



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 118103536 A

(43) 申请公布日 2024.05.28

(21) 申请号 202380013958.1

(22) 申请日 2023.03.02

(30) 优先权数据

2022-041248 2022.03.16 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2024.04.09

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2023/007768 2023.03.02

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/176469 JA 2023.09.21

(71) 申请人 株式会社大赛璐

地址 日本大阪府

申请人 国立大学法人大阪大学

(72) 发明人 牧野有都 谷垣健一

(74) 专利代理机构 北京市柳沈律师事务所

11105

专利代理师 杨薇

(51) Int.Cl.

*G22C 26/00* (2006.01)

*B22F 3/14* (2006.01)

*B82Y 30/00* (2011.01)

*G22C 1/05* (2023.01)

权利要求书1页 说明书9页 附图2页

按照条约第19条修改的权利要求书1页

(54) 发明名称

A1-ND系复合材料

(57) 摘要

本发明提供使纳米金刚石 (ND) 粒子分散在铝 (Al) 系金属基质中而成的A1-ND系复合材料。

1. 一种Al-ND系复合材料,其是使纳米金刚石粒子即ND粒子分散在铝系金属基质即Al系金属基质中而成的。
2. 根据权利要求1所述的Al-ND系复合材料,其中,所述Al系金属基质为纯Al基质或Al系合金基质。
3. 根据权利要求2所述的Al-ND系复合材料,其中,Al系合金选自由Al-Cu-Mg系合金、Al-Mn系合金、Al-Si系合金、Al-Mg系合金、Al-Mg-Si系合金、Al-Zn-Mg系合金构成的组中。
4. 根据权利要求1~3中任一项所述的Al-ND系复合材料,其中,所述ND粒子的初级粒子的平均尺寸为2~70nm。
5. 根据权利要求1~4中任一项所述的Al-ND系复合材料,其中,所述复合材料中的ND粒子的比例为0.1~30质量%。
6. 根据权利要求1~5中任一项所述的Al-ND系复合材料,其中,所述纳米金刚石粒子为爆轰法纳米金刚石粒子即DND粒子。

## Al-ND系复合材料

### 技术领域

[0001] 本发明涉及Al-ND系复合材料。

### 背景技术

[0002] 铝或铝合金广泛用作输送设备、建筑物等的构造材料,其主要原因在于每单位重量的强度(比强度)高。然而,铝或铝合金在每单位体积的强度上比钢材差,因此现在仍在继续更高强度的铝合金的研究开发。

[0003] 例如,专利文献1公开了使碳化硅分散在以铝为主要成分的金属基质中而成的复合材料,但由于大量配合碳化硅,导致复合材料的性能降低。非专利文献1公开了使通过爆轰法得到的纳米金刚石分散在镍中而成的复合材料。

[0004] 现有技术文献

[0005] 专利文献

[0006] 专利文献1:日本特开平6-184663号公报

[0007] 非专利文献

[0008] 非专利文献1:July 2019 Materials Performance and Characterization 9(4)  
DOI:10.1520/MPC20190073

### 发明内容

[0009] 发明所要解决的问题

[0010] 本发明的目的在于,提供高强度的铝系复合材料。

[0011] 用于解决问题的方案

[0012] 本发明提供以下的铝-纳米金刚石系复合材料(Al-ND系复合材料)。

[0013] (1)一种Al-ND系复合材料,其是使纳米金刚石(ND)粒子分散在铝(Al)系金属基质中而成的。

[0014] (2)根据(1)所述的Al-ND系复合材料,其中,所述Al系金属基质为纯Al基质或Al系合金基质。

[0015] (3)根据(2)所述的Al-ND系复合材料,其中,Al系合金选自由Al-Cu-Mg系合金、Al-Mn系合金、Al-Si系合金、Al-Mg系合金、Al-Mg-Si系合金、Al-Zn-Mg系合金构成的组中。

[0016] (4)根据(1)~(3)中任一项所述的Al-ND系复合材料,其中,所述ND粒子的初级粒子的平均尺寸为2~70nm。

[0017] (5)根据(1)~(4)中任一项所述的Al-ND系复合材料,其中,所述复合材料中的ND粒子的比例为0.1~30质量%。

[0018] (6)根据(1)~(5)中任一项所述的Al-ND系复合材料,其中,所述纳米金刚石粒子为爆轰法纳米金刚石(DND)粒子。

[0019] 有益效果

[0020] 根据本发明,能提高纯铝(纯Al)或铝系合金(Al系合金)等Al系金属的强度。

### 附图说明

- [0021] 图1是包含或不含爆轰法纳米金刚石 (DND) 粒子的纯铝的SPS烧结后的维氏硬度 (HV)。
- [0022] 图2是包含或不含爆轰法纳米金刚石 (DND) 粒子的铝系合金的SPS烧结后的维氏硬度 (HV)。
- [0023] 图3是包含或不含爆轰法纳米金刚石 (DND) 粒子的铝系合金的SPS烧结和固溶处理后的维氏硬度 (HV)。

### 具体实施方式

[0024] 本发明的复合材料包含Al系金属和纳米金刚石 (ND) 粒子, ND粒子分散在Al系金属基质中。本发明的复合材料的维氏硬度与不含ND粒子的Al系金属材料的维氏硬度相比优选提高10%以上, 更优选提高20%以上, 进一步优选提高30%以上。作为Al系金属, 可列举出纯Al和Al系合金。

[0025] Al系金属分为变形材料和铸造材料, 进而各自又分为非热处理型合金和热处理型合金。优选的Al系合金除了包含Al以外, 还包含选自Cu、Mg、Mn、Si、Zn、Fe、Cr、Ga、V、Ni、B、Zr、Ti构成的组中的至少一种元素。更优选的Al系金属可列举出: 表1中示出的纯铝 (1050、1060、1070、1080、1085、1100、1100A、1200、1230A)、Al-Cu系 (2011、2014、2017、2024、2117、2018、2218、2618、2219、2025、2032)、Al-Mn系 (3003、3203、3004、3104、3005、3105)、Al-Si系 (4032、4043)、Al-Mg系 (5005、5050、5052、5154、5254、5454、5060、5082、5182、5083、5086、5110A、5041)、Al-Mg-Si系 (6061、6005C、6063、6101、6151、6262)、Al-Zn-Mg系 (7072、7075、7475、7050、7204、7003)、Al-Fe系 (8021、8079)。

[0026] [表1]

[0027] ■代表性的变形材料用铝合金

[0028]

合金系统	合金名称		材料特性的概要	用途例	
	JIS	AA			
纯铝系	1060	1060	导电材料，保证 61%的 IACS。需要强度时使用 6101。	母线、电线	
	1085 1080 1070 1050 1230A (1N30)	1085 1080 1070 1050 1230A	由于是纯铝因此强度低，但热导率和电导率高，成型性、焊接性以及耐腐蚀性良好。	日用品、铭牌、照明器具、反射板、装饰品、化工罐类、翅片、焊接线、导电材料、箔坯、印刷版	
	1100 1200	1100 1200	Al 纯度为 99.0%以上的普通用途的铝。阳极氧化处理后的外观稍微变白，除此以外与上述相同。	普通器物、翅片、帽盖、建材、热交换器零件	
	1100A (1N00)	1100A	与 1100 相比强度稍高，成型性也优异。其他特性与 1100 同等。	日用品	
	Al-Cu 系	2011	2011	易切削合金。切削性优异，强度也高，但耐腐蚀性差。在要求耐腐蚀性的情况下，使用 6262 系合金。	卷线轴、光学部件、螺丝类
		2014 2017 2024	2014 2017 2024	由于含有大量 Cu，因此耐腐蚀性不良，但强度高，用作构造用材料。也适用于锻造品。	航空器、齿轮、液压零件、轮毂
		2117	2117	作为固溶处理后进行铆接的铆钉用材料，延迟了常温时效速度的合金。	铆钉
2018 2218		2018 2218	锻造用合金。锻造性优异，高温强度高，因此用于要求耐热性的锻造品。耐腐蚀性差。	气缸盖、活塞、VTR 气缸	
2618		2618	锻造用合金。高温强度优异，但耐腐蚀性差。	活塞、橡胶成型用模具、普通耐热用途零件	
2219		2219	强度高，低温和高温特性优异，焊接性也优异，但耐腐蚀性差。	低温用罐、航空宇宙设备	
2025		2025	锻造用合金。锻造性良好且强度高，但耐腐蚀性差。	螺旋桨、磁鼓	
2032 (2N01)		2032	锻造用合金。有耐热性，强度也高，但耐腐蚀性差。	航空器发动机、液压部件	
Al-Mn 系	3003	3003	与 1100 相比强度高约 10%，成型性、焊接性、耐	普通器物、翅片、化妆板、	

[0029]

	3203	3203	腐蚀性优异。	复印机鼓、船舶用材料
	3004	3004	与 3003 相比强度高，成型性优异，耐腐蚀性也良好。	铝罐体、灯泡灯口、屋顶板、彩铝
	3104	3104	好。	
	3005	3005	与 3003 相比强度高约 20%，耐腐蚀性也较良好。	建材、彩铝
	3105	3105	与 3003 相比强度稍高，其他特性与 3004 类似。	建材、彩铝、帽盖
Al-Si 系	4032	4032	耐热性、耐磨耗性优异，热膨胀系数小。	活塞、气缸盖
	4043	4043	热水流动良好，凝固收缩少。通过硫酸阳极氧化处理自然显色为灰色。	焊接线、建筑面板、钎焊外皮
	5005	5005	有与 3003 相同程度的强度，加工性、焊接性、耐腐蚀性良好。阳极氧化后的加工质量良好，与 6063 型材良好地进行颜色匹配。	建筑用内外饰、车辆的内饰、船舶的内饰
	5050	5050		
	5052	5052	具有中等程度的强度的最具代表性的合金，耐腐蚀性、焊接性、成型性良好。特别是相对于强度疲劳强度高，耐海水性优异。	普通钣金、船舶、车辆、建筑、罐端、蜂窝芯材
Al-Mg 系	5154	5154	与 5052 相比强度高约 20%。其他特性与 5052 同样。	与 5052 同样、压力容器
	5254	5254	限制 5154 的杂质元素，抑制了过氧化氢的分解的合金，其他特性与 5154 同等。	过氧化氢容器
	5454	5454	与 5052 相比强度高约 20%。与 5154 显示几乎同等的特性，但严酷的环境下的耐腐蚀性比 5154 优异。	汽车用车轮
	5056	5056	耐腐蚀性优异，利用切削加工进行的表面精加工、阳极氧化处理性和其染色性良好。	相机镜筒、通信设备部件、卡扣
	5082	5082	具有与 5083 接近的强度，成型性、耐腐蚀性良好。	罐端

[0030]

合金系统	合金名称		材料特性的概要	用途例
	JIS	AA		
Al-Mg 系	5182	5182	与 5082 相比强度高约 5%，其他特性与 5082 同等。	罐端
	5083	5083	焊接构造用合金。实用非热处理合金中强度最高的耐腐蚀合金且适合于焊接构造。耐海水性、低温特性也良好。	船舶、车辆、低温用罐、压力容器
	5086	5086	与 5154 相比强度高，耐海水性的优异的非热处理系焊接构造用合金。	船舶、压力容器、磁盘
	5110A (5N01)	5110A	强度与 3003 同等，能在光亮处理后的阳极氧化处理中得到高的光亮性。成型性、耐腐蚀性也良好。	厨房用品、相机、装饰品、铭牌
	5041 (5N02)	5041	铆钉用合金。耐海水性良好。	铆钉
Al-Mg-Si 系	6061	6061	热处理型的耐腐蚀性合金。能通过 T6 处理得到相当高的耐力值，但焊接接头强度变低，因此用于螺栓、铆钉构造用。	船舶、车辆、地面构筑物、压力容器
	6005C (6N01)	6005C	中等强度的挤出用合金。具有 6061 与 6063 之间的强度，挤出性、压力淬火性也优异，能得到复杂的形状的大型薄壁型材。耐腐蚀性、焊接性也良好。	车辆、地面构筑物、船舶
	6063	6063	代表性的挤出用合金。与 6061 相比强度低，但挤出性优异，能得到复杂的剖面形状的型材，耐腐蚀性、表面处理性也良好。	建筑、护栏、高栏、车辆、家具、家电制品、装饰品
	6101	6101	高强度导电用材料。保证 55% 的 IACS。	母线、电线
	6151	6151	特别是锻造加工性优异，耐腐蚀性、表面处理性也良好，适合于复杂的锻造品。	机械、汽车零件
	6262	6262	耐腐蚀性易切削合金。与 2011 相比耐腐蚀性、表面处理性进一步优异，具有与 6061 同等的强度。	相机镜筒、气化器零件、制动器零件、燃气器具零件
Al-Zn-Mg 系	7072	7072	电极电位低，主要用作防腐的包层外皮材料，利用牺牲阳极作用，也适用于热交换器翅片。	铝合金的复合材料的外皮材料、翅片
	7075	7075	铝合金中具有最高的强度的合金之一，但耐腐蚀性差。通过与 7072 的包层改善了耐腐蚀性，但成本高。	航空器、滑雪杖
	7475	7475	将 7075 高纯度化，抑制 Fe、Si 量，提高了断裂韧	航空器

[0031]			性的合金。通过实施特殊的加工热处理而体现超塑性。	
	7050	7050	改善了 7075 的淬火性的合金，耐应力腐蚀裂纹性优异。适合于厚板、锻造品。	航空器、高速旋转体
	7204 (7N01)	7204	焊接构造用合金。强度高，而且焊接部的强度通过常温放置而恢复到接近母材强度。耐腐蚀性也相当良好。	车辆、其他地面构筑物、航空器
	7003	7003	焊接构造用挤出合金。与 7N01 相比强度稍低，但挤出性良好，能得到薄壁的大型型材。其他特性与 7N01 大致同样。	车辆、摩托车轮辋
Al-Fe 系	8021	8021	通过含有高 Fe，赋予了 1230A (1N30) 以上的高强度和伸长率以及箔轧制性的箔用合金。	包装用、电气通信用
	8079	8079	通过含有 Fe 和 Si，赋予了 1230A (1N30) 以上的强度和伸长率以及箔轧制性的箔用合金。	包装用、电气通信用

[0032] 在本说明书中，有时将通过爆轰法制造出的纳米金刚石粒子记为“爆轰法纳米金刚石粒子”或“DND粒子”。

[0033] 作为在本发明中使用的ND粒子，除了DND粒子以外，还可以使用通过高温高压法、化学气相沉积法、冲击压缩法、爆缩法、空化法合成出的ND粒子；或对通过上述方法合成出的大块尺寸的金金刚石进行粉碎由此得到的ND粒子等。优选的ND粒子为DND粒子。

[0034] Al-ND系复合材料中的ND粒子的比例优选为0.1~30质量%。

[0035] ND的初级粒子的平均尺寸优选为2~70nm，更优选为2.5~60nm，进一步优选为3~55nm，特别优选为3.5~50nm。初级粒子的平均尺寸可以根据粉末X射线衍射法(XRD)的分析结果，通过谢乐(Scherrer)公式求出。XRD的测定装置例如可列举出全自动多目的X射线衍射装置(株式会社理学)。

[0036] DND粒子的 $sp^2$ 碳与 $sp^3$ 碳的峰面积比( $sp^2$ 碳/ $sp^3$ 碳)优选为0.01~7、0.05~3，优选为0.1~1.2、0.1~1更优选为0.1~0.5，进一步优选为0.1~0.3。所述峰面积比例如可以使用325nm的激光、显微拉曼分光装置，通过显微拉曼分光法来测定。 $sp^2$ 碳的峰面积是指在 $1250\text{cm}^{-1}$ 和 $1328\text{cm}^{-1}$ 附近出现的两个峰的合计的面积， $sp^3$ 碳的峰面积是指在 $1500\text{cm}^{-1}$ 和 $1590\text{cm}^{-1}$ 附近出现的两个峰的合计的面积。作为显微拉曼分光装置，例如可以使用显微激光拉曼分光光度计LabRAM HR Evolution(堀场制作所株式会社)。

[0037] 作为用于制造DND粒子的炸药，没有特别限定，可以广泛使用公知的炸药。作为具体例子，可列举出：三硝基甲苯(TNT)、环三亚甲基三硝胺(黑索今，RDX)、环四亚甲基四硝胺(奥克托今)、三硝基苯甲硝胺(特屈儿)、季戊四醇四硝酸酯(PETN)、四硝基甲烷(TNM)、三氨基三硝基苯、六硝基芪、二氨基二硝基苯并氧化呋咱等，可以将它们单独使用一种或者组合使用两种以上。

[0038] 在一个实施方式中，本发明的爆轰法纳米金刚石粒子具有正或负的Zeta电位。爆轰法纳米金刚石粒子的优选的Zeta电位优选为-70mV以上或70mV以下，更优选为-60mV以上或30mV以下。在本发明的优选的一个实施方式中，爆轰法纳米金刚石的Zeta电位优选为-70

~70mV,更优选为-60~30mV。

[0039] 使本发明的ND粒子以3质量%的浓度分散在水中时的pH优选为1~12。本发明的ND粒子的形状没有特别限定,优选可列举出:球状、椭圆体状或多面体状。

[0040] 本发明的ND粒子的BET比表面积优选为20~900m<sup>2</sup>/g、25~800m<sup>2</sup>/g、30~700m<sup>2</sup>/g、35~600m<sup>2</sup>/g、50~500m<sup>2</sup>/g、100~400m<sup>2</sup>/g更优选为200~300m<sup>2</sup>/g。BET比表面积可以通过氮吸附来测定。BET比表面积的测定装置例如可列举出BELSORP-miniII (Microtrac-BEL株式会社制)。BET比表面积例如可以在以下条件下测定。

[0041] • 测定粉末量:40mg。

[0042] • 预干燥:在120℃、真空下处理3小时。

[0043] • 测定温度:-196℃(液氮温度)。

[0044] 作为优选的ND粒子即DND粒子,可以使用含煤的爆轰粗产物,但优选使用对爆轰粗产物进行酸处理,去除了sp<sup>2</sup>碳和金属杂质的DND。关于酸处理DND,也可以进一步进行碱处理、退火处理、气相氧化处理等。爆轰粗产物的酸处理优选使用浓硫酸和浓硝酸的混酸处理。酸处理中的酸的使用量相对于爆轰粗产物每1质量份为5~48质量份左右。在酸处理中使用的酸优选强酸和/或具有氧化性的酸,例如可列举出:盐酸、硫酸、硝酸、发烟硫酸、发烟硝酸、铬酸、铬酸酐、二铬酸、高锰酸、高氯酸等,也可以使用这些酸中的一种或两种以上。作为更优选的酸,可列举出浓硫酸:浓硝酸=1~1(体积比)的混酸。酸处理的温度为50~200℃,酸处理的时间为0.5~24小时。

[0045] 碱处理中可以使用氢氧化钠、氢氧化钾等碱金属氢氧化物。碱处理的温度为30~150℃,碱处理的时间为0.5~24小时。气相氧化处理可以在250~650℃下进行0.5~20小时,退火温度优选为800℃以上,退火时间为30分钟以上。

[0046] 本发明的A1-ND系复合材料优选使ND粒子均匀分散在A1系金属基质中。这样的复合材料可以通过将A1系金属粉末与ND粒子混合、成型、烧结来制造。A1-ND系复合材料可以是烧结体,也可以是将烧结体在气氛炉内加热处理,进一步冷却而得到的经固溶处理而成的物质。A1系金属粉末与ND粒子的混合例如可以使用球磨机、磨碎机(attritor)、振动磨机等。成型可以通过模具成型、橡胶压力机等的高压成型、注塑成型等进行。烧结可以通过大气烧成法、热压法、放电等离子烧结(SPS:Spark Plasma Sintering)法等进行。烧结温度可列举出为400~600℃,烧结时间可列举出5~60分钟。A1系金属粉末与ND粒子的混合也可以使用研磨助剂。作为研磨助剂,可列举出:硬脂酸、棕榈酸、油酸、亚油酸等高级脂肪酸;甲醇、乙醇、丙醇、丁醇、乙二醇等醇;玻璃、石英等无机系微粒等。在使用研磨助剂的情况下,可以优选使用A1系金属粉末的0.1~3质量%,更优选使用A1系金属粉末的0.5~2.5质量%,进一步优选使用A1系金属粉末的1~2质量%。

[0047] 与ND粒子混合的A1系金属粉末的平均粒径优选为0.1~1000μm,更优选为1~100μm。A1系金属粉末的平均粒径可以通过光散射法来求出。

[0048] 实施例

[0049] 以下,通过实施例对本发明更具体地进行说明,但本发明不由这些实施例限定。

[0050] 实施例1

[0051] 作为起始原料使用了99.9%、平均粒径30μm的铝粉末(A1粉末)和爆轰法纳米金刚石(DND)粉末。使用电子天秤,称量出纯铝粉末10g、DND粉末0.1g(1质量%)以及作为研磨助

剂的硬脂酸0.2g (2质量%)。向碳化钨制容器中装入碳化钨制球(直径10mm为20个,直径5mm为50个),从球的上方投入所述粉末。将容器密闭,用真空泵将容器内排气,然后置换成氩气气氛。将容器设置于FRITSCH公司制的行星球磨机P-6经典系列,以转速300rpm进行3h的机械研磨(MM:mechanical milling)处理。为了比较,对不添加DND的粉末也同样地进行处理。以后,将不含DND的Al粉末称为纯Al试样,将包含DND的粉末称为纯Al+DND试样。

[0052] 使用SPS(Spark Plasma Sintering)法对3h的MM处理后的纯Al粉末和纯Al+DND粉末进行了烧结。将烧结条件示于以下。模具(外径30mm、内径10mm)和冲头(直径10mm)使用了石墨制的模具和冲头。使用电子天平称量MM处理后的粉末2.0g,封入模具中,进行了烧结。烧结气氛设为真空。最大负荷压力设为50MPa。利用脉冲通电进行的加热从室温到400℃以8min(50℃/min)进行,到500℃以4min(25℃/min)进行,到550℃以5min(10℃/min)进行,最高到达温度设为550℃,加压保持时间设为15min。烧结后的试样的相对密度为99.0-101.0%的范围。其中,纯Al和纯Al+DND的理想密度分别设为2.70g/cm<sup>3</sup>和2.71g/cm<sup>3</sup>。

[0053] 通过SPS法得到的烧结体通过金刚砂研磨(emery grinding)(#2000)和抛光研磨(buffing grinding)(金刚石研磨剂3μm,氧化铝研磨剂0.3μm)对表面进行了镜面精加工。在利用光学显微镜进行的表面观察中,在纯Al烧结体中观察到平均粒径15μm左右的致密的微细组织,在纯Al+DND烧结体中观察到片层状的微细组织。观察后,使用硬度试验机(HMV-G31FA-S-HC,岛津制作所)进行了维氏硬度试验(图1)。

[0054] 如图1所示,纯Al和纯Al+DND试样的SPS烧结后的维氏硬度分别为105HV和141HV。纯Al烧结体的硬度由于1质量%的DND添加而上升了约34%。关于该结果,DND按最初的观点掺入纯Al的粒子内,作为强化粒子发挥作用可认为是第一个原因。此外,作为第二个原因,可认为DND在MM处理中、SPS烧结中的粒子生长受到阻碍,产生了由晶粒微细化带来的强化。

[0055] 实施例2

[0056] 作为起始原料使用了平均粒径30μm的A7075合金粉末和DND粉末。使用电子天秤,称量出A7075合金粉末10g、DND粉末0.1g(1质量%)以及作为研磨助剂的硬脂酸0.2g(2质量%)。向碳化钨制容器中装入碳化钨制球(直径10mm为20个,直径5mm为50个),从球的上方投入所述粉末。将容器密闭,用真空泵将容器内排气,然后置换成氩气气氛。将容器设置于FRITSCH公司制的行星球磨机P-6经典系列,以转速300rpm进行3h的机械研磨(MM:mechanical milling)处理。为了比较,对不添加DND的粉末也同样地进行处理。以后,将不含DND的粉末称为A7075试样,将包含DND的粉末称为A7075+DND试样。

[0057] 使用SPS法对3h的MM处理后的A7075粉末和A7075+DND粉末进行了烧结。将烧结条件示于以下。模具(外径30mm、内径10mm)和冲头(直径10mm)使用了石墨制的模具和冲头。使用电子天平称量MM处理后的粉末2.0g,封入模具中,进行了烧结。烧结气氛设为真空。最大负荷压力设为50MPa。利用脉冲通电进行的加热从室温到400℃以8min(50℃/min)进行,到500℃以4min(25℃/min)进行,到550℃以5min(10℃/min)进行,最高到达温度设为550℃,加压保持时间设为15min。烧结后的试样的相对密度为100.0-101.0%的范围。其中,A7075和A7075+DND的理想密度分别设为2.80g/cm<sup>3</sup>和2.81g/cm<sup>3</sup>。

[0058] 通过SPS法得到的烧结体通过金刚砂研磨(#2000)和抛光研磨(金刚石研磨剂3μm,氧化铝研磨剂0.3μm)对表面进行了镜面精加工。在利用光学显微镜进行表面的观察中,在A7075烧结体中观察到平均粒径10μm左右的致密的微细组织,在A7075+DND试样中观察到片

层状的微细组织。观察后,使用硬度试验机(HMV-G31FA-S-HC,岛津制作所)进行了维氏硬度试验(图2)。

[0059] 如图2所示,A7075和A7075+DND试样的SPS烧结后的维氏硬度分别为117.7HV和130.9HV。A7075烧结体的硬度由于1质量%的DND添加而上升了约11%。关于该结果,DND按最初的观点掺入A7075的粒子内,作为强化粒子发挥作用可认为是第一个原因。此外,作为第二个原因,可认为DND在MM处理中、SPS烧结中的粒子生长受到阻碍,产生了由晶粒微细化带来的强化。

[0060] 接着,将烧结体在气氛炉(Fulltech株式会社,FT-101)内保持500℃1h,取出后迅速水冷,进行了固溶处理(图3)。如图3所示,固溶处理后的A7075和A7075+DND试样的维氏硬度分别为97.9HV和115.6HV。通过固溶处理,合金中的析出强化相在母相中再固溶并软化。但是,由DND添加得到的强化作用在固溶处理后也得以维持。

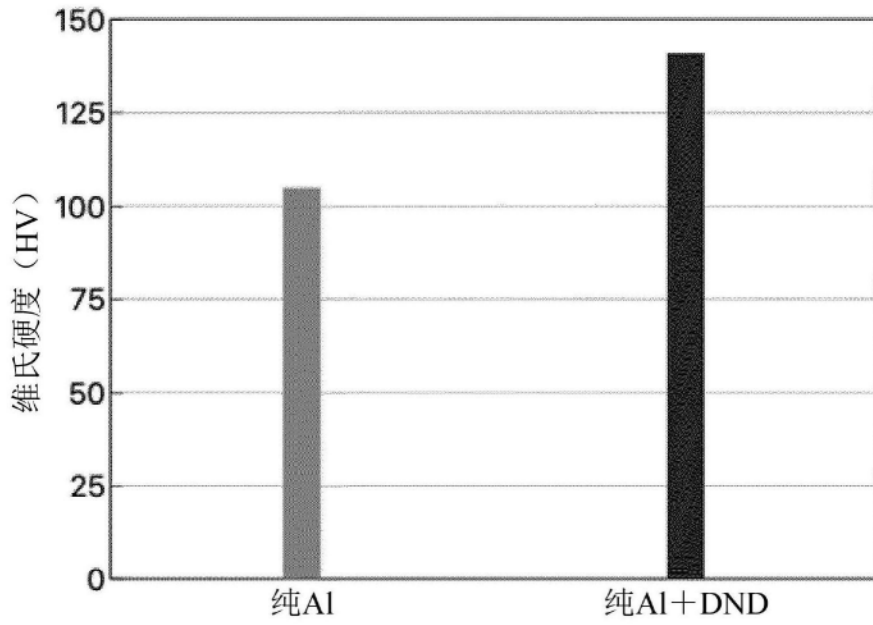


图1

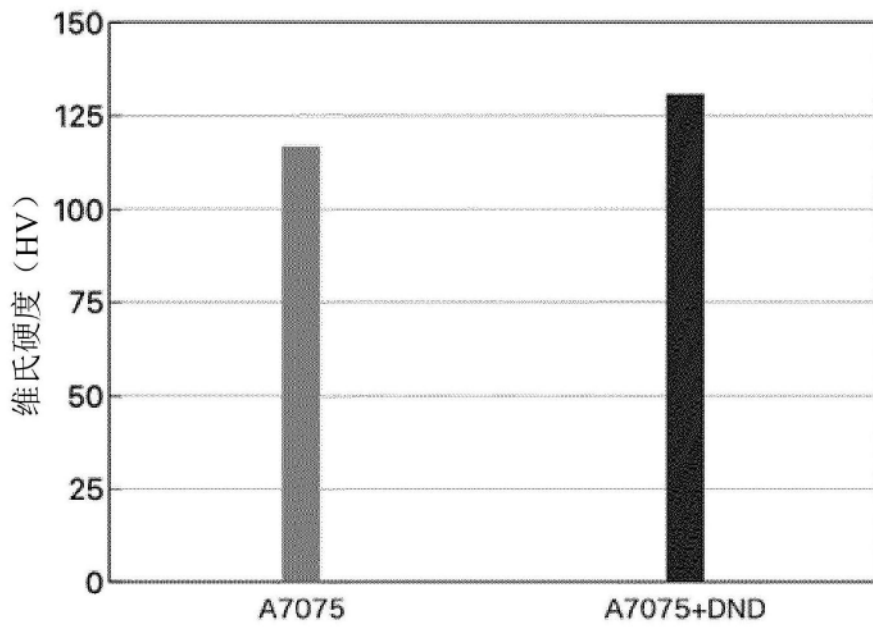


图2

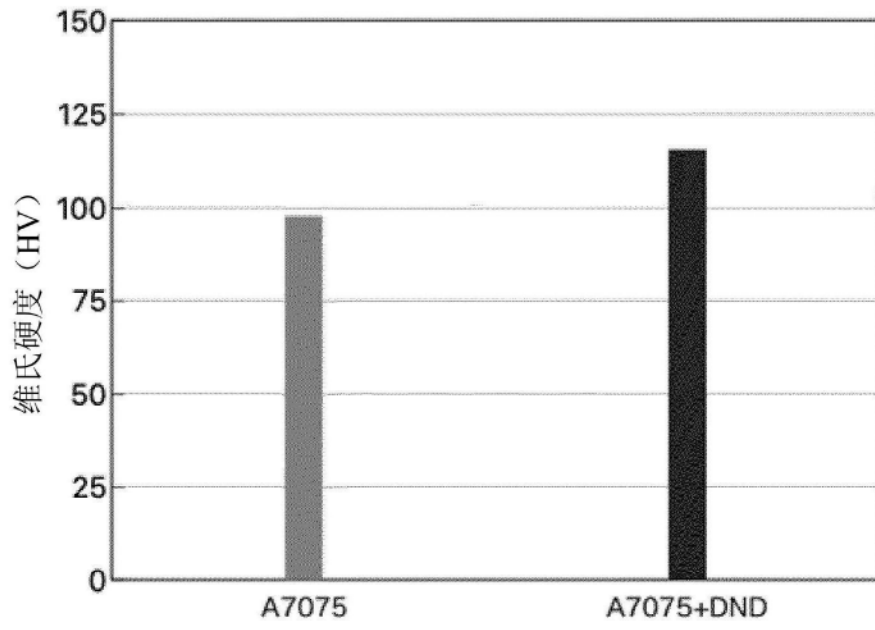


图3

1. 一种Al-ND系复合材料,其是使纳米金刚石粒子即ND粒子分散在铝系金属基质即Al系金属基质中而成的,

所述Al系金属基质为纯Al基质或Al系合金基质,所述金刚石粒子由纳米金刚石粒子即ND粒子构成,ND粒子的比例为1~30质量%,ND粒子的初级粒子的平均尺寸为2~70nm,并且所述Al-ND系复合材料为烧结体或固溶处理体。

2. 根据权利要求1所述的Al-ND系复合材料,其中,

Al系合金选自由Al-Cu-Mg系合金、Al-Mn系合金、Al-Si系合金、Al-Mg系合金、Al-Mg-Si系合金、Al-Zn-Mg系合金构成的组中。

3. 根据权利要求1或3所述的Al-ND系复合材料,其中,

所述纳米金刚石粒子为爆轰法纳米金刚石粒子即DND粒子。

4. 根据权利要求1所述的Al-ND系复合材料,其中,

所述Al-ND系复合材料为烧结体。

5. 根据权利要求1所述的Al-ND系复合材料,其中,

所述Al-ND系复合材料具有片层状的微细组织。

6. 根据权利要求1所述的Al-ND系复合材料,其中,

铝系金属基质即Al系金属基质具有铝系金属粒即Al系金属粒,ND粒子掺入所述铝系金属粒即Al系金属粒内。

7. 根据权利要求1所述的Al-ND系复合材料,其中,

ND粒子均匀分散在Al系金属基质中。