



[12] 发 明 专 利 说 明 书

[21] ZL 专利号 99803452.5

[43] 授权公告日 2003 年 1 月 29 日

[11] 授权公告号 CN 1100153C

[22] 申请日 1999.2.2 [21] 申请号 99803452.5

[30] 优先权

[32] 1998.2.2 [33] US [31] 09/017,483

[32] 1998.10.16 [33] US [31] 09/174,103

[86] 国际申请 PCT/US99/02212 1999.2.2

[87] 国际公布 WO99/51787 英 1999.10.14

[85] 进入国家阶段日期 2000.8.29

[71] 专利权人 克里萨里斯技术公司

地址 美国弗吉尼亚州

[72] 发明人 S·C·德威 C·T·刘

[56] 参考文献

US5417781 1995.05.23

US5429796 1995.07.04

审查员 王怀东

[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

代理人 段承恩

权利要求书 2 页 说明书 14 页 附图 16 页

[54] 发明名称 两相铝化钛合金

[57] 摘要

一种具有含少量聚集体间组织的层状显微组织的两相铝化钛合金。该合金可含位于聚集组织边界处的细小颗粒,如硼化物颗粒和/或晶界等轴组织。该合金可含合金添加剂如,≤10 原子%的 W、Nb 和/或 Mo。该合金可不含 Cr、V、Mn、Cu 和/或 Ni,而可含(原子%)45-55%的 Ti、40-50%的 Al、1-5%的 Nb、0.3-2%的 W、最多 1%的 Mo 和 0.1-0.3%的 B。该合金可含(%重量)57-60%的 Ti、30-32%的 Al、4-9%的 Nb、最多 2%的 Mo、2-8%的 W 和 0.02-0.08%的 B。

1. 铝化钛合金，它主要由，以重量%计，50-65%的 Ti、25-35%的 Al、2-15%的 Nb，小于5%的 Mo，1-10%的 W 及 0.01-0.2%的 B 构成。

2. 权利要求 1 的铝化钛合金，它处于铸态、热挤压态、冷加工态或热处理状态。

3. 权利要求 1 的铝化钛合金，其中该合金具有两相层状显微组织，而细小的颗粒位于聚集组织的边界处。

4. 权利要求 3 的铝化钛合金，其中细小的硼化物颗粒位于聚集组织边界处。

5. 权利要求 3 的铝化钛合金，其中细小的第二相颗粒位于聚集组织的边界处。

6. 权利要求 1 的铝化钛合金，其中该合金具有包括晶界等轴组织的两相显微组织。

7. 权利要求 1 的铝化钛合金，其中含 57-60%的 Ti、30-32%的 Al、4-9%的 Nb、最多 2%的 Mo、2-8%的 W 及 0.02-0.08%的 B。

8. 权利要求 1 的铝化钛合金，其屈服强度大于 560Mpa、极限抗拉强度大于 630Mpa 和/或至少 1%的拉伸延伸率。

9. 权利要求 1 的铝化钛合金，其中该合金有这样的显微组织：其中的 W 为非均匀分布。

10. 权利要求 1 的铝化钛合金，其中该合金的显微组织为在聚集组织边界处基本上无等轴晶组织的层状组织。

11. 权利要求 1 的铝化钛合金，其中该合金不含 Mo 或 Cr。

12. 权利要求 1 的铝化钛合金，其中含 57-60%的 Ti、30-32%的 Al、4-9%的 Nb、2-8%的 W 及 0.02-0.08%的 B。

13. 权利要求 1 的铝化钛合金，它不含 Cr、V、Mn、Co、Cu 和 Ni。

14. 权利要求 1-13 中任一项的铝化钛合金用于制备厚度为 2.03

$\times 10^{-4}$ 米 - 7.6×10^{-4} 米 (8 - 30 密耳) 的片材的用途。

15. 权利要求 1 的铝化钛合金用于制备电阻加热元件的用途, 该元件在通过最多 10 伏, 最多 6 安培的电流时能于不到 1 秒加热至 900 $^{\circ}\text{C}$ 。

两相铝化钛合金

技术领域

本发明涉及两相铝化钛(titanium aluminide)合金组合物,它可用于电阻加热和其它的用途,如用于结构用途。

背景技术

铝化钛合金是多份专利和公开文献的主题,这包括美国专利 4,842,819; 4,917,858; 5,232,661; 5,348,702; 5,350,466; 5,370,839; 5,429,796; 5,503,794; 5,634,992 及 5,746,846; 日本专利公开 63-171862; 1-259139 及 1-42539; 欧洲专利公开 365174 及 V. R. Ryabov 等人的文章题为“铁-铝系金属间化合物的性能”(Properties of the Intermetallic Compounds of System Iron-Aluminum) Published in Metal Metalloved, 27. No. 4, 668-673, 1969); S. M. Barinov 等人的题为“铝化钛中的变形和破坏”(“Deformation and Failure in Titanium Aluminide” Published in Izvestiya Akademii Nauk SSSR Metally, No. 3, 164-168, 1984); W. Wunderlich 等人的题为“通过使含 Cr 和 Si 的 Ti-Al 基合金孪晶变形增强塑性”(“Enhanced Plasticity by Deformation Twinning of Ti-Al-Base Alloys With Cr and Si” Published in Z. Metallkunde, 802-808, 11/1990); T. Tsujimoto 的题为“TiAl 金属间化合物合金的研究开发及展望”(“Reserch, Development and Prospects of TiAl Intermetallic compound Alloys” published in Titanium and Zirconium. 33 卷, No. 3, 第 19 页, 7/1985); N. Maeda 的题为“金属间化合物 TiAl 的高温塑性”(“High Temperature Plasticity of Intermetallic compound TiAl” presented at Material of 53rd Meeting of Superplasticity, 第 13 页, 1/30/1990); N. Maeda 等人的题为“通过晶粒的超细化提高金属间化合物的塑性”(“Improvement in Ductility of Intermetallic Compound through Grain Super-refinement” presented at Autumn Symposium of Japan Institute of Metals, 14 页, 1989); Nada 等

人的题为“TiAl 金属间化合物的机械性能”(“Mechanical Properties of TiAl Intermetallic Compound” presented at Autumn Symposium of Japan Institute of Metals, 第 2 页, 1988); Lipsitt 的题为“钛的铝化物的综述”(“Titanium Aluminides-An Overview”, published in Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 39 卷, 351-364, 1985); P. L. Martin 等人的题为“合金化对 Ti₃Al 及 TiAl 的显微组织及性能的影响”(“The Effect of Alloying on Microstructure and Properties of Ti₃Al and TiAl” published by ASM in Titanium 80. 2 卷, 1245-1254, 1980); S.H. Whang 等人的题为“L1₀ TiAl 化合物合金中的快速凝固的效果”(Effect of Rapid solidification in L1₀ TiAl Compound Alloys” ASM Symposium Proceedings on Enhanced Properties in Structural Metals Via Rapid Solidification, Materials Week, 第 7 页, 1986);及 D. Vujic 等人的题为“快速凝固及添加合金对 L1₀ TiAl 合金其及三元合金中的晶格畸变及原子有序化的影响”(“Effect of Rapid Solidification and Alloying Addition on Lattice Distortion and Atomic Ordering in L1₀ Alloys and Their Ternary Alloys” published in Metallurgical Transactions A, 19A 卷, 2445-2455, 10/1988)。

可用其处理 TiAl 铝化物使之达到所需性能的方法公开于如上述多份专利及公开文献中。此外, US, 5, 489, 411 公开了一种粉末冶金方法, 该法通过等离子喷涂一种可卷取的带材, 热处理该带材以释放残余应力, 将两块这样的带的粗糙的侧面放在一起, 然后将它们一起放在压力结合辊之间进行挤压, 再作固溶退火, 冷轧及中间退火而制成铝化钛的箔。US. 4, 917, 858 公开了一种用单质钛、铝和其它合金元素制备铝化钛箔的粉末冶金技术。US. 5, 634, 992 公开了一种处理 γ 铝化钛的方法, 该法通过使铸造物固结, 在共析温度以上热处理此固结了的铸造物以形成 γ 晶粒加 α 和 γ 相的层状聚集组织, 在共析温度以下对其进行热处理以使该聚集组织中的 γ 晶粒生长, 再于 α 转变温度以下对其进行热处理, 以使任何残存的聚集组织在 γ 晶粒中重新形成具有 α_2 板条的组织。

鉴于对提高铝化钛的性能的持续的努力, 仍需要改进的合金组合物及经济的加工方法。

发明简述

根据第一实施方案,本发明提供了一种具有受聚集组织尺寸控制的层状(lamellar)显微组织的两相钛铝合金。该合金可以多种形态,如铸态、热挤压态、冷和热加工态或热处理状态提供。作为成品,可将该合金制成具有 $60-200\mu\Omega\cdot\text{cm}$ 电阻率的电阻加热元件。该合金可含有在聚集组织边界上产生细小颗粒如第二相或硼化物颗粒的辅助元素。该合金可包含晶界的等轴晶组织。该辅助合金元素,例如,可包括最多为 10 原子%的 W、Nb 和/或 Mo。该合金可加工成屈服强度大于 560MPa(80Ksi), 极限抗拉强度大于 630MPa(90Ksi) 和/或延伸率至少为 1.5%的薄片。铝含量可为 40-50 原子%, 更好是约 46 原子%。钛含量至少为 45 原子%, 更好是至少为 50 原子%。例如, 该合金可含 45-55 原子%的 Ti、40-50 原子%的 Al、1-5 原子%的 Nb、0.5-2 原子%的 W 及 0.1-0.3 原子%的 B。该合金最好不含 Cr、V、Mn 和/或 Ni。

附图说明

图 1a-d 是于 1400℃ 热挤压、于 1000℃ 作了 2 小时退火的 PMTA TiAl 合金的 200 倍的光学显微镜照片。图 1a 展示了 PMTA-1 的显微组织, 图 1b 展示了 PMTA-2 的显微组织, 图 1c 展示了 PMTA-3 的显微组织, 而图 1d 展示了 PMTA-4 的显微组织。

图 2a-d 展示了于 1400℃ 经热挤压, 于 1000℃ 退火 2 小时的 PMTA 合金的 500 倍光学显微镜照片。图 2a-d 分别展示了 PMTA-1 至 PMTA-4 的显微组织。

图 3 展示了在于 1400℃ 经热挤压, 于 1000℃ 退火 2 小时的 PMTA-2 的背散射图象中观察到的鬼线带, 其中展示了 W 的不均匀分布。

图 4 展示了于 1400℃ 时经热挤压, 于 1000℃ 退火 2 小时的 PMTA-2 的背散射图。

图 5a 是于 1400℃ 经热挤压, 于 1000℃ 退火 1 天的 PMTA-3 的 200 倍显微照片, 而图 5b 是同一显微组织的 500 倍的显微照片。

图 6a 展示了于 1400℃ 经热挤压, 于 1000℃ 退火三天的 PMTA-2 的 200 倍显微组织, 而图 6b 展示了 500 倍的同一显微组织。

图 7a 是初始状态下的 TiAl 板 (Ti-45Al-5Cr, 原子%) 的光学显微镜照片, 图 7b 展示了在 1000℃ 退火三天后的同一显微组织, 上述两照片

均 500 倍的放大率。

图 8a 展示了 PMTA-6 的显微照片，图 8b 展示了 PMTA-7 的显微照片，上述二者合金均在 1380℃ 经热挤压（放大倍数：200 倍）。

图 9a 是 PMTA-6 的显微照片，图 9b 是 PMTA-7 的显微照片，该二合金均于 1365℃ 经热挤压（放大倍数：200 倍）。

图 10 是展示于 1380℃ 经热挤压的 PMTA 中晶粒异常长大的显微照片。

图 11a-d 是在 1335℃ 的热挤压后，以不同的条件进行热处理的 PMTA-8 的显微照片，图 11a 的热处理是 1000℃，2 小时；图 11b 是 1340℃，30 分钟；图 11c 是 1320℃，30 分钟；图 11d 是 1315℃、30 分钟（放大倍数：200X）。

图 12 是从具有 PMTA-4 标称成份的锭上切取的试样 1 和 2 的电阻率微欧姆-温度曲线图。

图 13 是试样 1 和 2 的半球总辐射率-温度曲线图。

图 14 是从与试样 1 和 2 的锭相同的锭上切取的试样 80259-1、80259-2、80259-3 的扩散率-温度曲线图。

图 15 是本发明的铝化钛的比热-温度曲线图。

图 16 是从与试样 1 和 2 的锭相同的锭上切取的试样 80259-1H、80259-1C、80259-2H、80259-3H 及 80259-3C 的热膨胀率-温度曲线图。

详述较佳实施方案

本发明提供了一种两相 TiAl 合金，它具有可使其适用于多种应用领域，如电阻加热元件的热物理性能和机械性能。该合金展现出在最高达 1000℃ 或更高温度下的有用的机械性能和耐腐蚀性能。该 TiAl 合金的材料比重极低（约 4.0g/cm^3 ），它具有符合要求的室温和高温拉伸延展性和强度的组合、高的电阻率、和/或可制成厚度 $< 2.54 \times 10^{-4}$ 米(10 密耳)的片材。这种片材的一种用途是作诸如香烟打火机之类器具的电阻加热元件。比如，可将该片形成具有一系列加热条的管状加热元件，这些条单独地为公开于 US. 5, 591, 368 和 5, 530, 225 中的那类电吸烟装置中的香烟的点火部位提供能量，上述专利文献经参照其内容而结合在本文中。此外，

该合金可不含如 Cr、V、Mn 和/或 Ni 之类的元素。

与为了提高室温拉伸延展性而含 1-4 原子%的 Cr、V 和/或 Mn 的 TiAl 合金相比,按本发明,具有层状组织的双相 TiAl 合金的拉伸延展性主要受聚集组织,而不是受这些合金元素的控制。于是本发明提供了可不含 Cr、V、Mn 和/或 Ni 的高强度 TiAl 合金。

表 1 列出了该被研究的合金的标称成份,其中该基本合金含 46.5 原子%的 Al 和余量的 Ti。添加少量合金化添加剂以探讨对该双相 TiAl 合金的机械性能和冶金性能的影响。发现最多 4% 的 Nb 可能影响抗氧化性,最多 1.0% 的 W 影响显微组织的稳定性和抗蠕变能力,最多 0.5% 的 Mo 影响热加工性能。为细化该双相 TiAl 合金中的层状组织,加最多至 0.18% 的 B。

通过电弧熔炼市售纯级的金属和将其滴铸(drop casting)于 1" 直径 × 5" 长的铜模中制成具有表 1 所列成份的,分别标为 PMTA-1 至 PMTA-9 的 8 种合金。所有合金均无铸造缺陷而成功地铸成。然后将 7 个合金锭(PMTA-1 至 PMTA-4 和 PMTA-6 至 PMTA-9)密封在 Mo 罐中,然后以 5:1-6:1 的挤压比,在 1335-1400℃ 的温度经热挤压。挤压条件列于表 2。用空气冷却和在水中短时间急冷此挤压棒来控制挤压后的冷却速率。在 1365-1400℃ 时挤压成的合金棒的形状不规则,而于 1335℃ 热挤压的 PMTA-8 呈现相当光滑的表面而无表面不规则现象。但,在任何的热挤压棒中均未发现裂纹。

用光学金相分析和电子超级探针分析,检测铸态的和热处理态(列于表 2 中)的该合金的显微组织。在铸态时,所有合金均显示具有某种程度的偏析和成核的层状组织。图 1 和 2 展示了 200X 和 500X 放大倍数热挤压合金光学显微镜照片,所述合金是在 1000℃ 释放应力处理 2 小时的 PMTA-1 至 PMTA-4。所有的合金均呈现出完全是层状组织,而在聚集组织的边界处有少量的等轴晶组织。在聚集组织边界处见到了一些细小的颗粒,电子探针分析确认它们是硼化物。在这种 4 种 PMTA 合金中也未出现显微组织特点上的明显区别。

电子显微探针分析表明,即使在热挤压的合金中钨也未均匀分布。如于图 3 中,发现在较暗的衬度中的鬼影带不含约 0.33 原子% W 的钨。图

4 是 PMTA-2 的背散射图形, 它显示了在亮衬度中, 于聚集组织边界形成了第二相颗粒(硼化物)。该硼化物的成份已经确定并与层状基体成份一起列在表 3 中。第二相颗粒主要是(Ti、W、Nb 的)硼化物, 它们被缀饰和固定在层状聚集体的边界上。

图 5 和 6 展示了在 1000℃ 分别退火 1 天和 3 天的热挤压的 PMTA-3 和 PMTA-2 的光学显微组织。在这些经长时间退火的试样中清楚地观察到晶界的等轴晶组织, 而其量随 1000℃ 时的退火时间的增加而加大。在于 1000℃ 退火 3 天的试样中有大量的等轴晶组织。

为了比较, 评估一片 2.29×10^{-4} 米(9 密耳)厚的 TiAl 片(Ti-54Al-5Cr, 原子%)。图 7 展示了该 TiAlCr 片在初始状态和退火(1000℃, 3 天)状态下的光学显微组织。与本发明合金的双相层状组织相反, 该 TiAlCr 片具有一种二元组织, 而且其结晶组织在 1000℃ 时没有明显变粗。

在 1000℃ 退火 2 小时后用 EDM 机从该热挤压合金棒上截取厚度 2.29×10^{-4} 米 - 5.08×10^{-4} 米(9-20 密耳), 标准长度 1.27×10^{-2} 米(0.5 英寸)的拉伸片试样。某些试样在拉伸试验前于 1000℃ 再退火最多 3 天。在 Instron 测试机上, 以 2.54×10^{-3} 米/秒(0.1 英寸/秒)的应变速率, 于室温下进行拉伸试验。拉伸试验结果列于表 4 中。

在 1000℃ 释放应力处理 2 小时的该合金显示出室温下空气中拉伸延伸率为 1% 或更大。当试样厚度在 2.29×10^{-4} 米 - 5.08×10^{-4} 米(9 至 20 密耳)间变化时, 该拉伸延伸率不受影响。如表 4 所示, 在 4 种合金中, 合金 PMTA-4 显示了最好的拉伸延展性。应注意的是, 得自 5.08×10^{-4} 米(20 密耳厚)的片材试样的 1.6% 拉伸延伸率与从计量直径 3×10^{-4} 米(0.12 英寸)的棒状试样所得的 4% 延伸率是相符的。该拉伸延伸率显示出它随着 1000℃ 时的退火时间的增加稍有提高, 而最大的延展率是在 1000℃ 退火 1 天的试样中获得的。

所有的这类合金都异常坚强, 其室温屈服强度大于 700Mpa (100Ksi), 极限抗拉强度大于 800Mpa (115Ksi)。这种高强度归因于在这些 TiAl 合金中产生了细化的完全层状组织。相比起来, TiAlCr 片材的室温屈服强度只有 420Mpa (61ksi)。因此该 PMTA 合金的强度比 TiAlCr 片材的强度大 67%。含 0.5% 的 Mo 的该 PMTA 合金的强度明显提高, 但室温的拉伸延伸率稍低。

图 8a-b 和 9a-b 分别展示了在 1380℃ 和 1365℃ 时经热挤压的 PMTA

- 6 和 PMTA - 7 的光学显微镜照片。两种合金均呈现了层状的结晶组织及少量的在聚集组织间的组织。在 1380℃ 和 1365℃ 时经热挤压的两种合金中都观察到了大的聚集组织晶粒（见图 10），这可能是晶粒在含少量 B 的合金中在热挤压后异常生长的结果。在这两种 PMTA 合金中的显微组织特点方面无明显区别。

图 11a-11d 展示了热处理对经 1335℃ 热挤压的 PMTA - 8 的显微组织的影响。于 1335℃ 经热挤压的此合金与于 1380℃ 和 1365℃ 时经热挤压的该合金相比其聚集组织的尺寸要细小得多并具有更多的聚集体间的组织。在热挤压组织方面，1000℃ 2 小时的热处理未产生任何明显的改变（图 11a）。但，1340℃，30 分钟的热处理则导致很大的聚集组织（图 11b）。将热处理温度从 1340℃ 降至 1320 - 1315℃（其差为 20 - 25℃）则使聚集组织的尺寸陡降（见图 11c 和 11d）。1320 - 1315℃ 时的退火也同出在 PMTA - 8 中产生较多的聚集体间组织。通过在 1335℃ 时进行热挤压，使异常的晶粒生长几乎被完全消除。

厚度由 2×10^{-4} 米(8 密耳)变到 5.6×10^{-4} 米(22 密耳)，标准长度为 127×10^{-2} 米(0.5 英寸)的 PMTA - 6 至 PMTA - 8 的拉伸片材试样是用 EDM 机从进行过 2 小时，1000℃ 或 20 分钟，1320℃ - 1315℃ 的最终热处理后的该热挤压合金棒上截取的。在空气中，以 2.54×10^{-3} 米/秒(0.1 英寸/秒)的应变速率，在最高为 800℃ 的温度下在 Instron 试验机上进行拉伸试验。所有拉伸试验结果列于表 5 - 8。经 2 小时，1000℃ 的热处理的合金 PMTA - 4、- 6 和 - 7 在所有的温度下均显示出优良的强度，而该强度与热挤压温度无关。1400 - 1365℃ 时的热挤压得到了较低的室温和高温拉伸延展性（<4%）。当于 1335℃ 时进行热挤压时，在所有温度下都得到明显提高了的拉伸延展性。于 1335℃ 经热挤压的 PMTA - 8 在所有温度下都显示出最高的强度和拉伸延展性。当试样厚度由 2×10^{-4} 米(8 密耳)变到 5.6×10^{-4} 米(22 密耳)时，拉伸延展性未显示系统性的变化。

表 7 和 8 展示了分别于 1320℃ 和 1315℃ 热处理 20 分钟的 PMTA - 6 和 PMTA - 7 的拉伸性能。与于 1000℃ 热处理时所得的结果相比，1320 - 1315℃ 时的热处理产生了更高的拉伸延伸率，但降低了试验温度下的强度。在所有这些合金和热处理中，于 1335℃ 经热挤压再于 1315℃ 退火 20 分钟的 PMTA - 8 显示出最佳的室温和高温拉伸延展性。在

室温和 800℃ 下, 该合金分别呈现出 3.3% 和 11.7% 的拉伸延展性。经 1315℃ 的热处理的 PMTA-8 显得比已知的 TiAl 合金要坚强得多。

在试图检验 TiAl 合金片材的弯曲延展性时, 使若干块经热挤压和 1320℃ 的热处理的, 厚 2.8×10^{-4} 米- 5×10^{-4} 米(11-20 密耳)的 PMTA-7 和 PMTA-8 合金片在室温下弯折。在弯至 42° 后, 每块合金板均未断裂。这些结果清楚地表明: 具有受控的显微组织的 PMTA 合金在室温下是可弯折的。

通过将片材试样 (2.29×10^{-4} 米- 5.08×10^{-4} 米(9-20 密耳)厚)暴露于 800℃ 的空气中来研究 PMTA-2, -5 和 -7 的氧化行为。周期性地将试样从炉中取出以进行称重和表面检验。这些试样显示出很小的重量增长而且没有任何剥落现象。这表明, 合金添加剂 W 和 Nb 影响了该合金的 800℃ 时的氧化速率, 而 W 对于提高该 TiAl 合金的抗氧化性能更为有效。在这些合金之中, PMTA-7 呈现出最低的增重和最好的 800℃ 时的抗氧化性能。PMTA-7 的氧化表明, 氧化物鳞片被完全粘住了而没有显微裂纹和剥落的迹象。这种观测清楚地指出, 于 800℃ 时形的氧化物鳞片被很好地附着在基体材料上, 因而具有很好的保护性。

图 12 是试样 1 和 2 的电阻率 (微欧姆) - 温度曲线图, 所述试样是从具有 PMTA-4 的标称成份, 即 30.8% (重量) 的 Al、7.1% (重量) 的 Nb、2.4% (重量) 的 W 和 0.045% (重量) 的 B 的锭上切取的; 图 13 是试样 1 和 2 的半球总辐射率 - 温度曲线图; 图 14 是从与试样 1 和 2 的锭相同的锭上切取的试样 80259-1, 80259-2 和 80259-3 的扩散率 - 温度曲线; 图 15 是本发明的铝化钛的比热 - 温度曲线; 图 16 是从与试样 1 和 2 的锭相同的锭上切取的试样 80259-1H、80259-1C、80259-2H、80259-3H、80259-3C 的热膨胀率 - 温度曲线。

总之, 在 1365℃ - 1400℃ 时经热挤压的 PMTA 合金主要呈现出带有少量聚集体间组织的层状组织, 而在 1335℃ 经挤压的 PMTA-8 则呈现出很多较细的聚集组织和较多的聚集体间组织。PMTA-8 在 1315-1320℃ 时的 20 分钟的热处理产生了较细的层状组织。该合金可包括形成于聚集组织边界处的 (Ti、W、Nb) 硼化物。此外, 该热挤压的合金中的 W 分布得不均匀, 这表明含 W 的添加剂的 TiAl 合金的电阻率可能很高。掺入 0.5 原子% Mo 明显地提高了 TiAl 合金的屈服强度和极限抗

拉强度，但将室温下的拉伸延伸率降低到某种程度。在这4种热挤压的PMTA1-4合金中，成份为Ti-46.5Al-3Nb-0.5W-0.2B(原子%)的PMTA-4具有室温拉伸延展性和强度的最佳组合。与TiAlCr(Ti-45Al-5Cr)片材相比，该PMTA-4比TiAlCr片强度高67%。此外TiAlCr片在室温下未显示弯折延展性，而PMTA-4的延伸率为1.4%。TiAl合金的拉伸延伸率与范围为 2.29×10^{-4} 米- 5.08×10^{-4} 米(9-20密耳)的片厚无关。于1000℃热处理2小时的合金PMTA-4，-6和-7在最高为800℃的所有温度下都呈现出与热挤压温度无关的良好的强度。但，1400-1365℃的热挤压温度产生了较低的室温和高温拉伸延展率(<4%)。当挤压温度为1335℃时，拉伸延展性在所有温度下都有明显的提高。在1335℃经热挤压，再于1315℃经20分钟退火的PMTA-8(Ti-46.5Al-3Nb-1W-0.5B)显示出最佳的室温和高温拉伸延展性(室温: 3.3%; 800℃: 11.7%)。

表1 标称合金成份

合金号	成份(原子%)						
	Ti	Al	Cr	Nb	Mo	W	B
PMTA-1	50.35	46.5	0	2	0.5	0.5	0.15
PMTA-2	50.35	46.5	0	2	-	1.0	0.15
PMTA-3	49.85	46.5	0	2	0.5	1.0	0.15
PMTA-4	49.85	46.5	0	3	-	0.5	0.15
PMTA-5	47.85	46.5	0	4	-	0.5	0.15
PMTA-6	49.92	46.5	0	3	-	0.5	0.08
PMTA-7	49.92	46.5	0	3	-	1.0	0.08
PMTA-8	49.40	46.5	0	3	-	1.0	0.10
PMTA-9	49.32	46.5	0	3	-	1.0	0.18

表 1(续)成份(重量%)							
合金号	Ti	Al	Cr	Nb	Mo	W	B
PMTA-1	60.46	31.36	0	4.64	1.20	2.30	0.04
PMTA-2	59.80	31.02	0	4.60	-	4.54	0.04
PMTA-3	58.86	30.83	0	4.57	1.18	4.52	0.04
PMTA-4	59.55	31.19	0	6.93	-	2.29	0.04
PMTA-5	57.71	30.85	0	9.14	-	2.26	0.04
PMTA-6	59.56	31.20	0	6.93	-	2.29	0.02
PMTA-7	57.98	30.68	0	6.82	-	4.50	0.02
PMTA-8	57.98	30.68	0	6.82	-	4.50	0.02
PMTA-9	57.97	30.67	0	6.82	-	4.49	0.05

表 2 用于 PMTA 合金的制备和热处理条件

合金号	热挤压温度 (℃)	热处理 (℃/时间)
PMTA-1	1400	1000℃, 最多至 3 天
PMTA-2	1400	1000℃, 最多至 3 天
PMTA-3	1400	1000℃, 最多至 3 天
PMTA-4	1400	1000℃, 最多至 3 天
PMTA-5		
PMTA-6	1380, 1365	1000℃/2 小时
PMTA-7	1380, 1365	1000℃/2 小时, 1320℃/20 分
PMTA-8	1335	1000℃/2 小时, 1315℃/20 分

表 3 用电子显微探针分析确定的 PMTA-2 合金中的相组成

相	Ti	合金元素(原子%)		
		Al	W	Nb
基体相 (暗衬度)	余量	44.96	0.82	1.32
基体相 (亮衬度)	余量	44.70	1.15	1.32
硼化物*	77.69	8.66	9.98	3.67

*仅金属元素

表 4 于 1400℃ 经热挤压的 PMTA 合金的室温拉伸性能

合金号	组成 Nb-Mo-W(原子%)	拉伸延伸率 (%)	σ_y (MPa/ksi)	σ_{uc} (MPa/ksi)
2 小时/1000℃				
PMTA-1	2/0.5/0.5	1.0	798/114	826/118
PMTA-2	2/0/1.0	1.2	728/104	819/117
PMTA-3	2/0.5/1.0	1.1	861/123	924/132
PMTA-4	3/0/0.5	1.4	714/102	805/115
1 天/1000℃				
PMTA-3	2/0.5/1.0	1.4	805/115	917/131
3 天/1000℃				
PMTA-2	2/0/1.0	0.8	735/105	763/109

表 5 于 1400℃ 经热挤压再于 1000℃

退火 2 小时的 PMTA - 4 的拉伸性能

测试温度(℃)	屈服强度(MPa/ksi)	极限抗拉强度(MPa/ksi)	延伸率(%)
22	714/102.0	805/115	1.4
600	707/101.0	889/127	2.4
700	675.5/96.5	910/130	2.7
800	684.6/97.8	826/118	2.4

表 6 于 1365℃ 经热挤压再于 1000℃

退火 2 小时的 PMTA - 6 的拉伸性能

测试温度(℃)	屈服强度(MPa/ksi)	极限抗拉强度(MPa/ksi)	延伸率(%)
22	847/121.0	952/136	1.3
300	707/101.0	791/113	1.2
700	655.2/93.6	875/125	2.7
800	605.5/86.5	875/125	3.9

表 7 于 1365℃ 经热挤压的 PMTA - 7 的拉伸性能

测试温度(℃)	屈服强度(MPa/ksi)	极限抗拉强度(MPa/ksi)	延伸率(%)
1000℃, 2 小时退火			
22	812/116.0	854/122	1.0
300	707/101.0	812/116	1.5
700	735/105.0	917/131	2.7

表 8 于 1335℃ 热挤压的 PMTA - 8 的拉伸性能

测试温度(℃)	屈服强度(MPa/ksi)	极限抗拉强度(MPa/ksi)	延伸率(%)
1000℃, 2 小时退火			
22	854/122.0	980/140	2.0
300	714/102.0	959/137	4.3
700	665/95.0	917/131	4.7
800	631/90.2	868/124	5.6
1315℃, 20 分钟退火			
20	673/96.2	812/116	3.3
300	556/79.4	805/115	6.1
700	505/72.2	784/112	7.5
800	504/72.0	700/100	11.7

可将上述的铝化钛制成各种形状或产品,如制成电阻加热元件。但,本文所公开的组合物还可用于其它的目的,如用于热喷涂,其中该组合物可被用作具有抗氧化和抗腐蚀能力的涂层。该组合物还可被用作抗氧化和抗腐蚀的电极、炉子的部件、化学反应器、抗硫化的材料、用于化学工业中的耐腐蚀材料、煤浆或煤焦油的输送管、催化转化器的基底材料、汽车和柴油发动机的排气壁和透平增压器的定子、多孔过滤器等。

就电阻加热元件而言,可改变该加热元件片的形状以根据公式:

$R = \rho(L/W \times T)$ 优化加热器的电阻,在该式中, R = 加热器的电阻、 ρ = 加热器材料的电阻率、 L = 加热器长度、 W = 加热器宽度,而 T = 加热器厚度。加热器材料的电阻率可通过改变其成份,如调整加热器材料的铝含量;改变加工方法或掺入合金添加剂而得以改变。比如,通过在加热器材料中掺入氧化铝颗粒可使电阻率明显升高。该加热器材料可任选地含有陶瓷颗粒以提高抗蠕变能力和/或导热率。比如,该加热器材料可含导电材料的颗粒或纤维,如过渡金属(Zr、Ti、Hf)的氮化物、碳化物、硼化物及 MoSi_2 以提供良好的抗高温(最高达 1200℃)蠕变性能和优良的抗氧化性能。该加热器材料还可加入电绝缘材料的颗粒,如 Al_2O_3 、 Y_2O_3 、 Si_3N_4 、 ZrO_2 , 以便提供抗高温蠕变的加热器材料,及提高导热

率和/或降低该加热器材料的热膨胀系数。可将该电绝缘/导电颗粒/纤维加于 Fe、Al、Ti 或铝化铁的粉状混合物中，或通过元素态的粉末的反应来形成这种颗粒/纤维，该粉末在制造加热器元件时发生放热反应。

上文陈述了本发明的原理、较佳实施例方案和作业方法。但，不应将本发明限于所讨论的具体的实施方案。因此，应将上述实施例视为说明性的，而不是限制性的，而且本领域中的普通技术人员不违背由所附的权利要求所限定的精神可在这些实施方案中作出改变是应被理解的。

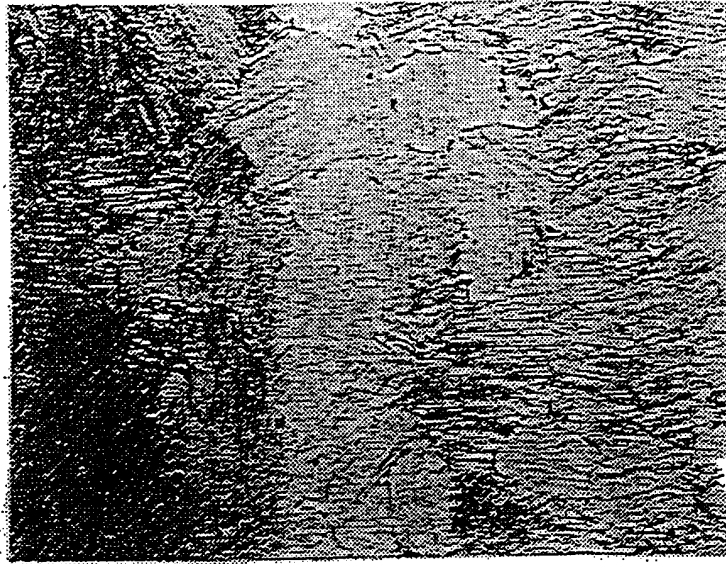


图 1a

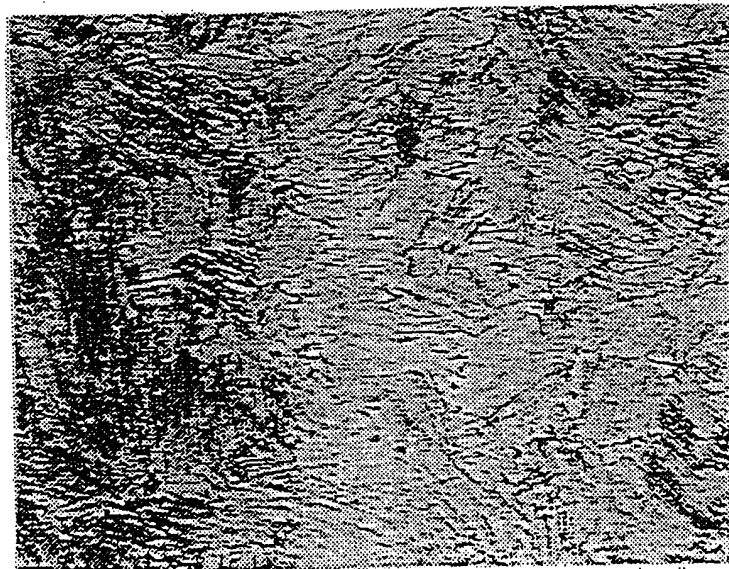


图 1b

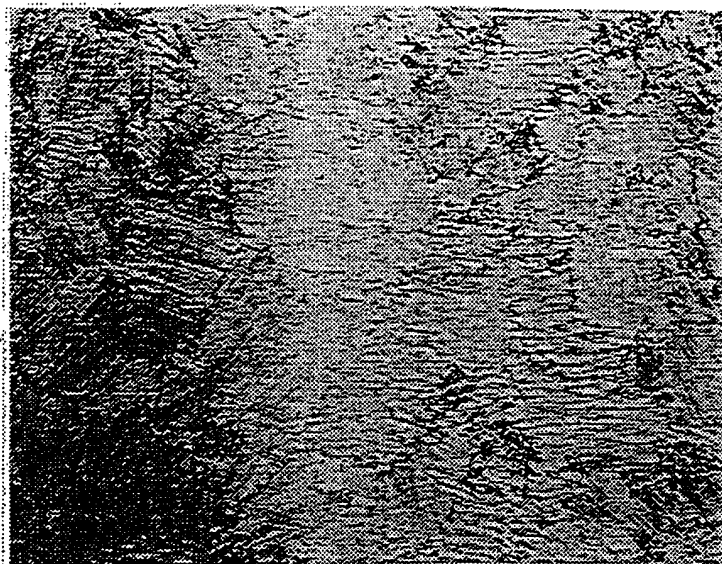


图 1c

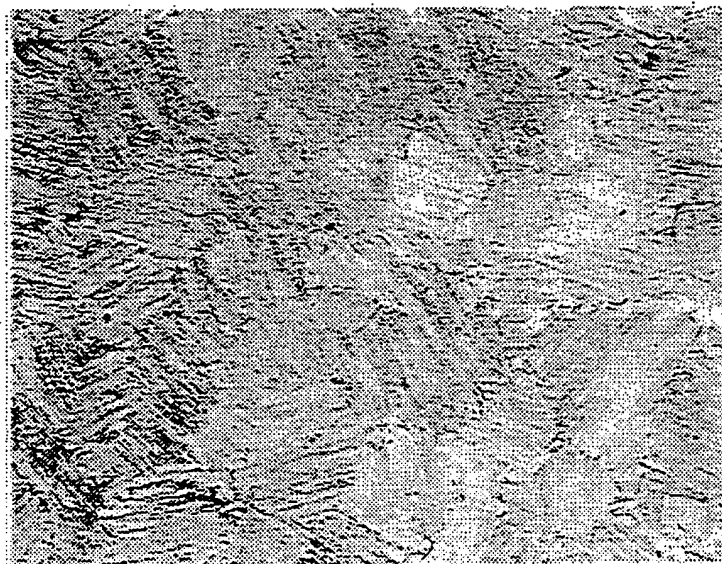


图 1d

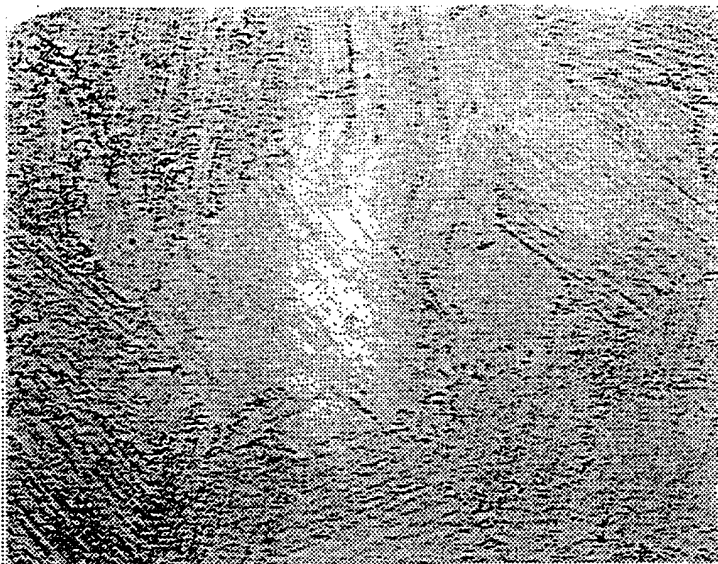


图 2a

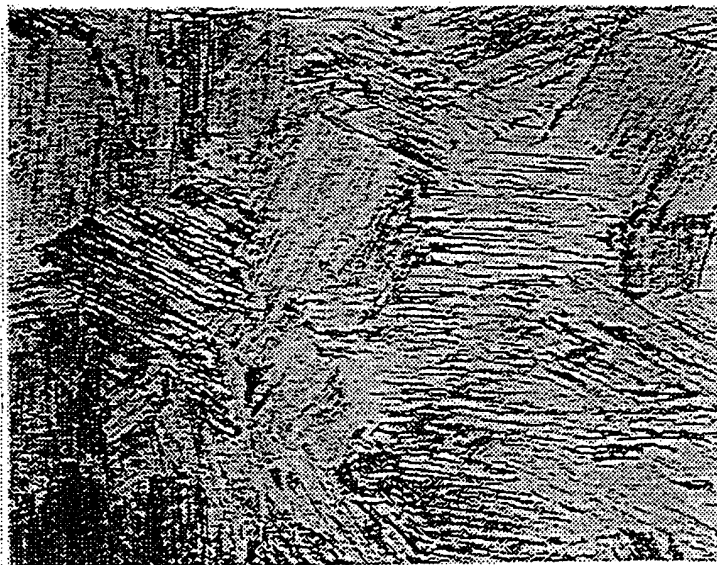


图 2b



图 2c

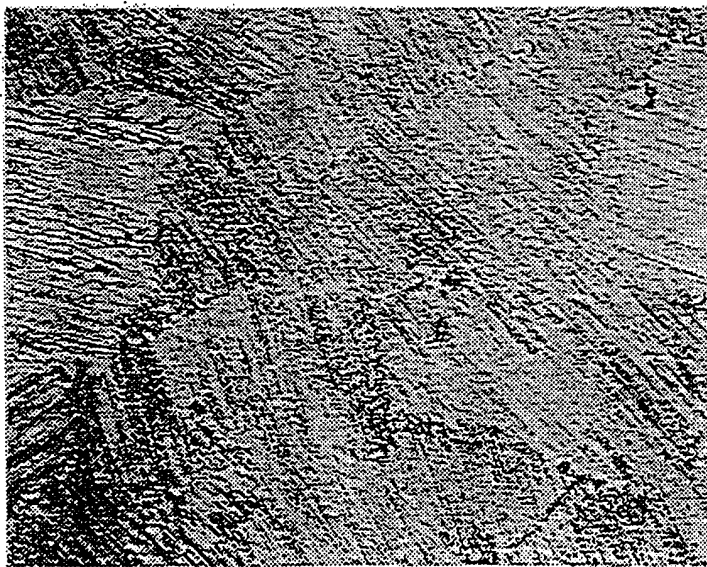


图 2d

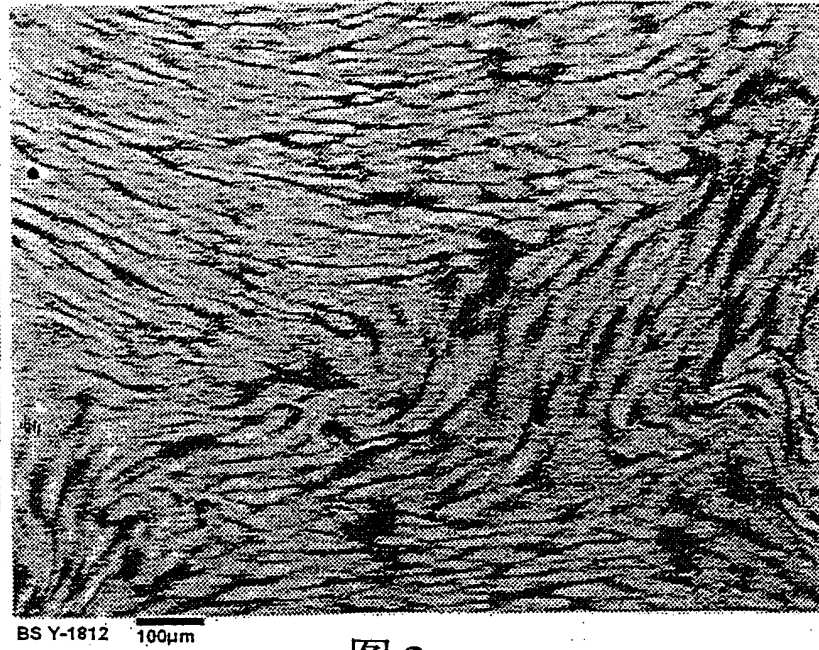


图 3

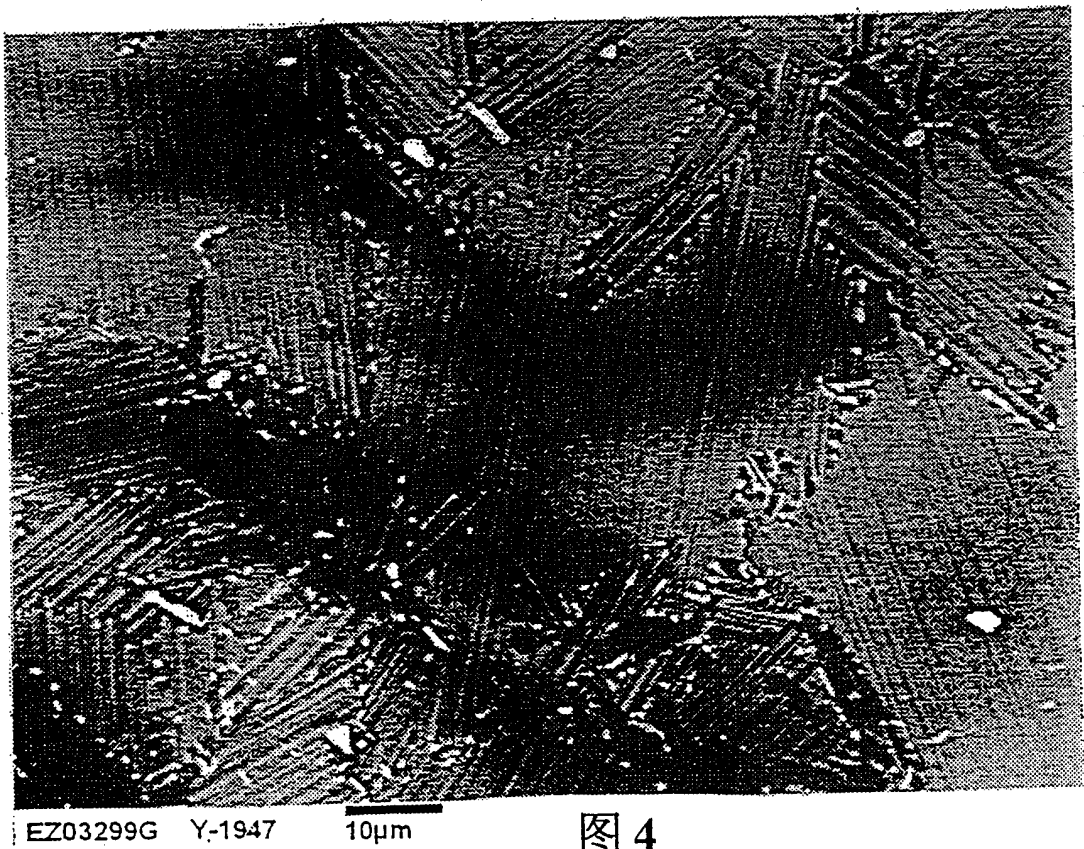


图 4

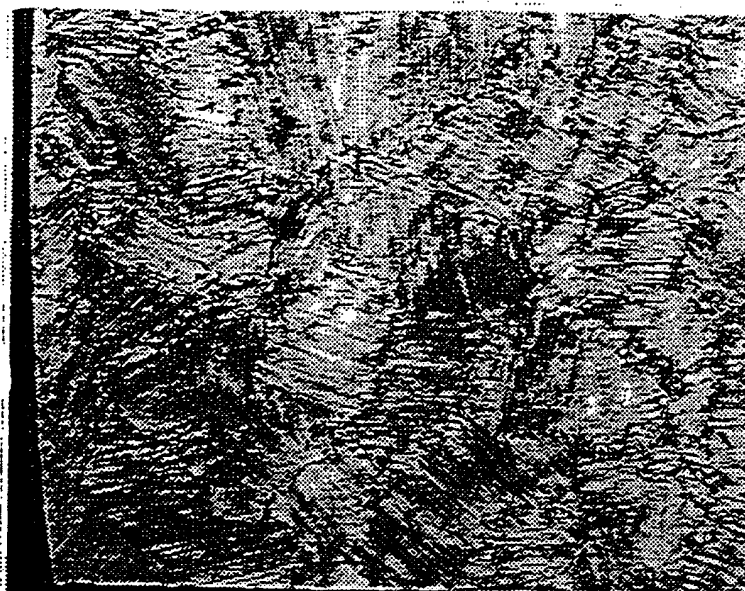


图 5a

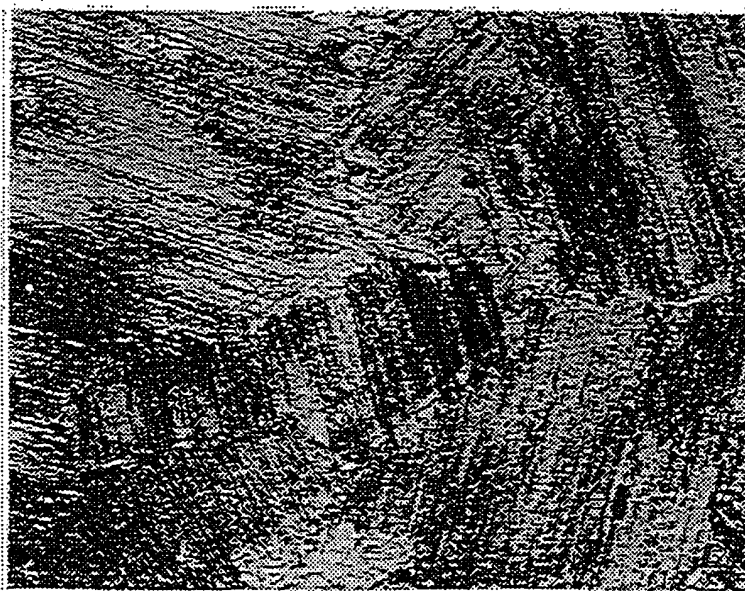


图 5b

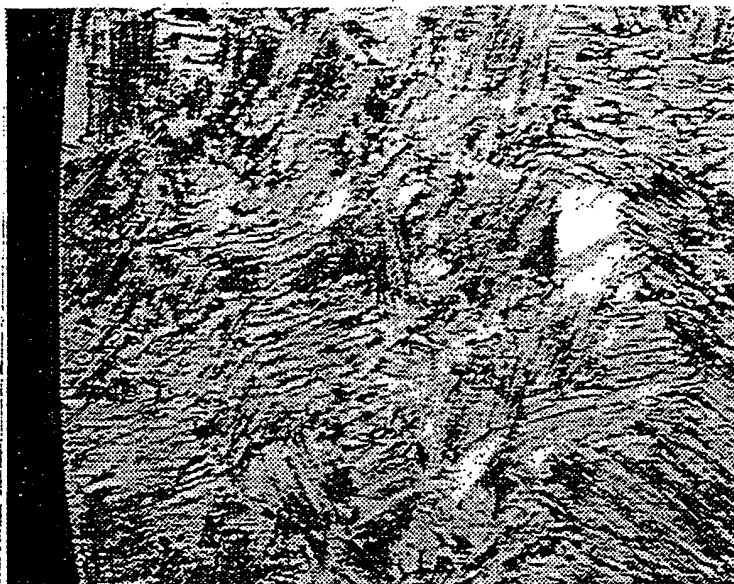


图 6a

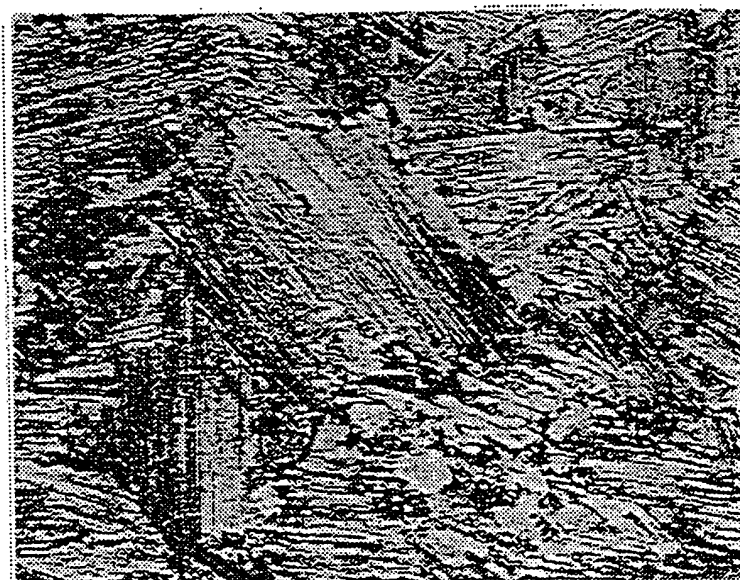


图 6b

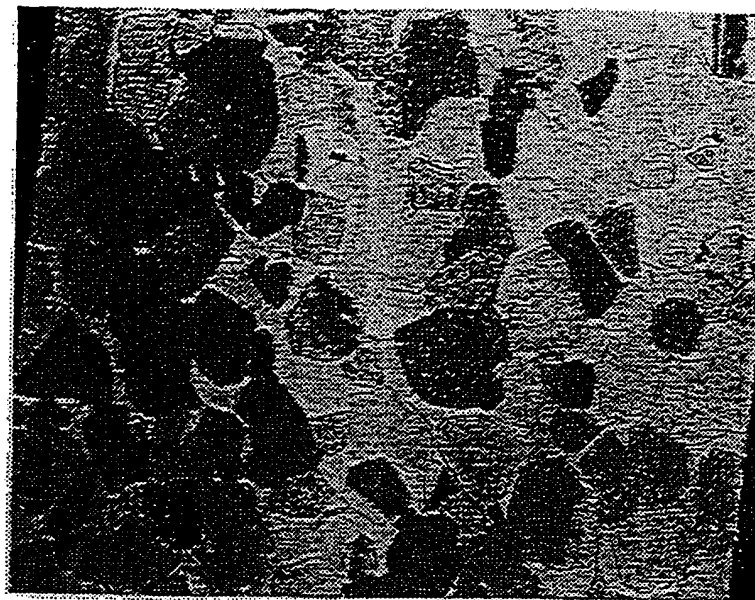


图 7a

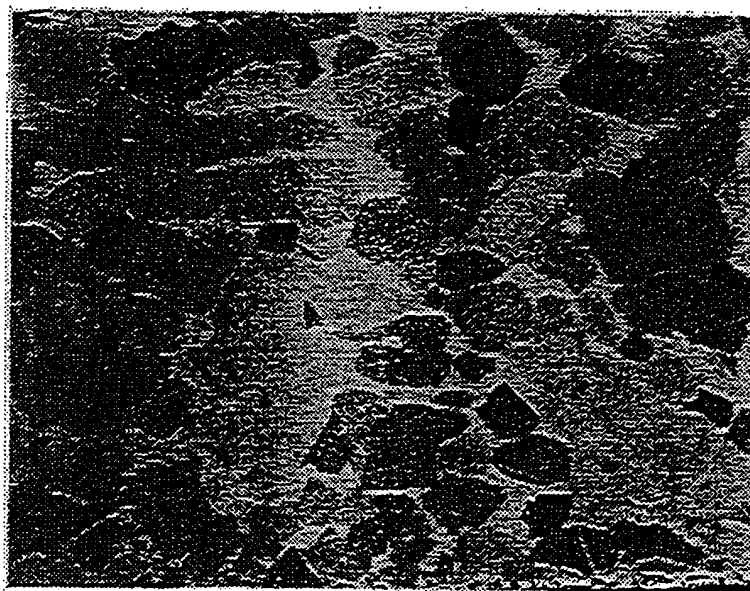


图 7b

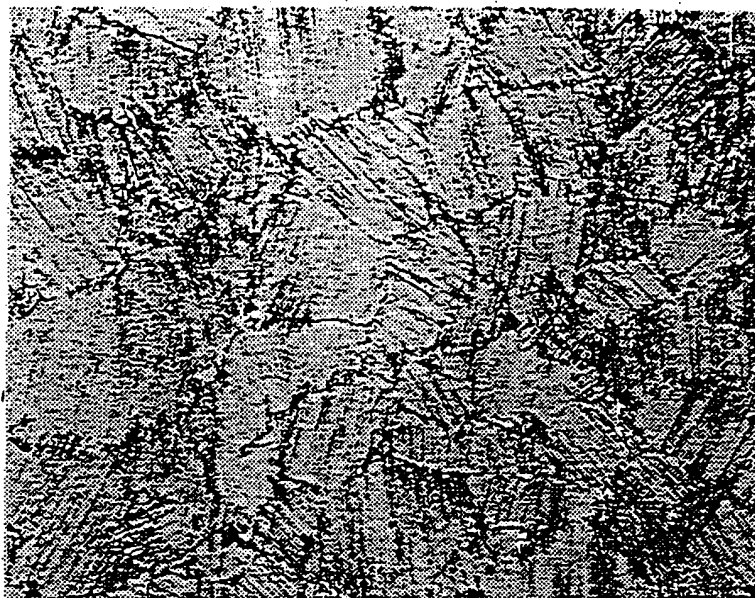


图 8a

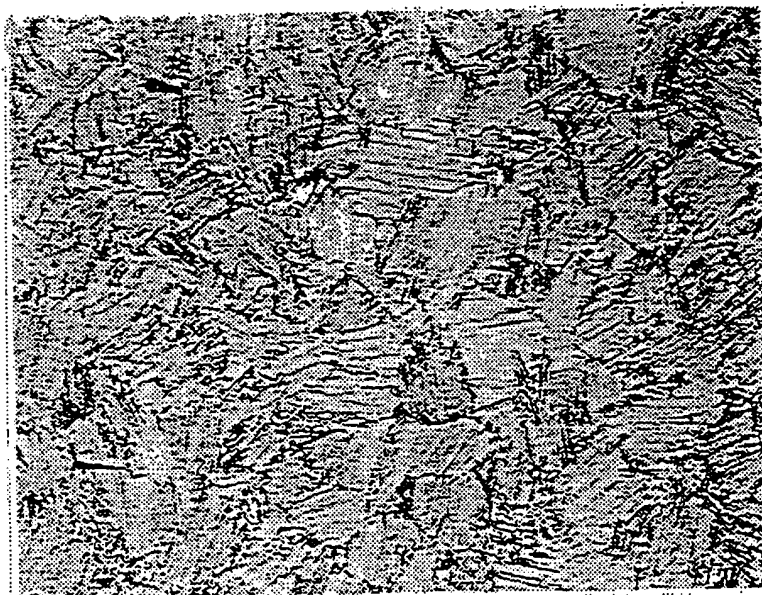


图 8b

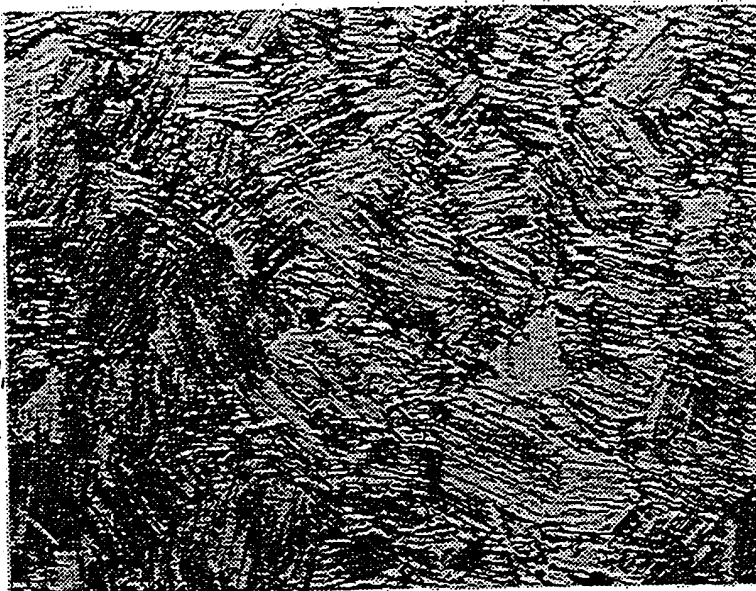


图 9a

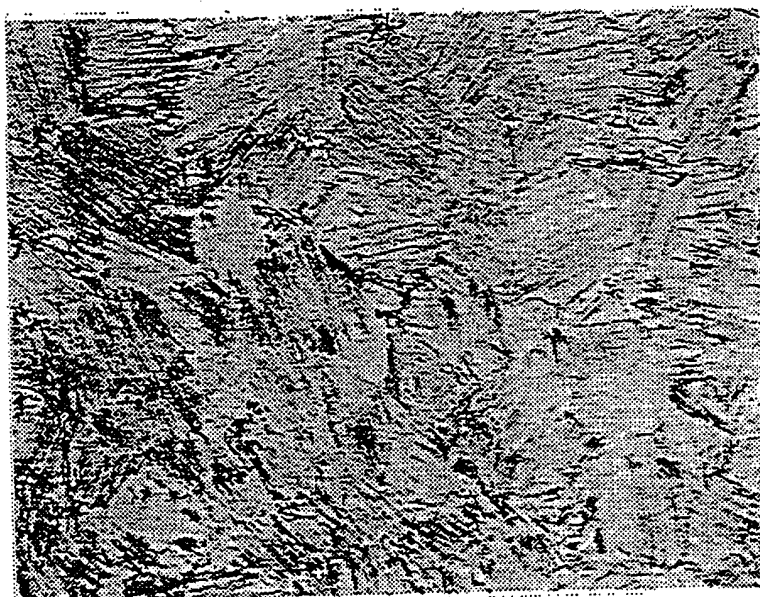


图 9b

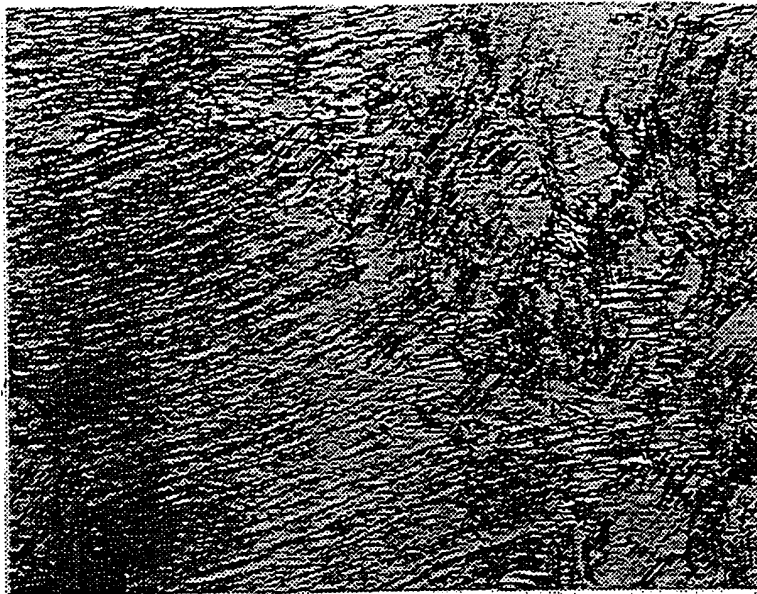


图 10

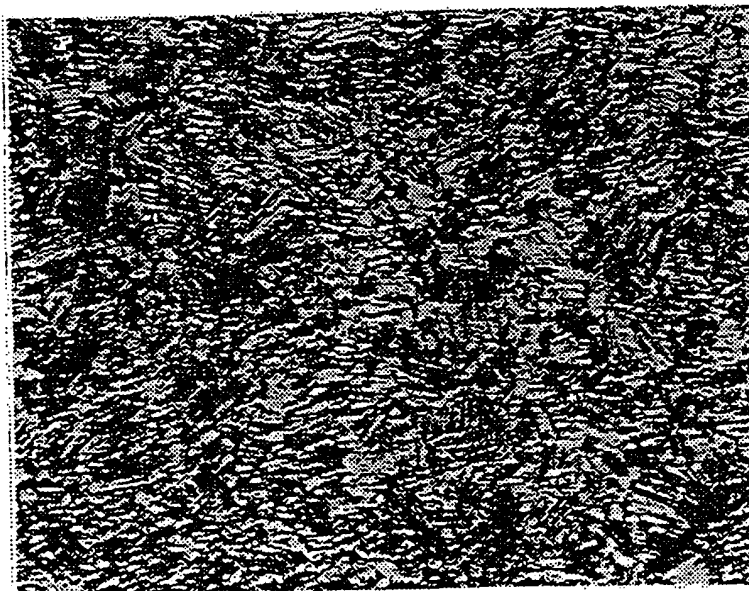


图 11a



图 11b

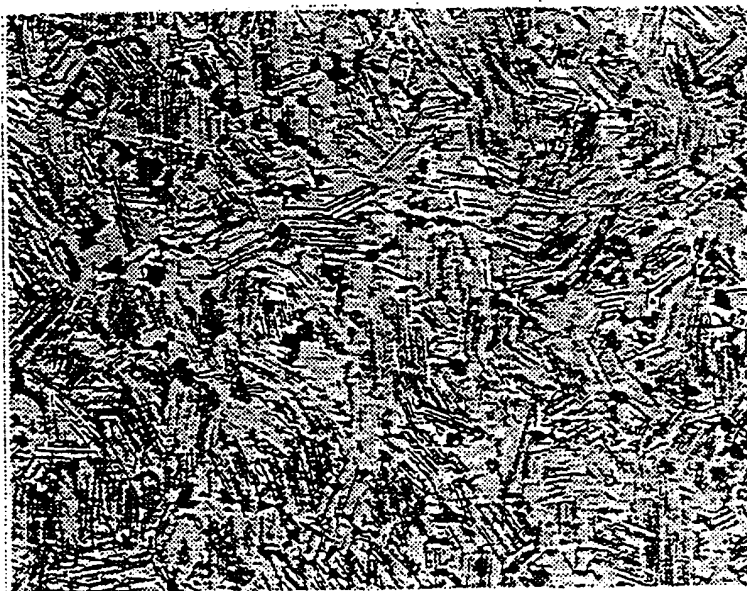


图 11c

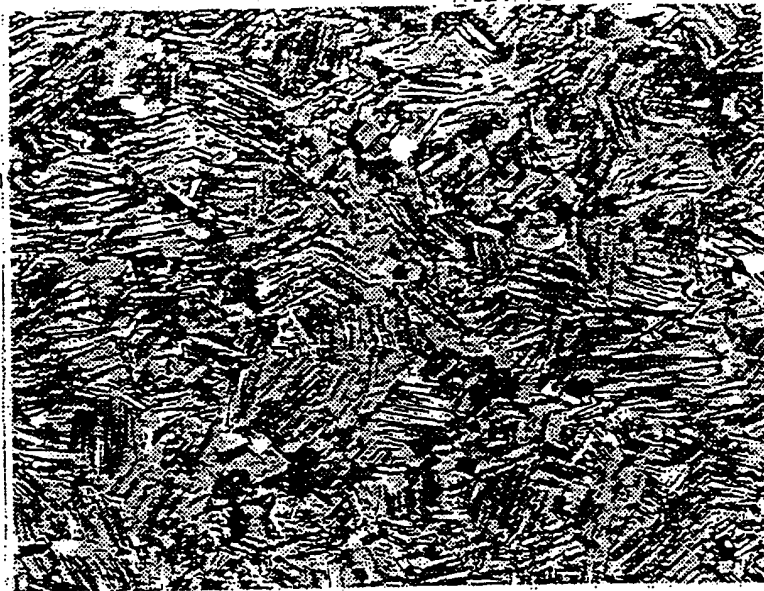


图 11d

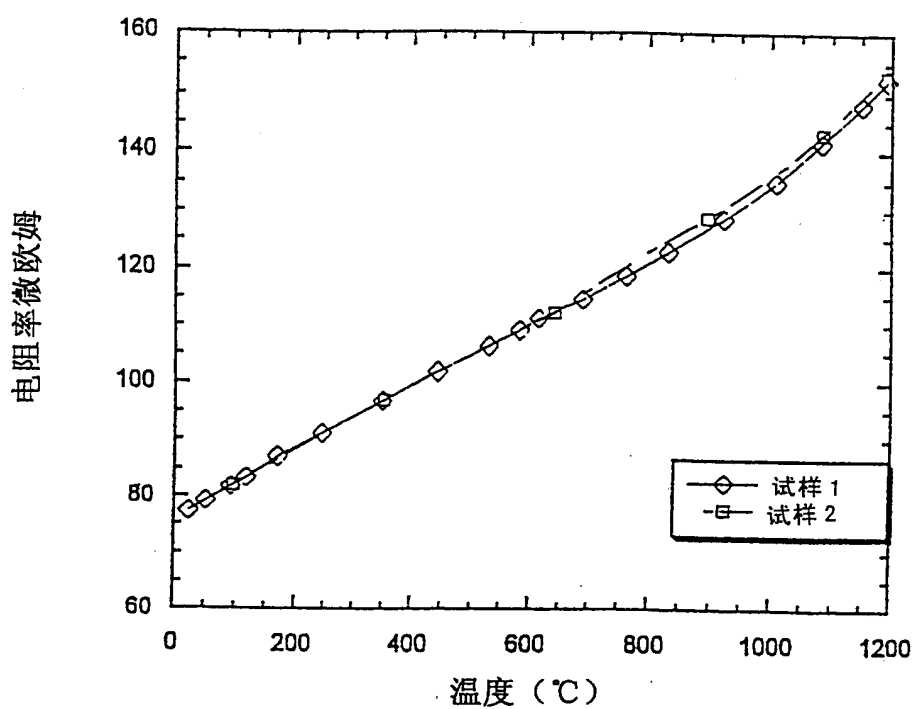


图 12

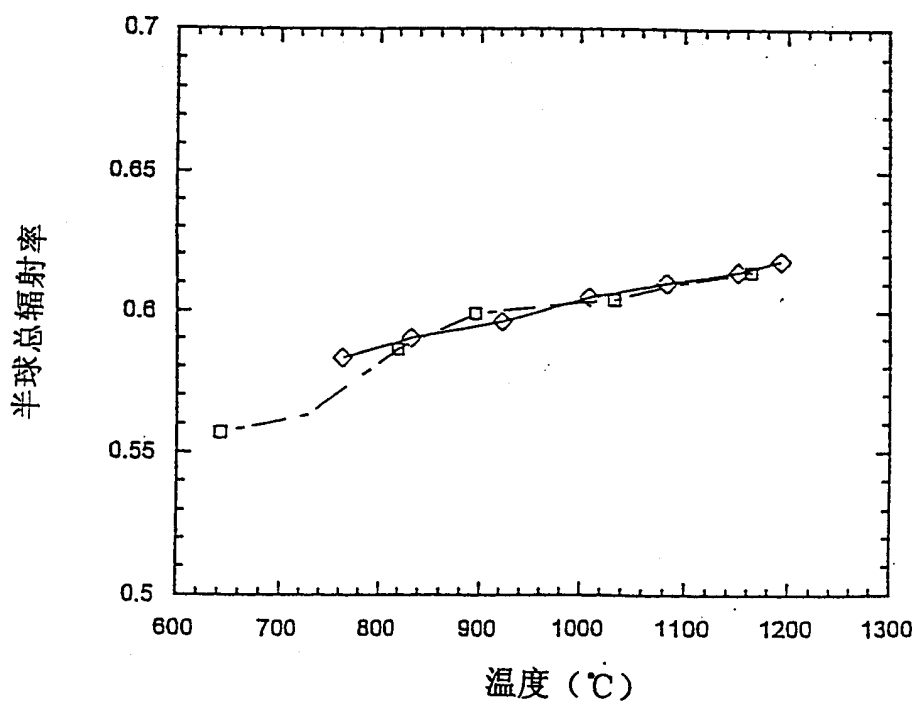


图 13

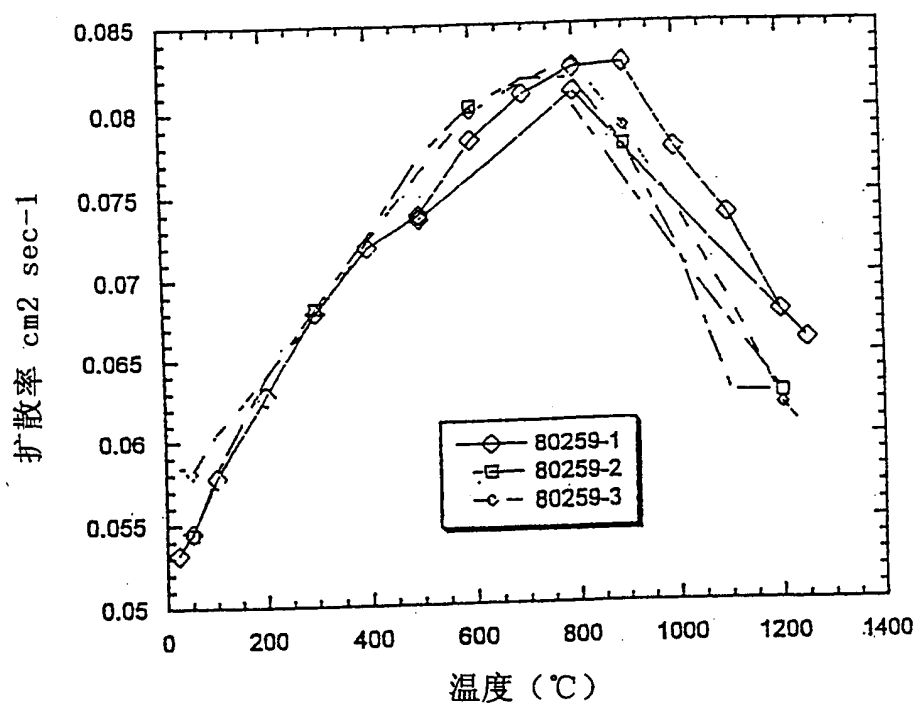


图 14

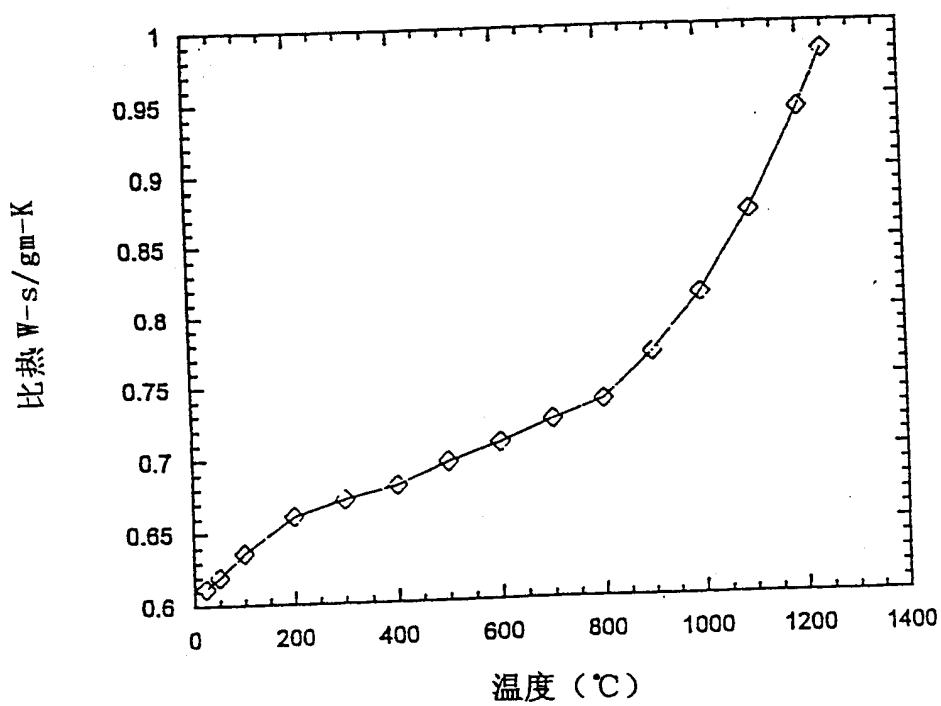


图 15

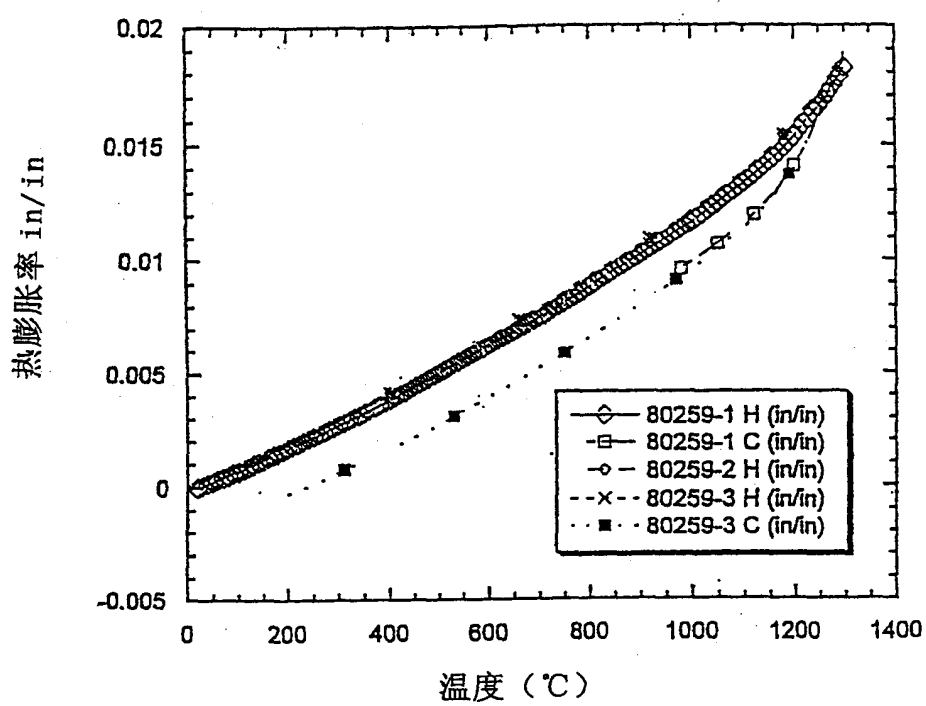


图 16