳＣＣ試験を行う際の構成を模式的に示す平面図で

ある。

[図9]実施例１のサスペンション部材において、ブッシュ部の頂点部５１近傍の電子顕微鏡像を電子線後方回折散乱回折法により分析した組織画像である。

## 発明を実施するための形態

[0024] 以下、本発明の実施形態について、図面を参照して詳細に説明する。

なお、以下の説明で用いる図面は、特徴をわかりやすくするために、便宜上特徴となる部分を拡大して示している場合があり、各構成要素の寸法比率などが実際と同じであるとは限らない。また、以下の説明において例示される材料、寸法等は一例であって、本発明はそれらに必ずしも限定されるものではなく、その要旨を変更しない範囲で適宜変更して実施することが可能である。

[0025] ［サスペンション部材］

先ず、本発明の一実施形態に係るサスペンション部材について説明する。

本発明の一実施形態に係るサスペンション部材は、アルミニウム合金鍛造品で構成された、サスペンションアーム用の部材である。

[0026] 本実施形態のアルミニウム合金鍛造品は、Ｃｕ０．３を質量％以上０．５質量％以下の範囲内、Ｍｇを０．６５質量％以上１．０５質量％以下の範囲内、Ｓｉを０．９質量％以上１．２５質量％以下の範囲内、Ｍｎを０．４質量％以上０．６質量％以下の範囲内、Ｆｅ０．１５質量％以上０．３０質量％以下の範囲内、Ｃｒを０．０９質量％以上０．２５質量％以下の範囲内、Ｔｉを０．０１質量％以上０．０５質量％以下の範囲内、Ｂを０．００１０質量％以上０．００５０質量％以下の範囲内、残部がＡｌ及び不可避不純物からなる合金組成を有するアルミニウム合金からなる。

[0027] 本実施形態のアルミニウム合金鍛造品は、ＭｇとＳｉを含む点で６０００系アルミニウム合金の鍛造品に相当する。

[0028] 本発明の一実施形態に係るサスペンション部材は、ブッシュ部のパーティングラインからなる面と垂直な面であって、前記ブッシュ部の円筒軸と平行

な面に対して、結晶粒界の傾きが４５°以下である。詳細については、後述するが、ブッシュ部は、図面における符号５０に対応する構成であり、パーティングラインは符号ＰＬに対応する構成である。

[0029]（Ｃｕ：０．３質量％以上、０．５質量％以下）

Ｃｕは、アルミニウム合金中でＭｇ－Ｓｉ系化合物を微細に分散させる作用や、Ｑ相を始めとするＡｌ－Ｃｕ－Ｍｇ－Ｓｉ系化合物として析出することでアルミニウム合金の引張強さを向上させる作用を有する。Ｃｕ含有率は、０．３０質量％以上０．５０質量％以下の範囲内であり、０．３５質量％以上０．４５質量％以下や０．４２質量％以下の範囲内であってもよい。Ｃｕの含有率が上記の範囲内にあることによって、アルミニウム合金鍛造品の常温における機械的特性を向上させることができる。またＣｕが０．５％を超えてくると、粒界において$Mg_2Si$と共存するＣｕ量が多くなるため、粒界における母相と化合物間の電位差が大きくなり、応力腐食割れ性を損なうため、上記の範囲内にあることが好ましい。

[0030]（Ｍｇ：０．６５質量％以上、１．０５質量％以下）

Ｍｇは、アルミニウム合金の引張強さを向上させる作用を有する。アルミニウム母相へＭｇが固溶する、若しくは、β”相などのＭｇ－Ｓｉ系化合物（$Mg_2Si$）、又はＱ相を始めとするＡｌ－Ｃｕ－Ｍｇ－Ｓｉ系化合物として析出することで、アルミニウム合金の強化に寄与する。Ｍｇ含有率は、０．６５質量％以上１．０５質量％以下の範囲内であり、０．７５質量％以上１．００質量％以下や０．８５質量％を超え０．９５質量％以下の範囲内であってもよい。Ｍｇの含有率が上記の範囲内にあることによって、アルミニウム合金鍛造品の常温における機械的特性と共に耐食性を向上させることができる。

[0031]（Ｓｉ：０．９質量％以上、１．２５質量％以下）

Ｓｉは、Ｍｇと同様にアルミニウム合金鍛造品の常温における機械的特性と共に耐食性を向上させる作用を有する。但し、アルミニウム合金にＳｉを過剰に添加すると、粗大な初晶Ｓｉ粒が晶出することにより、アルミニウム

合金の引張強さが低下するおそれがある。Ｓｉ含有率は、０．９０質量％以上１．２５質量％以下の範囲内であり、０．９５質量％以上１．２０質量％以下や１．００質量％以上１．１８質量％以下の範囲内であってもよい。Ｓｉの含有率が上記の範囲内にあることによって、初晶Ｓｉの晶出を抑えつつ、アルミニウム合金鍛造品の常温における機械的特性と共に耐食性を向上させることができる。

[0032]（Ｍｎ：０．４質量％以上、０．６質量％以下）

Ｍｎは、アルミニウム合金中でＡｌ－Ｍｎ－Ｆｅ－ＳｉやＡｌ－Ｍｎ－Ｃｒ－Ｆｅ－Ｓｉなどの金属間化合物を含む微細な粒状の晶出物を形成することで、アルミニウム合金の引張強さを向上させる作用を有する。Ｍｎ含有率は、０．４０質量％以上０．６０質量％以下の範囲内であり、０．４５質量％以上０．５５質量％以下や０．４７質量％以上０．５３質量％以下の範囲内であってもよい。Ｍｎの含有率が上記の範囲内にあることによって、アルミニウム合金鍛造品の常温における機械的特性を向上させることができる。

[0033]（Ｆｅ：０．１５質量％以上、０．３質量％以下）

Ｆｅは、アルミニウム合金中でＡｌ－Ｍｎ－Ｆｅ－Ｓｉ、Ａｌ－Ｍｎ－Ｃｒ－Ｆｅ－Ｓｉ、Ａｌ－Ｆｅ－Ｓｉ、Ａｌ－Ｃｕ－Ｆｅ、Ａｌ－Ｍｎ－Ｆｅなどの金属間化合物を含む微細な晶出物として晶出することで、アルミニウム合金の引張強さを向上させる作用がある。Ｆｅ含有率は、０．１５質量％以上０．３０質量％以下の範囲内であり、０．２０質量％以上０．２７質量％以下や０．２２質量％以上の範囲内であってもよい。Ｆｅの含有率が上記の範囲内にあることによって、アルミニウム合金鍛造品の常温における機械的特性を向上させることができる。

[0034]（Ｃｒ：０．０９質量％以上、０．２５質量％以下）

Ｃｒは、アルミニウム合金中でＡｌ－Ｍｎ－Ｃｒ－Ｆｅ－ＳｉやＡｌ－Ｆｅ－Ｃｒなどの金属間化合物を含む微細な粒状の晶出物を形成することで、アルミニウム合金の引張強さを向上させる作用を有する。Ｃｒの含有率は、０．０９質量％以上０．２５質量％以下の範囲内であり、０．１０質量％以

上０．２０質量％以下や０．１２質量％以上０．１８質量％以下の範囲内であってもよい。Ｃｒの含有率が上記の範囲内にあることによって、アルミニウム合金鍛造品の常温における機械的特性を向上させることができる。

[0035]（Ｔｉ：０．０１質量％以上、０．０５質量％以下）

Ｔｉは、アルミニウム合金の結晶粒を微細化し、展伸加工性を向上させる作用を有する。Ｔｉ含有率が０．０１質量％未満の場合、結晶粒の微細化効果が十分に得られないおそれがある。一方、Ｔｉ含有率が０．０５質量％を超えると、粗大な晶出物を形成し、展伸加工性が低下するおそれがある。また、アルミニウム合金鍛造品にＴｉを含む粗大な晶出物が多量に混入すると靭性が低下する場合がある。したがって、Ｔｉの含有率は０．０１質量％以上、０．０５質量％以下とする。Ｔｉの含有率は、好ましくは０．０１５質量％以上、０．０３０質量％以下である。

[0036]（Ｂ：０．００１０質量％以上、０．００５０質量％以下）

Ｂは、アルミニウム合金の結晶粒を微細化し、展伸加工性を向上させる作用を有する。上述したＴｉと共にＢをアルミニウム合金に添加することによって、結晶粒の微細化効果が向上する。Ｂの含有率が０．００１０質量％未満では、結晶粒の微細化効果が十分に得られないおそれがある。一方、Ｂの含有率が０．００５０質量％を超えると、粗大な晶出物を形成し、介在物としてアルミニウム合金鍛造品に混入するおそれがある。また、アルミニウム合金の最終製品にＢを含む粗大な晶出物が多量に混入すると靭性が低下する場合がある。したがって、Ｂの含有率は０．００１０～０．００５０質量％とする。Ｂの含有率は、好ましくは０．００１５～０．００４５質量％である。

[0037]（不可避不純物）

不可避不純物は、アルミニウム合金鍛造品の原料又は製造工程から不可避的にアルミニウム合金に混入する不純物である。不可避不純物の例としては、Ｚｎ、Ｚｒ、Ｎｉ、Ｓｎ、Ｂｅなどを挙げることができる。これらの不可避不純物の含有率は０．１質量％を超えないことが好ましい。

[0038] 図１は、本発明の一態様に係るサスペンション部材の構成の一例を示す平面図である。図２は、図１のサスペンション部材のブッシュ部近傍を拡大した模式図であり、図３は、図１のサスペンション部材のブッシュ部近傍を拡大した平面図である。

[0039] 図１～図３に示されるサスペンション部材１００は、例えば、車輪側連結部４と、第一車体側連結部５と、第二車体側連結部６と、第一アーム部１と、第二アーム部２と、アーム連結部３と、を備える。第一アーム部１は、車輪側連結部４及び第一車体側連結部５を繋ぐ。第二アーム部２は、車輪側連結部４及び第二車体側連結部６を繋ぐ。アーム連結部３は、第一車体側連結部５及び第二車体側連結部６を繋ぐ。第一車体側連結部５及び第二車体側連結部６は、ブッシュ部とも称される部材である。本実施形態に係るサスペンション部材１００は、少なくとも一つのブッシュ部５，６を備える。ブッシュ部５，６は、互いに同様の形状にすることができる。

[0040] 図２及び図３には、本実施形態のサスペンション部材１００におけるブッシュ部の特徴を説明するための図である。図２及び図３には、ブッシュ部の例として、ブッシュ部５が拡大して示されている。ブッシュ部５は、例えば、図２及び図３に符号Ｈとともに二点鎖線で示されている領域（除去領域）がｘ方向に貫通するように除去された状態で製品として使用される。すなわち、図２及び図３に符号Ｈとして二点鎖線で示される領域（除去領域）は、アルミニウム合金が取り除かれて開口となる。開口は、図２における紙面奥行き方向（ｘ方向）に続くため、実際には円筒形状となる。当該開口には、例えば、ボールジョイント等の他の部材がｘ方向に圧入される。本実施形態では、ブッシュ部５，６に円筒状の開口が形成されている鍛造部材及びブッシュ部５，６に開口が形成されていない状態の鍛造部材を総称してサスペンション部材と称する。

[0041] 本実施形態に係るサスペンション部材１００においては、ｚ方向からの平面視において、サスペンションの外形に沿ってパーティングラインＰＬが形成されている。パーティングラインＰＬは、詳細を後述する製造過程の鍛造

工程において、鍛造品のバリ７０が熱間トリム工程において除去されることにより形成される。パーティングラインＰＬは、サスペンション部材１００の側面を観察すると確認される。

[0042] 図２に示されるように、ブッシュ部５においてパーティングラインＰＬは、例えば、ｘｙ平面を形成するように成型されている。また、ブッシュ部５，６は、ｙ方向における端部に頂点部を有する。図２においては、ブッシュ部５に形成される頂点部を符号５１で示す。ブッシュ部５，６の頂点部は、サスペンション部材１００のブッシュ部５，６のｚ方向中心上であって、車輪側連結部４とのｙ方向における距離が最も大きい位置の部材である。

[0043] 本実施形態のサスペンション部材１００は、頂点部５１において、ブッシュ部５，６のパーティングラインＰＬからなる面（図１～図３におけるｘｙ平面）と垂直な面であって、ブッシュ部５，６の円筒軸と平行な面に対して、結晶粒界の傾きが４５°以下である。上記結晶粒界の傾きは、３５°以下であることが好ましく、２５°以下であることがより好ましい。上記結晶粒界の傾きは、０°を超える大きさであり、例えば、５°以上や１０°以上である。

[0044] 鍛造により作製するサスペンション部材の形状が複雑になるほど、詳細を後述する鍛造工程時における歪み量が多くなり、その後の溶体化処理工程において再結晶が発生する。特にパーティング近傍は歪み量が非常に多くなるため、この再結晶を全く無くすることは難しい。一方、再結晶が発生した部位は応力がかかった際に優先的に応力腐食割れを起こすため問題となる。自動車用サスペンション部材１００のブッシュ部５，６においてはボールジョイントが圧入され、その頂点部５１が最も応力がかかる箇所になる。応力がかかる方向は、ボールジョイントが圧入される方向及びその逆方向である。すなわち、応力がかかる方向は、ブッシュ部５，６に形成される開口の軸方向であり、図１～図３における±ｘ方向である。

[0045] ブッシュ部５，６に応力がかかる方向に対し、再結晶した部位の結晶の長辺の向きが垂直だと応力腐食割れ性が著しく劣る。これに対し、頂点部５１

の近傍において、最表面からｙ方向内側に所定の深さまでの領域である、図中の符号Ｅ０から－ｙ方向に、３００μｍ深さまでの領域における結晶粒の向きを応力方向に対して平行に近い向きに結晶粒の長辺方向を向けると応力腐食割れに対して耐性が得られる。当該結晶粒の向きは、上記の通り、応力集中するパーティングラインＰＬのｙ方向において最も外周の点（頂点部５１）において、ブッシュ部５，６のパーティングラインＰＬからなる面（図１～図３におけるｘｙ平面）と垂直な面であって、ブッシュ部５，６の円筒軸（ｘ軸）と平行な面に対して、結晶粒界の傾きが４５°以下である。

[0046] 本実施形態におけるサスペンション部材１００は、JIS Z2241:2011に準拠した引張強度が３８０ＭＰａ以上であり、３８５ＭＰａ以上であることが好ましく、３９０ＭＰａ以上であることがより好ましく、３９２ＭＰａ以上であることがさらに好ましい。

[0047] 図１には、サスペンションアームが第一アーム部１、第二アーム部２及びアーム連結部３を備えるＡ型アームである例を示したが、本発明は上記例に限定されず、ブッシュ部を備え、鍛造により成型された他の形状のサスペンションアームにおいても適用される。

[0048] ［サスペンション部材の製造方法］

次に、本発明の一実施形態に係るサスペンション部材の製造方法について説明する。本発明の一実施形態に係るサスペンション部材の製造方法は、上記アルミニウム合金鍛造品と同じ組成の合金溶湯を得る溶湯形成工程と、合金溶湯を鋳造加工することにより得た鋳造品を加熱しながら鍛造して鍛造品を得る鍛造工程と、前記鍛造品を５００℃以上の温度で加熱する溶体化処理工程と、溶体化処理後、前記溶体化処理工程を経た鍛造品を加熱処理する時効処理工程と、前記時効処理工程を経た鍛造品に対し、素材温度が１００℃を超え、２５０℃以下の温度で熱間トリムする熱間トリム工程と、を有する。

[0049] 本発明の一実施形態に係るサスペンション部材の製造方法は、例えば、溶湯形成工程、鋳造工程、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、時効処理工程及び熱間トリム工程を有する。

[0050]（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。アルミニウム合金溶湯の組成は、Ｃｕを０．３０質量％以上０．５０質量％以下の範囲内、Ｍｇを０．６５質量％以上１．０５質量％以下の範囲内、Ｓｉを０．９０質量％以上１．２５質量％以下の範囲内、Ｍｎを０．４０質量％以上０．６０質量％以下の範囲内、Ｆｅ０．１５質量％以上０．３０質量％以下の範囲内、Ｃｒを０．０９質量％以上０．２５質量％以下の範囲内、Ｔｉを０．０１質量％以上０．０５質量％以下の範囲内、Ｂを０．００１０質量％以上０．００５０質量％以下の範囲内、残部がＡＩ及び不可避不純物からなる合金組成になるように調整する。

[0051] 上記組成のアルミニウム合金溶湯を用いてこれ以降の工程を行うことで、パーティングライン近傍に再結晶を呈した場合であっても応力腐食割れ性に優れるサスペンション部材及びサスペンション部材の製造方法を提供することができる。なお、アルミニウム新塊とは、鉱物から製造されたアルミナに、電解精錬と呼ばれる電気分解を行うことで得られる濃度９９％以上のアルミニウムである。

[0052] アルミニウム合金溶湯は、アルミニウム合金を加熱して溶融させることによって得ることができる。また、アルミニウム合金の原料となる元素の単体若しくは元素を２種以上含む化合物を、目的のアルミニウム合金を生成する割合で含む混合物を溶融させることによって成形してもよい。例えば、鋳造工程で生成させるアルミニウム合金の結晶粒径を制御する目的で、ＴｉやＢをＡＩ－Ｔｉ－Ｂロッドなどの結晶粒微細化材として混合してもよい。

[0053] また、アルミニウム合金溶湯の原料として１０００系、２０００系、３０００系、４０００系、５０００系、６０００系、７０００系のアルミニウム合金のスクラップ材を１０％以上使用し、残部がアルミニウム新塊、上記の添加元素であるものを用い、これらを溶解して組成を調製したアルミニウム合金溶湯を得てもよい。この場合、再結晶発生がしにくく常温における機械

的特性に優れたＡｌ－Ｍｇ－Ｓｉ系サスペンションアームを得ることができる。なお、アルミニウム新塊とは、鉱物から製造されたアルミナに、電解精錬と称される電気分解を行うことで得られる、例えば純度が９９％以上のアルミニウムである。

[0054]（鋳造工程）

鋳造工程では、アルミニウム合金の溶湯（液相）を冷却して固体（固相）に凝固させて、アルミニウム合金鋳造品を得る。鋳造工程は、連続鋳造により行うことが好ましい。鋳造工程は、例えば、竪型連続鋳造法、水平連続鋳造法を用いることができる。以下、水平型連続鋳造法により鋳造工程を行う場合を例に、本発明の一実施形態に係るサスペンションアームの製造方法について説明する。

[0055] 本実施形態のアルミニウム合金鋳造品の製造に用いることができる水平連続鋳造装置を図４及び図５に示す。図４は、水平連続鋳造装置１０の鋳型１２付近の一例を示す断面図である。図５は、水平連続鋳造装置１０の冷却水キャビティ２４付近の要部を拡大した断面図である。

[0056] 図４及び図５に示す水平連続鋳造装置１０は、溶湯受部（タンディッシュ）１１と、中空円筒状の鋳型１２と、この鋳型１２の一端側１２ａと溶湯受部１１との間に配される耐火物製板状体（断熱部材）１３とを有している。

[0057] 溶湯受部１１は、上記の溶湯形成工程で得られたアルミニウム合金溶湯Ｍを受ける溶湯流入部１１ａ、溶湯保持部１１ｂ、鋳型１２の中空部２１への流出部１１ｃから構成されている。

[0058] 溶湯受部１１は、アルミニウム合金溶湯Ｍの上液面のレベルを鋳型１２の中空部２１の上面よりも高い位置に維持し、且つ、多連鋳造の場合には、それぞれの鋳型１２にアルミニウム合金溶湯Ｍを安定的に分配するものである。

[0059] 溶湯受部１１内の溶湯保持部１１ｂに保持されたアルミニウム合金溶湯Ｍは、耐火物製板状体１３に設けられた注湯用通路１３ａから鋳型１２の中空部２１内に注湯される。そして、中空部２１内に供給されたアルミニウム合

金溶湯Ｍは、後述する冷却装置２３によって冷却されて固化し、凝固鋳塊であるアルミニウム合金棒Ｂとして、鋳型１２の他端側１２ｂから引き出される。

[0060] 鋳型１２の他端側１２ｂには、鋳造されたアルミニウム合金棒Ｂを一定速度で引き出す引出駆動装置（図示略）が設置されていればよい。また、連続して引き出されたアルミニウム合金棒Ｂを任意の長さに切断する同調切断機（図示略）が設置されていることも好ましい。

[0061] 耐火物製板状体１３は、溶湯受部１１と鋳型１２との間の熱移動を遮断する部材であり、例えば、ケイ酸カルシウム、アルミナ、シリカ、アルミナとシリカの混合物、窒化珪素、炭化珪素、グラファイト等の材料で構成されていてもよい。こうした耐火物製板状体１３は、互いに構成材料の異なる複数の層から構成することもできる。

[0062] 鋳型１２は、本実施形態では中空円筒状の部材であり、例えば、アルミニウム、銅、若しくはそれらの合金から選ばれる１種又は２種以上の組み合わせた材料から形成されている。こうした鋳型１２の材料は、熱伝導性、耐熱性、機械強度の点から最適な組み合わせを選択すればよい。

[0063] 鋳型１２の中空部２１は、鋳造するアルミニウム合金棒Ｂを円筒棒状にするために断面円形に形成されており、この中空部２１の中心を通る鋳型中心軸（中心軸）Ｃがほぼ水平方向に沿うように鋳型１２が保持されている。

[0064] 鋳型１２の中空部２１の内周面２１ａは、アルミニウム合金棒Ｂの鋳造方向（図４を参照）に向けて鋳型中心軸Ｃに対して０°～３°（より好ましくは０°～１°）の仰角で形成されている。すなわち、内周面２１ａは、鋳造方向に向かってコーン状に開いたテーパー状に構成されている。そしてそのテーパーのなす角度が仰角である。

[0065] 仰角が０°未満では、アルミニウム合金棒Ｂが鋳型１２から引き出される際に、鋳型出口である他端側１２ｂで抵抗を受けるために鋳造が困難になるおそれがある。一方、仰角が３°を越えると、内周面２１ａのアルミニウム合金溶湯Ｍへの接触が不十分になり、アルミニウム合金溶湯Ｍやこれが冷却

固化した凝固殻から鋳型１２への抜熱効果が低下することによって凝固が不十分になるおそれがある。その結果、アルミニウム合金棒Ｂの表面に再溶融肌が生じ、又は、アルミニウム合金棒Ｂの端部から未凝固のアルミニウム合金溶湯Ｍが噴出するなどの鋳造トラブルにつながるおそれがあるので好ましくない。

[0066] なお、鋳型１２の中空部２１の断面形状（鋳型１２の中空部２１を他端側２１ｂから見たときの平面形状）は、本実施形態の円形以外にも、例えば、三角形や矩形断面形状、多角形、半円、楕円若しくは対称軸や対称面を持たない異形断面形状を有した形状など、鋳造するアルミニウム合金棒の形状に合わせて選択されればよい。

[0067] 鋳型１２の一端側１２ａには、鋳型１２の中空部２１内に潤滑流体を供給する流体供給管２２が配置されている。流体供給管２２から供給される潤滑流体としては、気体潤滑材、液体潤滑材から選ばれる何れか１種又は２種以上の潤滑流体とすることができる。気体潤滑材と液体潤滑材を両方供給する場合には、それぞれ流体供給管を別々に設けることが好ましい。流体供給管２２から加圧供給された潤滑流体は、環状の潤滑材供給口２２ａを通って鋳型１２の中空部２１内に供給される。

[0068] 本実施形態では、圧送された潤滑流体が潤滑材供給口２２ａから鋳型１２の内周面２１ａに供給される。なお、液体潤滑材は加熱されて分解気体となって、鋳型１２の内周面２１ａに供給される構成であってもよい。また、潤滑材供給口２２ａに多孔質材料を配して、この多孔質材料を介して潤滑流体を鋳型１２の内周面２１ａに滲出させる構成であってもよい。

[0069] 鋳型１２の内部には、アルミニウム合金溶湯Ｍを冷却、固化させる冷却手段である冷却装置２３が形成されている。本実施形態の冷却装置２３は、鋳型１２の中空部２１の内周面２１ａを冷却するための冷却水Ｗを収容する冷却水キャビティ２４と、この冷却水キャビティ２４と鋳型１２の中空部２１とを連通させる冷却水噴射通路２５とを有している。

[0070] 冷却水キャビティ２４は、鋳型１２の内部で中空部２１の内周面２１ａよ

りも外側に、中空部２１を取り巻くように環状に形成され、冷却水供給管２６を介して冷却水Ｗが供給される。

[0071] 鋳型１２は、冷却水キャビティ２４に収容される冷却水Ｗによって内周面２１ａが冷却されることにより、鋳型１２の中空部２１内に充満したアルミニウム合金溶湯Ｍの熱を鋳型１２の内周面２１ａに接触する面から奪って、アルミニウム合金溶湯Ｍの表面に凝固殻を形成させる。

[0072] また、冷却水噴射通路２５は、中空部２１に臨むシャワー開口２５ａから、鋳型１２の他端側１２ｂにおいてアルミニウム合金棒Ｂに向けて直接、冷却水Ｗを当ててアルミニウム合金棒Ｂを冷却する。こうした冷却水噴射通路２５の縦断面形状は、本実施形態の円状以外にも、例えば、半円、洋ナシ形状、馬蹄形状であってもよい。

[0073] なお、本実施形態では、冷却水供給管２６を介して供給される冷却水Ｗを、先ず冷却水キャビティ２４に収容して鋳型１２の中空部２１の内周面２１ａの冷却を行い、更に冷却水キャビティ２４の冷却水Ｗを冷却水噴射通路２５からアルミニウム合金棒Ｂに向けて噴射しているが、これらをそれぞれ別系統の冷却水供給管によって供給する構成にすることもできる。

[0074] 冷却水噴射通路２５のシャワー開口２５ａの中心軸の延長線が、鋳造されたアルミニウム合金棒Ｂの表面に当る位置から、鋳型１２と耐火物製板状体１３との接触面までの長さを有効モールド長Ｌと称し、この有効モールド長Ｌは、例えば、１０ｍｍ以上４０ｍｍ以下であるのが好ましい。この有効モールド長Ｌが、１０ｍｍ未満では、良好な皮膜が形成されない等から鋳造不可となり、４０ｍｍを超えると、強制冷却の効果が低くなり、鋳型壁による凝固が支配的になって、鋳型１２とアルミニウム合金溶湯Ｍ又はアルミニウム合金棒Ｂとの接触抵抗が大きくなって、鋳肌に割れが生じたり、鋳型内部で千切れたりする等、鋳造が不安定になるおそれがあるので好ましくない。

[0075] これら冷却水キャビティ２４への冷却水Ｗの供給や、冷却水噴射通路２５のシャワー開口２５ａからの冷却水Ｗの噴射は、制御装置（図示略）からの制御信号によってそれぞれ動作を制御できることが好ましい。

[0076] 冷却水キャビティ２４は、鋳型１２の中空部２１寄りの内底面２４ａが、鋳型１２の中空部２１の内周面２１ａに対して、互いに平行面になるように形成されている。

[0077] なお、ここでいう平行とは、冷却水キャビティ２４の内底面２４ａに対して、鋳型１２の中空部２１の内周面２１ａが０°～３°の仰角で形成されている場合、すなわち、内底面２４ａが内周面２１ａに対して０°を超えて３°まで傾斜している場合も含む。

[0078] 図５に示すように、こうした冷却水キャビティ２４の内底面２４ａと鋳型１２の中空部２１の内周面２１ａとが対向する部分である鋳型１２の冷却壁部２７は、中空部２１のアルミニウム合金溶湯Ｍから冷却水キャビティ２４の冷却水Ｗに向かう単位面積当たりの熱流束値が１０×１０$^{5}$Ｗ／ｍ$^{2}$以上、５０×１０$^{5}$Ｗ／ｍ$^{2}$以下の範囲内になるように形成されている。

[0079] こうした鋳型１２の冷却壁部２７の厚みｔ、即ち冷却水キャビティ２４の内底面２４ａと鋳型１２の中空部２１の内周面２１ａとの間隔が、例えば、０．５ｍｍ以上３．０ｍｍ以下、好ましくは０．５ｍｍ以上２．５ｍｍ以下の範囲内になるように鋳型１２が形成されていればよい。また、鋳型１２の少なくとも冷却壁部２７の熱伝導率が１００Ｗ／ｍ・Ｋ以上４００Ｗ／ｍ・Ｋ以下の範囲内になるように、鋳型１２の形成材料が選択されればよい。

[0080] 図５において、溶湯受部１１中のアルミニウム合金溶湯Ｍは、耐火物製板状体１３を経て鋳型中心軸Ｃがほぼ水平になるように保持された鋳型１２の一端側１２ａから供給され、鋳型１２の他端側１２ｂで強制冷却されてアルミニウム合金棒Ｂとなる。

[0081] アルミニウム合金棒Ｂは、鋳型１２の他端側１２ｂ近くに設置された引出駆動装置（図示略）によって一定速度で引き出されるため、連続的に鋳造されて長尺のアルミニウム合金棒Ｂが形成される。引き出されたアルミニウム合金棒Ｂは、例えば、同調切断機（図示略）によって所望の長さに切断される。

[0082] なお、鋳造されたアルミニウム合金棒Ｂの組成比は、例えば、「ＪＩＳ

Ｈ　１３０５」に記載されているような光電測光式発光分光分析装置（装置例：日本島津製作所製ＰＤＡ－５５００）による方法で確認できる。

[0083] 溶湯受部１１内に貯留されたアルミニウム合金溶湯Ｍの液面レベルの高さと、鋳型１２の上側の内周面２１ａとの高さの差は、０ｍｍ～２５０ｍｍ（より好ましくは５０ｍｍ～１７０ｍｍ。）とするのが好ましい。こうした範囲にすることで、鋳型１２内に供給されるアルミニウム合金溶湯Ｍの圧力と潤滑油及び潤滑油が気化したガスとが好適にバランスするために鋳造性が安定する。

[0084] 液体潤滑材は、潤滑油である植物油を用いることができる。例えば、菜種油、ひまし油、サラダ油を挙げることができる。これらは環境への悪影響が小さいので好ましい。

[0085] 潤滑油供給量は０．０５ｍＬ／分～５ｍＬ／分（より好ましくは０．１ｍＬ／分以上、１ｍＬ／分以下。）であるのが好ましい。供給量が過少だと、潤滑不足によってアルミニウム合金棒Ｂのアルミニウム合金溶湯Ｍが固まらずに鋳型１２から漏れるおそれがある。供給量が過多であると、余剰分がアルミニウム合金棒Ｂ中に混入して内部欠陥となる恐れがある。

[0086] 鋳型１２からアルミニウム合金棒Ｂを引き抜く速度である鋳造速度は、２００ｍｍ／分以上、１５００ｍｍ／分以下（より好ましくは４００ｍｍ／分以上、１０００ｍｍ／分以下。）であるのが好ましい。それは、この範囲内の鋳造速度であれば、鋳造で形成される晶出物のネットワーク組織が均一微細となり、高温下でのアルミニウム生地の変形に対する抵抗が増し、高温機械的強度が向上するためである。

[0087] 冷却水噴射通路２５のシャワー開口２５ａから噴射される冷却水量は、鋳型当り１０Ｌ／分以上、５０Ｌ／分以下（より好ましくは２５Ｌ／分以上、４０Ｌ／分以下。）であるのが好ましい。冷却水量がこれよりも少ないと、アルミニウム合金溶湯Ｍが固まらずに鋳型１２から漏れるおそれがある。また、鋳造したアルミニウム合金棒Ｂの表面が再溶融して不均一な組織が形成され、内部欠陥として残存するおそれがある。一方、冷却水量がこの範囲よ

りも多い場合、鋳型１２の抜熱が大き過ぎて途中で凝固してしまうおそれがある。

[0088] 溶湯受部１１内から鋳型１２へ流入するアルミニウム合金溶湯Ｍの平均温度は、例えば、６５０℃以上、７５０℃以下（より好ましくは６８０℃以上、７２０℃以下。）であるのが好ましい。アルミニウム合金溶湯Ｍの温度が低すぎると、鋳型１２及びその手前で粗大な晶出物を形成してアルミニウム合金棒Ｂの内部に内部欠陥として取り込まれるおそれがある。一方、アルミニウム合金溶湯Ｍの温度が高すぎると、アルミニウム合金溶湯Ｍ中に大量の水素ガスが取り込まれやすく、アルミニウム合金棒Ｂ中にポロシティーとして取り込まれ、内部の空洞となるおそれがある。

[0089] そして、鋳型１２の冷却壁部２７において、中空部２１のアルミニウム合金溶湯Ｍから冷却水キャビティ２４の冷却水Ｗに向かう単位面積当たりの熱流束値は、１０×$10^5$Ｗ／ｍ$^2$以上５０×$10^5$Ｗ／ｍ$^2$以下の範囲内にすることによって、アルミニウム合金棒Ｂの焼き付きが発生することを防止できる。

[0090] 鋳型１２の冷却壁部２７は、アルミニウム合金溶湯Ｍからの抜熱によって熱を受け、この熱を冷却水キャビティ２４に収容される冷却水Ｗで冷却することで熱交換を行っているが、この熱交換の状態について、図６に示す説明図のように、単位面積あたりの熱流束に着目した。単位面積あたりの熱流束は、フーリエの法則にて以下の式（１）で表される。

Ｑ＝－ｋ×（Ｔ１－Ｔ２）／Ｌ・・・（１）

Ｑ：熱流束

ｋ：熱を通過する箇所（本実施形態では鋳型１２の冷却壁部２７）の熱伝導率（Ｗ／ｍ・Ｋ）

Ｔ１：熱が通過する箇所の低温側温度（本実施形態では冷却水キャビティ２４の内底面２４ａ）

Ｔ２：熱が通過する箇所の高温側温度（本実施形態では鋳型１２の中空部２１の内周面２１ａ）

Ｌ：熱が通過する箇所の区間長さ（ｍｍ）（本実施形態では鋳型１２の冷却壁部２７の厚みｔ）

[0091] 鋳造時に潤滑油量を減らしても良好な結果が得られた鋳型材質、厚み、測温データに基づいて、単位面積当たりの熱流束値が１０×１０$^{5}$Ｗ／ｍ$^{2}$以上になるように鋳型１２の冷却壁部２７を構成することで、鋳造したアルミニウム合金棒Ｂの焼き付きを防止することができる。また、単位面積当たりの熱流束値が５０×１０$^{5}$Ｗ／ｍ$^{2}$以下にすることが好ましい。

[0092] 鋳型１２の冷却壁部２７をこうした熱流束値の範囲にするために、鋳型１２の冷却壁部２７の厚みｔを例えば、０．５ｍｍ以上、３．０ｍｍ以下の範囲になるように鋳型１２を形成すればよい。また、鋳型１２の少なくとも冷却壁部２７の熱伝導率を１００Ｗ／ｍ・Ｋ以上、４００Ｗ／ｍ・Ｋ以下の範囲にすればよい。

[0093] 本実施形態のアルミニウム合金棒Ｂを製造する際には、上述した水平連続鋳造装置１０を用いて、溶湯受部１１内に貯留されたアルミニウム合金溶湯Ｍを、鋳型１２の一端側１２ａから中空部２１内に連続して供給する。また、冷却水キャビティ２４に冷却水Ｗを供給すると共に、流体供給管２２から潤滑流体、例えば潤滑油を供給する。

[0094] そして、中空部２１内に供給されたアルミニウム合金溶湯Ｍを、冷却壁部２７における単位面積当たりの熱流束値が１０×１０$^{5}$Ｗ／ｍ$^{2}$以上の条件で冷却、凝固させてアルミニウム合金棒Ｂを鋳造する。また、アルミニウム合金棒Ｂを鋳造時において、冷却水Ｗによって冷却される鋳型１２の冷却壁部２７の壁面温度を１００℃以下にすることが好ましい。

[0095] こうして得られるアルミニウム合金棒Ｂは、冷却壁部２７における単位面積当たりの熱流束値が１０×１０$^{5}$Ｗ／ｍ$^{2}$以上の条件で冷却、凝固させることによって、潤滑油のガスとアルミニウム合金溶湯Ｍとの接触による反応生成物、例えば炭化物の固着が抑制される。これにより、アルミニウム合金棒Ｂの表面の炭化物等を切削除去する必要がなく、高収率でアルミニウム合金棒Ｂを製造することができる。

[0096] アルミニウム合金溶湯Ｍから鋳造品を得る鋳造工程は、上述の水平連続鋳造法に限定されるものではなく、垂直連続鋳造法など公知の連続鋳造法を用いることができる。垂直連続鋳造法は、アルミニウム合金溶湯Ｍのモールド（鋳型１２）への供給方式によってフロート法やホットトップ法に分類されるが、以下では、ホットトップ法を用いる場合について簡単に説明する。

[0097] ホットトップ法に用いられる鋳造装置は、モールド、溶湯受容器（ヘッダー）等を備えている。溶湯受部へ供給された溶湯は、出湯口を通り、ヘッダーを通ることで流速を調整され、ほぼ水平に設置された筒状鋳型内に入り、ここで強制冷却されて溶湯の外表面に凝固殻が形成される。

[0098] さらに、鋳型から引き出された鋳造品に冷却水が直接放射され、鋳造品内部まで金属の凝固が進行しつつ鋳造品が連続的に引き出される。一般的にモールドは熱伝導性の良い金属部材が用いられ、内部に冷媒を導入するための中空構造を有している。

[0099] 使用する冷媒は、工業的に利用可能なものから適宜選べばよいが、利用しやすさの観点から水が推奨される。

[0100] 本実施形態で使用するモールドは、溶湯との接触部における伝熱性能及び耐久性の観点から銅やアルミニウムなどの金属、若しくはグラファイトから適宜選択する。ヘッダーは、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。ヘッダーの材料やサイズは鋳造する合金の成分範囲や鋳造品の寸法によって適宜選択すればよく、特に制約されるものではない。

[0101] 鋳造時の平均冷却速度は、例えば１０℃／秒以上３００℃／秒以下の範囲から選定することができる。鋳造速度は、例えば２００～６００ｍｍ／分の範囲から選定することができる。

[0102] （均質化熱処理工程）

次いで、適宜均質化熱処理工程を行ってもよい。均質化熱処理工程は、鋳造工程によって得られたアルミニウム合金鋳造品に対して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及び準安定相の平衡相への変化を行う工程である。

[0103] 均質化熱処理工程では、鋳造工程で得られたアルミニウム合金鋳造品を３７０℃以上、５６０℃以下の温度で、４～１０時間の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、アルミニウム合金鋳造品の均質化と溶質原子の溶入化が十分になされる。このため、この後の時効処理によって強度がより向上する。均質化熱処理工程は、省略してもよい。

[0104]（鍛造工程）

鍛造工程は、アルミニウム合金鋳造品を所定のサイズに成型して、鍛造用素材を得て、得られた鍛造用素材を所定の温度に加熱し、その後プレス機で圧力をかけて金型成型する工程である。

[0105] 本実施形態では、鍛造用素材に対して、加熱温度４５０℃以上、５６０℃以下で鍛造加工を行って鍛造品（自動車のサスペンションアーム部材）を得る。このとき、鍛造用素材の鍛造開始温度は４５０℃以上、５６０℃以下とすることが好ましい。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るおそれがあり、一方、５６０℃を超えると、鍛造割れや共晶融解等の欠陥が発生し易くなるおそれがある。また、鍛造用素材の素材温度は、４８０℃以上、５２０℃以下の範囲内で行うことがより好ましい。

[0106] 鍛造用素材は、面内の平均粒径が１００μｍ以下であることが好ましく、８０μｍ以下であることがより好ましい。鍛造用素材の面内の平均粒径は、例えば、３０μｍ以上である。

[0107]（溶体化処理工程）

溶体化処理工程は、鍛造工程で得られた鍛造品を５００℃以上の温度で加熱して溶体化させることにより、鋳造品に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。

[0108] 本実施形態では、鍛造品を例えば、５３０℃以上、５６０℃以下の処理温度で０．３以上、５時間以下で保持することにより溶体化処理を行い、好ましくは５３０℃以上５５０℃以下の処理温度で１時間以上４時間以下で保持

することにより溶体化処理を行う。溶体化処理の時間は、３時間以下としてもよい。室温から上述した処理温度までの昇温速度は、５．０℃／分以上であることが好ましい。処理温度が十分でないと、溶質元素の固溶が不十分となるおそれがある。一方、処理温度が高すぎると、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おそれがある。また、昇温速度が５．０℃／分未満である場合は、$Mg_2Si$が粗大析出するおそれがある。一方、処理温度が５３０℃未満である場合は、溶体化が進まず時効析出による高強度化を実現しにくくなるおそれがあるため、上記の通り、５３０℃以上で行うことが好ましい。

[0109]（焼き入れ工程）

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の鍛造品を急速に冷却せしめて、過飽和固溶体を形成する工程である。

[0110] 本実施形態では、水（焼き入れ水）が貯留された水槽に鍛造品を投入して、鍛造品を水没させることによって水焼き入れ処理を行う。水槽内の水温は、２０℃以上、６０℃以下であることが好ましい。鍛造品の水槽への投入は、溶体化処理後に５秒以上、６０秒以下で鍛造品の全ての表面が水に接触するように行うことが好ましい。鍛造品の水没時間は、鋳造品のサイズによっても異なるが、例えば、５分を超え４０分以内の間である。

[0111]（時効処理工程）

時効処理工程は、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工程である。

[0112] 本実施形態では、焼き入れ処理工程後の鍛造品に１７０℃以上２２０℃以下の温度に加熱し、その温度で０．５時間以上、７．０時間以下、好ましくは４時間以上保持することにより時効処理を行う。加熱温度が１８０℃未満、若しくは保持時間が０．５時間未満では、引張強度を向上させる$Mg_2Si$系析出物が十分に成長できなくなるおそれがある。一方、処理温度が２２０℃を超えると、$Mg_2Si$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くなるおそれがある。

[0113] （熱間トリム工程）

熱間トリム工程（熱間トリミング工程）では、時効処理工程を経た鍛造品に対し、素材温度が１００℃を超え、２５０℃以下の温度で熱間トリムする。

[0114] 図７は、本発明の一態様に係るサスペンション部材の製造方法を説明するための図であり、熱間トリム工程が行われる前の鍛造品の構成の一例を示す平面図である。図７に示されるように熱間トリム工程が行われる前の鍛造品１００Ｘには、その外周にバリ（余肉）７０が形成されている。バリ７０は、鍛造工程時にサスペンション部材１００形成用の金型の溝部又は孔部に入り込まなかった鍛造用素材により構成される。バリ７０は、サスペンション部材１００の第一アーム部１、第二アーム部２、アーム連結部３、車輪側連結部４と、第一車体側連結部５及び第二車体側連結部６の外周に形成される。すなわち、バリ７０は、鍛造品１００Ｘをｚ方向から平面視して、これらの部材をｘ方向及びｙ方向を囲むように形成されている。

[0115] 熱間トリム工程では、鍛造品１００Ｘを加熱しながらバリ７０をトリムする（トリミング）。熱間トリム工程において、鍛造品１００Ｘからバリが除去されることによりサスペンション部材１００が成型される。サスペンション部材１００において、バリ７０が除去されると、バリ７０の根元部分に対応するパーティングＰＬが露出するようになる。

[0116] 熱間トリム工程における素材温度が低すぎるとせん断によって鍛造バリが除去され、パーティングライン部の結晶に傾きをつけることができない場合がある。一方、熱間トリム工程における素材温度が高すぎると素材の軟化によってバリ７０をうまくトリムできず、除去できない場合がある。そのため、熱間トリム工程における素材温度は、１００℃を超え、２５０℃以下の範囲内であり、温度は１２５℃以上であることが好ましく、１５０℃以上であることがより好ましく、１７５℃以上であることがさらに好ましい。

[0117] 本実施形態に係るサスペンション部材の製造方法によれば、上記実施形態に係るサスペンション部材を製造することができる。上記実施形態によれば

、パーティングライン近傍に再結晶を呈した場合であっても応力腐食割れ性に優れるサスペンション部材及びサスペンション部材を提供することができる。また、本実施形態に係るサスペンション部材は、優れた応力腐食割れ性及び強度の両立が可能である。

[0118] 本明細書中に記載した数値範囲の上限値及び／又は下限値は、それぞれ任意に組み合わせて好ましい範囲を規定することができる。例えば、数値範囲の上限値及び下限値を任意に組み合わせて好ましい範囲を規定することができ、数値範囲の上限値同士を任意に組み合わせて好ましい範囲を規定することができ、また、数値範囲の下限値同士を任意に組み合わせて好ましい範囲を規定することができる。

[0119] また、サスペンション部材の製造方法の実施形態における溶湯の組成は、製造されたサスペンション部材の合金組成となる。

[0120] 本開示の全体にわたり、単数形の表現は、特に言及しない限り、その複数形の概念をも含むことが理解されるべきである。したがって、単数形の冠詞（例えば、英語の場合は「ａ」、「ａｎ」、「ｔｈｅ」等）は、特に言及しない限り、その複数形の概念をも含むことが理解されるべきである。

## 実施例

[0121] 以下、実施例により本発明の効果をより明らかなものとする。なお、本発明は、以下の実施例に限定されるものではなく、その要旨を変更しない範囲で適宜変更して実施することができる。

[0122] ［実施例１］

先ず、表１に符号１として示す合金組成を有するアルミニウム合金の溶湯を用意した。

[0123] 用意したアルミニウム合金溶湯を原料として用い、上述したような水平型連続鋳造装置を用い、直径８２ｍｍの断面円形の連続鋳造棒を作製した。

[0124] 連続鋳造棒を、鍛造工程の金型に合うようにサイズを成型して鍛造用素材とし、得られた鍛造用素材を５００℃に加熱し、鍛造を行い、鍛造品を得た。尚、鍛造用素材の平均結晶粒径（１結晶あたりの平均線分長）をJISG0551:

2020　付属書A　A.2（切断法）により測定したところ６５μｍであった。

[0125]　次いで、得られた鍛造品に対して、下記条件で溶体化処理を行った。

昇温速度：１０℃／ｍｉｎ、温度：５３０℃、保持時間：３時間

[0126]　次いで、下記条件で時効処理工程を行った。

温度：１８０℃、保持時間：４時間

[0127]　次いで、鍛造品の温度（素材温度）が２００℃となるように加熱して熱間トリムを行った。熱間トリム工程を行うことにより、鍛造品の外周からバリをトリムした。

[0128]　このようにして、図１～図３に示されるようなＡ型形状をした、実施例１のサスペンション部材を作製した。

[0129]（応力腐食割れ試験）

作製したサスペンスション部材のブッシュ部５から図２において符号ＣＲとともに示された一点鎖線に沿ってＣリングを切り出した。当該Ｃリングに対して、０．２％耐力の９０％の負荷をＣリングに与えて、ＪＩＳ　Ｈ　８７１１：２０００に準拠した方法によりＳＣＣ試験を実施した。

[0130]　ＳＣＣ試験の実施環境を以下に示す。

試験溶液：重クロム酸溶液　煮沸試験

試験時間：８０時間

試験片：Ｃリング試験片

印加応力大きさ：引張強度３８０ＭＰａの８０％の負荷を印加

上記条件で、試験時間（８０時間）経過後のＣリングに応力腐食割れが生じているか否かを外観目視観察により観察した。尚、試験溶液に関して、煮沸した重クロム酸溶液にＣリングを浸漬させて試験を行ったことを意味する。

[0131]　Ｃリングの応力印加はボルト締結によって行った。

応力印加時はＣリングの頂点にひずみゲージを張り付け、所定の応力になるまでボルトを締め付けた。応力印加後、ボルト近傍にマスキングを行い、溶液との接触を遮断するようにした。図８は、実施例１において、ＳＣＣ試

験を行う際の構成を模式的に示す平面図である。図８に示すようにＣリング$C_{50}$に対して、ボルト７１及びナット７２を締結して、頂点部にひずみゲージ７３を貼り付けた。

[0132] （引張強度試験）

ブッシュ部より国際規格ASTM-R5号の試験片を採取した。

当該試験片に対して、ＪＩＳ　Ｈ　８７１１：２０００に準拠した方法により、引張強度の測定を行った。

[0133] （結晶粒界の傾きの測定）

ブッシュ部の頂点部近傍を切り出し、研磨をした上で、電子線後方散乱回折（ＥＢＳＤ：Electron Back Scattered Diffraction Pattern）法を行った。

[0134] 観察機器：日本電子製　FE-SEM　JSM-7900　EBSD（後方電子散乱）測定

加速電圧：２０ｋＶ

試料傾き：電子線入射方向に垂直な面から７０°

[0135] 図９は、実施例１のサスペンション部材において、ブッシュ部の頂点部５１近傍であって、ブッシュ部のｘ方向における中点での断面（図３における一点鎖線で示された中心線に沿う断面）の電子顕微鏡像を電子線後方回折散乱回折法により分析した組織画像である。図９には、黒の実線で示される多数の結晶粒界が確認される。図９は、ブッシュ部のパーティングラインと垂直な面の像である。図９には、ブッシュ部において、最も－ｙ方向外側に位置する面Ｓ０が一点鎖線で示され、また、面Ｓ０から＋ｙ方向に３００μｍの深さにある面Ｓ３００が二点鎖線で示されている。

[0136] 図９中、符号Ｅ０は、頂点部において最も－ｙ方向に位置する箇所に最近接な結晶粒界上の点である。また、図９中符号Ｅ３００は、面Ｓ０から深さ３００μｍの位置にある面Ｓ３００上且つ点Ｅ０を通る結晶粒界上の点である。点Ｅ０及びＥ３００を通る結晶粒界の点Ｅ０及びＥ３００を通る線は、面Ｓ０に対する角度θが３０°であった。角度θは、ブッシュ部のパーティングラインからなる面と垂直な面であって、ブッシュ部の円筒軸と平行な面

に対する傾きである。

[0137] ［実施例２，実施例３］

熱間トリム工程における鍛造品の温度（素材温度）を変更した点を除き、実施例１と同様の方法によりサスペンション部材を作製した。また、実施例１と同様の方法による分析を行った。

実施例２においては、熱間トリム工程の温度を１５０℃とした。

実施例３においては、熱間トリム工程の温度を２５０℃とした。

[0138] ［比較例１～比較例３］

熱間トリム工程における鍛造品の温度（素材温度）を変更した点を除き、実施例１と同様の方法によりサスペンション部材を作製した。また、実施例１と同様の方法による分析を行った。

比較例１においては、熱間トリム工程の温度を１００℃とした。

比較例２においては、熱間トリム工程の温度を５０℃とした。

比較例３においては、熱間トリム工程の温度を３０℃とした。

[0139] ［比較例４～比較例６］

先ず、表１に符号２として示す合金組成を有するアルミニウム合金の溶湯を用意した。他の条件は、実施例１と同様にして、比較例４のサスペンション部材を作製し、実施例１と同様の分析を行った。

[0140] 熱間トリム工程における鍛造品の温度（素材温度）を変更した点を除き、比較例４と同様の方法により、比較例５及び比較例６のサスペンション部材を作製した。また、実施例１と同様の方法による分析を行った。

比較例５においては、熱間トリム工程の温度を１５０℃とした。

比較例６においては、熱間トリム工程の温度を２５０℃とした。

[0141] ［比較例７，比較例８］

先ず、表１に符号３として示す合金組成を有するアルミニウム合金の溶湯を用意した。熱間トリム工程における鍛造品の温度を１００℃とした点を除き、他の条件は、実施例１と同様にして、比較例７のサスペンション部材を作製し、実施例１と同様の分析を行った。

[0142] 熱間トリム工程における鍛造品の温度（素材温度）を変更した点を除き、比較例７と同様の方法により、比較例８のサスペンション部材を作製した。また、実施例１と同様の方法による分析を行った。

比較例８においては、熱間トリム工程の温度を２００℃とした。

[0143] 実施例１～実施例３及び比較例１～比較例８の合金溶湯の組成、熱間トリム工程時の鍛造品温度、頂点部においてブッシュ部のパーティングラインからなる面と垂直な面であってブッシュ部の円筒軸と平行な面に対する結晶粒界の傾き、ＳＣＣ試験での応力腐食割れの発生有無及び引張強度試験の測定結果並びにＳＣＣ試験と引張強度試験を考慮した判定を表２にまとめる。表２の判定の列には、特性が良好である鍛造品に「Ａ」を示し、良好でないものに「Ｂ」を示した。

[0144] [表1]

| | 元素（質量%） | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | Cu | Mg | Si | Mn | Fe | Cr | Ti | B | Al |
| 合金組成 | ① | 0.39 | 0.90 | 1.15 | 0.49 | 0.24 | 0.15 | 0.023 | 0.0026 | 残部 |
| | ② | 0.29 | 0.63 | 0.95 | 0.44 | 0.15 | 0.09 | 0.022 | 0.0022 | 残部 |
| | ③ | 0.55 | 0.85 | 1.24 | 0.44 | 0.32 | 0.22 | 0.023 | 0.0025 | 残部 |

[0145] [表2]

| | 合金組成 | 熱間トリム温度 | 結晶粒長辺傾き | 80hr後の割れ発生 | 引張強度(MPa) | 判定 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 実施例１ | ① | 200°C | 30° | 割れ無し | 393.5 | A |
| 実施例２ | ① | 150°C | 45° | 割れ無し | 392.8 | A |
| 実施例３ | ① | 250°C | 20° | 割れ無し | 394.4 | A |
| 比較例１ | ① | 100°C | 60° | 割れあり | 393.3 | B |
| 比較例２ | ① | 50°C | 80° | 割れあり | 388.1 | B |
| 比較例３ | ① | 30°C | 90° | 割れあり | 395.7 | B |
| 比較例４ | ② | 200°C | 30° | 割れあり | 364.1 | B |
| 比較例５ | ② | 150°C | 45° | 割れあり | 366.3 | B |
| 比較例６ | ② | 250°C | 20° | 割れ無し | 362.5 | B |
| 比較例７ | ③ | 100°C | 60° | 割れあり | 387.2 | B |
| 比較例８ | ③ | 200°C | 45° | 割れあり | 388.2 | B |

[0146] 表２に示される通り、熱間トリム工程を鍛造品の温度が１５０℃以上２５０℃以下で行った実施例１～実施例３では、熱間トリム工程時の温度以外の条件を同様にした比較例１～比較例３で生じている応力腐食割れが、生じていなかった。この結果から、上記合金組成を満たす鍛造品に対して、上記温度範囲内で熱間トリムを行うことにより、鍛造品からバリをせん断により除去することを抑制し、応力腐食割れの発生を抑制でき、且つ高い引張強度を実現可能であることが確認された。

[0147] Ｃｕ含有率の少ない合金組成２の比較例４、比較例５では、Ｃリング自体の強度が低いことが相まって結晶粒界の角度が４５°以下でも応力集中に耐え切れずに応力腐食割れが発生していた。同様の合金組成を有する比較例６を含め、同様の合金組成を有する比較例４～比較例６では、引張強度及び応力腐食割れの抑制の両立をすることができなかった。

[0148] Ｃｕ含有率及びＦｅ含有率の高い比較例７，８においては、粒界において$Mg_2Si$と共存するＣｕ量が多くなるため、粒界における母相と化合物間の電位差が大きくなり、応力腐食割れ性を損ない、また、金属間化合物を含む微細な晶出物として晶出することにより、応力腐食割れが発生し、引張強度も優れているとは言えなかった。これに対して、実施例１～実施例３の鍛造品は、応力腐食割れの発生を抑制可能であるとともに、引張強度に優れることが確認された。

## 符号の説明

[0149] １：第一アーム部、２：第二アーム部、３：アーム連結部、４：車輪側連結部、５：第一車体側連結部（ブッシュ部）、６：第二車体側連結部（ブッシュ部）、７０：バリ、１００：サスペンション部材、１００Ｘ：鍛造品、ＰＬ：パーティングライン、$\theta$：面Ｓ０に対する結晶粒界の傾き

# 請求の範囲

[請求項1] Ｃｕ０．３を質量％以上０．５質量％以下の範囲内で含有し、
Ｍｇを０．６５質量％以上１．０５質量％以下の範囲内で含有し、
Ｓｉを０．９質量％以上１．２５質量％以下の範囲内で含有し、
Ｍｎを０．４質量％以上０．６質量％以下の範囲内で含有し、
Ｆｅ０．１５質量％以上０．３０質量％以下の範囲内で含有し、
Ｃｒを０．０９質量％以上０．２５質量％以下の範囲内で含有し、
Ｔｉを０．０１質量％以上０．０５質量％以下の範囲内で含有し、
Ｂを０．００１０質量％以上０．００５０質量％以下の範囲内で含有し、
残部がＡｌ及び不可避不純物からなる合金組成を有するアルミニウム合金からなり、
ブッシュ部のパーティングラインからなる面と垂直な面であって、前記ブッシュ部の円筒軸と平行な面に対して、結晶粒界の傾きが４５°以下である、サスペンション部材。

[請求項2] 引張強度が３８０ＭＰａ以上である、請求項１に記載のサスペンション部材。

[請求項3] Ｃｕ０．３を質量％以上０．５質量％以下の範囲内で含有し、
Ｍｇを０．６５質量％以上１．０５質量％以下の範囲内で含有し、
Ｓｉを０．９質量％以上１．２５質量％以下の範囲内で含有し、
Ｍｎを０．４質量％以上０．６質量％以下の範囲内で含有し、
Ｆｅ０．１５質量％以上０．３０質量％以下の範囲内で含有し、
Ｃｒを０．０９質量％以上０．２５質量％以下の範囲内で含有し、
Ｔｉを０．０１質量％以上０．０５質量％以下の範囲内で含有し、
Ｂを０．００１０質量％以上０．００５０質量％以下の範囲内で含有し、
残部がＡｌ及び不可避不純物からなる合金組成を有するアルミニウム合金からなる溶湯を形成する溶湯形成工程と、

前記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、

前記鋳造品を加熱し、鍛造することにより鍛造品を得る鍛造工程と、

前記鍛造品を５００℃以上の温度で保持する溶体化処理工程と、

前記溶体化処理工程を経た鍛造品を加熱処理する時効処理工程と、

前記時効処理工程を経た鍛造品に対し、素材温度が１００℃を超え、２５０℃以下で熱間トリムする熱間トリム工程と、を有する、サスペンション部材の製造方法。

[請求項4] 前記熱間トリム工程において、前記時効処理工程を経た鍛造品に対し、素材温度が１２５℃以上、２５０℃以下で熱間トリムする、請求項３に記載のサスペンション部材の製造方法。

[請求項5] 前記熱間トリム工程において、前記時効処理工程を経た鍛造品に対し、素材温度が１５０℃以上、２５０℃以下で熱間トリムする、請求項３に記載のサスペンション部材の製造方法。

[請求項6] 前記鋳造工程を連続鋳造により行い、

前記鋳造工程における前記溶湯の冷却速度が１０℃／秒以上であり、

前記鋳造品の平均結晶粒径が８０μｍ以下である、請求項３に記載のサスペンション部材の製造方法。

[請求項7] 前記溶体化処理工程後、前記熱間トリム工程の前に、前記鍛造品を焼き入れする焼き入れ工程をさらに有し、

前記鍛造工程において、４５０℃以上５２０℃以下の素材温度で加熱しながら鍛造し、

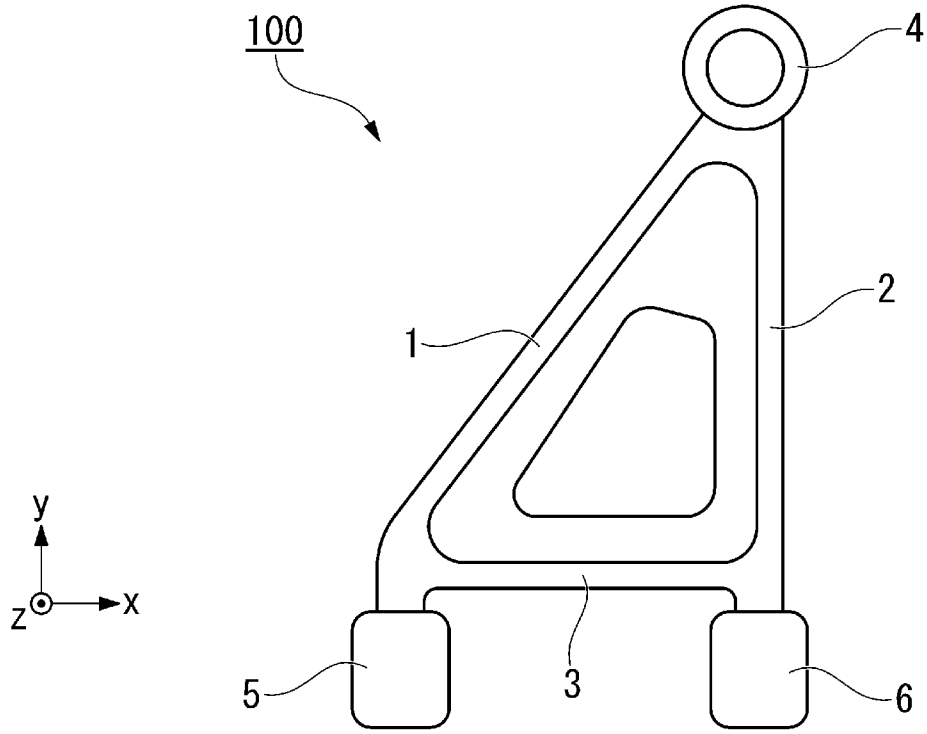
前記溶体化処理工程において、前記鍛造品を５５０℃以下の温度で保持し、

前記焼き入れ工程において、前記鍛造品を６０℃以下の水温の水で水焼き入れし、

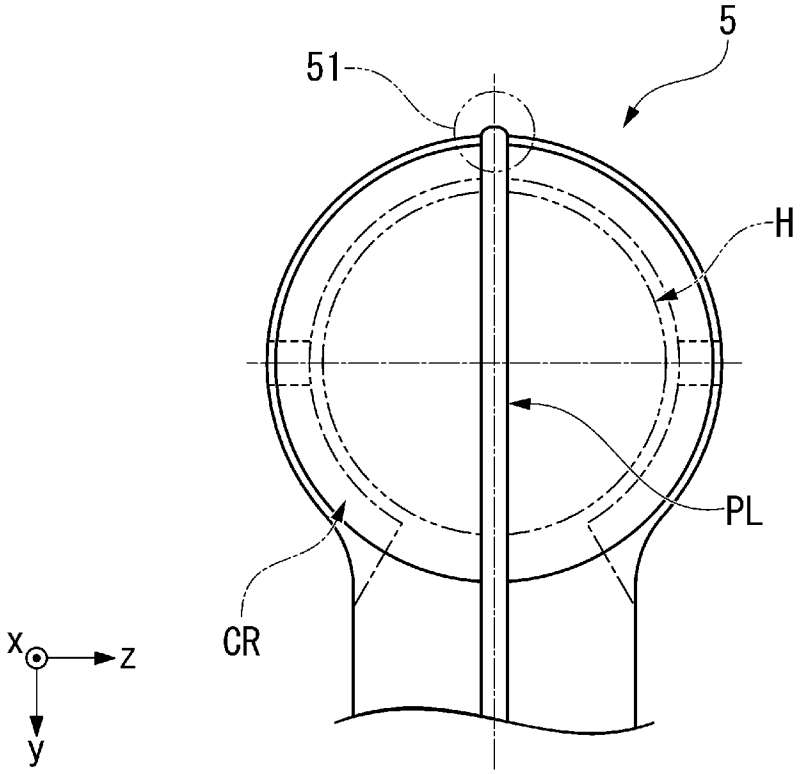
前記時効処理工程において、前記焼き入れ工程を経た鍛造品を１７

５℃以上１９０℃以下の温度で４時間以上加熱する、請求項３～６の何れか一項に記載のサスペンション部材の製造方法。

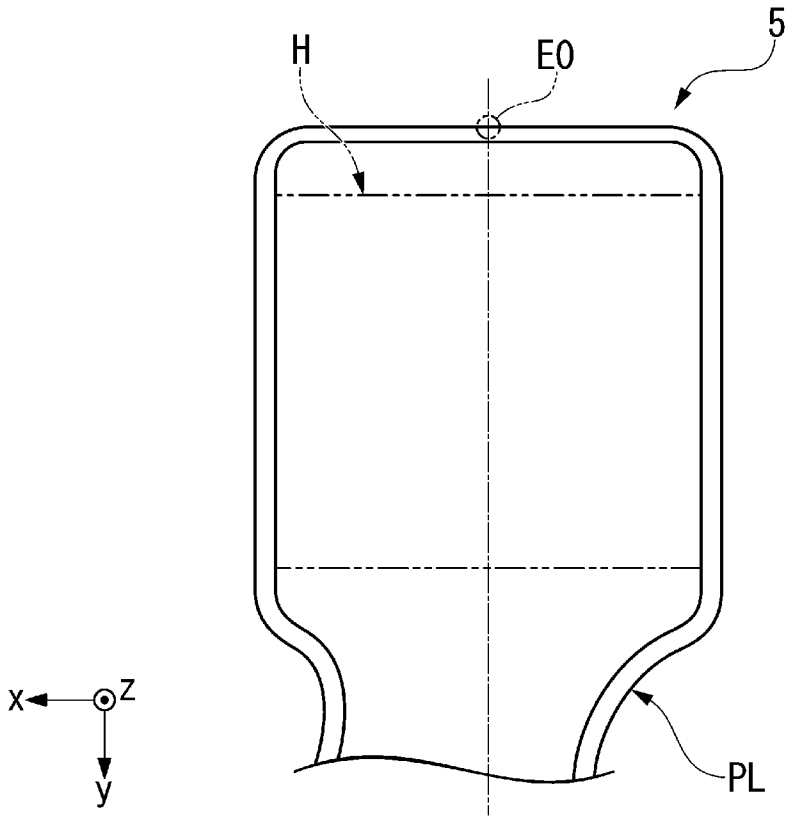
[図1]



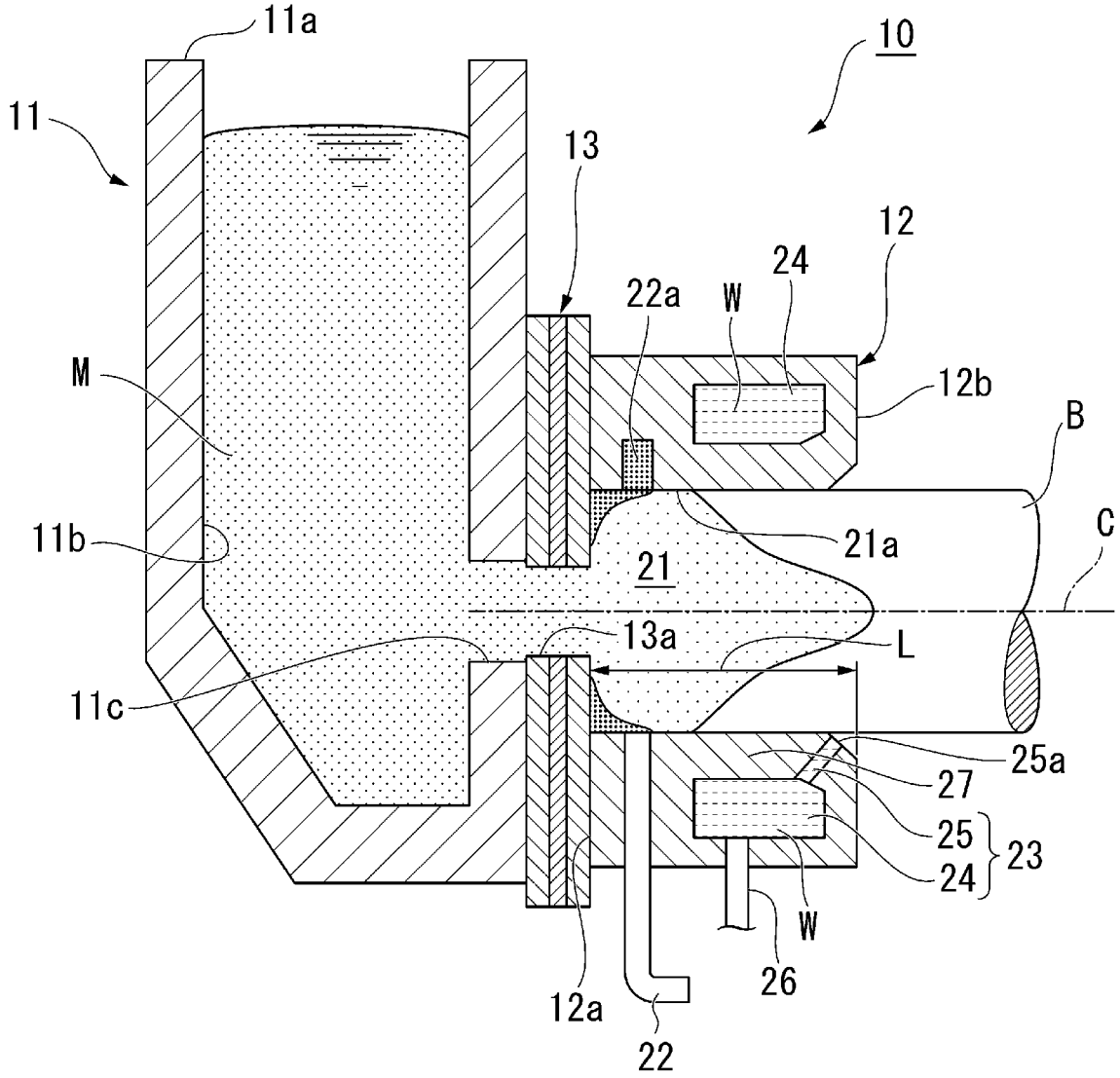

[図2]



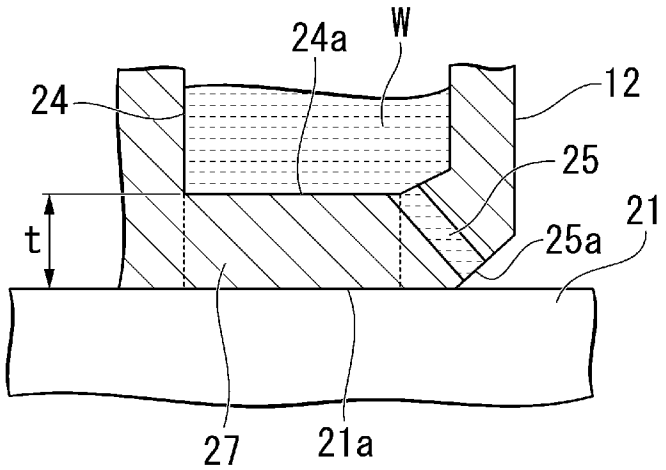
[図3]



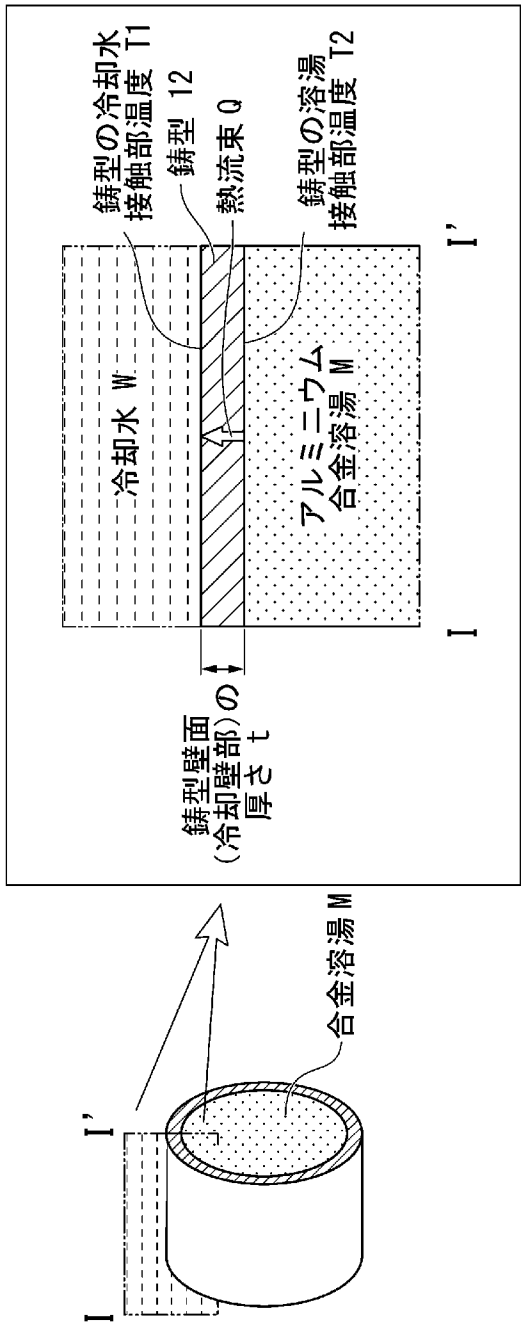
[図4]


11a
10
11
13
12
24
22a
W
M
12b
B
11b
21a
C
21
13a
L
11c
25a
27
25
23
24
W
26
12a
22

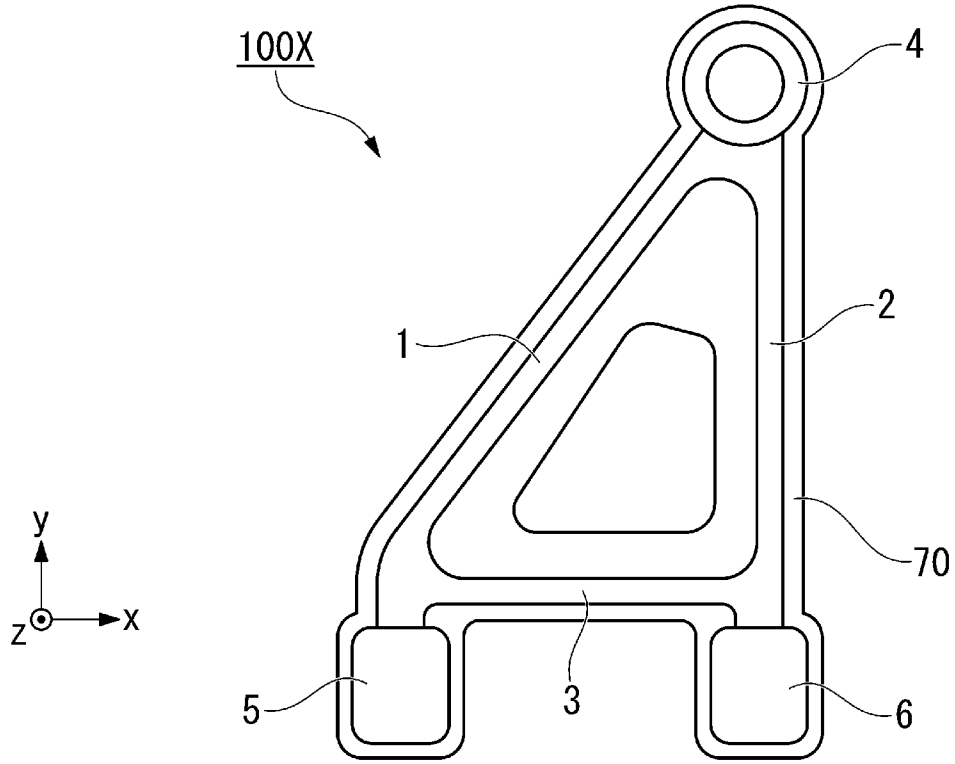
[図5]


24a
W
24
12
25
t
25a
21
27
21a

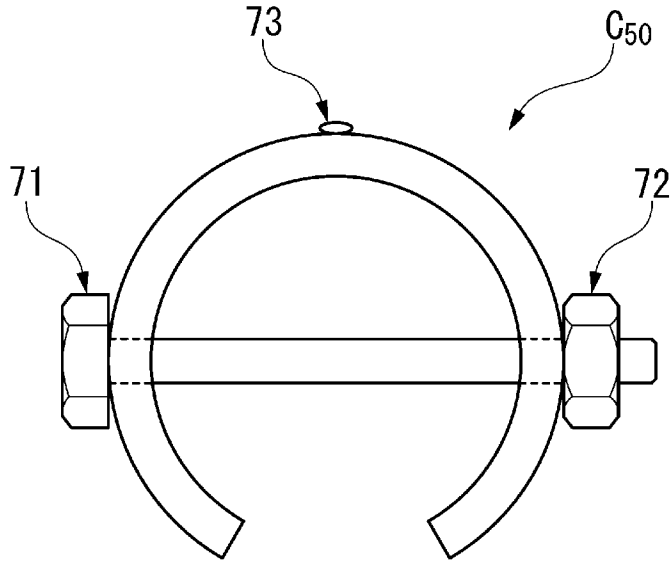
[図6]


鋳型の冷却水
接触部温度 T1
鋳型 12
熱流束 Q
鋳型の溶湯
接触部温度 T2
冷却水 W
アルミニウム
合金溶湯 M
I'
I
鋳型壁面
(冷却壁部)の
厚さ t
合金溶湯 M
I'
I

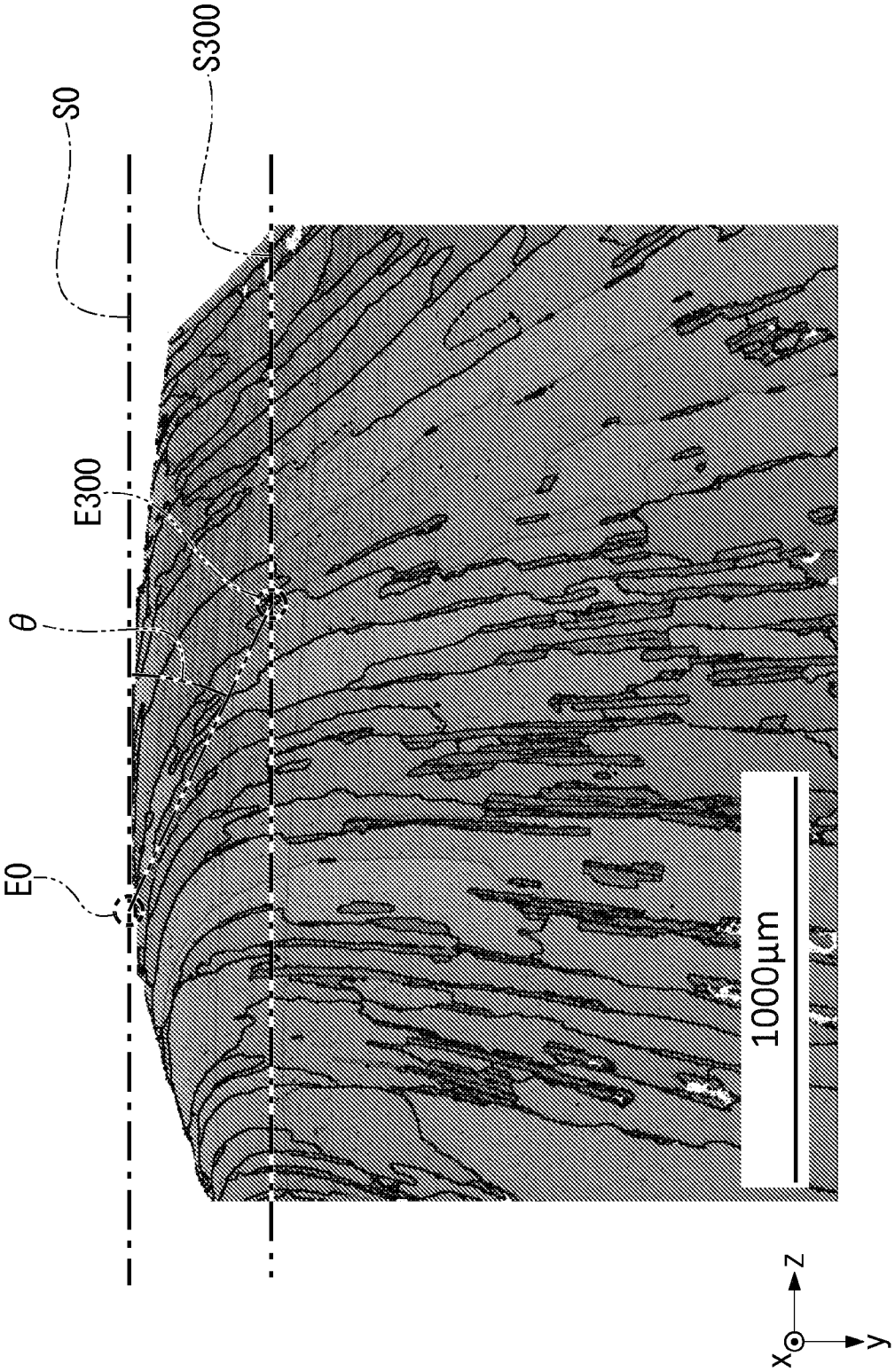
[図7]




[図8]



[図9]



# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
**PCT/JP2024/033685**

## A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

***C22C 21/02***(2006.01)i; ***B21J 5/00***(2006.01)i; ***B22C 9/22***(2006.01)i; ***B22D 21/04***(2006.01)i; ***B60G 7/00***(2006.01)i; ***C22C 21/06***(2006.01)i; ***C22F 1/05***(2006.01)i; ***C22F 1/043***(2006.01)i; ***C22F 1/047***(2006.01)i; *C22F 1/00*(2006.01)n

FI: C22C21/02; B21J5/00 D; B22C9/22; B22D21/04 A; B60G7/00; C22C21/06; C22F1/043; C22F1/047; C22F1/05; C22F1/00 604; C22F1/00 611; C22F1/00 630A; C22F1/00 640A; C22F1/00 681; C22F1/00 682; C22F1/00 683; C22F1/00 684C; C22F1/00 691A; C22F1/00 691B; C22F1/00 691C; C22F1/00 692Z; C22F1/00 694B

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

## B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C21/02; C22C21/06; B21J5/00; B22C9/22; B22D21/04; B60G7/00; C22F1/043; C22F1/047; C22F1/05; C22F1/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024
Registered utility model specifications of Japan 1996-2024
Published registered utility model applications of Japan 1994-2024

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

## C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

| Category* | Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages | Relevant to claim No. |
|---|---|---|
| A | JP 2008-163445 A (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO) 17 July 2008 (2008-07-17) | 1-7 |
| A | JP 2023-94439 A (RESONAC CORPORATION) 05 July 2023 (2023-07-05) | 1-7 |
| A | JP 2004-74978 A (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO) 11 March 2004 (2004-03-11) | 1-7 |

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☑ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"D" document cited by the applicant in the international application
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

| Date of the actual completion of the international search | Date of mailing of the international search report |
|---|---|
| **12 November 2024** | **26 November 2024** |

| Name and mailing address of the ISA/JP | Authorized officer |
|---|---|
| **Japan Patent Office (ISA/JP)**<br>**3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915**<br>**Japan** | Telephone No. |

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**
**Information on patent family members**

International application No.
**PCT/JP2024/033685**

| Patent document cited in search report | Publication date (day/month/year) | Patent family member(s) | Publication date (day/month/year) |
|---|---|---|---|
| JP 2008-163445 A | 17 July 2008 | US 2009/0000705 A1 | |
| | | WO 2007/114078 A1 | |
| | | EP 2003219 A2 | |
| | | CN 101365818 A | |
| | | KR 10-2008-0102414 A | |
| JP 2023-94439 A | 05 July 2023 | (Family: none) | |
| JP 2004-74978 A | 11 March 2004 | (Family: none) | |

# 国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2024/033685

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

C22C 21/02(2006.01)i; B21J 5/00(2006.01)i; B22C 9/22(2006.01)i; B22D 21/04(2006.01)i; B60G 7/00(2006.01)i; C22C 21/06(2006.01)i; C22F 1/05(2006.01)i; C22F 1/043(2006.01)i; C22F 1/047(2006.01)i; C22F 1/00(2006.01)n
FI: C22C21/02; B21J5/00 D; B22C9/22; B22D21/04 A; B60G7/00; C22C21/06; C22F1/043; C22F1/047; C22F1/05; C22F1/00 604; C22F1/00 611; C22F1/00 630A; C22F1/00 640A; C22F1/00 681; C22F1/00 682; C22F1/00 683; C22F1/00 684C; C22F1/00 691A; C22F1/00 691B; C22F1/00 691C; C22F1/00 692Z; C22F1/00 694B

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

C22C21/02; C22C21/06; B21J5/00; B22C9/22; B22D21/04; B60G7/00; C22F1/043; C22F1/047; C22F1/05; C22F1/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

| | |
|---|---|
| 日本国実用新案公報 | １９２２－１９９６年 |
| 日本国公開実用新案公報 | １９７１－２０２４年 |
| 日本国実用新案登録公報 | １９９６－２０２４年 |
| 日本国登録実用新案公報 | １９９４－２０２４年 |

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

| 引用文献のカテゴリー* | 引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示 | 関連する請求項の番号 |
|---|---|---|
| A | JP 2008-163445 A (株式会社神戸製鋼所) 17.07.2008 (2008-07-17) | 1-7 |
| A | JP 2023-94439 A (株式会社レゾナック) 05.07.2023 (2023-07-05) | 1-7 |
| A | JP 2004-74978 A (株式会社神戸製鋼所) 11.03.2004 (2004-03-11) | 1-7 |

☐ Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。

☑ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー
“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
“D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献
“E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
“L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
“P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
“T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
“X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
“Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
“&” 同一パテントファミリー文献

| 国際調査を完了した日 | 国際調査報告の発送日 |
|---|---|
| 12.11.2024 | 26.11.2024 |

名称及びあて先
日本国特許庁(ISA/JP)
〒100-8915
日本国
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

権限のある職員（特許庁審査官）
宮脇　直也 4K 1588

電話番号 03-3581-1101 内線 3416

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2024/033685

| 引用文献 | 公表日 | パテントファミリー文献 | 公表日 |
|---|---|---|---|
| JP 2008-163445 A | 17.07.2008 | US 2009/0000705 A1 | |
| | | WO 2007/114078 A1 | |
| | | EP 2003219 A2 | |
| | | CN 101365818 A | |
| | | KR 10-2008-0102414 A | |
| JP 2023-94439 A | 05.07.2023 | （ファミリーなし） | |
| JP 2004-74978 A | 11.03.2004 | （ファミリーなし） | |