



# (12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 106048330 A

(43)申请公布日 2016. 10. 26

(21)申请号 201610609596.4

(51)Int.Cl.

(22)申请日 2011.06.16

G22C 21/02(2006.01)

(30)优先权数据

20100865 2010.06.16 NO

(62)分案原申请数据

201180029265.9 2011.06.16

(71)申请人 诺尔斯海德公司

地址 挪威奥斯陆

申请人 美特倍股份有限公司

(72)发明人 T·伊维兰德 S·布鲁塞陶格

P·阿绍尔特 B·巴尔拉斯

D·马西诺 P·梅耶尔

(74)专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专

利商标事务所 11038

代理人 王海宁

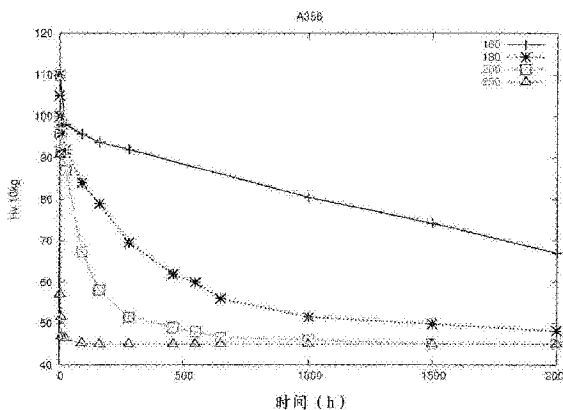
权利要求书1页 说明书5页 附图4页

(54)发明名称

可铸造的耐热铝合金

(57)摘要

本发明涉及可铸造的耐热铝合金,该合金用于高温应用例如内燃机中的部件,特别是用于高载荷气缸盖的制造,该合金包含下列组成:Si: 6.5-10wt%;Mg:0.25-0.35wt%;Cu:0.3-0.7wt%;Hf:0.025-0.55wt%;且任选添加有:Ti:0-0.2wt%;Zr:0-0.3wt%,余量由Al和包括Fe在内的不可避免的杂质构成。



1.可铸造的耐热铝合金,该合金用于高温应用例如内燃机中的部件,特别是用于高载荷气缸盖的制造,

其特征在于,该合金包含下列组成:

- Si:6.5-10wt%
- Mg:0.25-0.35wt%
- Cu:0.3-0.7wt%
- Hf:0.025-0.55wt%

且任选添加有

- Ti:0-0.2wt%
- Zr:0-0.3wt%

余量由Al和包括Fe在内的不可避免的杂质构成,其中该合金被热处理使得该合金具有显微组织,其中在 $\alpha$ 铝相中存在条状或带状的含钨析出物,其中该析出物宽60-240nm。

2.根据权利要求1所述的合金,

其特征在于,该合金含有0.4-0.6wt%的Cu。

3.根据权利要求1或2所述的合金,

其特征在于,该合金含有0.1-0.3wt%的Hf。

4.根据权利要求1或2所述的合金,

其特征在于,该合金含有0.10-0.20wt%的Ti和0.10-0.20wt%的Zr。

## 可铸造的耐热铝合金

[0001] 本申请是优先权日为2010年6月16日、发明名称为“可铸造的耐热铝合金”的中国发明专利申请第201180029265.9号(国际专利申请号为PCT/N02011/000174)的分案申请。

### 技术领域

[0002] 本发明涉及可铸造的耐热铝合金,其用于高温应用例如内燃机中的部件,特别是用于高载荷气缸盖的制造。更具体而言,本申请中所述的材料可用在高达300℃的温度,该是未来发动机中所期望的。

### 背景技术

[0003] 用于制造气缸盖的铝合金通常来自典型具有5-10%范围硅的AlSi类族。除降低熔点之外,在铝中添加硅提供所需的铸造能力,该铸造能力是制造几何复杂性日益增加的零件所必需的。对于气缸盖而言,最广泛使用的铸造合金属于2个主要类族,其硅范围介于5%和10%之间并且铜介于0和3.5%之间(取决于规格和使用条件)。第一类族涉及AlSi7Mg型的合金(例如SAE标准中的A356),通常为T7热处理(完全处理)合金,由于它们优异的铸造性能、良好的损伤容限和机械性能而被众所周知,只是除了在高温下。第二类族涉及AlSi 5-10%Cu3Mg(例如SAE标准中的319)通常为T5(仅时效处理)合金,由于它们的经济利益、在高温下的机械抗性而被众所周知,但是具有不良的损伤容限。

[0004] 在两种情形中,可使用这些合金的温度范围限于280℃,因为它们的机械性能(特别是屈服强度)在数小时后急剧下降(例如参见图1)。

[0005] 从DE 10 2006 059 899A1知晓一种耐热铝合金,其包含4.5-7.5wt%Si,0.2-0.55wt%Mg,0.03-0.50wt%Zr和/或0.03-1.5wt%Hf,最大0.20wt%Ti,<0.3=wt%Fe,<0.5Mn,0.1-1.0wt%Cu,<0.07wt%Zn,余量为Al且杂质最大值为0.03wt%。该文献似乎关注于Cu含量以便与相对大范围的Zr和/或Hf组合改善合金的耐热性。然而未进一步证实或记录最佳的组合。

[0006] US2006/0115375涉及一种高强度、耐热且延性的铸造铝合金,其包含5.5-7.5wt%Si,0.20-0.32wt%Mg,0.03-0.50wt%Zr和/或0.03-1.50wt%Hf,0-0.20wt%Ti,<0.20wt%Fe,<0.50wt%Mn,<0.05wt%Cu和<0.07wt%Zn。使用该已知合金的目的是维持其在等于或高于150℃温度下的强度值,以及通过相形成的减少以及因此增强的在至多240℃温度下的热-机械稳定性来获得较低的热膨胀。该合金含有非常低的Cu量(接近零)和相对高的Hf范围(高达1.50wt%),Hf是非常昂贵的。

### 发明内容

[0007] 本发明提供了一种在高温下具有改善的强度和蠕变性能的可铸造耐热铝合金。此外,该合金比先前已知的含有Hf的可铸造合金更廉价,因为使用了最理想的少量Hf。

[0008] 本发明的特征在于如所附独立权利要求1中所限定的特征。

[0009] 在所附从属权利要求2-4中进一步限定了本发明的有利技术方案。

## 附图说明

[0010] 下面将参照实施例和附图进一步详细描述本发明,其中:

[0011] 图1示出了对于A356T7合金通过硬度测量结果与时间和温度的关系得到的时效评价。

[0012] 图2示出了含有条状或带状析出物的合金的显微组织图像,所述析出物含有铅。

[0013] 图3示出了存在硬化MgSi析出物的合金的显微组织的另一图像。

[0014] 图4是显示共存平衡相 $\beta$ (Mg<sub>2</sub>Si)、 $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu)和Q(Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>7</sub>)在300°C下的稳定区域的Thermo-Calc™模拟。

[0015] 图5示出了几种选定合金的蠕变测试的结果,在300°C于20MPa的载荷下,示出了总变形与时间的关系。

[0016] 图6是显示一些测试合金在不同温度下的低循环疲劳行为的坐标图(不同合金在250°C的疲劳测试期间的模拟(使用稳定化的材料)滞后环( $\epsilon = 0.001s^{-1}$ 且 $\Delta\epsilon/2 = 0.005$ ))。

[0017] 图7示出了一些测试合金在低循环疲劳测试期间的寿命( $\epsilon = 0.001s^{-1}$ 且 $\Delta\epsilon/2 = 0.003$ )。

[0018] 图8是显示利用具有变化Hf含量的一些另外合金的蠕变测试。

## 具体实施方式

[0019] 近些年来,申请人之一已经开发出含0.5%铜的铸造合金(AlSi7Cu0.5Mg),其是上述合金类族中的令人感兴趣的折中物并且允许改善高于200°C温度下的材料稳定性,相对于参比物A356而言。

[0020] 此外,申请人之一已开发出一种用于高载荷柴油机缸盖的AlSi10%Cu0.5%Mg合金,作为AlSi10%Mg次级合金的改善。

[0021] 下文描述的发明涉及一种关于机械性能的稳定范围延伸至高达300°C及以上的新材料。

[0022] 在工具钢以及一些铝合金中,弥散体析出的优点为人们所知已有许多年。特别地,已经为高温下的特殊应用开发出诸如含铝AlCu5的合金。然而,由于大的凝固范围,这些合金非常难以铸造并且因此不适合于制造几何形状复杂的部件例如气缸盖。

[0023] 弥散体在铝工业中也是众所周知的,作为用于控制形变合金组织的要素,或者避免再结晶或者控制再结晶显微组织的尺寸。

[0024] 下述发明涉及在常规铝硅合金中实现弥散体(纳米级)析出物,以便增加在高温下工作的部件的寿命。

[0025] 通过个人技能和实验,发明人获得了如下的创新性合金组成:

[0026] • 硅:6.5-10wt%

[0027] • 镁:0.25-0.35wt%

[0028] • 铜:0.3-0.7wt%

[0029] • 铅:0.025-0.55wt%

[0030] 且任选添加有

[0031] • 钛:0-0.2wt%

[0032] • 铈:0-0.3wt%

[0033] 余量由Al和不可避免的杂质(包括Fe)构成。

[0034] 在本发明的优选实施方案中,铜应介于0.4wt%和0.6wt%之间。

[0035] 取决于合金的化学组成,应当优选以300°C/h的加热速率进行热处理,如下:

[0036] ■在475-550°C(目标525)下固溶处理5-10小时(目标5)。

[0037] ■急冷(通过不同的介质:主要为水,但是可能为空气)。

[0038] ■在180-250°C(目标200)下时效2-8小时(目标5)。

[0039] 根据本发明,已发现在常规A356合金(也称为AlSi7Mg)中添加铜且特别是铈,连同特殊的热处理工艺,导致独特显微组织的形成,正如透射电子显微镜(TEM)观察结果所证实的。在 $\alpha$ 铝相中可看到条状或带状的含铈析出物的存在,如附图2所示。

[0040] 这些析出物宽60-240nm并且长几微米至几十微米。

[0041] 在 $\alpha$ 铝相中常规 $\beta''$ ( $Mg_2Si$ )析出物的高密度(从图3中可见)确保该合金在热处理之后具有独特的性能组合,特别是室温下的强度。

[0042] 显然,0.4-0.6%范围内的铜添加对 $\beta''$ ( $Mg_2Si$ )析出物的粗化动力学具有影响。通常认为,在高于200°C温度下人工时效之后(T7回火), $Mg_2Si$ 逐步形成粗的 $\beta'$ 或 $\beta$ 析出物,从而导致材料内聚力(coherency)损失和软化。由于铜的添加,本发明明显延缓了该粗化过程。铜也可能存在于析出物的细分布中处于 $Q'$ 相( $Al_5Cu_2Mg_8Si_7$ )的形式,正如300°C下的热力学模拟所暗示。

[0043] 图4呈现了共存平衡相 $\beta$ ( $Mg_2Si$ )、 $\theta$ ( $Al_2Cu$ )和 $Q$ ( $Al_5Cu_2Mg_8Si_7$ )在300°C下的稳定区域的Thermo-Calc™模拟。图4中所示的“叉号”表示合金名义组成点。

[0044] 任选地,可向本发明的合金添加至多0.3wt%的Zr和至多0.2wt%的Ti。对添加Zr和Ti的合金的TEM检测揭示了在热处理期间形成的显微组织中存在杆形的AlSiZr和AlSiZrTi析出物。

[0045] 实验

[0046] 使用下表1中详示的合金进行测试以便比较本发明合金与不同合金(具有或没有Hf和/或Cu)的性能。对这些合金进行热处理,即根据也在下表中示出的温度和时间安排进行固溶处理和时效。

[0047] 表1

[0048]

合金	Fe wt %	Si wt %	Mg wt %	Cu wt %	Hf wt %	Ti wt %	Zr wt %	Sr wt %	T <sub>固溶</sub> ℃	t <sub>固溶</sub> 小时	T <sub>时效</sub> ℃	t <sub>时效</sub> 小时
A356*	0.12	7.0	0.3			0.13		0.0120	540	5	200	5
319	0.45	8	0.3	3		0.12		0.012			210	5
II-2	0.12	6.86	0.32			0.16	0.21	0.0090	500	5	200	5
II-8**	0.11	7.10	0.29		0.53			0.0098	540	10	200	5
II-9**	0.12	8.22	0.36	0.50	0.53			0.0117	525	10	200	5
II-15	0.10	7.74	0.31	0.46	0.087		0.14	0.0118	525	10	200	5
II-16	0.12	7.87	0.38	0.49	0.327			0.0151	525	10	200	5
II-18	0.15	7.94	0.34	0.52	0.028		0.14	0.0117	525	10	200	5
III-3	0.13	0.04		5.10		0.14	0.20		500	5	230	4

[0049] \*名义组成

[0050] \*\*仅在基础合金中分析的Hf含量(2.12%)。

[0051] 测试合金在在高温下的性能:

[0052] 依照ISO标准(来自08/2009的EN ISO 204)进行蠕变实验,以便证实含Hf析出物对材料行为的影响。与两种其它AlSi铸造合金、以及上示的铝铜合金进行性能比较。

[0053] 图5示出了对于在300℃于样品上施加的20MPa的恒定载荷,变形与时间的关系。

[0054] 从图5可以看出:

[0055] • II-2合金(除其它的通常A356合金化元素之外含有锆)优于常规的A356 (AlSi7Mg)合金。

[0056] • III-3合金(其为存在Al<sub>3</sub>Zr(Ti)弥散体的Al 5%Cu)优于II-2合金。

[0057] • II-8合金(除通常的A356合金化元素之外仅含有0.5%的Hf)显示出类似于III-3合金的性能。

[0058] • II-9合金(其为根据本发明的合金)显示出最好的蠕变行为。该合金除0.5%Hf之外含有0.5%铜。据推测在该材料中添加铅是造成该性能的主要原因,对于II-8合金也是如此。合金II-9还含有略微较多的Si,但是在此方面这被视为是不重要的。

[0059] 图6的坐标图示出了II-9合金的低循环疲劳性能,相比于表1列出的铸件中常用的不同合金,即A356T7、A356+0.5%Cu T7,和319T5。

[0060] 在不同的温度下、并且对于不同的施加塑性变形评价低循环疲劳行为。在图6中,将塑性变形参数常规命名为 $\Delta\epsilon/2$ 。图中所描绘的坐标图显示,在250℃下,II-9合金表现出比A356和A356+0.5%铜更高的屈服强度。更出乎预料的是,其还胜过含3%铜的319合金。非常可能的是,这是弥散体析出的效应,所述弥散体析出向高温下的II-9合金带来优异的材料稳定性。[0061] 此外,图7示出了II-9合金在低循环疲劳测试( $\epsilon=0.001s^{-1}$ 且 $\Delta\epsilon/2=0.003$ )期间

的寿命(应变循环数, NR), 相比于上述且表1中所列的通常用于铸件中的相同合金。

[0062] 在图7中, 绘出了不同合金的作为温度函数的疲劳试样的寿命时间。温度增加越多, II-9合金胜过所有其它通常已知合金越多。

[0063] 此外, 图8的曲线图显示了利用表1中所列的一些其它合金(II-15、II-16和II-18)的蠕变测试。含Cu、Hf和Zr的所有这些合金均表现出非常相似的蠕变行为, 即使低Hf合金也是如此。非常可能的是, Cu、Hf和Zr对蠕变性能具有累加效应。由于含Hf相和含Zr相的较慢粗化, 认为Hf和Zr的效应比Cu的效应更持久。

[0064] 室温下的性能

[0065] 在常规的拉伸测试之后得到室温下的性能。在下表2中给出了结果, 与上述合金之一A356相比较。

[0066]

合金	回火	UTS(MPa)	YS(MPa)	Ap(%)	E(GPa)
A356	T7	300	240	7.5	70
II-9	T7	326	279	7.1	75

[0067] 从表2清楚, 与A356相比, 根据本发明的合金具有改善的机械性能。

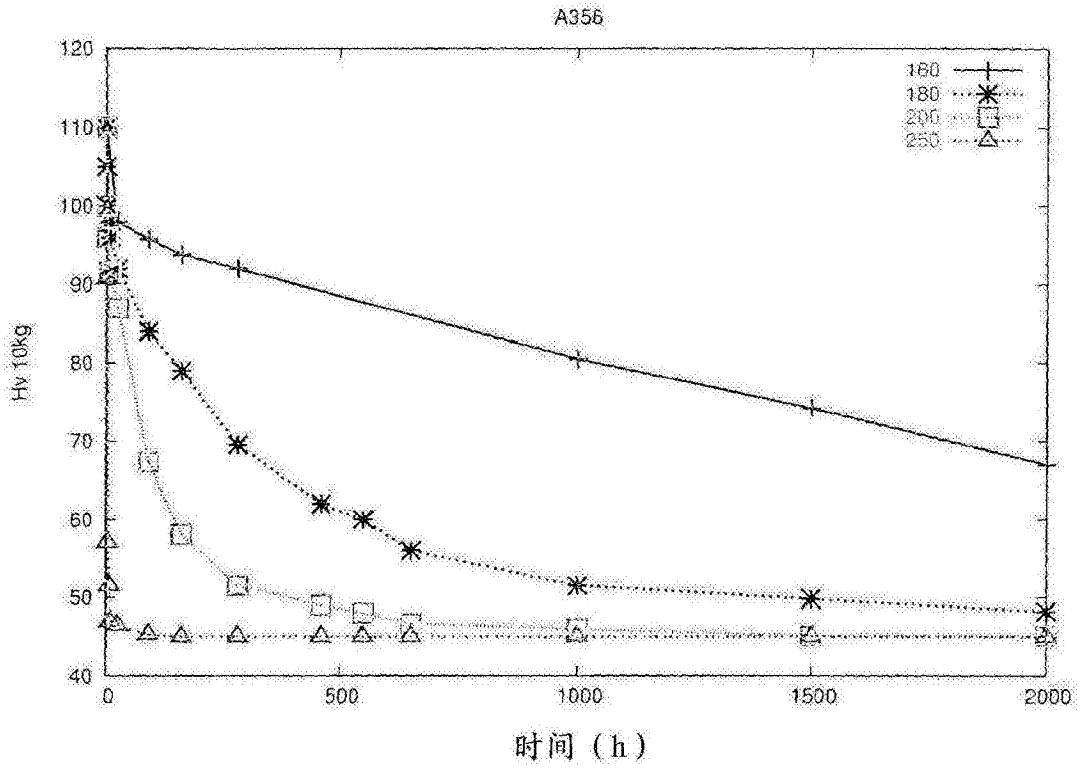


图1

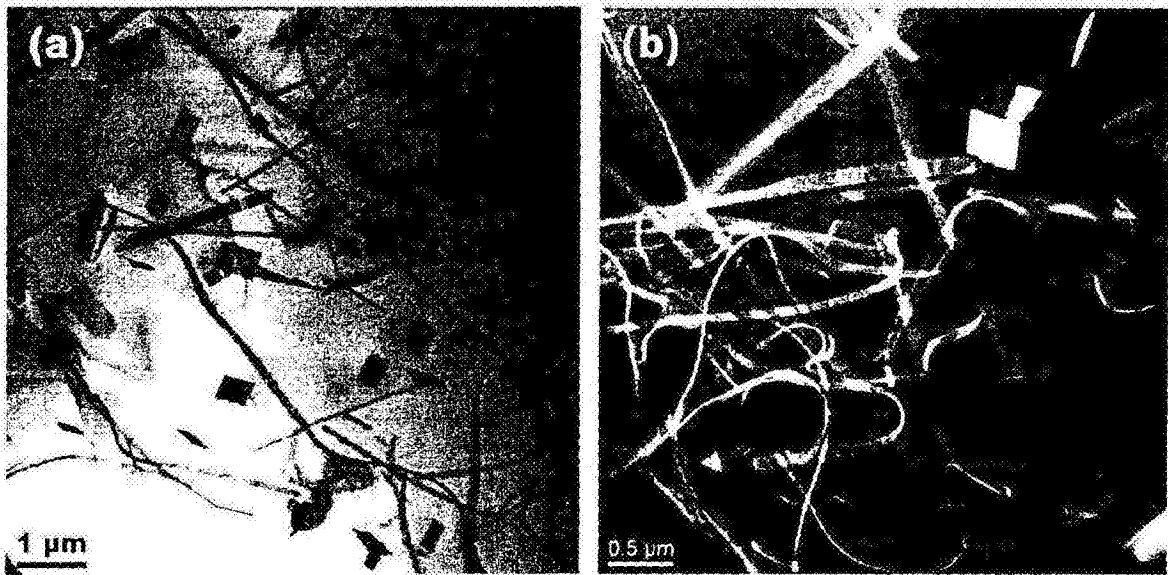


图2



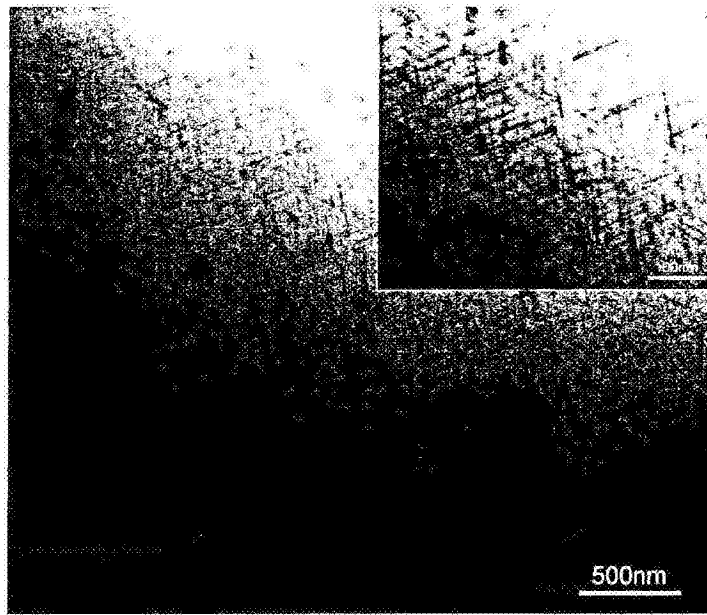


图3

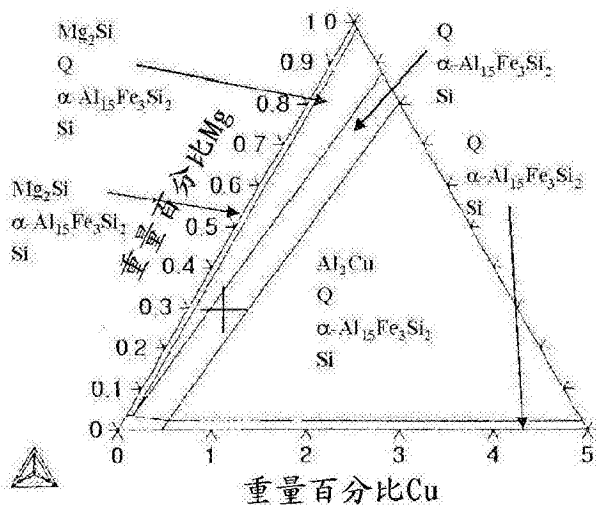


图4

300℃ 20MPa下的蠕变测试

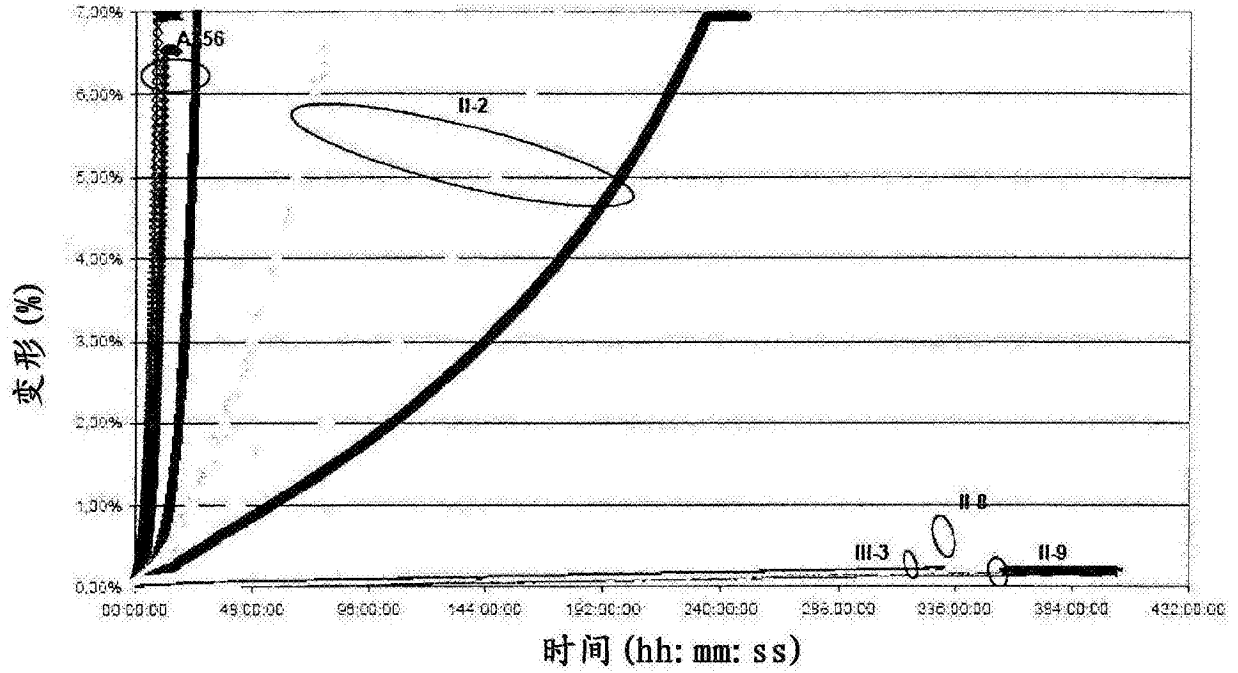


图5

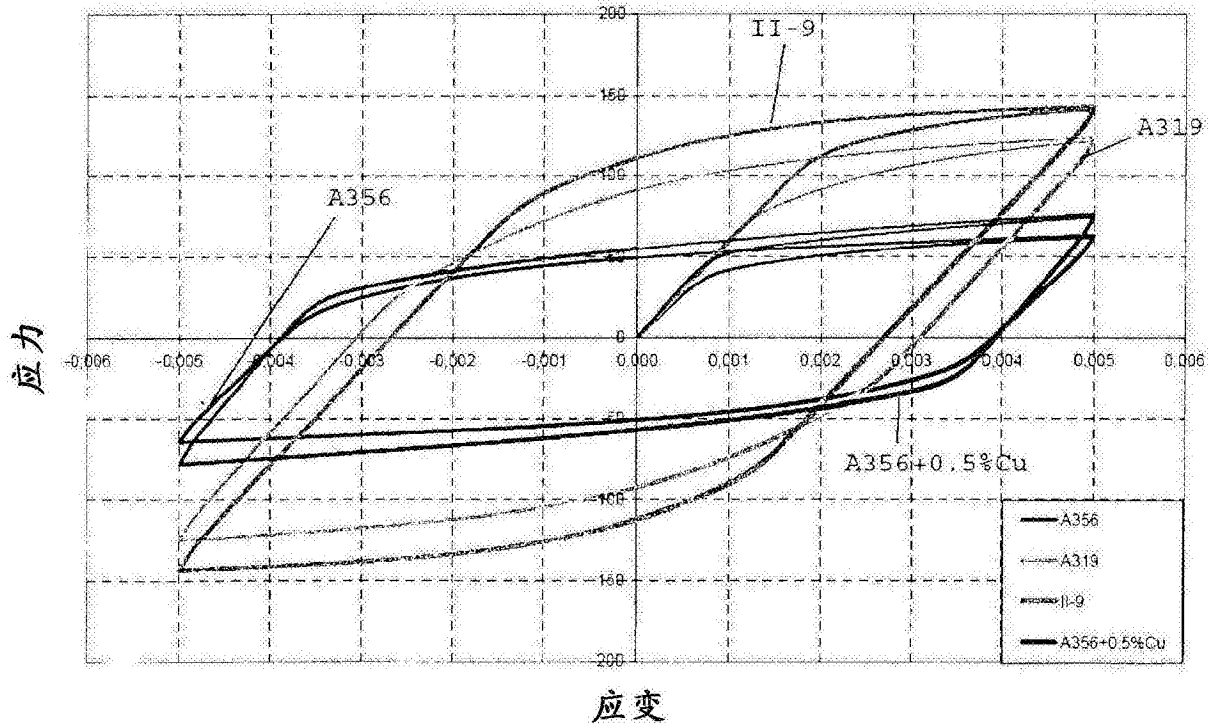


图6

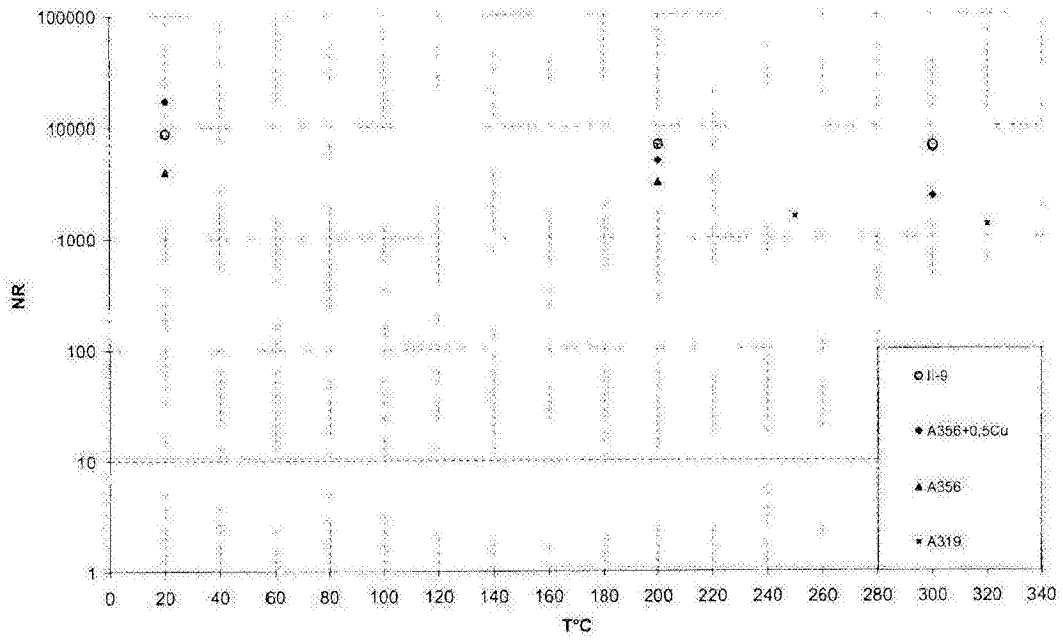


图7

300°C 20MPa下的蠕变测试

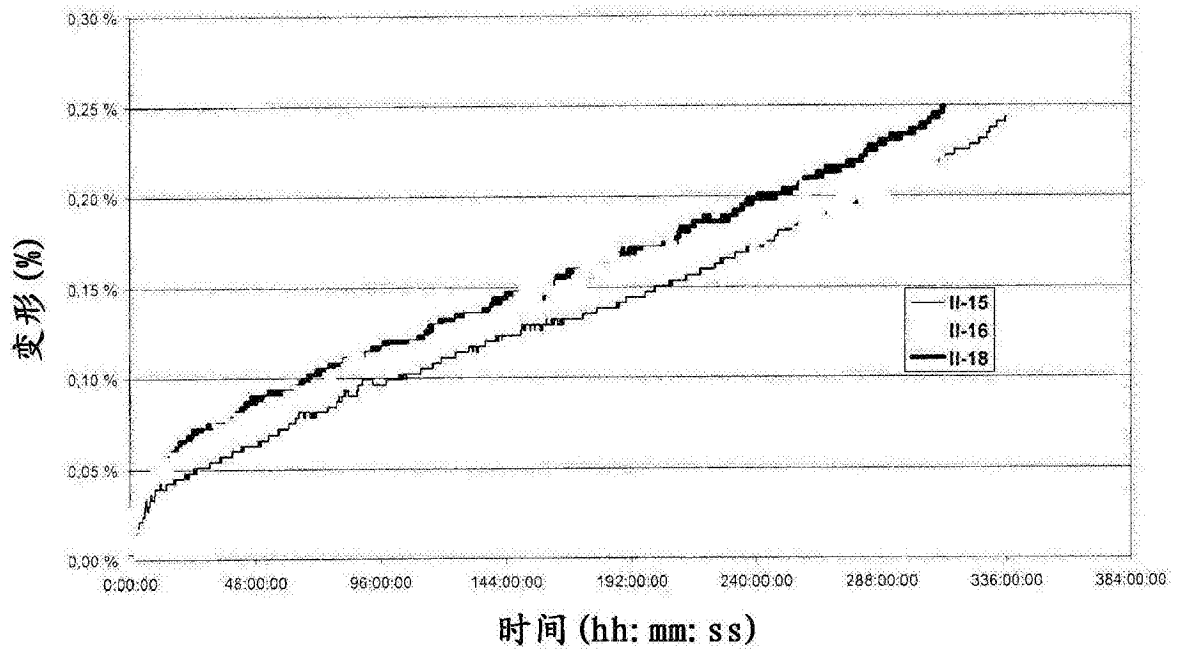


图8