



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 103255323 A

(43) 申请公布日 2013.08.21

(21) 申请号 201310214138.7

(22) 申请日 2013.05.31

(71) 申请人 浙江巨科铝业有限公司

地址 318000 浙江省台州市路桥区峰江下陶
村浙江巨科铝业有限公司

(72) 发明人 朱其柱 丁荣辉 茅海波 齐基
张超

(74) 专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限
公司 11227

代理人 赵青朵 李玉秋

(51) Int. Cl.

C22C 21/06 (2006.01)

C22C 1/02 (2006.01)

C22F 1/047 (2006.01)

权利要求书2页 说明书9页 附图1页

(54) 发明名称

一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金及其制备方法

(57) 摘要

本发明提供了一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金,包括以下组分:Mg3.5wt% ~ 5.3wt%;Cu0.05wt% ~ 0.28wt%;Zn0.50wt% ~ 2.0wt%;Mn0.10wt% ~ 0.50wt%;Ti0.01wt% ~ 0.10wt%;Cr ≤ 0.10wt%;Si ≤ 0.20wt%;Fe ≤ 0.30wt%;余量的Al及不可避免的杂质。在本发明中,Mg、Cu和Zn在提高了合金的强度的同时,使合金具有较好的抗烘烤软化性和成形性能。因此,本发明提供的Al-Mg-Zn-Cu合金在用作汽车车身板时,能够满足汽车车身板对于强度和抗冲击性的要求,且具有良好的烘烤性能、成形性能。

1. 一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金,包括以下组分:
Mg3.5wt% ~ 5.3wt%;
Cu0.05wt% ~ 0.28wt%;
Zn0.50wt% ~ 2.0wt%;
Mn0.10wt% ~ 0.50wt%;
Ti0.01wt% ~ 0.10wt%;
Cr \leq 0.10wt%;
Si \leq 0.20wt%;
Fe \leq 0.30wt%;
余量的 Al 及不可避免的杂质。
2. 根据权利要求 1 所述的 Al-Mg-Zn-Cu 合金,其特征在于,包括 4.0wt% ~ 5.0wt% 的 Mg。
3. 根据权利要求 1 所述的 Al-Mg-Zn-Cu 合金,其特征在于,包括 0.10wt% ~ 0.25wt% 的 Cu。
4. 根据权利要求 1 所述的 Al-Mg-Zn-Cu 合金,其特征在于,包括 0.90wt% ~ 1.5wt% 的 Zn。
5. 根据权利要求 1 所述的 Al-Mg-Zn-Cu 合金,其特征在于,包括 0.15wt% ~ 0.30wt% 的 Mn。
6. 一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金的制备方法,包括以下步骤:
 - a) 将权利要求 1 ~ 5 任意一项所述的合金包含的组分进行熔炼和浇铸,得到铸锭;
 - b) 将所述铸锭依次进行均匀化处理、热轧、退火、冷轧和固溶淬火处理;
 - c) 将经过所述步骤 b) 的固溶淬火处理后的铝合金板进行矫平处理;
 - d) 将经过所述步骤 c) 的矫平处理的铝合金板进行热处理,冷却后得到汽车车身用 Al-Mg-Zn-Cu 合金板。
7. 根据权利要求 6 所述的制备方法,其特征在于,所述步骤 a) 为:
将铝锭熔化后,待熔体温度为 730°C ~ 750°C 时,向其中加入 AlCu50、AlMn10 中间合金、Zn 和覆盖剂,当中间合金全部融化搅拌熔体;待熔体温度降至 700°C ~ 720°C,向其中加入 Mg,并充分搅拌,然后造渣、除气精炼;待温度在 710°C ~ 730°C 时,向其中加入 Al-5Ti-B 中间合金,搅拌后静置 10 分钟 ~ 15 分钟,浇铸成型,得到铸锭。
8. 根据权利要求 6 所述的制备方法,其特征在于,所述步骤 b) 中的均匀化处理的温度为 440°C ~ 470°C;
所述步骤 b) 中均匀化处理的时间为 10h ~ 24h。
9. 根据权利要求 6 所述的制备方法,其特征在于,所述步骤 b) 中热轧的温度为 400°C ~ 440°C;
所述步骤 b) 中热轧的终轧厚度为 4mm ~ 8mm。
10. 根据权利要求 6 所述的制备方法,其特征在于,所述步骤 b) 中退火的温度为 300°C ~ 420°C;
所述步骤 b) 中退火的时间为 0.5h ~ 3h。
11. 根据权利要求 6 所述的制备方法,其特征在于,所述步骤 b) 中冷轧变形量 \geq 70%。

12. 根据权利要求 6 所述的制备方法,其特征在于,所述步骤 b) 中的固溶淬火处理为:将经过冷轧后的板材加热到 $500^{\circ}\text{C} \sim 550^{\circ}\text{C}$ 下保温 5min 以内进行固溶处理,所述加热的速率为不小于 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$;

将经过所述固溶处理的板材以不小于 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速率进行快速冷却处理。

13. 根据权利要求 6 所述的制备方法,其特征在于,所述步骤 d) 中热处理的温度为 $240^{\circ}\text{C} \sim 300^{\circ}\text{C}$ 。

一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明涉及合金技术领域,尤其涉及一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金及其制备方法。

背景技术

[0002] 世界汽车工业正面临越来越严峻的三大课题:能源、环保、安全。减轻汽车自重降低能耗,减少环境污染,提高汽车的燃料经济性,节约有限资源已成为各大汽车厂关注的焦点。

[0003] 铝合金具有比强度高、耐蚀性好、抗冲击性良好、易表面着色,良好的加工成形性,以及较高的再回收、再生性等一系列优良特性,使其成为了汽车轻量化的首选材料,具有其它合金无法比拟的优良性能。

[0004] 由于轿车车身约占总车重量的 30%,铝合金常被用来制造车身板,近年来铝合金车身板倍受关注。在众多系列的铝合金中,5XXX 系铝合金被认为是用作汽车车身板非常理想的合金,其在汽车制造过程中有良好的深拉伸性能和冲型性能,易于制造内板等形状复杂的部位。

[0005] 但是,汽车车身板用 5XXX 系铝合金属于不可热处理强化合金,其强度略显不够,抗冲击性较差;现有技术中生产的 5XXX 系铝合金不仅强度和抗凹陷性不能满足车身板的要求,而且在深冲过程中通常产生产品表面一系列新台阶或锯齿状变形带,严重影响表面质量,烤漆后出现软化现象,从而又使其不利于用作汽车车身板的合金。

发明内容

[0006] 本发明的目的在于提供一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金及其制备方法,本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金可用作汽车车身板,满足汽车车身板的强度和抗冲击性的要求,且具有良好的烘烤性能和成形性能。

[0007] 本发明提供了一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金,包括以下组分:

[0008] Mg3.5wt% ~ 5.3wt% ;

[0009] Cu0.05wt% ~ 0.28wt% ;

[0010] Zn0.50wt% ~ 2.0wt% ;

[0011] Mn0.10wt% ~ 0.50wt% ;

[0012] Ti0.01wt% ~ 0.10wt% ;

[0013] Cr ≤ 0.10wt% ;

[0014] Si ≤ 0.20wt% ;

[0015] Fe ≤ 0.30wt% ;

[0016] 余量的 Al 及不可避免的杂质。

[0017] 优选的,包括 4.0wt% ~ 5.0wt% 的 Mg。

[0018] 优选的,包括 0.10wt% ~ 0.25wt% 的 Cu。

[0019] 优选的,包括 0.90wt% ~ 1.5wt% 的 Zn。

[0020] 优选的,包括 0.15wt% ~ 0.30wt% 的 Mn。

[0021] 本发明提供了一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金的制备方法,包括以下步骤:

[0022] a) 将权利要求 1 ~ 5 任意一项所述的合金包含的组分进行熔炼和浇铸,得到铸锭;

[0023] b) 将所述铸锭依次进行均匀化处理、热轧、退火、冷轧和固溶淬火处理;

[0024] c) 将经过所述步骤 b) 的固溶淬火处理后的铝合金板进行矫平处理;

[0025] d) 将经过所述步骤 c) 的矫平处理的铝合金板进行热处理,冷却后得到汽车车身用 Al-Mg-Zn-Cu 合金板。

[0026] 优选的,所述步骤 a) 为:

[0027] 将铝锭熔化后,待熔体温度为 730°C ~ 750°C 时,向其中加入 AlCu50、AlMn10 中间合金、Zn 和覆盖剂,当中间合金全部融化搅拌熔体;待熔体温度降至 700°C ~ 720°C,向其中加入 Mg,并充分搅拌,然后造渣、除气精炼;待温度在 710°C ~ 730°C,向其中加入 Al-5Ti-B 中间合金,搅拌后静置 10 分钟 ~ 15 分钟,浇铸成型,得到铸锭。

[0028] 优选的,所述步骤 b) 中的均匀化处理的温度为 440°C ~ 470°C;

[0029] 所述步骤 b) 中均匀化处理的时间为 10h ~ 24h。

[0030] 优选的,所述步骤 b) 中热轧的温度为 400°C ~ 440°C;

[0031] 所述步骤 b) 中热轧的终轧厚度为 4mm ~ 8mm。

[0032] 优选的,所述步骤 b) 中退火的温度为 300°C ~ 420°C;

[0033] 所述步骤 b) 中退火的时间为 0.5h ~ 3h。

[0034] 优选的

[0035] 所述步骤 b) 中冷轧变形量 $\geq 70\%$ 。

[0036] 优选的,所述步骤 b) 中的固溶淬火处理为:

[0037] 将经过冷轧后的板材加热到 500°C ~ 550°C 下保温 5min 内进行固溶处理,所述加热的速率为不小于 5°C /s;

[0038] 将经过所述固溶处理的板材以不小于 10°C /s 的速率进行快速冷却处理。

[0039] 优选的,所述步骤 d) 中热处理的温度为 240°C ~ 300°C。

[0040] 本发明提供了一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金,包括以下组分:Mg3.5wt% ~ 5.3wt%; Cu0.05wt% ~ 0.28wt%; Zn0.50wt% ~ 2.0wt%; Mn0.10wt% ~ 0.50wt%; Ti0.01wt% ~ 0.10wt%; Cr \leq 0.10wt%; Si \leq 0.20wt%; Fe \leq 0.30wt%; 余量的 Al 及不可避免的杂质。在本发明中,3.5wt% ~ 5.3wt% 的 Mg,其既能够保证得到的铝合金的强度,又满足了其作为汽车车身板塑性和抗腐蚀性的要求;Zn 以 MgZn₂ 的方式沉淀产生一定的时效硬化,尤其在烤漆中时效果最为明显,从而显著提高铝合金的强度及抗烘烤软化性能,且 Zn 能够提高铝合金的延展率;0.05wt% ~ 0.28wt% 的 Cu 能够进一步提高得到的铝合金的强度,且能够使铝合金具有较好的抗烘烤软化性,使铝合金具有较好的成形性能;其中的 Mn、Cr 能够与 Al 形成 Al₆Mn、Al₇Cr、Al₁₂(CrMn) 等弥散质点,阻碍再结晶的形核和长大,细化再结晶晶粒,提高了合金的强度,还能够溶解杂质铁,减小了过量铁的危害影响。因此,本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金具有较高的强度、成形性能和抗烘烤软化性能,在用作汽车车身板时,能够满足汽车车身板对于强度和抗冲击性的要求,且具有良好的烘烤性能、成形性能。

附图说明

[0041] 图 1 为本发明实施例 1 得到的铝合金的应力 - 应变曲线图。

具体实施方式

[0042] 本发明提供了一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金,包括以下组分:

[0043] Mg3.5wt% ~ 5.3wt%;

[0044] Cu0.05wt% ~ 0.28wt%;

[0045] Zn0.50wt% ~ 2.0wt%;

[0046] Mn0.10wt% ~ 0.50wt%;

[0047] Ti0.01wt% ~ 0.10wt%;

[0048] $Cr \leq 0.10wt\%$;

[0049] $Si \leq 0.20wt\%$;

[0050] $Fe \leq 0.30wt\%$;

[0051] 余量的 Al 及不可避免的杂质。

[0052] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金中的 Mg 其既能够保证得到的铝合金的强度,又满足了其作为汽车车身板塑性和抗腐蚀性的要求;其中的 Zn 以 $MgZn_2$ 的方式沉淀产生一定的时效硬化,尤其在烤漆中时效果最为明显,从而显著提高铝合金的强度及抗烘烤软化性能,且 Zn 能够提高铝合金的延展率;其中的 Cu 能够进一步提高得到的铝合金的强度,且能够使铝合金具有较好的抗烘烤软化性,使铝合金具有较好的成形性能;其中的 Mn、Cr 能够与 Al 形成 Al_6Mn 、 Al_7Cr 、 $Al_{12}(CrMn)$ 等弥散质点,阻碍再结晶的形核和长大,细化再结晶晶粒,提高了铝合金的强度,还能够溶解杂质铁,减小了过量铁有害影响。因此,本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金具有较高的强度、成形性能和抗烘烤软化性能,在用作汽车车身板时,能够满足汽车车身板对于强度和抗冲击性的要求,且具有良好的烘烤性能、成形性能。

[0053] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金包括 3.5wt% ~ 5.3wt% 的 Mg,优选为 4.0wt% ~ 5.0wt%,更优选为 4.3wt% ~ 4.8wt%。在本发明中,Mg 是铝合金中主要的合金元素,其通过固溶强化提高了得到的铝合金的强度。本发明研究表明,Mg 的质量百分含量高于 5.3wt% 时,会使合金产品在热轧过程中易产生边缘开裂;Mg 的质量百分含量低于 3.5wt% 时,则不能为合金提供足够的强度。因此,在本发明中,Mg 的质量百分含量为 3.5wt% ~ 5.3wt%,优选为 4.0wt% ~ 5.0wt%,更优选为 4.3wt% ~ 4.8wt%。

[0054] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金包括 0.05wt% ~ 0.28wt% 的 Cu,优选为 0.10wt% ~ 0.25wt%。在本发明中,Cu 能够进一步提高铝合金的强度,且 Cu 可以以 $CuMgAl_2$ 与 $CuAl_2$ 的方式沉淀产生一定的时效硬化,尤其在烤漆中时效果最为明显,能够提高合金的抗烘烤软化性能。本发明研究表明,如果合金中 Cu 的质量百分含量小于 0.03wt% 时,则合金抗烘烤软化性能不足;如果合金的质量百分含量超过 0.28wt% 时,则合金成形性降低,不能满足车身板要求,且耐蚀性也有所降低。因此,在本发明中,所述 Cu 的质量百分含量为 0.05wt% ~ 0.28wt%,优选为 0.10wt% ~ 0.25wt%。

[0055] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金包括 0.50wt% ~ 2.0wt% 的 Zn,优选为 0.90wt% ~ 1.5wt%。在本发明中,Zn 是组成铝合金的另一主要元素,Zn 可以以 $MgZn_2$ 的方式沉淀产生一定的时效硬化,尤其在烤漆中时效果最为明显,从而显著提高铝合金的强度及抗烘烤软

化性能。本发明研究表明,如果合金中 Zn 的质量百分含量小于 0.50wt% 时,则合金的强化作用不明显;如果 Zn 的质量百分含量超过 2.0wt% 时,会导致合金延伸率降低。因此,在本发明中,所述 Zn 的质量百分含量为 0.50wt% ~ 2.0wt%,优选为 0.90wt% ~ 1.5wt%。

[0056] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金包括 0.10wt% ~ 0.50wt% 的 Mn,优选为 0.15wt% ~ 0.30wt%。在本发明中,Mn 对得到的铝合金的性能有强化作用,且 Mn 会与 Al 形成 Al_6Mn ,对铝及铝合金的再结晶过程有很大影响, Al_6Mn 弥散质点对再结晶晶粒长大起阻碍作用,能够细化再结晶晶粒。 Al_6Mn 是与 Al-Mn 固溶体相平衡的相,它除了能提高合金的强度,细化再结晶晶粒外,另一重要作用是能融解杂质铁,形成 $Al_6(Fe, Mn)$,减小铁的危害影响。本发明研究表明,如果合金中 Mn 的质量百分含量小于 0.10wt% 时, Al_6Mn 弥散质点较少,对再结晶晶粒长大阻碍作用较低,晶粒容易粗大,从而会导致“橘皮效应”;如果合金中 Mn 的质量百分含量大于 0.50wt% 时,会形成粗大、硬脆的 Al_6Mn 化合物,将损害合金的性能。因此,在本发明中,Mn 的质量百分含量为 0.10wt% ~ 0.50wt%,优选为 0.15wt% ~ 0.30wt%。

[0057] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金包括 $\leq 0.10wt%$ 的 Cr,优选为 0.02wt% ~ 0.08wt%。Cr 与 Mn 起到相同的效果,Cr 在铝中形成 $Al_7(CrFe)$ 和 $Al_{12}(CrMn)$ 等金属间化合物,阻碍再结晶的形核和长大过程,对合金有一定的强化作用,还能改善合金韧性和降低应力腐蚀开裂敏感性。在本发明中,铬的质量百分含量大于 0.10wt% 时,会生成粗糙的金属间化合物,导致成形性差。因此,在本发明中,Cr 的质量百分含量为 $\leq 0.10wt%$,优选为 0.02wt% ~ 0.08wt%。

[0058] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金包括 0.01wt% ~ 0.10wt% 的 Ti。在本发明中,Ti 可以提高汽车车身板用 Al-Mg-Zn-Cu 合金的抗腐蚀性能和铸造过程中的热裂纹倾向,同时又避免降低铝合金的加工性能。Ti 可以细化材料组织,改善材料性能。

[0059] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金包括 $\leq 0.30wt%$ 的 Fe,优选为 0.05wt% ~ 0.30wt%,更优选为 0.05wt% ~ 0.25wt%。在本发明中,Fe 能够提高铝合金的抗烘焙软化性,且通过增加固溶体中铁的含量可以抑制乱层重排。另外由于 Fe 和 Mn 共存在,可促进许多金属间化合物的沉积,如 Al_3Fe 和 $AlFeMn$ 化合物,这样重结晶成核点的数量增加,重结晶颗粒尺寸减小。本发明研究表明,Fe 的质量百分含量超过 0.30wt% 时,会生成粗糙的金属间化合物,导致成形性差。因此,在本发明中,所述 Fe 的质量百分含量 $\leq 0.30wt%$,优选为 0.05wt% ~ 0.30wt%,更优选为 0.05wt% ~ 0.25wt%。

[0060] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金包括 $\leq 0.20wt%$ 的 Si,优选为 0.03wt% ~ 0.15wt%,更优选为 0.03wt% ~ 0.10wt%。在本发明中,Si 在铸造时结晶成 Al-Fe-Si 金属间化合物的微细颗粒,在冷轧后的退火时起到重结晶的成核点的作用,因此这些金属间化合物的颗粒数量越多,生成的重结晶核的数量越多,结果会形成大量的微细的重结晶颗粒。此外,金属间化合物的微细颗粒具有固定所生成的重结晶颗粒的晶粒间界,抑制结晶颗粒的聚结所引起的结晶颗粒的生长,使微细的重结晶颗粒保持稳定的作用。本发明研究表明,Si 的质量百分含量超过 0.20wt% 时,则结晶的金属间化合物倾向于变得粗大,导致成形性变差。因此,在本发明中,所述 Si 的质量百分含量 $\leq 0.20wt%$,优选为 0.03wt% ~ 0.15wt%,更优选为 0.03wt% ~ 0.10wt%。

[0061] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金包括余量的 Al 及不可避免的杂质。

[0062] 本发明提供了一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金的制备方法,包括以下步骤:

- [0063] a) 将上述技术方案所述的合金包含的组分进行熔炼和浇铸,得到铸锭;
- [0064] b) 将所述铸锭依次进行均匀化处理、热轧、退火、冷轧和固溶淬火处理;
- [0065] c) 将经过所述步骤 b) 的固溶淬火处理后的铝合金板进行矫平处理;
- [0066] d) 将经过所述步骤 c) 的矫平处理的铝合金板进行热处理,冷却后得到汽车车身用 Al-Mg-Zn-Cu 合金板。

[0067] 本发明将上述技术方案所述的各组分进行熔炼和浇铸,得到铸锭,在本发明中,所述熔炼和浇铸的过程优选包括以下步骤:

[0068] 将铝锭熔化后,待熔体温度为 $730^{\circ}\text{C} \sim 750^{\circ}\text{C}$ 时,向其中加入 AlCu50、AlMn10 中间合金、Zn 和覆盖剂,当中间合金全部融化搅拌熔体;待熔体温度降至 $700^{\circ}\text{C} \sim 720^{\circ}\text{C}$,向其中加入 Mg,并充分搅拌,然后造渣、除气精炼;待温度在 $710^{\circ}\text{C} \sim 730^{\circ}\text{C}$,向其中加入 Al-5Ti-B 中间合金,搅拌后静置 10 分钟~15 分钟,浇铸成型,得到铸锭。

[0069] 本发明优选将得到的合金熔体在铸铁模中浇铸成型,在本发明中,步骤 a) 中在铸铁模中浇注成型的温度优选为 $720^{\circ}\text{C} \sim 730^{\circ}\text{C}$,更优选为 720°C 。

[0070] 本发明提供的合金 Mg 含量高,质量分数为 $3.5\text{wt}\% \sim 5.3\text{wt}\%$,熔体表面的 MgO 膜不致密(MgO/Mg 为 0.78, < 1),氧化膜容易破裂或呈疏松多孔状,气体可通过氧化膜的裂缝或空缝进入熔体,吸气率随时间增长呈直线增加。吸气率还与熔体温度有关,熔体温度越高,吸气性越强,铝中吸收的气体主要是氢。氢是熔融铝和水反应生成的,在一定的大气压下,温度越高,氢在铝中的溶解度就越大。在固态时,氢几乎不溶于铝。而从固态到液态时,氢在铝中的溶解度出现一个突变,这种溶解度急剧变化的特点,决定了铝在凝固时,使氢原子从金属中析出成为分子氢,最后以疏松、气孔的形式存在于铸锭中,造成疏松、气孔等缺陷,同时,浇铸温度过高,铝合金中 Mg 烧损严重,最终影响成品的强度与延伸率。浇铸温度过低,高熔点的第二相凝固沉淀,造成铸锭成分组织不均匀。本发明在上述浇铸温度下进行浇铸时,吸气少,Mg 烧损不大,中间合金元素均匀扩散。

[0071] 得到铸锭后,本发明将所述铸锭进行均匀化处理、热轧、退火、冷轧和固溶淬火处理。在本发明中,均匀化退火的目的是为后续加工做组织准备。均匀化处理过程中,主要组织变化是枝晶偏析消除、非平衡相溶解和过饱和的过渡元素相沉淀,溶质的浓度逐渐均匀化。在均匀化处理的过程中,不溶的过剩相也会发生聚集、球化。本发明优选将经过均匀化处理的铝合金板材缓慢冷却,在缓慢冷却的过程中,高温下溶入固溶体的溶质,将按溶解度随温度降低而减小的规律,在晶粒内部较均匀地沉淀析出。温度升高将使扩散过程大大加速,为加速均匀化过程,应尽可能提高均匀化处理的温度。本发明采用的均匀化处理的温度为 $0.9T_m \sim 0.95T_m$, T_m 表示铸锭实际开始熔化温度,它低于平衡相图上的固相线。具体的,所述均匀化处理的温度优选为 $440^{\circ}\text{C} \sim 470^{\circ}\text{C}$,更优选为 $450^{\circ}\text{C} \sim 460^{\circ}\text{C}$;所述均匀化处理的时间优选为 10h~24h,更优选为 12h~22h,最优选为 15h~20h;

[0072] 完成对板材的均匀化处理后,本发明将经过均匀化处理的板材进行热轧。本发明优选将经过均匀化处理后的板材进行切头铣面,然后进行热轧。本发明研究表明,较高的热轧温度会导致热轧板表面氧化,后续工序中的冷轧板出现氧化皮;较低的热轧温度会导致热轧裂边严重。因此,在本发明中,所述热轧的温度优选为 $400^{\circ}\text{C} \sim 440^{\circ}\text{C}$,更优选为 $410^{\circ}\text{C} \sim 430^{\circ}\text{C}$,最优选为 $415^{\circ}\text{C} \sim 425^{\circ}\text{C}$;所述热轧的终轧厚度优选为 4mm~8mm,更优选为 6mm~8mm;

[0073] 完成对板材的热轧后,本发明将经过热轧后的板材进行退火。本发明提供的Al-Mg-Zn-Cu铝合金层错能较高,热轧过程动态再结晶不明显,导致回复效果弱于加工硬化效果,热轧板强度升高,容易开裂,本发明将热轧后的板材经过0.5h~3h的退火后,发生再结晶,晶粒细小,较大压下量时,冷轧时不宜产生裂边,成品性能好,成材率高,减小能耗,提高效率。在本发明中,所述退火的温度优选为300℃~420℃,更优选为330℃~400℃,最优选为350℃~380℃;所述退火的时间优选为0.5h~3h,更优选为1h~2h;

[0074] 完成对板材的退火后,本发明将经过退火后的板材进行冷轧。因采用冷轧塑性加工而出现在金属间化合物周围的位错积累对于在最终退火时形成细微的再结晶结构是必不可少的,本发明研究表明,如果冷轧变形量小于70%,则位错累积变得不足,不能得到细微再结晶结构。因此,在本发明中,所述冷轧变形量优选 $\geq 70\%$,更优选 $\geq 80\%$,最优选为 $\geq 80\%$ 且 $\leq 96\%$;

[0075] 完成对板材的冷轧后,本发明将经过冷轧的板材进行固溶淬火处理,所述固溶淬火处理的过程优选为:

[0076] 将经过冷轧后的板材加热到500℃~550℃下保温5min以内进行固溶处理,所述加热的速率为不小于5℃/s;

[0077] 将经过所述固溶处理的板材以不小于10℃/s的速率进行快速冷却处理。

[0078] 本发明优选以连续退火的方式,将冷轧后的板材展开,将展开后的板材加热到500℃~550℃下保温5min以内进行固溶处理,所述加热的速率为不小于5℃/s。在本发明中,连续固溶方式能够缩短固溶处理时间,而且可以防止再结晶晶粒的长大,从而防止晶粒粗化。本发明研究表明,如果连续固溶处理中的加热速率低于5℃/s,则无法获得细微的重结晶颗粒,进而降低铝合金板的成形性;如果固溶处理的温度低于500℃,容易产生Al-Mg系金属间化合物,包括其析出状态及含量,能够抑制使Al-Fe系、Al-Si系等冲压成形性下降的其他金属间化合物等的全部金属间化合物,从而导致合金成形性能的降低;如果固溶处理的温度超过550℃,晶粒容易长大而导致“橘皮效应”。因此,在本发明中,所述固溶处理的加热温度优选为500℃~550℃,更优选为510℃~540℃,最优选为520℃~530℃;所述固溶处理的加热速率优选不小于5℃/s,更优选为不小于8℃/s,最优选为不小于10℃/s,最优选为不小于10℃/s且不大于100℃/s。本发明为了保证铝合金生产的经济性,所述保温在5min以内,优选为1s~5min,更优选为1s~3min,最优选为1s~1min;

[0079] 完成对板材的固溶处理后,本发明将经过固溶处理的板材以不小于10℃/s的速率进行快速冷却处理。在本发明中,所述冷却优选为淋水冷却或喷雾冷却。高Mg含量的Al-Mg-Zn-Cu合金由于固溶Mg原子阻碍了晶体中的位错移动,在塑性变形时滑移不能均匀传播,容易在铝合金表面上形成的拉伸应变纹。本发明通过提高退火温度、快速冷却减小位错固定力,消除屈服平台,避免成形过程中产生A型吕德斯线。在本发明中,所述冷却的速率优选不小于10℃/s,更优选为不小于15℃/s,最优选为不小于15℃/s且不大于2000℃/s。

[0080] 完成对板材的固溶淬火处理后,本发明将经过固溶处理后的板材进行矫平处理。铝合金板会在冷轧和高温退火淬火过程中产生应变,最终使其平直度降低。当铝合金板以这种状态使用时,会引起输送麻烦及冲压状态下较差的形状。所以需要铝合金板进行矫

平处理,以矫正铝合金板的变形,恢复其平直度。本发明对所述矫平处理的方法没有特殊的限制,采用本领域技术人员熟知的矫平处理的技术方案即可,本发明优选将经过冷却的铝合金板以卷或单板形式通过使用矫直棍对其反复弯曲进行应变矫正。

[0081] 完成对板材的矫平处理后,本发明将经过得到的平直板材进行热处理,冷却后得到 Al-Mg-Zn-Cu 合金。本发明优选将平直的板材加热到 $240^{\circ}\text{C} \sim 300^{\circ}\text{C}$,卷曲成卷,缓慢冷却。铝合金板材退火后的矫正处理相当于一种冷轧,它会引起弹性极限应力(或 0.2% 屈服强度)的升高,延伸率降低。本发明将得到的平直的铝合金板进行热处理,可以消除因矫平产生的内应力,使板材得到一定的恢复,降低板材屈服强度,提高合金板材的成形性能。在本发明中,所述热处理的温度优选为 $240^{\circ}\text{C} \sim 300^{\circ}\text{C}$,更优选为 $250^{\circ}\text{C} \sim 290^{\circ}\text{C}$,最优选为 $260^{\circ}\text{C} \sim 280^{\circ}\text{C}$ 。

[0082] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金可以用于汽车车身板,使得到的汽车车身板具有较高的强度、良好的抗烘烤变软性能和良好的成形性能,且能够有效地避免冲压成形过程中产生 A 型吕德斯线。

[0083] 本发明提供了一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金,包括以下组分:Mg3.5wt% ~ 5.3wt%;Cu0.05wt% ~ 0.28wt%;Zn0.50wt% ~ 2.0wt%;Mn0.10wt% ~ 0.50wt%;Ti0.01wt% ~ 0.10wt%;Cr \leq 0.10wt%;Si \leq 0.20wt%;Fe \leq 0.30wt%;余量的 Al 及不可避免的杂质。在本发明中,3.5wt% ~ 5.3wt% 的 Mg,其既能够保证得到的铝合金的强度,又满足了其作为汽车车身板塑性和抗腐蚀性的要求;Zn 以 MgZn_2 的方式沉淀产生一定的时效硬化,尤其在烤漆中时效效果最为明显,从而显著提高合金产品的强度及抗烘烤软化性能,且 Zn 能够提高合金的延展率;0.05wt% ~ 0.28wt% 的 Cu 能够进一步提高得到的铝合金的强度,且能够使铝合金具有较好的抗烘烤软化性,使铝合金具有较好的成形性能;其中的 Mn、Cr 能够与 Al 形成 Al_6Mn 、 Al_7Cr 、 $\text{Al}_{12}(\text{CrMn})$ 等弥散质点,阻碍再结晶的形核和长大,细化再结晶晶粒,提高了合金的强度,还能够溶解杂质铁,减小了过量铁的危害影响。因此,本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金具有较高的强度、成形性能和抗烘烤软化性能,在用作汽车车身板时,能够满足汽车车身板对于强度和抗冲击性的要求,且具有良好的烘烤性能、成形性能。

[0084] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金的制备方法采用较高的退火温度,且退火后快速冷却,减小了晶体中的位错固定力,消除了屈服平台,从而避免了冲压成型过程中产生 A 型吕德斯线。

[0085] 为了进一步说明本发明,下面结合实施例对本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金及其制备方法进行详细地描述,但不能将它们理解为对本发明保护范围的限定。

[0086] 在下述实施例和比较例中,合金原料采用电解纯铝,纯度为 99.99% 的 Mg、纯度为 99.99% 的 Zn 和 AlCu50、AlMn10、AlCr4、AlBe3、Al-5Ti-B 中间合金。

[0087] 实施例 1

[0088] 按照表 1 中合金的组成将各原料制备 Al-Mg-Zn-Cu 合金。

[0089] 先将铝锭加入熔炼炉中,待铝锭熔化且熔体温度为 730°C 时,向得到的铝熔体中加入 AlCu50、AlMn10 中间合金及 Zn 并添加少量覆盖剂,当中间合金全部融化继续搅拌 Al-Cu-Mn-Zn 混合熔体;待 Al-Cu-Mn-Zn 混合熔体温度降至 710°C 时,向得到的 Al-Cu-Mn-Zn 混合熔体中加入 Mg,并充分搅拌;然后造渣、除气精炼,得到 Al-Cu-Mn-Zn-Mg 混合熔体;待温度在 720°C 时,再向 Al-Cu-Mn-Zn-Mg 混合熔体中加入 Al-5Ti-B 中间合金,

搅拌并静置 10 分钟,在铁模中浇铸成型,得到铸锭;

[0090] 将得到的铸锭随炉升温至 460° C 保温 16h 进行均匀化处理;

[0091] 将经过均匀化处理的铸锭进行切头铣面后重新加热到 440° C 后进行热轧,热轧终轧厚度为 7mm;

[0092] 将经过热轧后的板材在 410° C 下保温 1h 进行中间退火;

[0093] 将经过中间退火的板材进行冷轧至板材厚度为 1.0mm;

[0094] 将经过冷轧的板材置于连续退火炉,将冷轧板材在 520° C 保温 2min,然后采用淋水冷却,完成固溶淬火处理;

[0095] 将经过固溶淬火处理后对板材进行矫平处理;

[0096] 将经过矫平处理后的板材在连续退火炉中加热到 260° C,卷曲成卷,缓慢冷却,得到 Al-Mg-Zn-Cu 合金成品。

[0097] 本发明将得到的铝合金成品在室温下进行拉伸试验,得到铝合金成品的应力-应变曲线,结果如图 1 所示,图 1 为本发明实施例 1 得到的铝合金的应力-应变曲线图,由图 1 可以看出,本发明提供的铝合金减小位错固定力,消除屈服平台,避免成形过程中产生 A 型吕德斯线。

[0098] 本发明将得到的铝合金进行力学性能及成形性能测试,结果如表 2 所示,表 2 为本发明实施例和比较例得到的铝合金的性能测试结果;

[0099] 本发明将得到的铝合金成品进行模拟烤漆试验,具体过程如下:

[0100] 将试样预拉伸 2%,然后 170° C 加热 20min 取出,空冷后在室温下进行拉伸试验,结果如表 2 所示,表 2 为本发明实施例和比较例得到的铝合金的性能测试结果。

[0101] 实施例 2~4

[0102] 按照实施例 1 的技术方案将表 1 所列的实施例 2~4 的组分制备得到铝合金成品。

[0103] 本发明将得到的铝合金进行力学性能及成形性能测试,结果如表 2 所示,表 2 为本发明实施例和比较例得到的铝合金的性能测试结果;

[0104] 本发明将得到的铝合金成品进行模拟烤漆试验,具体过程如下:

[0105] 将试样预拉伸 2%,然后 170° C 加热 20min 取出,空冷后在室温下进行拉伸试验,结果如表 2 所示,表 2 为本发明实施例和比较例得到的铝合金的性能测试结果。

[0106] 比较例

[0107] 按照实施例 1 的技术方案将表 1 所列的比较例的组分制备得到铝合金成品。

[0108] 本发明将得到的铝合金成品在室温下进行拉伸试验,结果如表 2 所示,表 2 为本发明实施例和比较例得到的铝合金的性能测试结果;

[0109] 本发明将得到的铝合金成品进行模拟烤漆试验,具体过程如下:

[0110] 将试样预拉伸 2%,然后 170° C 加热 20min 取出,空冷后在室温下进行拉伸试验,结果如表 2 所示,表 2 为本发明实施例和比较例得到的铝合金的性能测试结果。

[0111] 表 1 本发明实施例和比较例中铝合金的组成及各组分的质量百分含量(wt%)

[0112]

实施例	Mg	Zn	Cu	Mn	Ti	Si	Fe	Cr	Al 和必不可避免的杂质
1	4.7	0.9	0.28	0.15	0.02	≤0.20	≤0.30	≤0.20	余量
2	4.7	1.2	0.20	0.25	0.02	≤0.20	≤0.30	≤0.20	余量
3	4.5	1.5	0.15	0.20	0.02	≤0.20	≤0.30	≤0.20	余量
4	4.9	1.2	0.20	0.15	0.02	≤0.20	≤0.30	≤0.20	余量
比较例	4.7	—	0.05	0.30	0.02	≤0.20	≤0.30	≤0.20	余量

[0113] 表 2 本发明实施例和比较例得到的铝合金的性能测试结果

实施例	烤漆前			烤漆后		成形性能	
	Rp _{0.2} /MPa	Rm/MPa	A%	Rp _{0.2} /MPa	Rm/MPa	n 值	r 值
1	305	136	30	308	165	0.28	0.68
2	317	145	29	318	168	0.27	0.66
3	302	135	30	305	161	0.27	0.69
4	312	142	30	315	163	0.28	0.70
比较例	270	128	27	275	132	0.34	0.70

[0115] 由表 2 可以看出,本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金的抗拉强度、屈服强度、延伸性及抗烘烤软化性能优于现有的 5182 铝合金,同时具有良好的成形性能。

[0116] 由以上实施例可知,本发明提供了一种 Al-Mg-Zn-Cu 合金,包括以下组分: Mg3.5wt%~5.3wt%;Cu0.05wt%~0.28wt%;Zn0.50wt%~2.0wt%;Mn0.10wt%~0.50wt%;Ti0.01wt%~0.10wt%;Cr≤0.10wt%;Si≤0.20wt%;Fe≤0.30wt%;余量的 Al 及不可避免的杂质。在本发明中,3.5wt%~5.3wt%的 Mg,其既能够保证得到的铝合金的强度,又满足了其作为汽车车身板塑性和抗腐蚀性的要求;Zn 以 MgZn₂ 的方式沉淀产生一定的时效硬化,尤其在烤漆中时效果最为明显,从而显著提高合金产品的强度及抗烘烤软化性能,且 Zn 能够提高合金的延展率;0.05wt%~0.28wt%的 Cu 能够进一步提高得到的铝合金的强度,且能够使铝合金具有较好的抗烘烤软化性,使铝合金具有较好的成形性能;其中的 Mn、Cr 能够与 Al 形成 Al₆Mn、Al₇Cr、Al₁₂(CrMn) 等弥散质点,阻碍再结晶的形核和长大,细化再结晶晶粒,提高了合金的强度,还能够溶解杂质铁,减小了过量铁的危害影响。因此,本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金具有较高的强度、成形性能和抗烘烤软化性能,在用作汽车车身板时,能够满足汽车车身板对于强度和抗冲击性的要求,且具有良好的烘烤性能、成形性能。

[0117] 本发明提供的 Al-Mg-Zn-Cu 合金的制备方法采用较高的退火温度,且退火后快速冷却,减小了晶体中的位错固定力,消除了屈服平台,从而避免了冲压成型过程中产生 A 型吕德斯线。

[0118] 以上所述仅是本发明的优选实施方式,应当指出,对于本技术领域的普通技术人员来说,在不脱离本发明原理的前提下,还可以做出若干改进和润饰,这些改进和润饰也应视为本发明的保护范围。

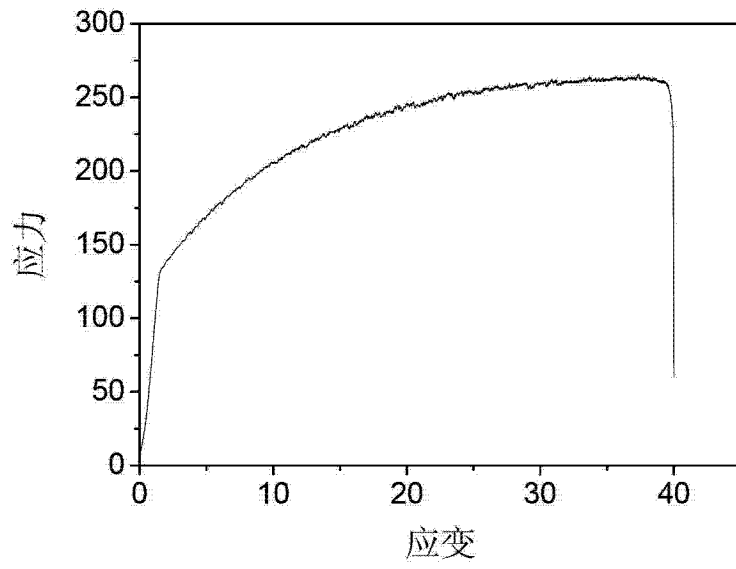


图 1