

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第3676723号

(P3676723)

(45) 発行日 平成17年7月27日(2005.7.27)

(24) 登録日 平成17年5月13日(2005.5.13)

(51) Int.Cl.⁷

F I

B 2 2 D 27/04

B 2 2 D 27/04

A

B 2 2 D 1/00

B 2 2 D 1/00

Z

B 2 2 D 18/02

B 2 2 D 18/02

Z

C 2 2 C 21/02

C 2 2 C 21/02

C 2 2 F 1/00

C 2 2 F 1/00

6 8 5

請求項の数 4 (全 9 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2001-334666 (P2001-334666)
 (22) 出願日 平成13年10月31日(2001.10.31)
 (65) 公開番号 特開2003-136198 (P2003-136198A)
 (43) 公開日 平成15年5月14日(2003.5.14)
 審査請求日 平成13年10月31日(2001.10.31)

(73) 特許権者 592091644
 九州三井アルミニウム工業株式会社
 福岡県大牟田市四山町80番地
 (74) 代理人 100084294
 弁理士 有吉 教晴
 (74) 代理人 100114627
 弁理士 有吉 修一朗
 (72) 発明者 三久保 滋
 福岡県大牟田市四山町80番地 九州三井
 アルミニウム工業株式会社内
 (72) 発明者 溝内 政文
 福岡県大牟田市四山町80番地 九州三井
 アルミニウム工業株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 輸送機器用アルミニウム合金の半溶融成型ビレットの製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

Cu 4 . 0 w t % 以下、Si 5 . 0 ~ 1 0 w t %、Mg 0 . 2 ~ 0 . 7 w t %、Zn 0 . 3 5 w t % 以下、Fe 0 . 5 5 w t % 以下、Mn 0 . 5 w t % 以下と、Ti 0 . 0 0 5 ~ 0 . 5 w t % 及び B 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 w t % の少なくとも1種以上を含み、残部が実質的にAlの組成から成り、共晶Siの平均粒径が40 μm以下でしかも、デンドライト枝間隔が200 μm以下であるアルミニウム合金を製造し、次いで歪み率5 ~ 50 %、加工導入速度11 ~ 50 mm / s e c . で200 以下のビレット温度で、冷間型枠鍛造にて加工歪みを導入し、その後共晶温度以上に昇温し、液相率が20 ~ 80 %となる温度で保持して半溶融成型することを特徴とする輸送機器用アルミニウム合金の半溶融成型ビレットの製造方法。

10

【請求項2】

アルミニウム合金を製造し、加工歪みを導入する前に、450 ~ 550 の温度で1 ~ 10時間の均質化処理を行うことを特徴とする請求項1記載の輸送機器用アルミニウム合金の半溶融成型ビレットの製造方法。

【請求項3】

Cu 4 . 0 w t % 以下、Si 5 . 0 ~ 1 0 w t %、Mg 0 . 2 ~ 0 . 7 w t %、Zn 0 . 3 5 w t % 以下、Fe 0 . 5 5 w t % 以下、Mn 0 . 5 w t % 以下と、Ti 0 . 0 0 5 ~ 0 . 5 w t % 及び B 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 w t % の少なくとも1種以上と、Sr 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 w t %、Na 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 2 w t % 及び Sb 0 . 0 5 ~ 0 . 3 w t

20

%の中の少なくとも1種以上を含み、残部が実質的にAlの組成から成り、共晶Siの平均粒径が40 μm以下でしかも、デンドライト枝間隔が200 μm以下であるアルミニウム合金を製造し、次いで歪み率5～50%、加工導入速度11～50 mm/sec.で200以下のピレット温度で冷間型枠鍛造にて加工歪みを導入し、その後共晶温度以上に昇温し、液相率が20～80%となる温度で保持して半熔融成型することを特徴とする輸送機器用アルミニウム合金の半熔融成型ピレットの製造方法。

【請求項4】

アルミニウム合金を製造し、加工歪みを導入する前に、450～550の温度で1～10時間の均質化処理を行うことを特徴とする請求項3記載の輸送機器用アルミニウム合金の半熔融成型ピレットの製造方法。

10

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、輸送機器用として用いるアルミニウム合金の半熔融成型ピレットの製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

半熔融成型ピレットを用いるチクソキャスト法は、従来の金型鑄造法と比較し鑄造偏析やガス巻き込み、引け巣等の欠陥が少なく、金型寿命が長いなどの利点があり最近注目されている技術である。これに使用するピレットの鑄造方法としては、ペネシー・アルマックス方式として知られているピレット段階で初晶α (Al) 相を球状化するため、半熔融温度域で電磁攪拌を行う方法(方式A)や、鑄造時に通常添加されている量よりも多量のAl-Ti-Bを添加し、その後半熔融温度域まで昇温し、初晶α (Al) 相を球状化させる方法(方式B)がある。また、押出・圧延にて歪みを導入後、方式Bのように昇温し球状化させる方法(方式C)が広く知られている。

20

【0003】

【発明が解決しようとする課題】

従来の半熔融製造法の場合、方式Aでは工程が非常に煩雑で、製造コストが高くつく不具合があった。

また、方式Bでは、多量のAl-Ti-Bを添加するため溶融炉内でのTiB₂沈降による品質不安定が発生し、更に方式Cの圧延により歪みを導入する方法は均一な歪みの導入が難しく、また押出では常温押出により作業工程が煩雑で、しかも均一な歪み導入が難しいし、両歪み導入法とも加工後の製品加工が必要となり、量産化や低コスト化が図れないという問題があった。

30

【0004】

特許第2976073号には、改良された方法が開示されている。即ち、そこには第1項中に「完全に固化した金属または金属合金材料をその再結晶温度未満の温度で変形する工程、該材料の微小構造の再結晶を起こさせるために変形材料を加熱する工程、および該材料の温度をその固相線温度を上回る温度に上昇させることによりチキソトロピック的な挙動を呈する液状マトリックス中に独立した粒子を形成させるために、再結晶構造を部分的に融解させる工程を備えた方法」である。

40

この方法は、該材料の微小構造の再結晶を起こさせるために変形材料を加熱する工程、および該材料の温度をその固相線温度を上回る温度に上昇させるといういわば2段階加熱とも言うべき加熱が行われる。このような方法は、従来の技術に比べれば、改善された技術と言えるが、やはり2段階の加熱を必要とし、工程が複雑で加熱制御が難しいという問題があった。

【0005】

本発明は、上記従来技術の欠点を解消し、工程が簡素で低コスト化を促進でき、得られる製品が均質な輸送機器用アルミニウム合金の半熔融成型ピレットの製造方法を提供することを目的とするものである。

50

【0006】

【課題を解決するための手段】

上記目的を達成するため、本願の輸送機器用アルミニウム合金の半溶融成型ビレットの製造方法は、Cu 4.0 wt %以下、Si 5.0 ~ 10 wt %、Mg 0.2 ~ 0.7 wt %、Zn 0.35 wt %以下、Fe 0.55 wt %以下、Mn 0.5 wt %以下と、Ti 0.005 ~ 0.5 wt %及びB 0.0001 ~ 0.5 wt %の少なくとも1種以上を含み、残部が実質的にAlの組成から成り、共晶Siの平均粒径が40 µm以下で、しかもデンドライト枝間隔(DAS)が200 µm以下であるアルミニウム合金を製造し、次いで歪み率5 ~ 50 %、加工導入速度11 ~ 50 mm/secで200 以下の温度で冷間型枠鍛造にて加工歪みを導入し、その後共晶温度以上に昇温し、液相率が20 ~ 80 %となる温度で保持して半溶融成型する方法である。

10

【0007】

この場合に、成分偏析の均質化、共晶Siの分断球状化及び鑄造応力の解放のために、加工歪みを導入する前に、450 ~ 550 の温度で1 ~ 10時間の均質化処理を行うと好ましい。

【0008】

また、上記目的を達成するため、本願の輸送機器用アルミニウム合金の半溶融成型ビレットの製造方法は、Cu 4.0 wt %以下、Si 5.0 ~ 10 wt %、Mg 0.2 ~ 0.7 wt %、Zn 0.35 wt %以下、Fe 0.55 wt %以下、Mn 0.5 wt %以下と、Ti 0.005 ~ 0.5 wt %及びB 0.0001 ~ 0.5 wt %の少なくとも1種以上と、Sr 0.001 ~ 0.10 wt %、Na 0.003 ~ 0.02 wt %及びSb 0.05 ~ 0.3 wt %の中の少なくとも1種以上を含み、残部が実質的にAlの組成から成り、共晶Siの平均粒径が40 µm以下でしかも、デンドライト枝間隔(DAS)が200 µm以下であるアルミニウム合金を製造し、次いで歪み率5 ~ 50 %、加工導入速度11 ~ 50 mm/secで200 以下の温度で冷間型枠鍛造にて加工歪みを導入し、その後共晶温度以上に昇温し、液相率が20 ~ 80 %となる温度で保持して半溶融成型する方法である。

20

【0009】

この場合に、成分偏析の均質化、共晶Siの分断球状化及び鑄造応力の解放のために、加工歪みを導入する前に、450 ~ 550 の温度で1 ~ 10時間の均質化処理を行うと好ましい。

30

【0010】

【発明の実施の形態】

以下本発明で用いるアルミニウム合金成分量の数値限定等種々の数値限定理由について詳述する。

【0011】

Cu成分は、固溶体硬化によりマトリックスの強化に寄与するが、4.0 wt %を超えると耐食性が悪くなるので4.0 wt %以下とした。

【0012】

Si成分は、鑄造する際の湯流れを良くし、鑄造割れ・引け巣を改善し、耐摩耗性を向上させるが、その量が5.0 wt %未満ではそれらの効果が少なく、一方10 wt %を超えると伸び・靱性が劣化し冷間鍛造加工性が悪くなるので5.0 ~ 10 wt %とした。

40

【0013】

Mg成分は、Mg₂Siを析出し強度の向上に寄与するが、0.2 wt %未満ではその効果が少なく、一方0.7 wt %を超えるとMg₂Siの析出量が過多となり靱性の低下をまねくので0.2 ~ 0.7 wt %とした。

【0014】

Zn成分は、耐食性を劣化させるため0.35 wt %を上限とした。

【0015】

Fe成分は、Al-Fe-Si系化合物となり伸び・靱性・耐食性に悪影響を及ぼすが、

50

0.55wt%以下ならば実質的に悪影響が見られない。

【0016】

Mn成分は、強度・伸び・靱性を向上させるが、0.5wt%を超えると、Al-Fe-Si-Mn系化合物の脆い金属間化合物が多くなり、加工性に悪影響を及ぼすので0.5wt%を上限とした。

【0017】

Ti成分は、鑄塊の組織を微細化し、鑄塊割れの発生を防止するが、0.005wt%未満ではその効果が少なく、一方0.5wt%を超えると、TiAl₃の巨大な晶出物の発生を促進させ、冷間鍛造加工時の割れを生じるため0.005~0.5wt%とした。

【0018】

B成分もまたTi成分と共に鑄塊の組織を微細化し、鑄塊割れの発生を防止するが、0.0001wt%未満ではその効果は小さく、一方0.5wt%を超えると冷間鍛造加工時の割れをまねくので0.0001~0.5wt%とした。

【0019】

Sr成分は、共晶Siを微細化し衝撃値・伸びを向上させるが、その量が0.001wt%未満ではそれらの効果が少なく、一方0.10wt%を超えると加工性の低下や、ガス・介在物混入の原因となるためその量を0.001~0.10wt%とした。

【0020】

Na成分は、共晶Siを微細化し衝撃値・伸びを向上させるが、その量が0.003wt%未満ではそれらの効果が少なく、一方0.02wt%を超えると流動性や、脱ガス性の低下の原因となるためその量を0.003~0.2wt%とした。

【0021】

Sb成分は、同じく共晶Siを微細化させるが、その量が0.05wt%未満ではその効果を発現させるのに不充分であり、一方0.3wt%を超えると靱性が低下するためその量を0.05~0.3wt%とした。

【0022】

共晶Siの平均粒径が40μm以下でしかも、デンドライト枝間隔(DAS)が200μm以下であるビレットを鑄造するが、共晶Siの平均粒径が40μmを超えしかも、デンドライト枝間隔(DAS)が200μmを超えると、半熔融温度域に加熱した際に初晶α(Al)相の均一微細球状化が難しくなるし、また均質化処理を行う場合には均質化処理に時間を要するので、共晶Siの平均粒径が40μm以下でしかも、デンドライト枝間隔(DAS)を200μm以下とした。

【0023】

鑄造で得られたビレットを均質化処理することにより、鑄造時に結晶粒界に晶出したAl₂Cu、Mg₂Si等の晶出物がマトリックスに固溶する。また、均質化処理によって共晶Siを球状化し冷間鍛造加工時の変形抵抗を小さくする。均質化処理温度が450未満や1時間に達しない加熱時間では、固溶化が充分得られず、また、共晶Siの球状化や、鑄造歪の除去も不充分である。しかし550を超える処理温度では、共晶融解が発生し鍛造時の加工性を損なう。また、10時間を越える加熱時間では、加熱時間の長時間に見合った均質化の効果上昇が見られず、加熱エネルギーの損失となる。このため、均質化処理条件は450~550の温度で1~10時間加熱とした。

【0024】

次に加工歪みの導入は、工程が簡素化でき、かつ少ない加工率で歪みが有効に導入されるように冷間鍛造で行い、なおかつ鍛造用ビレットの全体に均一に歪みが導入されるように型枠鍛造とする。歪み率は、5%未満の場合には歪み導入が少ないため半熔融温度域まで昇温しても初晶α(Al)相の均一な球状化は図れず、一方50%を超えると初晶α(Al)相サイズに変化は見られないのみならず冷間鍛造時に割れが発生するため、5~50%とした。ここでの歪み率は、鍛造用ビレットの元の長さをL₁とし、鍛造後のビレットの長さをL₂とした時、(L₁-L₂)/L₁×100(%)で定義した。

【0025】

10

20

30

40

50

加工導入速度は、ビレット鑄塊の結晶粒微細化と均質化処理を加えることにより大幅にアップできる、生産性から言えば、加工導入速度はできるだけ早い方が好ましい。11mm/sec.未満では生産性が劣り、しかしながら50mm/sec.を超えると冷間鍛造時に割れが生じたり、鍛造デットゾーンが発生し、歪みが均一に導入されないため11～50mm/sec.とした。また、冷間型鑄鍛造の際のビレット温度は、200を越えると所定の加工率に対する歪み導入が不十分となり、半熔融温度に昇温しても初晶 α (Al)相が粒状組織とならないため200以下とした。

【0026】

その後、ビレットを共晶温度以上に昇温し、液相率が20～80%となる温度で保持して半熔融成型するが、液相率が20%未満では初晶 α (Al)相の均一な球状化は図れず、半熔融成型の変形抵抗が大きく加圧成型が困難となる。また、80%を超えると均一な組織を有する成型品が得られない。このため、共晶温度以上の半熔融温度域での液相率は20～80%とした。

10

【0027】

【実施例】

以下本発明の具体的な実施例を示す。

図1は本発明方法で用いる冷間型鑄鍛造の模式図であり、図中符号1は鍛造用金型、2は鍛造用金型ポンチ、3はアルミニウム合金ビレットを示す。

【0028】

Cu、Si、Mg、Zn、Fe、Mn、Ti、B及びSrをそれぞれ下記表1に示すような組成となるように溶湯を調製し、連続鑄造にてアルミニウム合金ビレットを鑄造した。

20

【0029】

【表1】

合金		化学成分 (wt%)									
		Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ti	B	Sr	Al
發明合金	①	0.3	7.0	0.35	0.004	0.15	0.01	0.01	0.002	0.001	殘部
	②	0.1	7.3	0.46	0.006	0.09	0.01	0.03	0.006	0.015	殘部
	③	2.3	6.8	0.55	0.002	0.20	0.01	0.15	0.03	0.010	殘部

30

【0030】

上記表1に示すアルミニウム合金ビレットを、表2に示す条件で処理し、半熔融成型の成型性、半熔融成型後の初晶 α (Al)相の形状を評価した結果も表2に併記した。

【0031】

【表2】

合金	共晶 Si, DAS サイズ μm	均質化処 理条件 $^{\circ}\text{C}\times\text{hr}$	歪み 率 %	加工導入 速度 mm/sec.	素材 温度 $^{\circ}\text{C}$	液相 率 %	加工 歪導入時 の成型性	半溶 融成 型の 成型 性	半溶融成型 後の初晶 α (Al)相の形状	
									球状 化	微細 均一 化
実施例	①	8 30	25	30	65	50	○	○	○	○
実施例	②	8 25	20	40	65	60	○	○	○	○
実施例	③	9 20	15	15	45	55	○	○	○	○
実施例	③	8 25	30	25	70	65	○	○	○	○
比較例	②	10 35	60	25	80	75	×	—	—	—
比較例	③	10 40	3	5	30	30	○	○	×	×
比較例	③	10 40	15	15	45	15	○	×	×	×

【0032】

表2に示した加工歪導入時の成型性は、表2で示す成型条件で成型した際に割れが発生せず成型性が良好なものを○とし、割れが見られるものを×で判定した。半溶融成型の成型性は、良好なものを○とし、成型性の悪いものを×と判定した。半溶融成型後の初晶 α (Al)相の形状は、球状化が認められているものを○とし、球状化が不充分であるものを×と判定した。半溶融成型後の初晶 α (Al)相の微細均一化では、初晶 α (Al)相のサイズが100 μm 以下を○とし、100 μm を超えるサイズのものを×と判定した。

【0033】

図2は、初晶 α (Al)相の微細均一化が○評価の代表例顕微鏡組織写真を示し、図3は、微細均一化が×評価の代表例顕微鏡組織写真を示している。

【0034】

【発明の効果】

以上述べて来た如く、本発明方法によれば、従来の半溶融ビレットよりも工程が簡素化され低コスト化が図れる。また、得られる組織も初晶 α (Al)相サイズが平均100 μm 以下で、かつ初晶 α (Al)相の面積率50%の均一球状化組織となっており、自動車部材等の輸送機器用として使用が可能である。

【図面の簡単な説明】

【図1】冷間型枠鍛造の模式図である。

【図2】初晶 α (Al)相の微細均一化が○評価の代表例の顕微鏡組織写真であり、倍率は92倍である。

【図3】初晶 α (Al)相の微細均一化が×評価の代表例の顕微鏡組織写真であり、倍率は92倍である。

【符号の説明】

1 鍛造用金型

10

20

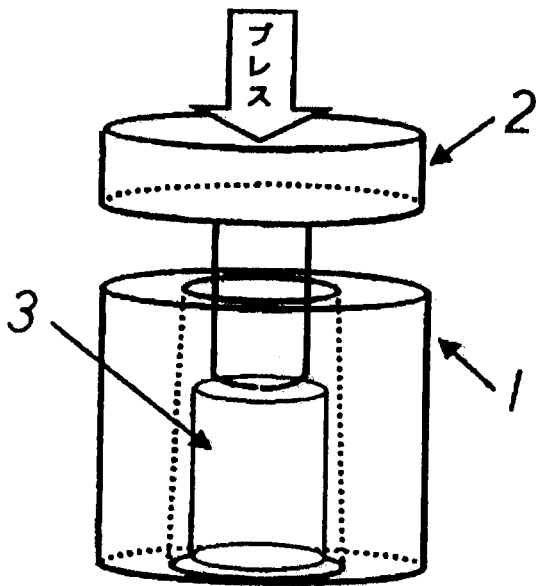
30

40

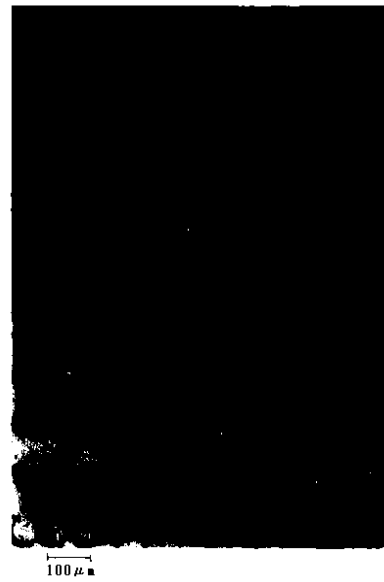
50

- 2 鍛造用金型ポンチ
- 3 アルミニウム合金ビレット

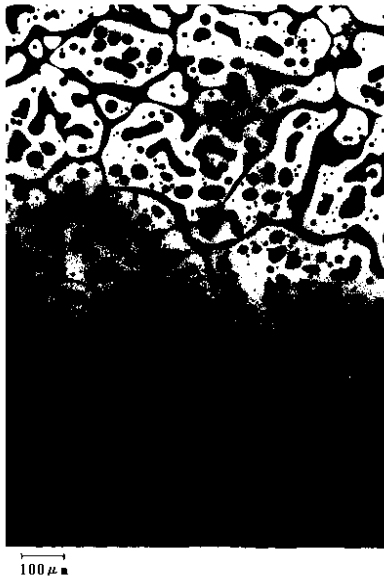
【図1】



【図2】



【図 3】



フロントページの続き

(51) Int.Cl.⁷

C 2 2 F 1/043

F I

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 4 A

C 2 2 F 1/00 6 9 4 B

C 2 2 F 1/043

(72)発明者 村山 康幸

福岡県大牟田市四山町 8 0 番地 九州三井アルミニウム工業株式会社内

(72)発明者 岩下 綱樹

福岡県大牟田市四山町 8 0 番地 九州三井アルミニウム工業株式会社内

(72)発明者 里 達雄

東京都目黒区大岡山 2 - 1 2 - 1 東京工業大学大学院理工学研究科内

審査官 中澤 登

(56)参考文献 特開平 0 8 - 1 0 3 8 5 9 (J P , A)

特開平 1 1 - 2 8 6 7 5 8 (J P , A)

特開 2 0 0 2 - 2 0 6 1 3 1 (J P , A)

特開 2 0 0 3 - 1 3 6 1 9 9 (J P , A)

特開 2 0 0 3 - 1 4 7 4 9 6 (J P , A)

特開 2 0 0 3 - 1 3 6 1 7 4 (J P , A)

特開 2 0 0 3 - 1 4 7 4 9 7 (J P , A)

特開 2 0 0 1 - 3 1 6 7 8 7 (J P , A)

特開 2 0 0 3 - 1 3 8 3 5 7 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl.⁷, D B 名)

B22D 27/04

B22D 1/00

B22D 18/02

C22C 21/02

C22F 1/00 685

C22F 1/00 691

C22F 1/00 694

C22F 1/043