



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 112553550 A

(43) 申请公布日 2021.03.26

(21) 申请号 202011322585.0 *B21B 3/00* (2006.01)
(22) 申请日 2020.11.23 *B21B 37/58* (2006.01)
(71) 申请人 天津忠旺铝业有限公司 *B21B 37/74* (2006.01)
地址 301700 天津市武清区汽车零部件产 *B21C 37/02* (2006.01)
业园
(72) 发明人 景子毅 祖立成 程素玲 赵俊才
付彦军 赵传星 白凯
(74) 专利代理机构 北京同恒源知识产权代理有
限公司 11275
代理人 阴知见
(51) Int. Cl.
G22F 1/053 (2006.01)
G21D 9/00 (2006.01)
G22C 21/10 (2006.01)
B21B 1/38 (2006.01)

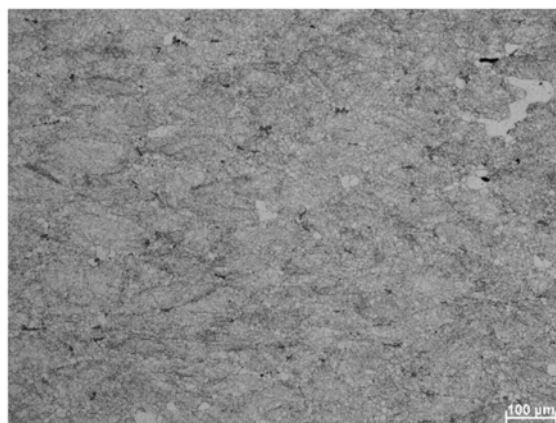
权利要求书1页 说明书7页 附图1页

(54) 发明名称

一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺

(57) 摘要

本发明涉及一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,属于铝合金制造技术领域,包括以下步骤:铝锭制备、均匀化处理、热轧、固溶处理、预拉伸处理和时效处理;固溶处理包括一级固溶处理和二级固溶处理,一级固溶处理保温温度为465℃~468℃,二级固溶处理保温温度为476~480℃。本发明通过采用双级固溶处理,可在提高合金固溶效果的同时,缩短合金在高温区的固溶时间,抑制其再结晶过程,进而提高合金的强度并降低其淬火敏感性。



1. 一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,其特征在于,包括以下步骤:铝锭制备、均匀化处理、热轧、固溶处理、预拉伸处理和时效处理;固溶处理包括一级固溶处理和二级固溶处理,一级固溶处理保温温度为 $465^{\circ}\text{C}\sim 468^{\circ}\text{C}$,二级固溶处理保温温度为 $476\sim 480^{\circ}\text{C}$ 。

2. 根据权利要求1所述的一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,其特征在于:时效处理为双级时效处理,包括一级时效处理和二级时效处理,一级时效处理温度为 $90\sim 120^{\circ}\text{C}$,保温 $4\sim 6\text{h}$;二级时效处理温度为 $150\sim 170^{\circ}\text{C}$,保温 $16\sim 20\text{h}$ 。

3. 根据权利要求1所述的一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,其特征在于:预拉伸处理的拉伸量 $2\sim 3\%$ 。

4. 根据权利要求1所述的一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,其特征在于:一级固溶处理保温 2h ,二级固溶处理保温 1h 。

5. 根据权利要求1所述的一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,其特征在于:均匀化处理为双级均匀化处理,包括一级均匀化处理和二级均匀化处理;一级均匀化处理:定温 $320\sim 400^{\circ}\text{C}$,保温 $2\sim 4\text{h}$,升温速率小于 $40^{\circ}\text{C}/\text{h}$;二级均匀化处理:定温 $460\sim 465^{\circ}\text{C}$,保温 $16\sim 20\text{h}$;一级均匀化处理到二级均匀化处理的温升速率小于 $5^{\circ}\text{C}/\text{h}$,并在保温结束后进行快速降温。

6. 根据权利要求1所述的一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,其特征在于:热轧包括将均匀化后的铝锭锯切头尾,铣去凝壳层,在 $400^{\circ}\text{C}\sim 450^{\circ}\text{C}$ 保温 3h 后轧制,并保证终轧温度为 $430\pm 20^{\circ}\text{C}$,在轧制倒数第二道次之前有不少于3道次的大压下量道次,单道次压下量不小于 50mm 。

7. 根据权利要求1所述的一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,其特征在于,铝锭的配料按照以下合金元素质量百分比进行配料:Si含量 $\leq 0.05\%$ 、Fe含量 $\leq 0.08\%$ 、Cu含量 $1.6\sim 2.0\%$ 、Mn含量 $\leq 0.1\%$ 、Mg含量 $1.6\sim 2.0\%$ 、Cr含量 $\leq 0.05\%$ 、Zn含量 $7.6\sim 8.2\%$ 、Ti含量 $0.01\sim 0.03\%$ 、Zr含量 $0.1\sim 0.12\%$ 、其余单个杂质含量 $\leq 0.05\%$,杂质合计含量 $\leq 0.15\%$,余量为Al。

8. 根据权利要求1所述的一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,其特征在于:铝锭中Zn/Mg质量比值为 $4.0\sim 5.0$ 。

9. 根据权利要求1所述的一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,其特征在于:铝锭中Zn/Mg质量比值为 4.2 。

10. 根据权利要求1所述的一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,其特征在于,铝锭的配料按照以下合金元素质量百分比进行配料:Si: 0.029% 、Fe: 0.072% 、Cu: 1.86% 、Mn: 0.002% 、Mg: 1.92% 、Cr: 0.003% 、Zn: 8.02% 、Ti: 0.027% 、Zr: 0.11% ,余量为铝。

一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺

技术领域

[0001] 本发明属于铝合金材料技术领域,涉及一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺。

背景技术

[0002] Al-Zn-Mg-Cu合金作为一种可热处理型高强度铝合金材料,具有强度高和可加工性好的特性,广泛用于各类飞行器的结构材料。随着航空工业的不断进步,飞机也向着快速化、大型化趋势快步发展,同时飞行器的服役环境也愈加严苛,这些都对飞机材料的各项性能提出了更高的要求。飞机材料选择上从过去单一追求材料的静态强度,向高的强度、韧性、抗腐蚀、抗疲劳等综合性能要求发展。

[0003] 各大飞机制造商为解决飞机结构件铆接和焊接带来的一些问题,对航空结构件的设计逐渐向大型化、整体化趋势发展。通过对预拉伸厚板数控加工的方式生产出大尺寸结构件,能够有效减少零件和接头数量,减少装配量,提高结构强度,这也使铝合金厚板的截面尺寸不断增加,并对合金的淬透性提出了更高的要求。

[0004] 损伤容限是强度、韧性、抗腐蚀、抗疲劳裂纹扩展的综合体现,而强度和韧性是一对矛盾体,提升强度的同时,会造成韧性的损失。由于Al-Zn-Mg-Cu合金的合金元素含量高,难以避免的引起铸锭中存在宏观偏析、枝晶偏析以及共晶组织、粗大化合物分布不均,都将影响后续板材的断裂韧性、疲劳性能和抗腐蚀能力,这些共同制约了Al-Zn-Mg-Cu合金的应用。传统Al-Zn-Mg-Cu合金,如7075等,已无法满足这些需求,因此当前需要从成分优化、改进热处理工艺入手,开发出具有高强、高韧、高抗应力腐蚀、高淬透性等综合性能优良的铝合金厚板材料。

发明内容

[0005] 有鉴于此,本申请的目的在于提供一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,以提高板材的强度。

[0006] 为达到上述目的,本发明提供如下技术方案:

[0007] 一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,包括以下步骤:铝锭制备、均匀化处理、热轧、固溶处理、预拉伸处理和时效处理;固溶处理包括一级固溶处理和二级固溶处理,一级固溶处理保温温度为465℃~468℃,二级固溶处理保温温度为476~480℃。

[0008] 可选地,时效处理为双级时效处理,包括一级时效处理和二级时效处理,一级时效处理温度为90~120℃,保温4~6h;二级时效处理温度为150~170℃,保温16~20h。

[0009] 可选地,预拉伸处理的拉伸量2~3%。

[0010] 可选地,一级固溶处理保温2h,二级固溶处理保温1h。

[0011] 可选地,均匀化处理为双级均匀化处理,包括一级均匀化处理和二级均匀化处理;一级均匀化处理:定温320~400℃,保温2~4h,升温速率小于40℃/h;二级均匀化处理:定

温460~465℃,保温16~20h;一级均匀化处理到二级均匀化处理的温升速率小于5℃/h,并在保温结束后进行快速降温。

[0012] 可选地,热轧包括将均匀化后的铝锭锯切头尾,铣去凝壳层,在400℃~450℃保温3h后轧制,并保证终轧温度为 430 ± 20 ℃,在轧制倒数第二道次之前有不少于3道次的大压下量道次,单道次压下量不小于50mm。

[0013] 可选地,铝锭的配料按照以下合金元素质量百分比进行配料:Si含量 $\leq 0.05\%$ 、Fe含量 $\leq 0.08\%$ 、Cu含量1.6~2.0%、Mn含量 $\leq 0.1\%$ 、Mg含量1.6~2.0%、Cr含量 $\leq 0.05\%$ 、Zn含量7.6~8.2%、Ti含量0.01~0.03%、Zr含量0.1~0.12%、其余单个杂质含量 $\leq 0.05\%$,杂质合计含量 $\leq 0.15\%$,余量为Al。

[0014] 可选地,铝锭中Zn/Mg质量比值为4.0~5.0。

[0015] 可选地,铝锭中Zn/Mg质量比值为4.2。

[0016] 可选地,铝锭的配料按照以下合金元素质量百分比进行配料:Si:0.029%、Fe:0.072%、Cu:1.86%、Mn:0.002%、Mg:1.92%、Cr:0.003%、Zn:8.02%、Ti:0.027%、Zr:0.11%,余量为铝。

[0017] 本发明的有益效果在于:

[0018] 1.本发明通过采用双级固溶处理,可在提高合金固溶效果的同时,缩短合金在高温区的固溶时间,抑制其再结晶过程,进而提高合金的强度并降低其淬火敏感性。

[0019] 2.本发明通过采用双级时效处理,能够使合金获得更多的细小弥散强化相,减小了溶质原子浓度和空位浓度下降带来的不利影响,从而达到降低淬火敏感性的目的,在保证合金强度的前提下,提高了合金的韧性和抗腐蚀性能。

[0020] 3.本发明的铝合金Zn/Mg质量比值为4.0~5.0,在时效过程中更易形成 η 相,尺寸更小的 η 相使合金的强度大幅提高;同时Mg元素含量的降低,可使其他主合金元素溶解度提高,在固溶淬火过程中合金析出形成 η 相的驱动力减小,进而降低了合金的淬火敏感性。

[0021] 4.本发明的铝合金中添加有Zr元素,取代了一部分Mn和Cr元素,有益于提高合金的淬透性,同时通过选择合适的双级均匀化温度和时间并在均匀化结束后快速冷却,使合金中形成大量弥散分布的 Al_3Zr 粒子并阻止其长大,对后续板材的断裂韧性、疲劳性能、抗应力腐蚀能力和淬透性产生积极影响。

[0022] 5.本发明在轧制时采用单道次大于50mm的大压下量工艺,利用强变形机制带来的温升提高终轧温度可减少轧制过程中的动态再结晶,降低轧制变形储能和后续固溶过程中的组织再结晶程度,有利于提高合金强度、降低淬火敏感性。

[0023] 6.本发明在轧制时采用多道次轧制,利用强变形和表层及心部的软硬度差,对心部的晶粒和粗大第二相化合物产生充分的破碎细化,使心部和表层组织和性能差异减小,细小的晶粒和断续分布的第二相化合物有利于提高成品的强度、断裂韧性及抗腐蚀性能。

[0024] 本发明的其他优点、目标和特征在某种程度上将在随后的说明书中进行阐述,并且在某种程度上,基于对下文的考察研究对本领域技术人员而言将是显而易见的,或者可以从本发明的实践中得到教导。本发明的目标和其他优点可以通过下面的说明书来实现和获得。

附图说明

[0025] 为了使本发明的目的、技术方案和优点更加清楚,下面将结合附图对本发明作优选的详细描述,其中:

[0026] 图1为实施例1的金相组织;

[0027] 图2为对比例3的金相组织。

具体实施方式

[0028] 以下通过特定的具体实例说明本发明的实施方式,本领域技术人员可由本说明书所揭露的内容轻易地了解本发明的其他优点与功效。本发明还可以通过另外不同的具体实施方式加以实施或应用,本说明书中的各项细节也可以基于不同观点与应用,在没有背离本发明的精神下进行各种修饰或改变。需要说明的是,以下实施例中所提供的图示仅以示意方式说明本发明的基本构想,在不冲突的情况下,以下实施例及实施例中的特征可以相互组合。

[0029] 其中,附图仅用于示例性说明,表示的仅是示意图,而非实物图,不能理解为对本发明的限制;为了更好地说明本发明的实施例,附图某些部件会有省略、放大或缩小,并不代表实际产品的尺寸;对本领域技术人员来说,附图中某些公知结构及其说明可能省略是可以理解的。

[0030] 本发明实施例的附图中相同或相似的标号对应相同或相似的部件;在本发明的描述中,需要理解的是,若有术语“上”、“下”、“左”、“右”、“前”、“后”等指示的方位或位置关系为基于附图所示的方位或位置关系,仅是为了便于描述本发明和简化描述,而不是指示或暗示所指的装置或元件必须具有特定的方位、以特定的方位构造和操作,因此附图中描述位置关系的用语仅用于示例性说明,不能理解为对本发明的限制,对于本领域的普通技术人员而言,可以根据具体情况理解上述术语的具体含义。

[0031] 一种高损伤容限低淬火敏感性7系铝合金厚板生产工艺,包括以下步骤:铝锭制备、均匀化处理、热轧、固溶处理、预拉伸处理和时效处理;固溶处理包括一级固溶处理和二级固溶处理;一级固溶处理:保温2h,保温温度为465℃~468℃;二级固溶处理:保温1h,保温温度为476~480℃;铝锭制备包括配料和熔铸。

[0032] 本发明通过采用双级固溶处理,可在提高合金固溶效果的同时,缩短合金在高温区的固溶时间,抑制其再结晶过程,进而提高合金的强度并降低其淬火敏感性。

[0033] 本发明的时效处理为双级时效处理,包括一级时效处理和二级时效处理,一级时效处理温度为90~120℃,保温4~6h;二级时效处理温度为150~170℃,保温16~20h。

[0034] 对于板材心部冷却速度较慢的情况下,基体中溶质原子浓度和空位浓度大幅下降。本发明通过采用双级时效处理,能够使合金获得更多的细小弥散强化相,减小了溶质原子浓度和空位浓度下降带来的不利影响,从而达到降低淬火敏感性的目的,在保证合金强度的前提下,提高了合金的韧性和抗腐蚀性能。

[0035] 本发明的均匀化处理为双级均匀化处理,包括一级均匀化处理和二级均匀化处理;一级均匀化处理:定温320~400℃,保温2~4h,升温速率小于40℃/h;二级均匀化处理:定温460~465℃,保温16~20h;一级均匀化处理到二级均匀化处理的温升速率小于5℃/h,并在保温结束后进行快速降温。

[0036] 本发明的热轧包括将均匀化后的铝锭锯切头尾,铣去凝壳层,在 $400^{\circ}\text{C}\sim 450^{\circ}\text{C}$ 保温3h后轧制,并保证终轧温度为 $430\pm 20^{\circ}\text{C}$,在轧制倒数第二道次之前有不少于3道次的大压下量道次,单道次压下量不小于50mm。

[0037] 铸锭均匀化过程中形成的 Al_3Zr 粒子在没有发生再结晶前以与基体共格或半共格形式存在,当基体发生了再结晶,基体的取向发生了改变,但是 Al_3Zr 粒子仍然维持着原来的取向和晶体结构,导致 Al_3Zr 粒子与基体的共格关系被破坏。一旦合金发生再结晶,新生晶粒中的 Al_3Zr 粒子转变为与基体非共格关系,这种非共格的 Al_3Zr 粒子与基体的界面能较高,就使得 Al_3Zr 粒子与基体的界面容易成为 η 相的有效形核位置,在固溶冷却过程中导致大量 η 相在 Al_3Zr 粒子上形核并脱溶析出,降低合金的过饱和度,从而影响后续的时效强化效果,导致合金最终性能下降。

[0038] 本发明在轧制时采用单道次大于50mm的大压下量工艺,利用强变形机制带来的温升提高终轧温度可减少轧制过程中的动态再结晶,降低轧制变形储能和后续固溶过程中的组织再结晶程度,有利于提高合金强度、降低淬火敏感性。

[0039] 本发明在轧制时采用多道次轧制,利用强变形和表层及心部的软硬度差,对心部的晶粒和粗大第二相化合物产生充分的破碎细化,使心部和表层组织和性能差异减小,细小的晶粒和断续分布的第二相化合物有利于提高成品的强度、断裂韧性及抗腐蚀性能。

[0040] 本发明的铝锭的配料可按照以下合金元素质量百分比进行配料:Si含量 $\leq 0.05\%$ 、Fe含量 $\leq 0.08\%$ 、Cu含量 $1.6\sim 2.0\%$ 、Mn含量 $\leq 0.1\%$ 、Mg含量 $1.6\sim 2.0\%$ 、Cr含量 $\leq 0.05\%$ 、Zn含量 $7.6\sim 8.2\%$ 、Ti含量 $0.01\sim 0.03\%$ 、Zr含量 $0.1\sim 0.12\%$ 、其余单个杂质含量 $\leq 0.05\%$,杂质合计含量 $\leq 0.15\%$,余量为Al。铝锭中Zn/Mg质量比值为 $4.0\sim 5.0$ 。

[0041] 优选地,Zn/Mg质量比值为4.2,铝锭的配料可按照以下合金元素质量百分比进行配料:Si:0.029%、Fe:0.072%、Cu:1.86%、Mn:0.002%、Mg:1.92%、Cr:0.003%、Zn:8.02%、Ti:0.027%、Zr:0.11%,余量为铝。铝锭中Zn/Mg质量比值为 $4.0\sim 5.0$

[0042] Zn、Mg在铝合金中的溶解度随温度下降而急剧降低,并形成具有较强时效硬化效应的 η (MgZn_2)相和T($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$)相,起到沉淀强化作用。T相的Zn/Mg值约为2.7, η 相的Zn/Mg值约为5,当合金的Zn/Mg值较高时,由于Zn含量超过了形成T相所需的含量,时效过程中更易形成 η 相,尺寸更小的 η 相使合金的强度大幅提高。

[0043] 本发明的铝合金Zn/Mg质量比值为 $4.0\sim 5.0$,在时效过程中更易形成 η 相,尺寸更小的 η 相使合金的强度大幅提高;同时Mg元素含量的降低,可使其他主合金元素溶解度提高,在固溶淬火过程中合金析出形成 η 相的驱动力减小,进而降低了合金的淬火敏感性。

[0044] 本发明的铝合金中添加有Zr元素,取代了一部分Mn和Cr元素。在铸锭均匀化过程中Zr元素可形成 Al_3Zr 弥散相,其为基体共格相,Cr元素形成的相为与基体非共格相,当淬火冷却时,心部冷却较慢部分更易在该相上析出形成粗大的平衡共晶相,增大合金的淬火敏感性。本发明通过添加Zr元素并取代一部分Mn和Cr元素,有益于提高合金的淬透性,同时通过选择合适的双级均匀化温度和时间并在均匀化结束后快速冷却,使合金中形成大量弥散分布的 Al_3Zr 粒子并阻止其长大,对后续板材的断裂韧性、疲劳性能、抗应力腐蚀能力和淬透性产生积极影响。

[0045] 具体地,一种航空用高损伤容限、低淬火敏感性Al-Zn-Mg-Cu合金厚板生产工艺,包括以下步骤:

[0046] (1) 配料:

[0047] 按照以下合金元素质量百分比进行配料:Si含量 $\leq 0.05\%$ 、Fe含量 $\leq 0.08\%$ 、Cu含量 $1.6\sim 2.0\%$ 、Mn含量 $\leq 0.1\%$ 、Mg含量 $1.6\sim 2.0\%$ 、Cr含量 $\leq 0.05\%$ 、Zn含量 $7.6\sim 8.2\%$ 、Ti含量 $0.01\sim 0.03\%$ 、Zr含量 $0.1\sim 0.12\%$ 、其余单个杂质含量 $\leq 0.05\%$ ，杂质合计含量 $\leq 0.15\%$ ，余量为Al。其中，Zn/Mg质量比值为 $4.0\sim 5.0$ 。

[0048] (2) 熔铸:

[0049] 将上述各合金元素按比例进行配料准备，在熔炼炉中熔炼为洁净均匀的熔体，经除气除渣后再半连续铸造成铝合金扁铸锭。

[0050] (3) 均匀化:

[0051] 在铸锭均匀化之前进行去应力处理和锯切，在实际实施时为双级均匀化处理工艺。一级均匀化处理:定温 $320\sim 400^\circ\text{C}$ ，保温 $2\sim 4\text{h}$ ，升温速率小于 $40^\circ\text{C}/\text{h}$ ；二级均匀化处理:定温 $460\sim 465^\circ\text{C}$ ，保温 $16\sim 20\text{h}$ ；一级均匀化处理到二级均匀化处理的温升速率小于 $5^\circ\text{C}/\text{h}$ ，并在保温结束后在冷却室内进行快速降温。

[0052] (4) 热轧:

[0053] 将均匀化后的合金铸锭进行锯切头尾，铣去凝壳层，在 $400^\circ\text{C}\sim 450^\circ\text{C}$ 保温 3h 后轧制到 150mm ，并保证终轧温度为 $430\pm 20^\circ\text{C}$ ，在轧制倒数第二道次之前有不少于3道次的大压下量道次，单道次压下量不小于 50mm 。

[0054] (5) 固溶处理:

[0055] 对热轧后的铝合金板材进行双级固溶淬火处理，在辊底式淬火炉内进行，一级固溶处理:保温 2h ，保温温度为 $465^\circ\text{C}\sim 468^\circ\text{C}$ ；二级固溶处理:保温 1h ，保温温度为 $476\sim 480^\circ\text{C}$ ，保温结束后在辊底炉中采用高压水喷淋的方式进行快速淬火。

[0056] (6) 预拉伸处理:

[0057] 将固溶后的板材用拉伸机进行预拉伸处理，消除板材残余应力，拉伸量 $2\sim 3\%$ 。

[0058] (7) 时效处理:

[0059] 时效采用双级时效处理，一级时效处理温度为 $90\sim 120^\circ\text{C}$ ，保温 $4\sim 6\text{h}$ ；二级时效处理温度为 $150\sim 170^\circ\text{C}$ ，保温 $16\sim 20\text{h}$ 。

[0060] 实施例1

[0061] 一种航空用高损伤容限、低淬火敏感性Al-Zn-Mg-Cu合金厚板生产工艺，包括配料:合金配方由以下元素组分按照重量百分比配置而成:Si: 0.029% 、Fe: 0.072% 、Cu: 1.86% 、Mn: 0.002% 、Mg: 1.92% 、Cr: 0.003% 、Zn: 8.02% 、Ti: 0.027% 、Zr: 0.11% ，余量为铝，Zn/Mg质量比值 4.2 。

[0062] 将上述合金各元素配料放入熔炼炉中熔炼，经扒渣、过滤后，将铝液经结晶器半连续铸造成铝合金热轧扁铸坯料。将铝合金扁铸锭置于均火炉内进行均匀化处理，铸锭从室温升至 400°C ，保温 4h 后，以小于 $5^\circ\text{C}/\text{h}$ 升温速率升温至 462°C ，保温 16h 后，在冷却室内快速冷却。

[0063] 将均匀化后的铝合金铸锭进行锯切、铣面， 420°C 保温 3h 后经7道次轧制到 150mm 厚。将轧制后的板材在辊底炉内 467°C 保温 2h ，再升温至 477°C 保温 1h 后，快速淬火至室温，固溶后进行预拉伸，拉伸率 $2.7\pm 0.2\%$ ，一级时效为 115°C 保温 6h ，二级时效 152°C 保温 16h 。

[0064] 对比例1

[0065] 合金配方由以下元素组分按照重量百分比配置而成:Si:0.026%、Fe:0.059%、Cu:1.53%、Mn:0.001%、Mg:2.02%、Cr:0.004%、Zn:7.85%、Ti:0.025%、Zr:0.08%,余量为铝,Zn/Mg质量比值3.9。

[0066] 将上述合金各元素配料放入熔炼炉中熔炼,经扒渣、过滤后,将铝液经结晶器半连续铸造成铝合金热轧扁锭坯料。将铝合金扁锭置于均火炉内进行均匀化处理,铸锭从室温升至400℃,保温4h后,以小于5℃/h升温速率升温至462℃,保温16h后,在冷却室内快速冷却。

[0067] 将均匀化后的铝合金铸锭进行锯切、铣面,420℃保温3h后经7道次轧制到150mm厚。将轧制后的板材在辊底炉内467℃保温2h,再升温至477℃保温1h后,快速淬火至室温,固溶后进行预拉伸,拉伸率 $2.7 \pm 0.2\%$,一级时效为115℃保温6h,二级时效152℃保温16h。

[0068] 对比例2

[0069] 合金配方由以下元素组分按照重量百分比配置而成:Si:0.038%、Fe:0.069%、Cu:2.20%、Mn:0.003%、Mg:2.15%、Cr:0.006%、Zn:6.34%、Ti:0.029%、Zr:0.09%,余量为铝,Zn/Mg质量比值2.9。

[0070] 将上述合金各元素配料放入熔炼炉中熔炼,经扒渣、过滤后,将铝液经结晶器半连续铸造成铝合金热轧扁锭坯料。将铝合金扁锭置于均火炉内进行均匀化处理,铸锭从室温升至400℃,保温4h后,以小于5℃/h升温速率升温至462℃,保温16h后,在冷却室内快速冷却。

[0071] 将均匀化后的铝合金铸锭进行锯切、铣面,420℃保温3h后经7道次轧制到150mm厚。将轧制后的板材在辊底炉内467℃保温2h,再升温至477℃保温1h后,快速淬火至室温,固溶后进行预拉伸,拉伸率 $2.7 \pm 0.2\%$,一级时效为115℃保温6h,二级时效152℃保温16h。

[0072] 对比例3

[0073] 合金配方由以下元素组分按照重量百分比配置而成:Si:0.028%、Fe:0.066%、Cu:1.97%、Mn:0.002%、Mg:1.89%、Cr:0.002%、Zn:7.97%、Ti:0.031%、Zr:0.10%,余量为铝,Zn/Mg质量比值4.2。

[0074] 将上述合金各元素配料放入熔炼炉中熔炼,经扒渣、过滤后,将铝液经结晶器半连续铸造成铝合金热轧扁锭坯料。将铝合金扁锭置于均火炉内进行均匀化处理,铸锭从室温升至400℃,保温4h后,以小于5℃/h升温速率升温至462℃,保温16h后,在冷却室内快速冷却。

[0075] 将均匀化后的铝合金铸锭进行锯切、铣面,420℃保温3h后经7道次轧制到150mm厚。将轧制后的板材在辊底炉内477℃保温3h后,快速淬火至室温,固溶后进行预拉伸,拉伸率 $2.7 \pm 0.2\%$,一级时效为115℃保温6h,二级时效152℃保温16h。

[0076] 实施例1和对比例1~3中合金成分如下表所示:

[0077] 表1实施例1和对比例1~3中合金成分对比

| 元素 | Zn/ wt% | Mg/ wt% | Cu/ wt% | Fe/ wt% | Si/ wt% | Mn/ wt% | Zr/ wt% | Cr/ wt% | Ti/ wt% | Zn/ Mg |
|--------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|-----------|
| [0078] 实施例 1 | 8.02 | 1.92 | 1.86 | 0.072 | 0.029 | 0002 | 0.11 | 0.003 | 0.027 | 4.2 |
| 对比例 1 | 7.85 | 2.02 | 1.53 | 0.059 | 0.026 | 0.001 | 0.08 | 0.004 | 0.025 | 3.9 |
| 对比例 2 | 6.34 | 2.15 | 2.20 | 0.069 | 0.038 | 0.003 | 0.09 | 0.006 | 0.029 | 2.9 |
| 对比例 3 | 7.97 | 1.89 | 1.97 | 0.066 | 0.028 | 0.002 | 0.10 | 0.002 | 0.031 | 4.2 |

[0079] 实施例1和对比例3合金中的Zn元素和Zr元素含量相对较高,且Zn/Mg质量比值大于4,对比例1合金中Zn元素和Zr元素含量次之,Zn/Mg质量比值为3.9,对比例2合金中Zn元素和Zr元素含量最低,Zn/Mg质量比值为2.9.实施例1、对比例1和对比例2采用相同的均匀化、轧制、固溶、时效工艺,对比例3除采用单级固溶工艺外,其余工艺也相同。

[0080] 分别对实施例1和对比例1~3中所得板材进行LT向拉伸和T-L向断裂韧性测试,拉伸选取板材厚度心部T/2和表层T/10位置进行测试,所得结果如下表所示:

[0081] 表2实施例1和对比例1~3拉伸和断裂韧性

| 测试项目 | T/2- 抗拉强度/ MPa | T/2- 屈服强度/ MPa | T/10- 抗拉强度/ MPa | T/10- 屈服强度/ MPa | 断裂韧性/ MPa·m ^{1/2} | 心部-表 层强度差 ①/% |
|--------------|----------------------|----------------------|-----------------------|-----------------------|-------------------------------|---------------------|
| [0082] 实施例 1 | 566 | 534 | 575 | 542 | 34.0 | 1.6 |
| 对比例 1 | 513 | 477 | 526 | 492 | 35.2 | 2.5 |
| 对比例 2 | 496 | 420 | 529 | 454 | 35.7 | 6.7 |
| 对比例 3 | 561 | 437 | 573 | 540 | 34.3 | 2.1 |

[0083] 表2中:上标①数据为 $\Delta\sigma = \frac{\sigma_{b, \frac{T}{10}} - \sigma_{b, \frac{T}{2}}}{\sigma_{b, \frac{T}{2}}} \times 100\%$

[0084] 从测试结果来看,实施例1有最高的抗拉强度和屈服强度,且心部和表层的强度差异最小,由于含有较高的Zn元素、Zr元素含量和Zn/Mg质量比,对合金强度的提升效果明显,并显著降低了材料的心部和表层的差异,断裂韧性相对较低,但差距不大.对比例1的Zn含量和Zn/Mg质量比稍低,但强度下降明显,说明Zn含量和Zn/Mg质量比对合金的强度有较大的影响.对比例2合金中Zn元素和Zr元素含量最低且Zn/Mg质量比值最小,导致其强度最低且性能差异最大.对比例3的强度和断裂韧性与实施例1接近,但心部-表层强度差略高。

[0085] 对比图1和图2,可以看到对比例3的再结晶程度较高,由于其采用单级固溶,在高温保温时间较长导致其再结晶程度较高,影响了材料的性能均匀性。

[0086] 最后说明的是,以上实施例仅用以说明本发明的技术方案而非限制,尽管参照较佳实施例对本发明进行了详细说明,本领域的普通技术人员应当理解,可以对本发明的技术方案进行修改或者等同替换,而不脱离本技术方案的宗旨和范围,其均应涵盖在本发明的权利要求范围当中。

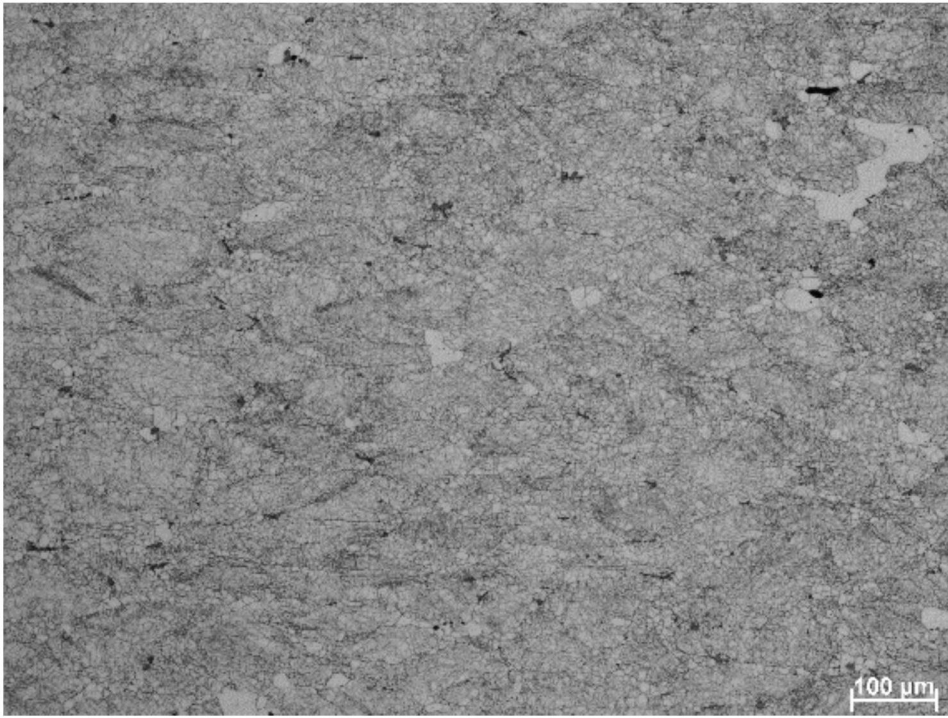


图1

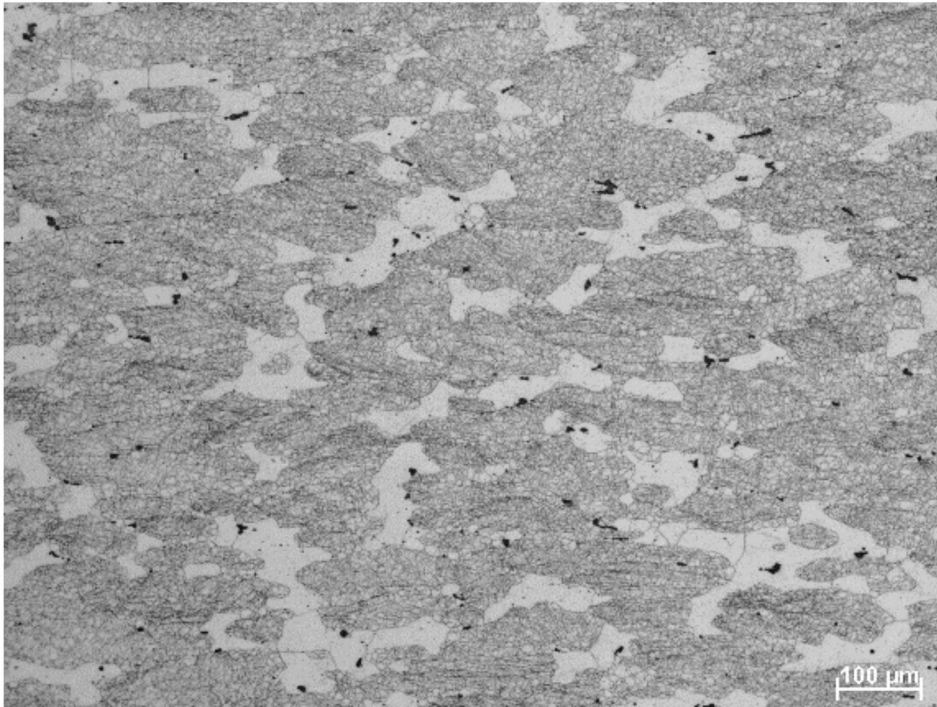


图2