



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 102844456 B

(45) 授权公告日 2014. 10. 15

(21) 申请号 201180018998. 2

B21J 5/00(2006. 01)

(22) 申请日 2011. 04. 15

G22C 21/02(2006. 01)

G22C 21/06(2006. 01)

(30) 优先权数据

095145/2010 2010. 04. 16 JP

(56) 对比文件

JP 特开 2002-348630 A, 2002. 12. 04, 全文 .

EP 1522600 A1, 2005. 04. 13, 全文 .

WO 2006/057452 A1, 2006. 06. 01, 全文 .

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2012. 10. 15

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2011/059373 2011. 04. 15

审查员 谭南

(87) PCT国际申请的公布数据

W02011/129431 JA 2011. 10. 20

(73) 专利权人 昭和电工株式会社

地址 日本东京都

(72) 发明人 竹村英贵 村上宽秋 中原隆文

小林美乃里

(74) 专利代理机构 北京市中咨律师事务所

11247

代理人 段承恩 杨光军

(51) Int. Cl.

G22F 1/05(2006. 01)

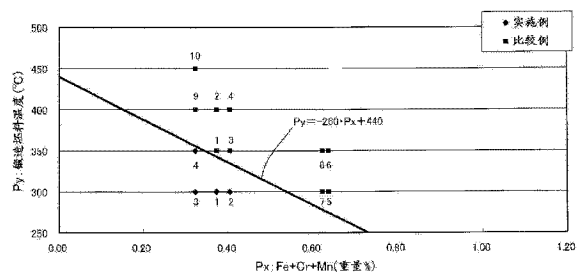
权利要求书1页 说明书18页 附图5页

(54) 发明名称

铝合金锻造构件的制造方法

(57) 摘要

本发明提供一种重量轻且机械特性优异的锻造构件。本发明准备铝合金锻造坯料,所述铝合金锻造坯料具有下述组成:含有0.35~1.2质量%的Mg、0.2~1.3质量%的Si、0.5质量%以下的Cu、0.15质量%以上的Fe、0.05质量%以上的Cr、0.05质量%以下的Mn,其余量由Al和不可避免的杂质组成。并且,在满足锻造坯料温度(℃)≤-260(℃)×[Fe、Cr、Mn的含量合计(质量%)]+440(℃)的关系式的温度条件下,对铝合金坯料进行热锻。



1. 一种铝合金锻造构件的制造方法,其特征在于,

准备铝合金锻造坯料,所述铝合金锻造坯料具有下述组成:含有 0.35 ~ 1.2 质量 % 的 Mg、0.2 ~ 1.3 质量 % 的 Si、0.5 质量 % 以下的 Cu、0.15 质量 % 以上的 Fe、0.05 质量 % 以上的 Cr、0.05 质量 % 以下的 Mn,其余量由 Al 和不可避免的杂质组成;

在满足锻造坯料温度  $\leq -260^{\circ}\text{C} \times [\text{Fe}、\text{Cr}、\text{Mn} \text{ 的含量合计质量 \%}] + 440^{\circ}\text{C}$  的关系式的温度条件下,对所述铝合金坯料进行热锻,在进行所述热锻之前,基于预定制造的锻造构件和锻造坯料的形状,计算出各个部位的等效应变,求出将该各个部位的等效应变全部包含的整体的等效应变的范围,

从该整体的等效应变的范围,基于预先准备的将锻造坯料温度和等效应变的范围相关联的信息,计算出锻造坯料温度的上限值。

2. 根据权利要求 1 所述的铝合金锻造构件的制造方法,将所述 [Fe、Cr、Mn 的含量合计质量 %] 调整为 0.5 质量 % 以下。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的铝合金锻造构件的制造方法,从该锻造坯料温度的上限值,基于所述关系式,特定所述 Fe、Cr、Mn 的含量合计的上限。

4. 根据权利要求 1 或 2 所述的铝合金锻造构件的制造方法,在进行所述热锻之前,基于锻造坯料的组成,计算出所述 Fe、Cr、Mn 的含量合计,从该含量合计,基于所述关系式,求出锻造坯料温度的上限值,

从该求出的锻造坯料温度的上限值,基于预先准备的将锻造坯料温度和等效应变的范围相关联的信息,求出在锻造加工中容许的整体的等效应变的范围,

在该容许的整体的等效应变的范围内,设计锻造坯料和锻造构件的形状。

5. 一种铝合金锻造构件,其特征在于,

具有下述组成:含有 0.35 ~ 1.2 质量 % 的 Mg、0.2 ~ 1.3 质量 % 的 Si、0.5 质量 % 以下的 Cu、0.15 质量 % 以上的 Fe、0.15 质量 % 以上的 Cr、0.05 质量 % 以下的 Mn,其余量由 Al 和不可避免的杂质组成,

50% 以上的区域被调整为微细再结晶组织的状态,并且,具备超过 250MPa 的抗拉强度值。

6. 根据权利要求 5 所述的铝合金锻造构件,各个部位的 50% 以上的区域被调整为微细再结晶组织的状态。

7. 根据权利要求 5 或 6 所述的铝合金锻造构件,各个部位的抗拉强度的偏差,相对于没有塑性加工的状态的抗拉强度,被调整为  $\pm 5\%$  以内。

8. 一种汽车用结构件,其特征在于,由采用权利要求 1 ~ 3 的任一项所述的制造方法制造的铝合金锻造构件构成。

## 铝合金锻造构件的制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及将铝合金制的锻造坯料进行锻造加工而制造锻造构件的铝合金锻造构件的制造方法及其相关技术。

### 背景技术

[0002] 从轻量化等观点出发,作为汽车用行走构件,使用铝合金制的锻造构件(锻造品)的倾向正在变高。作为这样的结构用铝合金锻造构件的合金材料,大多使用 Al-Mg-Si 合金。

[0003] 如下述的非专利文献 1 所示,在作为 Al-Mg-Si 合金一般使用的 JIS6061 合金中,优先考虑锻造时的可加工性,将坯料温度设为 435~480℃ 的比较高的温度进行锻造加工是通例。

[0004] 另外,如下述的非专利文献 2 所示,近年来,作为 Al-Mg-Si 合金的改良品,开发了通过抑制锻造加工时的再结晶来使强度提高的合金(以下称为「6000 系高强度材料」)。该合金为了避免再结晶,在比一般的 6061 合金还高的温度下进行锻造加工。

[0005] 现有技术文献

[0006] 非专利文献 1:轻金属 Vol 11、No. 12、P741~758「铝的锻造」

[0007] 非专利文献 2:神户制钢技术报告 Vol 55、No. 3「汽车悬架装置用高强度铝合金」

### 发明内容

[0008] 但是,如上述非专利文献 1 所示,将 JIS6061 合金在 435~480℃ 下锻造加工的情况下,锻造构件根据其形状在各个部位加工率不同,因此组织状态根据各部位而不同。例如在一个锻造构件之中,未再结晶组织的部位、微细再结晶组织的部位和粗大再结晶组织的部位混杂。这样组织状态在各个部位不同,在各个部位拉伸特性(抗拉强度)等的机械特性(机械强度)不同,成为机械特性上有大的偏差的锻造制品。因此,作为锻造制品能够保证的机械特性值,不得不设定为与标准试验值相比大幅地低的值,要满足作为结构件所要求的机械特性的保证值,就必须增厚构件的壁厚。其结果,招致锻造构件的高重量化,阻碍作为所希望的目的的轻量化。

[0009] 在此,本说明书中,所谓未再结晶组织,是在维持了铸造加工时的晶粒的状态下,在结晶晶界上存在在最终凝固区产生的结晶物的状态的组织。

[0010] 此外所谓粗大再结晶组织,是在以由塑性加工施加的应变为驱动力产生了再结晶的状态下,再结晶后的晶粒粒径比铸造加工时的晶粒粒径大的状态的组织。

[0011] 此外所谓微细再结晶组织,是在以由塑性加工施加的应变为驱动力产生了再结晶的状态下,再结晶后的晶粒粒径相对于铸造时的晶粒粒径成为相同程度的大小,或者较小的状态的组织。

[0012] 另一方面,上述非专利文献 2 所示的 6000 系高强度材料,在通常的锻造加工时能够在锻造构件的大致全部区域抑制再结晶化,也能够抑制各个部位的机械强度的偏差。但

是,为了谋求轻量化而要形成薄壁形状的锻造构件时,不仅锻造加工率变得更高,在薄壁部锻造加工时的来自锻造坯料的散热量也变大,因此锻造坯料的温度降低,容易发生再结晶。因此,在 6000 系高强度材料中,在要利用薄壁形状制造加工率高的锻造构件时,在锻造构件中未再结晶组织、粗大再结晶组织和微细再结晶组织混杂,在每个部位机械特性不同,由于该机械特性的偏差,难以得到优异的锻造制品。其结果,即使使用 6000 系高强度材料,也与使用上述 JIS6061 合金的情况同样地难以谋求轻量化。

[0013] 本发明的优选的实施方式,是鉴于相关技术中的上述和 / 或其他问题完成的。本发明的优选的实施方式,可以使已有的方法和 / 或装置显著地提高。

[0014] 本发明是鉴于上述课题完成的,其目的是提供能够谋求轻量化并且制造能够使每个部位的机械特性的偏差较小的锻造构件的铝合金锻造构件的制造方法及其相关技术。

[0015] 本发明的其他的优点和优点,由以下的优选实施方式明确。

[0016] 在锻造加工的技术领域,如上所述,尽可能地抑制再结晶化,使锻造构件的机械特性提高成为技术常识。在这样的技术背景下,本发明者从不同于抑制再结晶化的观点出发,尝试解决上述课题。

[0017] 并且,本发明者在进行实验、研究的过程中,得到了下述见解,在锻造构件(锻造制品)的各部位,通过将规定以上的区域形成成为微细再结晶组织状态,能够将锻造构件中的各个部位的机械特性的偏差抑制为较小,从而能够解决上述的课题。

[0018] 此外,本发明者对于锻造加工时的再结晶的发生行为,进行了实验、研究,发现了基于锻造构件的合金组成和锻造加工时的坯料温度,能够控制再结晶的发生行为。

[0019] 并且,本发明者发现通过在锻造加工中,切实地控制再结晶的发生行为,使锻造构件的微细再结晶组织的区域增大,能够解决上述课题的构成,从而完成了本发明。

[0020] 即,本发明具备以下的手段。

[0021] [1] 一种铝合金锻造构件的制造方法,其特征在于,准备铝合金锻造坯料,上述铝合金锻造坯料具有下述组成:含有 0.35~1.2 质量%的 Mg、0.2~1.3 质量%的 Si、0.5 质量%以下的 Cu、0.15 质量%以上的 Fe、0.05 质量%以上的 Cr、0.05 质量%以下的 Mn,其余量由 Al 和不可避免的杂质组成;

[0022] 在满足锻造坯料温度(°C)  $\leq -260$  (°C)  $\times$  [Fe、Cr、Mn 的含量合计(质量%)] + 440 (°C) 的关系式的温度条件下,对上述铝合金坯料进行热锻。

[0023] [2] 根据前项 1 所述的铝合金锻造构件的制造方法,将上述 [Fe、Cr、Mn 的含量合计(质量%)] 调整为 0.5 质量%以下。

[0024] [3] 根据前项 1 或 2 所述的铝合金锻造构件的制造方法,在进行上述热锻之前,基于预定制造的锻造构件和锻造坯料的形状,计算出各个部位的等效应变,求出将该各个部位的等效应变全部包含的整体的等效应变的范围,

[0025] 从该整体的等效应变的范围,基于预先准备的将锻造坯料温度和等效应变的范围相关联的信息,计算出锻造坯料温度的上限值,

[0026] 从该锻造坯料温度的上限值,基于上述关系式,特定上述 Fe、Cr、Mn 的含量合计的上限。

[0027] [4] 根据前项 1 或 2 所述的铝合金锻造构件的制造方法,在进行上述热锻之前,基于锻造坯料的组成,计算出上述 Fe、Cr、Mn 的含量合计,从该含量合计,基于上述关系式,求

出锻造坯料温度的上限值，

[0028] 从该求出的锻造坯料温度的上限值，基于预先准备的将锻造坯料温度和等效应变的范围相关联的信息，求出在锻造加工中容许的整体的等效应变的范围，

[0029] 在该容许的整体的等效应变的范围内，设计锻造坯料和锻造构件的形状。

[0030] [5] 一种铝合金锻造构件，其特征在于，具有下述组成：含有 0.35~1.2 质量 % 的 Mg、0.2~1.3 质量 % 的 Si、0.5 质量 % 以下的 Cu、0.15 质量 % 以上的 Fe、0.05 质量 % 以上（优选为 0.15 质量 % 以上）的 Cr、0.05 质量 % 以下的 Mn，其余量由 Al 和不可避免的杂质组成，

[0031] 50% 以上的区域被调整为微细再结晶组织的状态，并且，具备超过 250MPa 的抗拉强度值。

[0032] [6] 根据前项 5 所述的铝合金锻造构件，各个部位的 50% 以上的区域被调整为微细再结晶组织的状态。

[0033] [7] 根据前项 5 或 6 所述的铝合金锻造构件，各个部位的抗拉强度的偏差，相对于没有塑性加工的状态的抗拉强度，被调整为  $\pm 5\%$  以内。

[0034] [8] 一种汽车用结构件，其特征在于，由采用前项 1~4 的任一项所述的制造方法制造的铝合金锻造构件构成。

[0035] 根据发明 [1] 的铝合金锻造构件的制造方法，能够控制锻造加工时的再结晶的发生行为，能够得到规定的较多区域为微细再结晶组织状态的锻造构件。由此可以得到重量轻且机械特性优异的锻造构件。

[0036] 另外，根据本发明，不需要将锻造时的坯料温度设为太高的温度，因此能够谋求节能化。

[0037] 再者，本发明在制造例如图 1 所示的具有薄壁部和厚壁部的特别形状的锻造构件 10 时可以很好地使用。

[0038] 该锻造构件 10 具有两端的筒状部 13、13 和连接两筒状部 13、13 的连接部 14。连接部 14 具有减薄部 15，该减薄部 15 作为壁厚比周围的厚壁部 11 小的薄壁部 12 构成。此外筒状部 13、13，其周身部作为壁厚小的薄壁部 12、12 构成。

[0039] 在本发明中，例如薄壁部 12 的厚度为 10mm 以下，优选为 10mm~3mm，优选厚壁部 11 的厚度被设定为薄壁部位的厚度的 4 倍以上、优选为 4~10 倍。此外，例如从上方观察图 1 的锻造构件 10 的俯视（单面视）的状态下，相对于其平面整体的面积，形成有薄壁部 12 的区域的面积的比率（%）优选被设定为 20~70%。

[0040] 其中特别是本发明可以很好地制造具有厚度为 10mm 以下的薄壁部的形状，在该薄壁部微细结晶组织区域为 95% 以上的作为汽车用结构件的锻造构件。

[0041] 作为由具有这样的形状的锻造构件构成的汽车部件，可以举出叉形骨架结构的前悬架装置中的上臂、多链路结构的后悬架装置中的轴踵控制臂。

[0042] 再者，自不用说，本发明不限于这些汽车部件和图 1 所示的形状。此外本发明也不限于由数值示出的上述的优选范围。

[0043] 根据发明 [2] ~ [4] 的铝合金锻造构件的制造方法，可以更切实地得到上述效果。

[0044] 根据发明 [5] 的铝合金锻造构件，重量轻且具备优异的机械特性。

[0045] 根据发明 [6]、[7] 的铝合金锻造构件，各个部位的机械特性的偏差小，因此能够使机械特性更进一步提高。

[0046] 根据发明 [8] 的汽车用结构件,重量轻且具备优异的机械特性。

#### 附图说明

[0047] 图 1 是表示能够采用本发明的制造方法制造的锻造构件的一例的立体图。

[0048] 图 2 是在锻造坯料温度和等效应变的关系之下表示锻造构件的结晶组织状态的图。

[0049] 图 3 是表示本发明的实施例中的锻造坯料温度和 Fe、Cr、Mn 的含量合计的关系的图。

[0050] 图 4 是表示锻造加工的加工率和等效应变的关系的图。

[0051] 图 5 是表示作为本发明的实施方式的锻造构件的制造程序的框图。

[0052] 图 6 是表示在本发明的实施例中使用的合金组成确认用的盘形样品的立体图。

[0053] 图 7 是表示锻造构件的中心等效应变值(相对值)和微细再结晶区域范围的关系的图。

#### 具体实施方式

[0054] 在作为本发明的实施方式的铝合金锻造构件的制造方法中,作为锻造坯料,使用 Al-Mg-Si 合金制的锻造坯料。并且,在本实施方式中,通过将该锻造坯料的合金组成和锻造坯料的坯料温度进行特定,可得到能够解决上述课题的锻造构件(锻造制品)。

[0055] 在本实施方式中,锻造坯料具有下述合金组成:含有 0.35~1.2 质量%的 Mg、0.2~1.3 质量%的 Si、0.5 质量%以下的 Cu、0.15 质量%以上的 Fe、0.15 质量%以上的 Cr、0.05 质量%以下的 Mn,其余量由 Al 和不可避免的杂质组成。

[0056] 在本实施方式中,Mg 与 Si 共存,形成  $Mg_2Si$  系析出物,有助于锻造构件(最终制品)的强度提高,因此需要含有。

[0057] Mg 的含量需要调整为 0.35~1.2 质量%,优选调整为 0.8~1.2 质量%是合适的。

[0058] 在 Mg 的含量过少的情况下,析出物形成带来的强化效果变少,因此不优选。相反地在 Mg 的含量过多的情况下,使锻造加工时的可加工性(塑性加工性)降低,并且使最终制品的韧性降低,因此不优选。

[0059] Si 如上述那样,与 Mg 共存,形成  $Mg_2Si$  系析出物,有助于最终制品的强度提高,因此需要含有。

[0060] Si 的含量需要调整为 0.2~1.3 质量%,优选调整为 0.7~0.9 质量%是合适的。

[0061] 在 Si 的含量过少的情况下,析出物形成带来的强化效果变少,因此不优选。相反地在 Si 的含量过多的情况下,Si 的晶界析出变多,因此容易发生晶界脆化,有使铸锭的锻造加工性和最终制品的韧性降低之虞。再者,Si 通过超过对于生成  $Mg_2Si$  系析出物充分的量来过量地添加,可以进一步提高时效处理后的最终制品的强度。

[0062] Cu 通过使  $Mg_2Si$  系析出物的表观的过饱和量增加,使  $Mg_2Si$  系析出物增加,从而显著地促进最终制品的时效硬化,因此优选含有。

[0063] Cu 的含量需要调整为 0.5 质量%以下,优选调整为 0.3~0.5 质量%是合适的。

[0064] 在 Cu 的含量过多的情况下,使锻造加工时的可加工性和最终制品的韧性降低,还使耐蚀性劣化,因此不优选。

[0065] 再者,在本实施方式中,锻造构件的各部位不是简单的再结晶组织,通过将每个部位中 50% 以上(优选为全部)的区域形成为微细再结晶组织状态,能够充分地抑制锻造构件的各部位的机械特性的偏差。

[0066] 此外,在锻造加工时的再结晶的发生行为,在将锻造坯料的成分和坯料温度设为一定的情况下,如果后述的等效应变量少则成为未再结晶组织,随着等效应变变量变多变为粗大再结晶组织,如果等效应变变量进一步变多则变化为微细再结晶组织的状态。

[0067] 在此对于未再结晶组织、粗大再结晶组织和微细再结晶组织,如同在上述「发明内容」的部分说明的,但进一步附加说明如下。

[0068] 即,所谓未再结晶组织,是没有从铸造时的结晶组织变化的状态,例如晶粒平均粒径为  $50\sim 300\ \mu\text{m}$ 。

[0069] 此外所谓粗大再结晶组织,是再结晶后的晶粒粒径比铸造加工时的晶粒粒径大的状态的组织。例如可以表示为「再结晶后的晶粒平均粒径」=  $M\times$ 「铸造时的晶粒平均粒径」( $M = 10\sim 100$ )。

[0070] 此外所谓微细再结晶组织,是再结晶后的晶粒粒径比铸造加工时的晶粒粒径小的状态的组织。例如可以表示为「再结晶后的晶粒平均粒径」=  $N\times$ 「铸造时的晶粒平均粒径」( $N = 0.05\sim 10$ )。

[0071] 再者,平均粒径可采用以往的方法、例如以下的程序,从用显微镜观察过结晶组织的图像采用切片法求出。

[0072] 首先,用 100 倍的倍率拍摄锻造加工品的截面组织的显微照片,在该照片上任意地取纵和横的长度分别为「L1」和「L2」的直线。

[0073] 接着,计算在「L1」和「L2」的长度的直线上以交叉的形式存在的晶界的数目并分别作为「n1」和「n2」,由下述数学式(1)求出平均粒径,以其作为从显微照片上求出的晶粒的平均粒径。平均粒径的大小可以不依赖于「L1」和「L2」的长度而求出。

[0074] 平均粒径 =  $(L1+L2) / (n1+n2) \cdots$  数学式(1)

[0075] 另一方面,在锻造构件中,等效应变量和锻造加热温度的关系中的、锻造构件的再结晶组织的状态成为图 2 的图所示的状态。再者,在该图中,横轴表示等效应变,纵轴表示锻造加热温度(锻造坯料温度)。进而,图中的涂黑的菱形标记表示未结晶组织状态,涂黑的圆标记表示粗大再结晶组织状态,涂黑的正方形标记表示微细再结晶组织状态。

[0076] 如该图所示,在假定了等效应变值的范围时,在锻造加热温度高的情况下,未再结晶状态的比例多,随着锻造加热温度变低,粗大再结晶状态的比例增加,如果锻造加热温度进一步变低,则微细再结晶状态的比例增加。也就是说从图的左上方朝向右下方,组织状态变化为未再结晶状态、粗大再结晶状态、微细再结晶状态。此外在图 2 中,粗大再结晶组织区域和微细再结晶组织区域的边界可以用直线(边界线 E1)大致表示,从边界线 E1 靠左上的区域成为未再结晶组织区域和 / 或粗大再结晶组织区域,右下的区域成为微细再结晶组织区域。

[0077] 在本发明中,基于图 2 的图,例如以下那样控制锻造加工时的再结晶的发生行为,可以将锻造构件的微细再结晶组织区域调整为 50% 以上、优选为 90% 以上。

[0078] (1) 在由锻造坯料锻造加工成锻造品形状时求出各部位的加工率、或者直接求出各部位的等效应变,由此,求出相对于锻造坯料的作为锻造构件的整体的加工率的范围或

等效应变的范围 K (参照图 2)。各部位的等效应变可以如后述那样利用模拟求出。再者,如图 4 所示,加工率和等效应变存在单调增加的相关关系。以作为参考的程度,在该图中的标绘点的近似直线的直线式由  $[y : \text{加工率}] = 41.786 \times [x : \text{等效应变}] - 1.3857$  表示。

[0079] (2) 如图 2 所示,在将锻造坯料温度设为「Ta」时,在等效应变的总范围 K,成为从边界线 E1 靠左上的区域、也就是粗大再结晶组织区域。

[0080] (3) 如果将锻造坯料温度降低到「Tb」,则在等效应变的总范围 K,可以设为从边界线 E1 靠右下的区域、也就是微细再结晶组织区域。

[0081] (4) 在锻造坯料温度设定在例如从「Ta」到「Tb」的范围内时,在该范围内的任一温度下,等效应变的范围 K 跨越边界线 E1,作为等效应变值的范围为「K」的锻造构件整体观察,成为粗大再结晶组织区域和微细再结晶组织区域混杂的状态。

[0082] (5) 例如在图 2 中,如果锻造坯料温度设定在「Ta」~「Tb」的范围内的「Tc」,则在设定温度 Tc 的锻造构件的粗大再结晶组织区域和微细再结晶组织区域的平均比例(比率),在设定温度 Tc 时的等效应变的范围 K 中,与粗大再结晶组织区域的范围 Ka 和微细再结晶组织区域的范围 Kb 的比率(Kb/Ka)大致相等。因此可以从所希望的比率(Kb/Ka)进行逆运算,设定锻造坯料温度。也就是说要得到所希望的混杂状态、例如微细再结晶组织区域为 50% 的状态的锻造构件,设定锻造坯料温度,以使得在等效应变的总范围 K 或加工率的总范围中,成为所希望的混杂状态所对应的所希望的比率(Kb/Ka)即可。

[0083] (6) 具体地说明,如图 2 所示粗大再结晶组织区域和微细再结晶组织区域的边界线 E1 的直线式,可以由锻造坯料加热温度  $[\text{°C}] = 85.7 \times \text{目标等效应变} [\%] + 263.6$  表示。因此,求出等效应变的总范围 K 之中的、粗大再结晶组织区域的范围 Ka 和微细再结晶组织区域的范围 Kb 成为所希望的比率时的「Ka」和「Kb」的边界位置的等效应变值 Kc,并以该边界位置的等效应变值 Kc 作为目标等效应变,适用于上述边界线 E1 的直线式从而计算出锻造坯料加热温度,设定该温度作为锻造加工时的锻造坯料温度即可。

[0084] 在此,在锻造构件整体等效应变值的分布不一样而偏差较大的情况下(例如仅一部分加工率高,较多的其他部分的加工率低的情况下),更优选例如以下的方法(a)~(c)所示,使用等效应变值的分布函数补正 Ka、Kb 进行确定以使得 Kc 成为规定的值。

[0085] (a) 求出锻造构件整体的等效应变值的分布函数 f (等效应变值),以将 f (等效应变值)从最小值积分到 Kc 值的值作为「Ka」,将 f (等效应变值)从 Kc 值积分到最大值的值作为「Kb」,此时,确定 Kc 值以使得 Kb/Ka 成为所希望的值以上。由该 Kc 值可以使用例如上述边界线 E1 的直线式求出锻造坯料加热温度。

[0086] (b) 根据分布是否看作一样、是否需要精度等来判断要不要补正即可。顺便提下在不进行补正的情况下,分布函数  $f(\text{等效应变值}) = 1$ ,分布成为一样,成为上述的简易类型。

[0087] (c) 另外锻造构件整体的等效应变的分布函数将适当的部位取样求出等效应变值,之后求出分布函数即可。

[0088] 通过如以上那样地进行补正设计,区域的值的精度提高,因此优选。

[0089] 另外,图 2 的图的纵轴、横轴的值,在 Fe、Cr、Mn 的量各自为 0.01 质量%左右的较小的差的范围可以原样地适应,例如在 Mn 量增加 0.1 质量%的情况下,使用该合金制成锻造件,将其截面进行宏观组织观察,通过观察再结晶状态可以制成与图 2 同样的图,可以使用该图应用上述设定的想法。



[0090] 但是,在锻造构件的各部位,如果未再结晶组织、微细再结晶组织和粗大再结晶组织的混杂状态不同,则机械特性在每个部位不同,由于该机械特性的偏差,难以得到优异的锻造制品。

[0091] 因此,在锻造加工的锻造坯料整体,通过控制再结晶的发生行为,使微细再结晶组织的区域增大,能够制造在各个部位机械特性的偏差小的锻造构件。

[0092] 因此在本实施方式中,如以下说明那样,控制锻造加工时的再结晶的发生行为,制造所希望的锻造构件。

[0093] 首先,作为对锻造加工时的再结晶的发生行为干预较大的成分(元素),有 Fe、Cr、Mn。Fe、Cr、Mn 在 Al-Mg-Si 合金制的锻造坯料中,作为其不可避免的杂质等含有。

[0094] 在本实施方式中,如果该 Fe、Cr、Mn 的含量少则容易发生再结晶。因此,为了促进再结晶,优选将 Fe、Cr、Mn 的含量的合计(质量%)调整为 0.5 质量%以下,更优选调整为 0.3 ~ 0.5 质量%。

[0095] 再者,在作为不可避免的杂质混入量多的情况下,例如可以通过向铸造用熔液中追加铝来调制为目标的范围。

[0096] 另外,在本实施方式中,需要将 Fe 调整为 0.15 质量%以上,优选调整为 0.2~0.3 质量%是合适的。

[0097] 另外,需要将 Cr 调整为 0.05 质量%以上,优选调整为 0.05~0.2 质量%是合适的。

[0098] 此外,需要将 Mn 调整为 0.05 质量%以下。再者,Mn 也可以含量为 0%,也就是不含有 Mn。

[0099] 在这些各个元素(Fe、Cr、Mn)的综合含量过多的情况下,锻造加工时的再结晶化不充分地进行,有时不能够充分地确保微细再结晶组织的区域,因此不优选。

[0100] 如果综合含量过多,成为超过 0.5 质量%的添加量,则由于 Fe、Cr、Mn 的量平衡从而生成结晶物,因此对再结晶的生成的推动不充分,产生单纯地损害韧性之虞,因此不优选。

[0101] 因此,为了充分地确保微细再结晶组织的区域,优选含量为 0.5 质量%以下。

[0102] 另外,在本实施方式中,从后述的实施例可理解,关于在锻造加工时的锻造坯料的坯料温度(锻造坯料温度),需要满足以下的关系式。锻造坯料温度(°C)  $\leq -260(\text{°C}) \times [\text{Fe、Cr、Mn 的含量合计(质量\%)}] + 440(\text{°C})$

[0103] 即,通过将锻造坯料温度调整到上述特定的范围内,锻造加工时,在塑性加工时导入作为再结晶的驱动力的充分的应变,再结晶化充分地进行,在厚壁部也能够切实地得到良好的微细再结晶组织状态的锻造构件。

[0104] 因此,在本实施方式中,通过将锻造坯料的坯料温度设定在相应于 Fe、Cr、Mn 的含量的温度,将锻造坯料进行锻造加工,可以在锻造构件的整个区域产生微细的再结晶,能够制造在各部位间机械特性的偏差少的锻造构件(锻造制品)。

[0105] 接着,在实施本发明的制造方法时,说明具体的设计程序的一些例子。再者,如以下详述那样,本发明是依据这些设计程序,采用预先确定的形状、组成、锻造坯料温度条件的锻造构件的制造方法。

[0106] <设计程序 1 >

[0107] 设计程序 1 包括以下的步骤 S11~S15,是从制品(锻造构件)的形状确定与其最适

合的组成等的情况的程序。

[0108] 步骤 S11 :给予使用的预定的锻造坯料和制造的预定的锻造成品(锻造构件)的各形状时,通过模拟从锻造坯料形状到锻造成品形状的成形过程来求出在各部位的等效应变。作为在该模拟中使用的软件,可以举出例如锻造分析软件「DEFORM」。

[0109] 步骤 S12 :求出包含各部位的等效应变全部的等效应变的范围、也就是在锻造构件整体的等效应变的范围,在图 2 上设定该范围作为等效应变的范围。再者,在本发明中,图 2 的图作为预先准备的将锻造坯料温度和等效应变的范围相关联的信息使用。

[0110] 步骤 S13 :在设定了的等效应变的范围设定作为成形品(锻造构件)整体所希望的微细再结晶区域范围的比率、例如 50%,基于图 2 的图确定与该比率相当的等效应变(目标等效应变),由该目标等效应变基于图 2 的图求出锻造加热温度的上限值。

[0111] 步骤 S14 :确定锻造加热温度的上限值,从该温度使用图 3 的图,求出(Fe、Cr、Mn)的总量的上限。再者,图 3 的图是表示锻造坯料温度(锻造加热温度)和 Fe、Cr、Mn 的含量合计的关系的图,对于其详情以后说明。

[0112] 步骤 S15 :通过以上的程序,可求出合金组成、锻造坯料温度条件。

[0113] <设计程序 2 >

[0114] 设计程序 2 包括以下的步骤 S21~S25,是从组成确定与其最适合的形状的情况的程序。

[0115] 步骤 S21 :给予了使用的材料时,由该材料的组成求出(Fe、Cr、Mn)的总量。

[0116] 步骤 S22 :使用图 3 的图,由(Fe、Cr、Mn)的总量求出锻造坯料温度的上限。

[0117] 步骤 S23 :设定求出的锻造坯料温度的上限作为图 2 的图的纵轴的锻造坯料温度。再者,在本发明中,图 2 的图作为预先准备的将锻造坯料温度和等效应变的范围相关联的信息使用。

[0118] 步骤 S24 :基于图 2 的图,在设定了的锻造坯料温度中,求出满足作为成形品(锻造构件)整体的规定的微细再结晶区域范围、例如 50% 的等效应变的范围,将该范围设为容许的等效应变范围。具体地讲,基于图 2 的图,求出与设定了的锻造坯料温度所对应的目标等效应变,由该目标等效应变值求出等效应变的范围(Ka、Kb),以使得在应变值小侧、大侧(在图上应变轴左右方向),Kb/Ka 成为例如 50% 以上。

[0119] 步骤 S25 :在上述容许的等效应变范围内设计锻造坯料和锻造成品(锻造构件)的形状。

[0120] <设计程序 3 >

[0121] 设计程序 3 在设计程序 1 (步骤 S11~S15) 中还包括以下的步骤 S16~S19,是对设定程序 1 附加了微调整环节的设计程序。

[0122] 步骤 S11~S15 :如同在上述设计程序 1 中说明的。

[0123] 步骤 S16 :通过宏观组织观察评价采用在步骤 S11~S15 中求出的合金组成、锻造坯料温度条件制造的制品(锻造构件)的再结晶状态。

[0124] 步骤 S17 :评价得到的再结晶状态和锻造载荷的关系,基于其评价结果,在产生能够确保规定的微细再结晶区域范围(例如 50%)的锻造载荷比用于锻造加工的锻造机的最大载荷能力值(优选为最大载荷能力值的 80%)大的需要的情况下(需要微调整的情况下),返回到步骤 S14,对成分进行再研讨以使得 Fe、Cr、Mn 的总量变少。

[0125] 步骤 S18 :评价得到的再结晶状态和锻造载荷的关系,基于其评价结果,在能够确保规定的微细再结晶区域范围(例如 50%)的锻造载荷相对于用于锻造加工的锻造机的最大载荷能力值(优选为最大载荷能力值的 80%)有富余的情况下(需要微调整的情况下),返回到步骤 S13,对锻造坯料温度进行再研讨以使得锻造温度变低。

[0126] 步骤 S19 :如果在步骤 S17、S18 没有微调整的需要,则结束设定程序。

[0127] 再者,在本实施方式中,锻造坯料温度的下限优选根据锻造加工的成形时的载荷来确定。例如,如果降低锻造时的坯料温度则成形时的载荷上升,可以将其载荷与锻造机的最大载荷能力值(优选为最大载荷能力值的 80%)一致时的坯料温度作为下限温度。更优选的是以「 $(-260\text{ (}^\circ\text{C)}) \times [\text{Fe、Cr、Mn 的含量合计(质量 \%)}] + 440\text{ (}^\circ\text{C)}) - 60\text{ }^\circ\text{C}$ 」作为坯料温度的下限温度。

[0128] 自不用说,在本实施方式中,在能够达到本发明的目的的范围内,例如在不影响再结晶的发生行为的范围内,也可以以析出强化为目的等,添加其他的元素。

[0129] 在此,在本实施方式中,所谓等效应变变量,用与锻造加工率同等的物理量  $\epsilon$  定义。如上所述,等效应变变量和锻造加工率存在相关关系,如上述图 4 所示。具体地讲,由等效应变变量 =  $\alpha \times$  锻造加工率 +  $\beta$  ( $\alpha$  :0.41 ~ 0.42、 $\beta$  :1.2~1.5) 表示。

[0130] 并且,该等效应变变量「 $\epsilon$ 」可以基于以下的关系式求出。

$$[0131] \quad d\epsilon = \left[ \left( \frac{2}{9} \right) \left\{ (d\epsilon_x - d\epsilon_y)^2 + (d\epsilon_y - d\epsilon_z)^2 + (d\epsilon_z - d\epsilon_x)^2 + \left( \frac{3}{2} \right) (d\gamma_{xy}^2 + d\gamma_{yz}^2 + d\gamma_{zx}^2) \right\} \right]^{1/2}$$

$$[0132] \quad \epsilon = \int d\epsilon \quad (\text{沿着历程的积分})$$

[0133] 其中,

[0134]  $\epsilon_x$  :X 方向的伸缩应变

[0135]  $\epsilon_y$  :Y 方向的伸缩应变

[0136]  $\epsilon_z$  :Z 方向的伸缩应变

[0137]  $\gamma_{xy}$  :在 XY 面内的剪切应变

[0138]  $\gamma_{yz}$  :在 YZ 面内的剪切应变

[0139]  $\gamma_{zx}$  :在 ZX 面内的剪切应变

[0140] 再者,作为与等效应变相关的参考文献,可以例示「株式会社コロナ公司发行社团法人日本塑性加工学会编『塑性加工便覧』P1077」。

[0141] 在本实施方式中,要将实际的锻造坯料温度设定在上述特有的坯料温度条件(作为目标的锻造坯料温度),可以合适地采用依次进行以下的(1)~(4)的处理的方法。

[0142] (1) 求出从加热炉取出锻造坯料时的温度降低速度(温度降低速度计算处理)。

[0143] (2) 基于从加热炉取出加热到目标的锻造坯料温度的锻造坯料直到进行锻造加工的时间、和利用上述温度降低速度计算处理计算出的温度降低速度,求出从加热炉取出锻造坯料直到进行锻造加工的温度降低幅度(温度降低幅度计算处理)。

[0144] (3) 在将锻造坯料投入到锻造模具时,对锻造坯料在下述温度下实施预加热处理,该温度是对实际的锻造坯料温度加上利用上述温度降低幅度计算处理计算出的温度降低幅度的温度(预加热处理)。

[0145] (4) 为了防止锻造加工时的温度降低,对锻造模具设置加热装置进行加热(模具进行的加热处理)。优选该模具温度设为尽可能接近目标的锻造坯料温度的温度,如果变为太

高的温度,则损害锻造加工时的润滑剂的效果,因此相应于使用的润滑剂的使用温度范围的上限进行设定即可。

[0146] 再者,在本实施方式中,未必需要进行上述(1)~(4)的全部处理,可以适当组合以使得锻造坯料的温度满足上述的关系式。例如也可以省略上述(4)的处理依次进行上述(1)~(3)的处理,或省略上述(3)的处理依次进行上述(1)、(2)、(4)的处理。

[0147] 如图5例示那样,在本实施方式的锻造构件的制造方法中,按顺序进行铸造工序、均热处理工序、锻造加工工序(热锻工序)和锻造后处理工序,制造锻造构件(锻造制品)。

[0148] 铸造工序是用于得到锻造坯料的工序。即在本实施方式中,由上述的组成构成的锻造坯料采用连铸法得到。作为连铸法,可以很好地采用热顶垂直连铸法、气体加压式热顶垂直连铸法、水平连铸法等铸造法。从铸锭组织的微细化的观点出发,铸造速度优选在不产生铸锭开裂的范围设为尽可能快的速度(例如200~1000mm/分钟)。

[0149] 在均热处理工序中,对作为锻造构件的铸棒实施均热处理。即,在铸造工序中得到的铸棒,为了除去微观偏析,以及在再结晶时防止结晶晶界的移动,维持微细再结晶组织状态,以使Fe-Cr-Mn系的析出物粗大化为目的,实施均热处理。该均热处理条件是在例如570~550℃将铸棒保持4~10小时。

[0150] 在锻造加工工序中,除了上述的坯料成分和温度条件等的本申请特有的条件以外,可以在一直以来的公知的锻造条件下使用公知的锻造装置(锻造机)进行锻造成型(加工)。

[0151] 再者,锻造坯料在投入到锻造装置的模具之前,根据需要,实施外周切削、到规定长度的切断处理。此外对锻造坯料、锻造模具根据需要实施润滑剂涂布处理。

[0152] 在锻造后处理工序中,根据需要,以例如提高强度等为目的,也可以实施固溶处理、淬火处理、时效处理。固溶处理条件是将锻造构件(锻造成品)在525~570℃、例如560℃下,在锻造构件达到目标温度后,保持0.5~3小时、例如4小时。淬火处理条件是将锻造构件进行例如60℃的温水淬火。在该淬火条件中,优选:为了提高特性尽可能设为低的温度(5~25℃),为了防止应变尽可能设为高的温度(40~70℃)。时效处理条件是将锻造构件在175~185℃的温度下保持5.5~6.5小时。例如将锻造构件在180℃保持6小时。

[0153] 在本实施方式中,经过这些工序得到的锻造构件(锻造制品)变为依赖于各部位的等效应变量的再结晶组织状态,各部位的等效应变中至少50%以上的区域变为微细再结晶组织状态。由于50%以上的区域变为微细再结晶组织状态,因此变为在各个部位,对于塑性加工率之差的机械特性、特别是拉伸特性的偏差少,耐蚀性优异的结构用铝合金锻造构件。再者,通过本实施方式得到的锻造构件,抗拉强度值超过优选的250MPa。其原因是如果在各部位的微细再结晶区域为50%以上,则粗大再结晶区域的晶粒也一定程度被微细化,因此粗大再结晶晶粒区域的强度的降低也少,可谋求作为构件截面整体的机械强度的提高。

[0154] 通过本实施方式制造的铝合金锻造构件,小型轻量而且机械特性和耐蚀性优异,因此能够形成为耐蚀性优异的高强度轻量化结构件。因此,由本发明得到的铝合金锻造构件,特别是在汽车用的结构件、例如汽车用行走构件、汽车用框架构件、汽车用缓冲器构件、汽车用操纵构件、摩托车用框架构件、摩托车用操纵构件、自行车用框架构件、自行车用操作构件、自行车用曲轴构件等中可以很好地采用。

[0155] 并且,在将本发明的锻造构件应用于汽车用结构件的情况下,能够使搭载其的车

辆的运动性能和环境性能提高。

实施例

[0156]

表 1

	合金成分(质量%)						Fe+Cr+Mn 合计量(质量%)	-260* [Fe+Cr+Mn合计 +440(°C)	锻造坯料 温度(°C)
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr			
实施例1	0.70	0.25	0.25	0.01	0.99	0.12	0.37	343	300
实施例2	0.63	0.30	0.21	0.01	1.20	0.10	0.40	335	300
实施例3	0.46	0.25	0.02	0.01	0.54	0.07	0.32	356	300
实施例4	0.46	0.25	0.02	0.01	0.54	0.07	0.32	356	350
实施例5	0.70	0.25	0.25	0.001	0.99	0.12	0.371	344	280
实施例6	0.70	0.25	0.25	0.001	0.99	0.12	0.371	344	270
实施例7	0.20	0.15	0.50	0.05	0.35	0.05	0.25	375	350
实施例8	1.30	0.15	0.50	0.05	0.35	0.05	0.25	375	350
比较例1	0.70	0.25	0.25	0.01	0.99	0.12	0.37	343	350
比较例2	0.70	0.25	0.25	0.01	0.99	0.12	0.37	343	400
比较例3	0.63	0.30	0.21	0.01	1.20	0.10	0.40	335	350
比较例4	0.63	0.30	0.21	0.01	1.20	0.10	0.40	335	400
比较例5	0.82	0.23	0.41	0.20	1.01	0.20	0.64	274	300
比较例6	0.82	0.23	0.41	0.20	1.01	0.20	0.64	274	350
比较例7	0.85	0.31	0.42	0.16	1.13	0.16	0.62	278	300
比较例8	0.85	0.31	0.42	0.16	1.13	0.16	0.62	278	350
比较例9	0.46	0.25	0.02	0.01	0.54	0.07	0.32	356	400
比较例10	0.46	0.25	0.02	0.01	0.54	0.07	0.32	356	450

[0157]

表 2

	抗拉强度 (MPa)						抗拉强度偏差 (%)					
	等效应变 0.00	等效应变 0.67	等效应变 1.33	等效应变 1.67	等效应变 2.00	等效应变 4.00	等效应变 0.67	等效应变 1.33	等效应变 1.67	等效应变 2.00	等效应变 4.00	
实施例1	361	348	347	347	349	360	-3.6	-3.9	-3.9	-3.3	-0.3	
实施例2	337	327	328	332	333	340	-3.0	-2.7	-1.5	-1.2	0.9	
实施例3	255	258	261	264	266	267	1.2	2.4	3.5	4.3	4.7	
实施例4	255	259	258	263	266	265	1.6	1.2	3.1	4.3	3.9	
实施例5	361	360	362	362	365	366	-0.3	0.3	0.3	1.1	1.4	
实施例6	337	336	339	340	341	344	-0.3	0.6	0.9	1.2	2.1	
实施例7	265	267	268	267	269	270	0.8	1.1	0.8	1.5	1.9	
实施例8	310	311	312	316	317	320	0.3	0.6	1.9	2.3	3.2	
比较例1	361	330	328	334	339	353	-8.6	-9.1	-7.5	-6.1	-2.2	
比较例2	361	281	298	314	324	345	-22.2	-17.5	-13.0	-10.2	-4.4	
比较例3	337	310	312	316	320	325	-8.0	-7.4	-6.2	-5.0	-3.6	
比较例4	337	267	289	295	308	291	-20.8	-14.2	-12.5	-8.6	-13.6	
比较例5	370	343	349	332	336	355	-7.3	-5.7	-10.3	-9.2	-4.1	
比较例6	370	339	343	328	330	342	-8.4	-7.3	-11.4	-10.8	-7.6	
比较例7	366	343	324	316	322	328	-6.3	-11.5	-13.7	-12.0	-10.4	
比较例8	366	350	327	333	333	340	-4.4	-10.7	-9.0	-9.0	-7.1	
比较例9	255	241	248	251	255	259	-5.5	-2.7	-1.6	0.0	1.6	
比较例10	255	236	241	248	253	255	-7.5	-5.5	-2.7	-0.8	0.0	

[0158] 将如表 1 所示地添加了规定的金属的铝合金熔液使用热顶铸造机, 连铸直径为 55mm 的圆棒, 分别制成对应于实施例 1~8 和比较例 1~10 的 Al 合金组成的连铸圆棒。铸造速度为 400mm/ 分钟。

[0159] 再者,在开始连铸之前,将各铝合金熔液浇铸到模具中,制取如图 6 所示的形状的盘样品,基于 JIS H 1305 采用发光光谱分析分别分析各成分,分别确认出各连铸圆棒所对应的盘样品的合金组成。

[0160] 其后,将由连铸得到的圆棒切断为定尺,在 560℃ 实施 7 小时的均质化处理。然后,将均质化处理后的连铸圆棒进行外周切削使得直径成为 50mm,切断为 60mm 的长度,制成圆棒状的锻造坯料。

[0161] 将这样得到的圆棒状的锻造坯料在表 1 中记载的锻造坯料温度下预加热后,使用以往的锻造机、例如肘接式压力机(Knuckle joint presses)装置,进行锻造加工。此时如表 2 所示,从圆棒侧面方向,以中心部的等效应变为 0(无锻造)、0.67、1.33、1.67、2.00、4.00 的方式改变锻造后的厚度进行锻造。对这些锻造件在 540℃ 进行 4 小时的固溶处理后,在 60℃ 的温水中进行淬火处理,在 180℃ 进行 5 小时的时效处理。其后,将该锻造件进行空冷,得到了各实施例 1~8 和各比较例 1~10 的锻造构件(试样)。

[0162] 再者,对于等效应变变量,通过模拟与上述锻造工序相同的工序来计算出。此时的加工率分别成为 0、25、50、75、80、95%。再者,加工率在以下进行定义。

[0163] [加工率] = (锻造前坯料高度 - 锻造后坯料高度) / 锻造前坯料高度 × 100

[0164] 对于如上述那样得到的各试样,从与原来的坯料纵向平行的方向制取 JIS14A 比例试片,测定了抗拉强度。

[0165] 并且,对等效应变为 0 的试片的抗拉强度,将抗拉强度值为 ±5% 以内的试片作为本发明的效果判定为抗拉强度的偏差少。其判定的根据是考虑抗拉强度值为 ±5% 以内的偏差是由于本发明的要因(微细再结晶区域)以外的要因而产生的。

[0166] 将这些拉伸试验的结果示于表 2。

[0167] 对于实施例 1~8 的试样,由于全部满足本发明的要件,因此对于抗拉强度可得到优异的特性,抗拉强度的偏差也少。

[0168] 与此相对,对于比较例 1~10 的试样,由于不满足本发明的锻造坯料温度条件、也就是 [锻造温度(℃)] ≤ -260 × [Fe、Cr、Mn 的含量合计(质量%)] + 440 的条件,因此在等效应变为 0.67~4.00 的全部或一部分中,产生粗大再结晶,抗拉强度产生了偏差。

[0169] 另外,对于实施例 1~8 和比较例 1~10 的各试样,如下地观察组织状态。

[0170] 首先,利用铣刀对试样的截面进行镜面磨削加工,用氢氧化钠水溶液蚀刻了加工面后,利用硝酸除去了腐蚀生成物后,使其干燥显现出宏观组织。用目视观察显现出的宏观组织,判别出组织状态。

[0171] 再者,对于组织难以微细地判别的试样,切取微观观察用的试样,将观察面进行镜面研磨,实施电解蚀刻后,利用在光程中插入了偏光玻璃的金属显微镜进行观察,判别出组织状态。

[0172] 其观察的结果,实施例 1~8 的组织状态,在 0.67 以上的全部的中心等效应变中,微细再结晶组织状态变为 50% 以上。

[0173] 再者,在实施例 1 的中心等效应变 0.67 中,锻造件在其截面中比较中心部位和周边部位,以中心等效应变 0.67 为中心等效应变变宽,结果整体中的微细再结晶组织状态区域为 65%。

[0174] 即对于锻造件的截面观察了宏观组织的结果,在其观察范围内,微细再结晶区域

为 65%。顺便说下,粗大再结晶区域为 25%,其他的部分是未再结晶组织。

[0175] 再者,在本实施例中,所谓微细再结晶区域,是平均粒径为 $(0.05\sim 10)\times$ 「铸造时的晶粒平均粒径」的组织区域,所谓粗大再结晶区域,是 $(10\times 100)\times$ 「铸造时的晶粒平均粒径」的组织区域。

[0176] 同样地在实施例 1 的中心等效应变 1.33 中,微细再结晶组织区域为 90%,在中心等效应变 1.67 以上,微细再结晶组织区域为 100%。

[0177] 在此,等效应变 0 意味着没有进行锻造加工,在现实的锻造成品中是至少加工率为 25% 以上(等效应变 0.67 以上)。

[0178] 图 7 是表示锻造构件的微细再结晶组织区域的范围和等效应变值的关系的图。

[0179] 如该图所示,在实施例 1 中,在同一组成、同一锻造坯料温度下仅改变等效应变的情况下,微细再结晶区域范围的变化单调增加。例如,意味着通过将锻造成品的各部位的中心等效应变设为规定值以上,可以将微细再结晶区域范围设为 50% 以上。其结果,作为锻造成品整体可以减少抗拉强度的偏差。

[0180] 另一方面,比较例 1~10 的组织状态在全部或一部分产生了粗大再结晶。

[0181] 比较例 1、2,组成为 JIS6061 合金,锻造坯料温度为高温,因此再结晶晶粒粗大化,在评价结果中抗拉强度降低,而且抗拉强度偏差也大于  $\pm 5\%$ 。顺便说下,比较例 1、2 相对于实施例 1,仅坯料温度不同,在降低坯料温度进行锻造的情况下相当于实施例 1。

[0182] 比较例 5、6,组成为 6000 系高强度材料,锻造坯料温度为低温,因此产生粗大再结晶,在评价结果中抗拉强度降低,而且抗拉强度偏差也大于  $\pm 5\%$ 。

[0183] 再者,图 3 是表示纵轴(Py)所示的锻造坯料温度( $^{\circ}\text{C}$ )和横轴(Px)所示的 Fe、Cr、Mn 的含量合计(质量%)的关系的图。再者,在该图中,用涂黑的菱形标记表示实施例,用涂黑的正方形标记表示比较例。在此,对这些标记添加的数字是实施例或比较例的编号,例如添加了数字的「1」的涂黑的菱形标记为实施例 1 的数据,添加了数字的「3」的涂黑的正方形标记为比较例 3 的数据。

[0184] 另外,在该图中,以锻造坯料温度( $^{\circ}\text{C}$ )为「Py」,Fe、Cr、Mn 的含量合计(质量%)为「Px」时,示出了用直线式为  $Py = -260 \cdot Px + 440$  表示的直线(温度条件上限值)。

[0185] 由该图明确,在  $Py = -260 \times Px + 440$  的下侧配置着实施例 1~8 的试样的温度条件,在上侧配置着比较例 1~10 的试样的温度条件。因此,锻造坯料温度为「 $-260^{\circ}\text{C} \times Px + 440^{\circ}\text{C}$ 」以下的实施例 1~8 的试样得到了所希望的良好机械特性,与此相对,锻造坯料温度超过「 $-260^{\circ}\text{C} \times Px + 440^{\circ}\text{C}$ 」的比较例 1~10 的试样机械特性差。



[0186]

表 3

	合金成分(质量%)						Fe+Cr+Mn 合计量(质量%)	-260* [Fe+Cr+Mn合计] +440(°C)	锻造坯料 温度(°C)
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr			
比较例11	0.10	0.25	0.25	0.01	0.99	0.12	0.37	343	300
比较例12	1.50	0.25	0.25	0.01	0.99	0.12	0.37	343	300
比较例13	0.70	0.25	1.00	0.01	0.99	0.12	0.37	343	300
比较例14	0.70	0.25	0.25	0.01	0.05	0.12	0.37	343	300
比较例15	0.70	0.25	0.25	0.01	1.90	0.12	0.37	343	300

[0187] 与上述同样地使用热顶铸造机,连铸直径为 55mm 的圆棒,如表 3 所示地分别制成对应于比较例 11~15 的 Al 合金组成的连铸圆棒。再者,合金组成的确认,是制取与上述同样的样品(参照图 2),同样地采用发光光谱分析进行。

[0188] 其后,将连铸圆棒与上述同样地切断为定尺,在 560°C 实施 7 小时的均质化处理。然后,将均质化处理后的连铸圆棒进行外周切削使得直径成为 50mm,切断为 60mm 的长度,制成圆棒状的锻造坯料。

[0189] 其后,与上述同样地在表 3 记载的锻造坯料温度下进行预加热后,进行锻造加工,从圆棒侧面方向,以中心部的等效应变为 1.33 的方式进行锻造。对这些锻造件在 540℃进行 4 小时的固溶处理后,在 60℃的温水中进行淬火处理,在 180℃进行 5 小时的时效处理后,进行空冷,得到了比较例 11~15 的锻造构件(试样)。

[0190]

表 4

	抗拉强度 (MPa)		抗拉强度判定	应力腐蚀试验	
	等效应变 1.33			结果	判定
实施例 1	347	○	无开裂	○	
实施例 2	328	○	无开裂	○	
实施例 3	261	○	无开裂	○	
实施例 4	258	○	无开裂	○	
实施例 5	362	○	无开裂	○	
实施例 6	339	○	无开裂	○	
实施例 7	268	○	无开裂	○	
实施例 8	312	○	无开裂	○	
比较例 11	205	×	无开裂	○	
比较例 12	375	○	产生开裂	×	
比较例 13	421	○	产生开裂	×	
比较例 14	230	×	无开裂	○	
比较例 15	245	×	无开裂	○	

[0191] 对于这样得到的比较例 11~15 的试样和上述实施例 1~8 的试样(锻造构件),从与原来的坯料纵向平行的方向基于 JIS14A 制取比例试片,测定了抗拉强度。

[0192] 并且,对于抗拉强度值为 250MPa 以下的试样,判定为不满足作为结构用构件的要件。

[0193] 此外,从按上述的程序制作出的试样,分别切取 2mm×4.3mm×42.4mm 的试片,在 4.3×42.4 的面的中央部,使用三点弯曲夹具负载相当于屈服强度的 90% 的应力。负载时,试片和夹具之间电绝缘。作为腐蚀液,准备使每 1 升纯水溶解 36g 氧化铬(IV)、30g 重铬酸

钾、3g 氯化钠,并保持在 95~100℃的溶液。在将负载了应力的试片在该腐蚀液中浸渍 16 小时后,对试片进行外观观察,对于是否发生了开裂进行确认,对于发生了开裂的试片判定为耐蚀性差。将这些试验结果示于表 4。

[0194] 如从这些试验结果判断的那样,实施例 1~8 由于全部满足本发明的要件,因此抗拉强度优异,并且应力腐蚀开裂性也优异。

[0195] 与此相对比较例 11 由于 Si 过少,因此析出强化成分变少,强度不充分。

[0196] 此外,比较例 12 由于 Si 过多,应力腐蚀开裂性的敏感性变高,产生了应力腐蚀开裂。

[0197] 此外,比较例 13 由于 Cu 过多,因此耐蚀性降低,结果产生了应力腐蚀开裂。

[0198] 此外,比较例 14 由于 Mg 过少,因此析出强化成分变少,强度降低。

[0199] 此外,比较例 15 由于 Mg 过多,因此产生粗大再结晶,强度降低。

[0200] 由以上的实验结果(实施例)明确,满足作为本发明的要旨的特有的合金组成和特有的温度条件( $P_y \leq -260 \times P_x + 440^\circ\text{C}$ )的实施例 1~8,等效应变在 0.67~4 的范围即加工率 25~95 的范围中,各部位的至少 50% 程度以上的区域变为微细再结晶组织,其结果,能够在锻造构件的各个部位减小机械特性(抗拉强度)的偏差,能够制造重量轻且机械特性和耐蚀性优异的锻造制品。

[0201] <基于设计程序 1 的实施例>

[0202] 对于上述图 1 中示出的形状,基于已述的设计程序 1,如以下的步骤 S11~S15 所示,确定组成、锻造坯料温度条件,制造了锻造构件,得到了微细再结晶区域为 60%,具有充分的机械特性和优异的耐蚀性的锻造构件。

[0203] 再者,微细再结晶区域的评价,是从厚壁部、薄壁部分别制取 3 个试片,分别观察 5 个视场的各试片的截面,合计共 15 点的观察结果,作为对于整体的微细再结晶区域的比率(百分比)。

[0204] 步骤 S11:从使用的预定的锻造坯料和图 1 的各形状,通过模拟从锻造坯料形状向锻造成品形状的成型过程来求出在各部位的等效应变(在模拟中使用的软件是锻造分析软件「DEFORM」)。等效应变值的分布为 0.7~2.0。由于难以严格地求出在实际制品中的分布,因此等效应变值的分布作为均匀分布来处理。

[0205] 步骤 S12:在图 2 上设定了 0.7~2.0 作为等效应变的范围。

[0206] 步骤 S13:将微细再结晶区域范围的比率设定为 60%,从图 2 的图将相当于该比率的等效应变(目标等效应变)设为 1.15,基于该图将锻造坯料加热温度的上限值设为 360℃。

[0207] 步骤 S14:锻造加热温度的上限值成为 360℃,因此由该温度使用图 3 的图,将(Fe、Cr、Mn)的总量的上限设为 0.37%。

[0208] 步骤 S15:通过以上的程序,将合金组成(Fe、Cr、Mn)的总量的上限设为 0.37%,锻造坯料温度条件上限作为 360℃。

[0209] <基于设计程序 2 的实施例>

[0210] 对于上述图 1 中示出的形状,基于已述的设计程序 2,如以下的步骤 S21~S25 所示,确定形状、锻造坯料温度条件,制造了锻造构件,得到了微细再结晶区域为 60%,具有充分的机械特性和优异的耐蚀性的锻造构件。

[0211] 步骤 S21:使用按组成计(Fe、Cr、Mn)的总量为 0.37% 以下的材料。

[0212] 步骤 S22 :使用图 3 的图,由(Fe、Cr、Mn)的总量将锻造坯料温度的上限设为 360℃。

[0213] 步骤 S23 :设定求出的锻造坯料温度的上限 360℃作为图 2 的图的纵轴的锻造坯料温度。

[0214] 步骤 S24 :将微细再结晶区域范围的比率设定为 60%,在基于图 2 的图设定的锻造坯料温度 360℃中,在与式 E1 的交点确定等效应变的范围(Ka、Kb)以使得 Kb/Ka 为 60%,下限值  $0.7 = Kc - Ka$ ,上限值  $2.0 = Kb - Kc$ 。

[0215] 步骤 S25 :对于图 1 中示出的形状(只是没有减薄部位),由使用的预定的锻造坯料和图 1 的各形状通过模拟从锻造坯料形状向锻造成品形状的成型过程来求出在各部位的等效应变,该等效应变范围为 0.5~2.0。与步骤 24 中求出的上下限相比下限值低,因此为了提高等效应变值的下限而进行形状变更设计了减薄部。其结果,等效应变下限值成为 0.7,因此确定作为最终形状。

[0216] 再者,通过改变锻造坯料形状能够提高等效应变的下限值,但本次没有采用。

[0217] 本申请要求在 2010 年 4 月 16 日提出申请的日本国专利申请的专利申请 2010-95145 号的优先权,其公开内容原样地构成本申请的一部分。

[0218] 应该认为在此使用的用语和表现是为了进行说明而使用的,并非为了限定性地解释而使用,不排除在此表示并且叙述的特征事项的任何均等物,也容许在本发明的要求保护的范围内的各种变形。

[0219] 本发明是以许多不同的形态具体化而得到的,本公开应该视为提供本发明的原理的实施例的公开,在了解这些实施例不意图将本发明限定于在此记载和 / 或图示的优选实施方式的基础上,在此记载有许多图示的实施方式。

[0220] 虽然在此记载了一些本发明的图示实施方式,但本发明并不限于记载于此的各种优选实施方式,也包含基于本公开由所谓本领域技术人员可认识的、具有均等的要素、修正、删除、组合(例如,跨越各种实施方式的特征的组合)、改良和 / 或变更的一切实实施方式。权利要求的限定事项应该基于该权利要求中使用的用语较宽地解释,并不应该限定在本说明书或本申请的审查中记载的实施例,这样的实施例应解释为非排他性的。产业上的利用可能性

[0221] 本发明的锻造构件的制造方法可应用于使用铝合金制的锻造坯料的锻造加工技术。

[0222] 附图标记说明

[0223] 10 :锻造构件

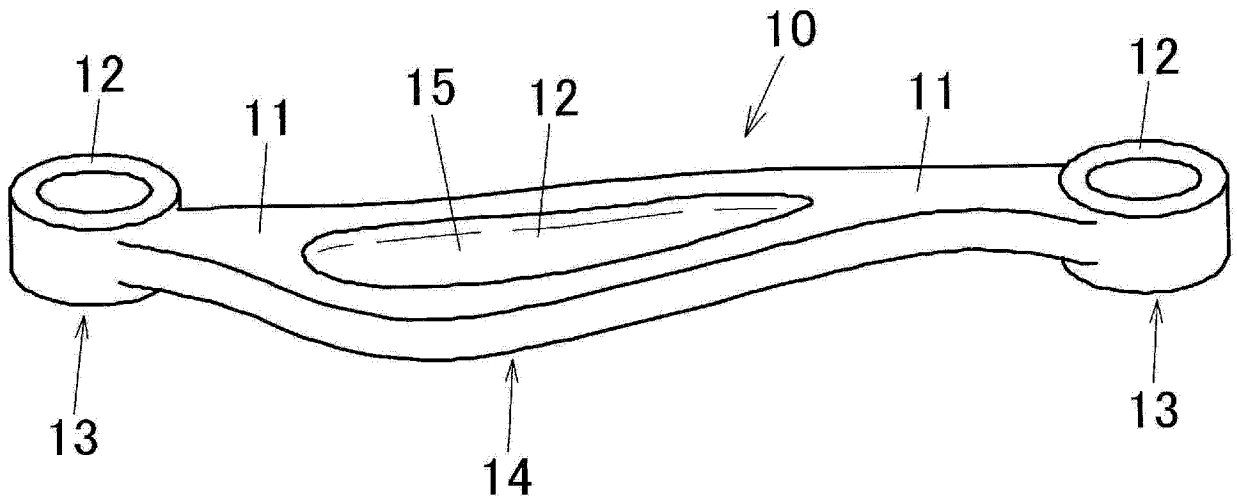


图 1

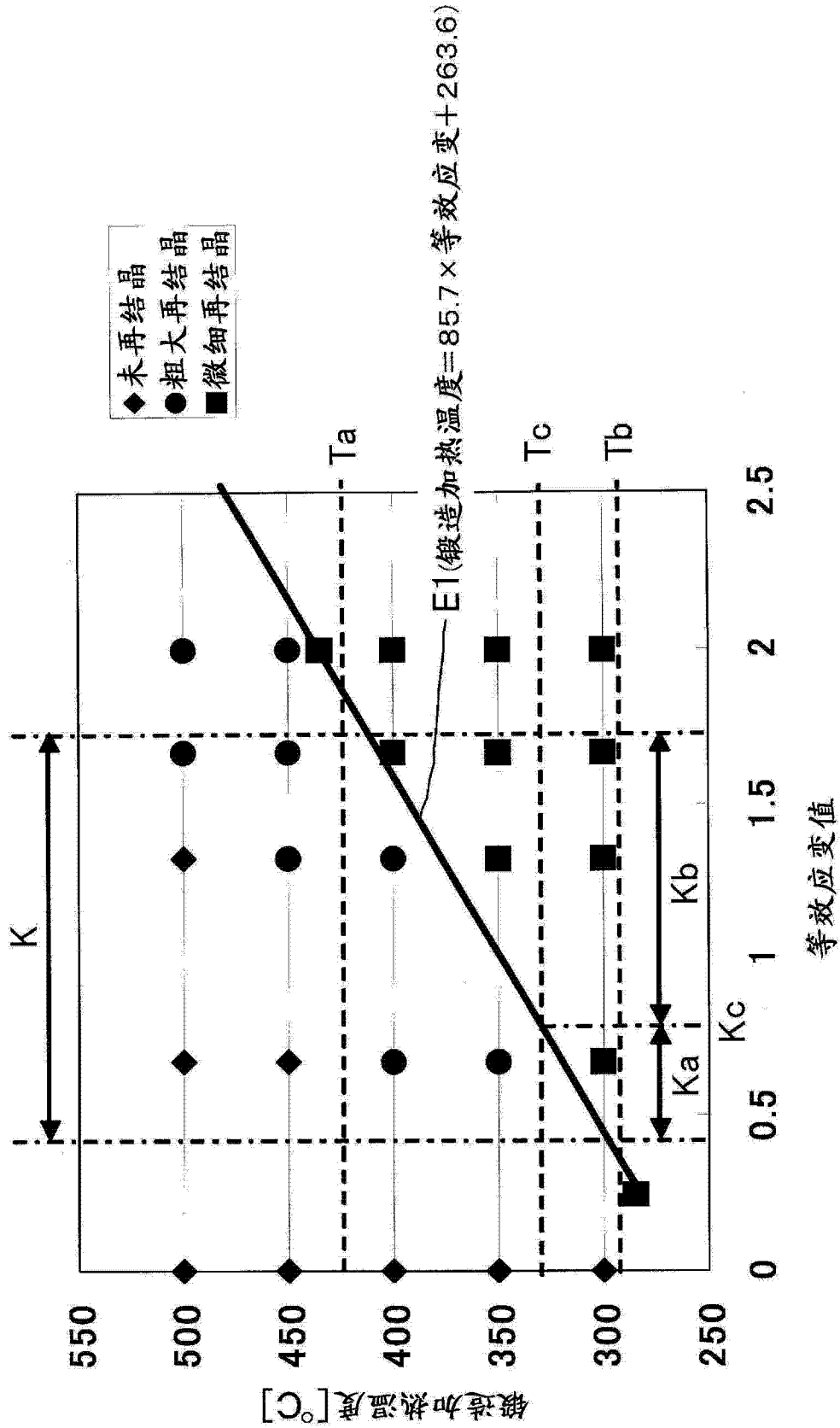


图 2

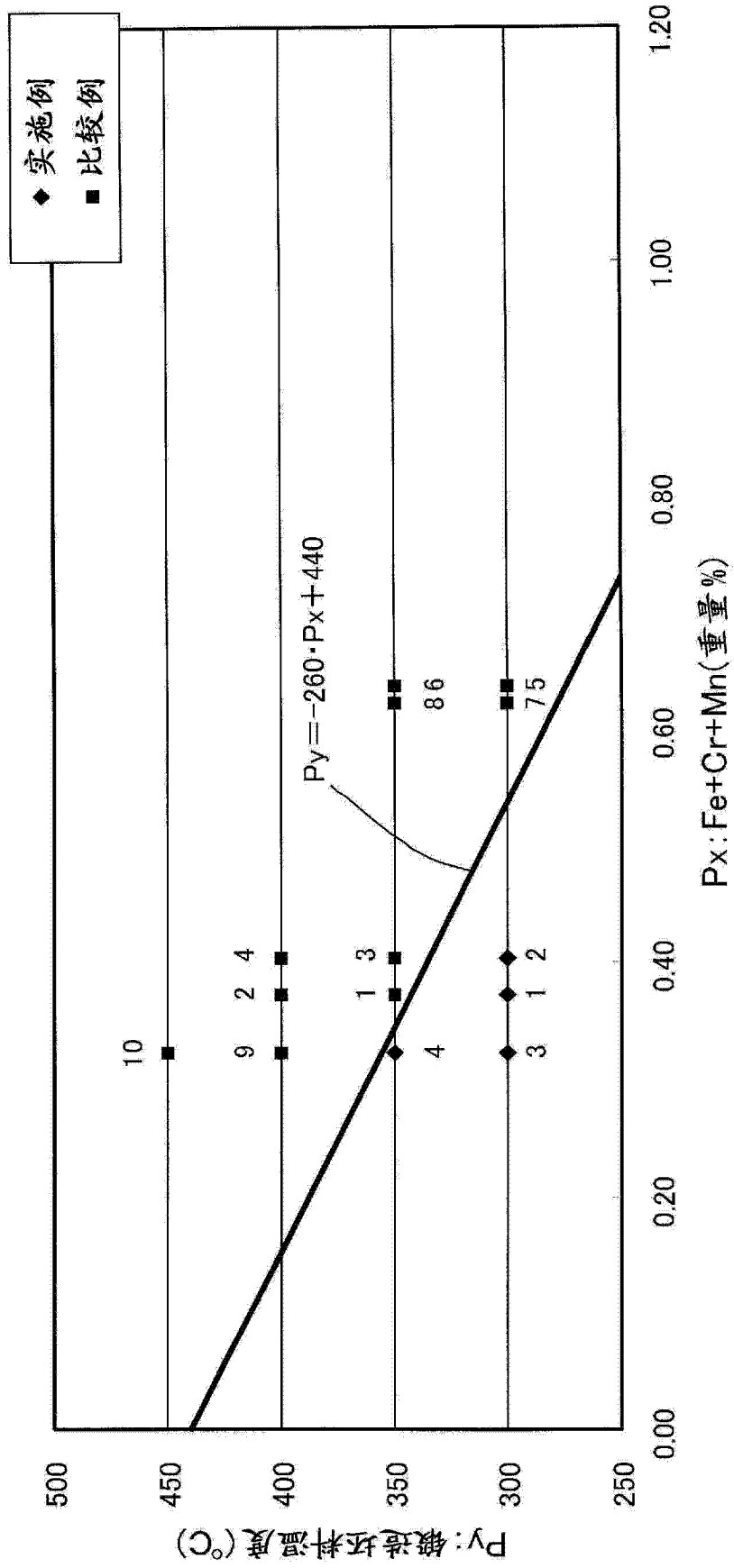


图 3

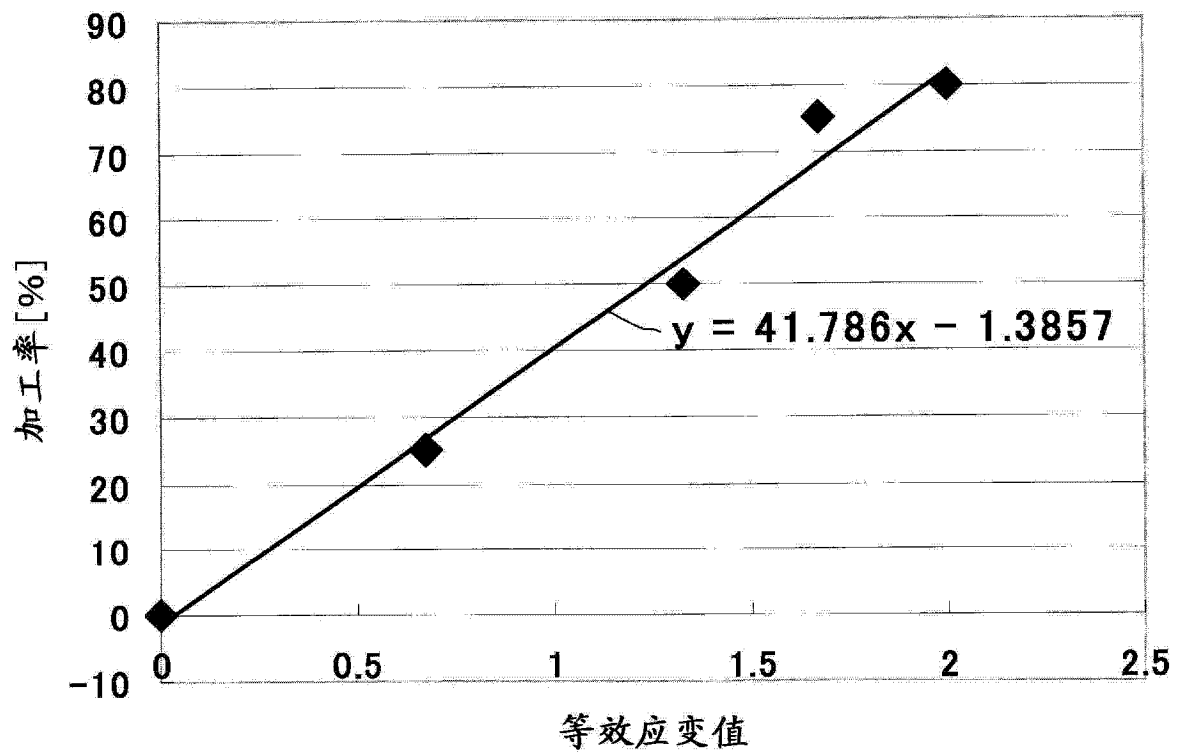


图 4

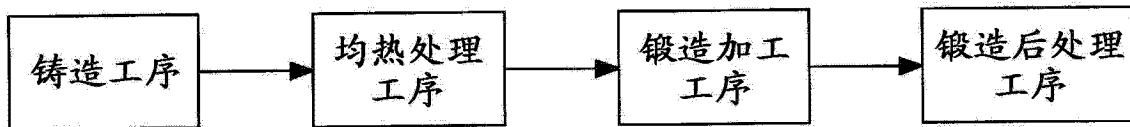


图 5

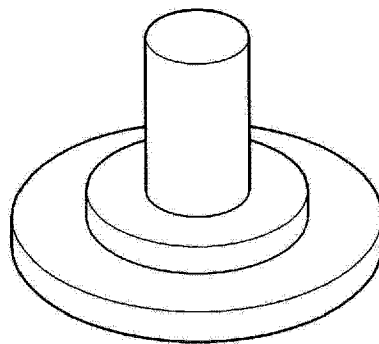


图 6



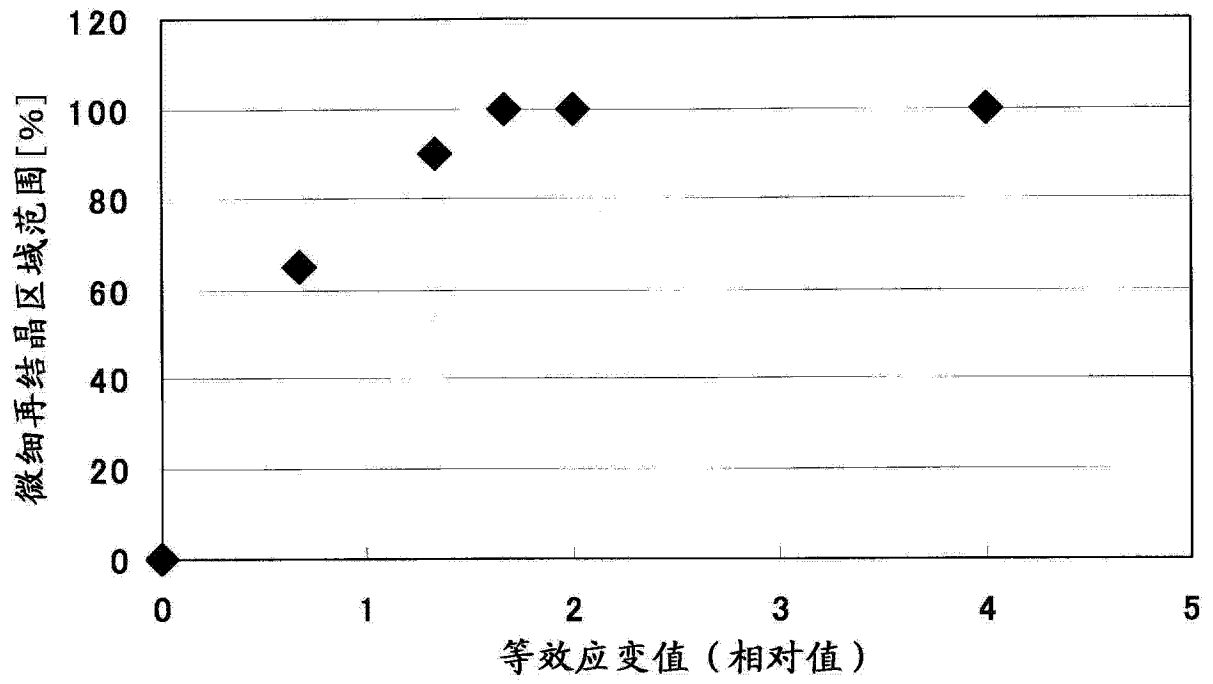


图 7