



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101786113 B

(45) 授权公告日 2012. 08. 01

(21) 申请号 201010100145. 0

(22) 申请日 2010. 01. 25

(73) 专利权人 东北大学

地址 110004 辽宁省沈阳市和平区文化路 3 号巷 11 号

(72) 发明人 李英龙 陈彦博 曹富荣 吴酉生

(74) 专利代理机构 沈阳东大专利代理有限公司
21109

代理人 李运萍

JP 特开 2009-291804 A, 2009. 12. 17, 全文.
CN 1153689 A, 1997. 07. 09, 说明书第 1 页第 1 段, 第 2 页第 1 行至第 4 页最后 1 行、图 1-2.

CN 2228000 Y, 1996. 05. 29, 全文.

CN 201143555 Y, 2008. 11. 05, 说明书第 3 页倒数第 2 行至第 4 页倒数第 4 行、图 2.

审查员 刘旭兰

(51) Int. Cl.

B21C 37/04 (2006. 01)

B22D 21/04 (2006. 01)

B21C 23/02 (2006. 01)

B21C 31/00 (2006. 01)

(56) 对比文件

CN 101224490 A, 2008. 07. 23, 全文.

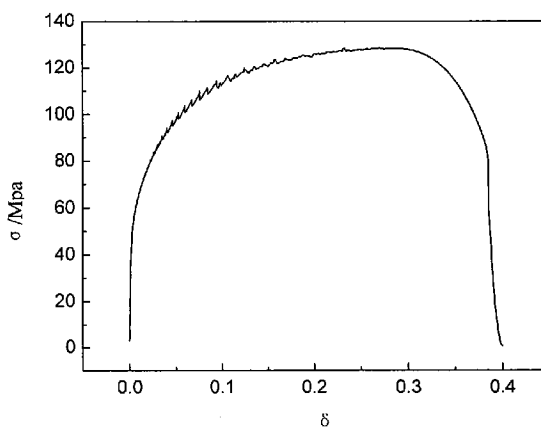
权利要求书 1 页 说明书 6 页 附图 3 页

(54) 发明名称

一种 Al 基合金芯线的制备方法

(57) 摘要

一种 Al 基合金芯线的制备方法, 属于有色金属材料塑性成形与控制技术领域, 本发明的制备方法如下通过浇注系统将 Al 基合金在保护气氛下加热熔化; 将 Al 基合金熔体连续地注入转动辊和固定靴座之间的槽中凝固与成形, 并通过微挤压筒和模具, 使金属挤压变形, 获得芯线; 将挤压成形的芯线放入冷却水槽中进行冷却; 将经过冷却水槽成形的 Al 基合金芯线通过收线系统牵引卷曲成盘。本发明的优点: 工艺流程短, 节能、芯线组织形态好, 型式尺寸准确, 性能稳定, 有效阻止了芯线表面氧化, 显著细化芯线材料的晶粒组织, 提高芯线材料的塑性, 可为后序芯线的包覆、焊接与拉制工艺过程, 提供良好的界面条件和塑性变形性能。



1. 一种 Al 基合金芯线的制备方法,其特征在于:选取原料 Al 基合金,通过浇注系统的自动加料装置将 Al 基合金投放到带有气体保护的加热炉中熔化,形成 Al 基合金熔体,将 Al 基合金熔体注入“铝、镁合金及其复合材料连续凝固与成形一体化的装置”的转动辊和固定靴座之间的槽内凝固与成形,通过微挤压筒和模具,使金属挤压变形,获得 Al 基合金芯线;所述的 Al 基合金熔体的浇注温度控制在 $700^{\circ}\text{C} \sim 760^{\circ}\text{C}$ 范围, Al 基合金为电工纯铝中添加 $1\% \sim 1.5\%$ Mg 制备的合金;所述的 Al 基合金在强剪切和高压下发生动态凝固和大塑性变形,使 Al-Mg 合金具有应变诱导时效效应,转动辊和固定靴座均通水冷却,转动辊转速为 $5\text{rpm} \sim 25\text{rpm}$;所述的 Al 基合金芯线经过挤压变形后,直接通过冷却水槽冷却,保持动态回复的组织,其冷却条件为:芯线连续通过水冷槽冷却后的温度小于 70°C ;所述的铝、镁合金及其复合材料连续凝固与成形一体化的装置包括电机、机架、转动辊、固定靴座和模具,采用变频交流调速,双出线结构,为解决金属材料的连续凝固与成形过程的温度控制问题,铝、镁合金及其复合材料连续凝固与成形一体化的装置中采用强制循环水冷系统进行冷却,转动辊表面采用辐射式冷却方式,以提高对金属熔体的冷却强度,同时,应用液压螺母,提供给转动辊装配预紧力,并依靠橡胶件密封,解决转动辊在强扭矩工况条件下的稳定性和密封问题。

一种 Al 基合金芯线的制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于有色金属材料塑性成形与控制技术领域,特别涉及一种 Al 基合金芯线的制备方法。

背景技术

[0002] 铜包铝导线是普通铜、铝导线的升级产品,它以 Al 及 Al-Mg 合金作为芯线、采用国际领先的“包覆焊接拉制法”生产工艺加工而成。其工艺过程是:先将 Al 及 Al-Mg 合金芯线同心地包覆铜层,并进行高频焊接,之后通过拉制变形,使铜层与芯线之间实现原子间的冶金结合,形成铜包铝导线。因此,铜包铝导线综合了铜优良的导电性和铝重量轻,屏蔽性能好的优点,并能大量地节约了铜材。

[0003] 在包覆焊接拉制法的生产工艺中,由于 Al 及 Al-Mg 合金芯线包覆铜层后,经大、中、小拉丝机一直拉制到铜包铝导线成品,要进行多次拉制变形。为此,工艺对 Al 及 Al-Mg 合金芯线的电阻率、综合机械性能和型式尺寸精度均提出了较严格的要求。

[0004] 目前,通常采用连铸连轧工艺生产 Al 及 Al-Mg 合金芯线,该工艺尽管能够保证芯线具有较高的强度,但是由于其晶粒组织粗大,塑性较差,在多次拉制变形时,经常出现断线的现象;同时,该工艺还存在设备简陋,工艺不够稳定,产品的不圆度大,表面缺陷多,油污较严重的问题,使 Al 及 Al-Mg 合金芯线的力学性能和电气性能波动大,型式尺寸精度低,铜层与芯线界面的复合性能变差。

发明内容

[0005] 针对现有技术的不足,本发明提供一种 Al 基合金芯线的制备方法,采用金属熔体为坯料,通过凝固与成形一体化技术与成形一体化技术的强塑性变形方式细化芯线组织,并通过动态回复与再结晶过程的综合优化和应变诱导时效作用,提高 Al 基合金芯线的塑性和冷作硬化效应。

[0006] 本发明中 Al 基合金是指 Al 或 Al-Mg 合金,其中 Al 采用电工纯铝材料,Al-Mg 合金是在电工纯铝材料中添加 Mg 元素制备的合金。

[0007] 本发明所使用的装置包括浇注系统;冷却水槽;收线系统;控制系统和铝、镁合金及其复合材料连续凝固与成形一体化装置,其中:

[0008] (1) 浇注系统

[0009] 由自动加料装置、加热炉、液位控制装置、气体保护装置和注液管组成。自动加料装置具有自动上料,预热和自动加料的功能,加热炉用于 Al 基合金的熔化,液位控制装置用于保持加热炉中熔体液位的基本稳定,气体保护装置用于保护熔体免于氧化造渣,注液管指向成形主机的浇注口以保证金属熔体的连续流入,完成熔体注入的控制。

[0010] (2) 铝、镁合金及其复合材料连续凝固与成形一体化的装置

[0011] 包括电机、机架、转动辊、固定靴座和模具,采用变频交流调速,双出线结构,为解决金属材料的连续凝固与成形过程的温度控制问题,铝、镁合金及其复合材料连续凝固与

成形一体化的装置中采用强制循环水冷系统进行冷却,转动辊表面采用辐射式冷却方式,以提高对金属熔体的冷却强度。同时,应用液压螺母,提供给转动辊装配预紧力,并依靠橡胶件密封,解决转动辊在强扭矩工况条件下的稳定性和密封问题。

[0012] (3) 控制系统

[0013] 从浇注口到出口的固定靴座内安装热电偶,多点实时测量连续凝固与成形过程的各点温度,在转动辊的输入端设置扭矩测试装置和霍尔开关式测速装置,整个机组的连续凝固与成形过程控制包括熔体流量、冷却强度、转动辊转速和制品在线冷却等力能参数显示,采用 PLC 可编程逻辑控制技术。

[0014] (4) 收线系统

[0015] 收线系统应用变频电机无极调速方式,并通过 PLC 控制保持芯线出线速度与收线速度同步,并建立约 20kgf 的牵引张力。

[0016] 本发明的制备方法如下:

[0017] 选取原料 Al 基合金,通过浇注系统的自动加料装置将 Al 基合金投放到带有气体保护的加热炉中熔化,形成 Al 基合金熔体,将 Al 基合金熔体注入“铝、镁合金及其复合材料连续凝固与成形一体化的装置”的转动辊和固定靴座之间的槽内凝固与成形,通过微挤压筒和模具,使金属挤压变形,获得 Al 基合金芯线。

[0018] 所述的 Al 基合金熔体的浇注温度控制在 $700^{\circ}\text{C} \sim 760^{\circ}\text{C}$ 范围,Al 基合金包括 Al 或 Al-Mg 合金,其中 Al 采用电工纯铝材料,Al-Mg 合金为电工纯铝中添加 $1\% \sim 1.5\%$ Mg 制备的合金。

[0019] 所述的 Al 基合金在强剪切和高压下发生动态凝固和大塑性变形,同时使 Al-Mg 合金具有应变诱导时效效应,转动辊和固定靴座均通水冷却,转动辊转速为 $5\text{rpm} \sim 25\text{rpm}$ 。

[0020] 所述的 Al 基合金芯线经过挤压变形后,直接通过冷却水槽冷却,保持动态回复的组织,其冷却条件为:芯线连续通过水冷槽冷却后的温度小于 70°C 。

[0021] 本发明中 Al 基合金的凝固与成形过程为:金属经历凝固-半固态形变-固态塑性成形三个阶段。在凝固阶段,是金属熔体依附于转动辊界面的形核过程。在半固态形变阶段,金属处在液固相共存的紊流状态下产生内摩擦,使结晶出现不断形成,又不断遭到破坏,而再形成的动态过程。在固态塑性成形阶段,金属受到强烈的剪切变形作用,同时,凝固与成形一体化技术是在高压下的结晶凝固和塑性变形,是强制补缩和致密化过程的复合,外加压力提供的膨胀能增加了形核率。因此,制品的晶粒组织非常细小,强度显著提高,塑性优良。凝固与成形一体化技术的成形主机,采用循环水冷装置平衡 Al 基合金熔体的凝固潜热、金属变形热和摩擦热,通过调节冷却强度、浇注温度和出线速度,可以控制凝固与成形条件,从而改变制备的组织性能。

[0022] 本发明的优点:(1) 直接采用金属熔体为坯料,仅在一个工序中完成金属的凝固与成形,是一种在强剪切和高压下的动态凝固和大塑性变形过程,具有节能,芯线组织形态好,性能稳定;(2) 芯线由模具热挤压成形,并直接水封冷却,有效阻止了芯线表面氧化,可以彻底解决连铸连轧工艺的芯线不圆度大,表面缺陷多,油污较严重的问题;(3) 具有设备占地面积小,能耗低,成品率高,可连续生产超长度的制品的技术优势;(4) 通过微合金化细化处理、以及凝固与成形一体化过程交互参数的合理控制,包括组织细化、动态回复与再结晶过程的综合优化,能在 Al 及 Al-Mg 合金芯线的导电性能和机械强度不低于连铸连轧工

艺的芯线基础上,显著改善芯线材料的晶粒组织,提升芯线材料的塑性,其晶粒平均直径 $d < 120\mu\text{m}$,延伸率 $\delta \geq 35\%$,从而可为后序生产提供良好的塑性变形性能。

附图说明

- [0023] 图 1. 本发明采用装置示意图;
- [0024] 图 2. 铝、镁合金及其复合材料连续凝固与成形一体化的装置原理图;
- [0025] 图 3. 两种方法制备的 Al 芯线组织对比结构图;
- [0026] 图 4. 两种方法制备的 Al-Mg 合金芯线组织对比结构图;
- [0027] 图 5. 连铸连轧制备的 Al-Mg 合金芯线拉伸曲线图;
- [0028] 图 6. 本发明的 Al-Mg 合金芯线拉伸曲线图。

具体实施方式

[0029] 本发明一种 Al 基合金芯线的制备方法结合实施例及附图加以详细说明。

[0030] 本发明所使用的装置如图 1 所示,包括浇注系统、冷却水槽、收线系统、控制系统和铝、镁合金及其复合材料连续凝固与成形一体化的装置,其中:

[0031] (1) 浇注系统

[0032] 由自动加料装置、加热炉、液位控制装置、气体保护装置和注液管组成。其中,自动加料装置具有自动上料和预热的功能,自动上料是通过金属传送带实现的,传送带为环形绕在动力轮和从动轮上,动力轮由电机驱动,环形传送带倾斜布置,在传送带上每间隔 500mm 有一个托板,由托板将 Al 及 Al-Mg 合金铸锭送入预热炉。预热是在预热炉中完成的,预热炉的定温为 400°C ,预热时间为 40 分钟。加热炉为电阻加热式双室熔化炉,第一室为加热室,第二室为保温室,其参数为:熔化量为 400 公斤铝,炉子最高定温为 800°C 。液位控制装置采用球状浮子带动金属杆,并由金属杆控制光电开关,之后将光电开关的信号,传送到 PLC 控制器驱动上料装置动作,向加热炉中加料。气体保护装置中保护气氛为氩气,经过压力与流量调解之后,使流量保持在 $3\text{L}/\text{min} \sim 5\text{L}/\text{min}$,并在加热炉的炉顶分两路通到加热炉中。注液管为保证金属熔体温度的稳定性,注液管具有电阻加热功能,其定温为 720°C 。

[0033] (2) 铝、镁合金及其复合材料连续凝固与成形一体化的装置,如图 2 所示,

[0034] 包括电机、机架、转动辊、固定靴座和模具,采用变频交流调速,双出线结构。为解决金属材料的连续凝固与成形过程的温度控制问题,铝、镁合金及其复合材料连续凝固与成形一体化的装置中采用强制循环水冷系统进行冷却,转动辊表面采用辐射式冷却方式,以提高对金属熔体的冷却强度。同时,应用皮尔格液压螺母,提供给转动辊装配预紧力,并依靠橡胶件密封,解决转动辊在强扭矩工况条件下的稳定性和密封问题。

[0035] (3) 控制系统

[0036] 从浇注口到出口的固定靴座内安装热电偶,多点实时测量连续凝固与成形过程的各点温度,在转动辊的输入端设置扭矩测试装置和霍尔开关式测速装置,整个机组的连续凝固与成形过程控制,包括熔体流量、冷却强度、转动辊转速和制品在线冷却等和力能参数显示采用 PLC 可编程逻辑控制技术。

[0037] (4) 收线系统

[0038] 收线系统应用变频电机无极调速方式,并通过 PLC 控制保持芯线出线速度与收线

速度同步,并建立约 20kgf 的牵引张力,卷取装置的规格为:卷曲的芯线重量 200kg,长度大于 1000m。

[0039] 在实施例中芯线制备过程使用的装置技术参数如表 1 所示。

[0040] 表 1.

	技术参数名称	技术参数值	技术参数名称	技术参数值
	转动辊直径, mm	360	转动辊转速, rpm	5~25
	电机功率, KW	110	固定靴座包角, °	90
[0041]	传动比	90	轮靴型腔尺寸 b×h, mm	20×20
	浇注系统功率, KW	140	卷取装置规格, kg×m	200×1000

[0042] 实施例 1

[0043] 本实施例 A1 基合金选取电工纯铝进行说明:

[0044] 本实施例的制备过程包括如下步骤:

[0045] 步骤 1、通过浇注系统自动加料装置将 A1 投放到浇注系统中的加热炉中,将 A1 溶化成金属熔体,加热炉的加热室定温 750℃,保温室定温 700℃~730℃,浇注时温度控制为 700℃~720℃,注液管定温为 720℃,注液管指向铝、镁合金及其复合材料连续凝固与成形一体化的装置的浇注口,以保证金属熔体的连续顺利流入,完成熔体注入的控制;

[0046] 步骤 2、采用实用新型 200720185231X 装置对金属熔体进行成形加工,将 A1 注入转动辊和固定靴座之间的槽中,金属熔体在强扭矩转动辊与静止的固定靴座间的型腔内凝固,在转动辊界面摩擦作用下使金属产生变形力和变形热,并达到塑性变形条件,通过固定靴座中的微挤压筒和模具,使其发生挤压塑性变形,获得相应的型式尺寸的芯线,同时伴有动态回复和再结晶的发生趋向。冷却条件和转动速度要求,转动辊和固定靴座均通水冷却,冷却水流量为 10L/min~15L/min,转动辊转速为 10rpm;

[0047] 步骤 3、将挤压成形的芯线通过冷却水槽中进行冷却,保持芯线的动态回复组织,芯线连续通过水冷槽冷却后的温度为 50℃;

[0048] 步骤 4、将经过冷却水槽成形的 A1 基合金芯线通过收线系统牵引卷曲成盘,制备成直径为 Φ 10.6mm 的 A1 芯线。

[0049] 用此成形机组制备的 A1 芯线的组织性能与连铸连轧工艺制备的 A1 芯线对比如下:

[0050] 如图 3 可见,连铸连轧的 A1 芯线组织(图 3(a)、图 3(b))几乎全部为粗大的晶粒组织,在芯线纵向剖面,还存在粗大的板条状晶粒组织(图 3(b)),在芯线横向剖面呈现柱状晶粒组织形态(图 3(a)),沿径向辐射形分布,显然是从模壁形核并向着热流相对的方向长大形成的,在细化试验模中心区域汇合后长大过程终止。因此,柱状晶组织的纵轴尺寸约为 A1 芯线半径尺寸。

[0051] 而本发明的 A1 芯线组织(图 3(c)、图 3(d))为较细小的晶粒组织,纵向剖面的板

条状晶粒组织完全消失。

[0052] 实施例 2

[0053] 本实施例 Al 基合金选取电工纯铝中添加 1%~1.5% Mg 制备的 Al-Mg 合金进行说明：

[0054] Al-Mg 合金的成分如表 2 所示。

[0055] 表 2

[0056]

元素	Al	Mg	Fe	Cr	Si	Cu	Ga	Zn	其它杂质总量
含量 (%)	余量	1.5	< 0.14	< 0.0003	< 0.07	< 0.01	< 0.017	< 0.006	< 0.1

[0057] 本发明的制备方法包括如下步骤：

[0058] 步骤 1、通过浇注系统自动加料装置将 Al-Mg 合金投放到浇注系统中的加热炉中，将 Al-Mg 合金溶化成金属熔体，加热炉的加热室定温 750℃，保温室定温 700℃~730℃，浇注时温度控制为 700℃~720℃，注液管定温为 720℃，注液管指向铝、镁合金及其复合材料连续凝固与成形一体化的装置的浇注口，以保证金属熔体的连续顺利流入，完成熔体注入的控制；

[0059] 步骤 2、采用实用新型 200720185231X 装置对金属熔体进行成形加工，将 Al-Mg 合金注入转动辊和固定靴座之间的槽中，金属熔体在强扭矩转动辊与静止的固定靴座间的型腔内凝固，在转动辊界面摩擦作用下使金属产生变形力和变形热，并达到塑性变形条件，通过模具中的微挤压筒获得相应的型式尺寸的芯线，同时伴有动态回复、再结晶趋向和应变诱导时效的发生。冷却条件和转动速度要求，转动辊和固定靴座均通水冷却，冷却水流量均为 10L/min~15L/min，转动辊转速为 8rpm；

[0060] 步骤 3、将挤压成形的芯线通过冷却水槽中进行冷却，保持芯线的动态回复组织，芯线连续通过水冷槽冷却后的温度为 70℃；

[0061] 步骤 4、将经过冷却水槽成形的 Al-Mg 合金芯线通过收线系统牵引卷曲成盘，制备成直径为 $\phi 8.6\text{mm}$ 的 Al-Mg 合金芯线。

[0062] 用此成形机组制备的 Al-Mg 合金芯线的组织性能与连铸连轧工艺制备的 Al-Mg 合金芯线对比如下：

[0063] 如图 4 可见，连铸连轧的 Al-Mg 合金芯线（图 4(a)、图 4(b)）为非常粗大的晶粒组织，在芯线纵向剖面，呈现粗大的柱状晶组织（图 4(b)），其晶粒纵向的平均尺寸达到 4000 μm 。在芯线横向剖面呈现粗大的等轴晶粒组织形态（图 4(a)），其晶粒的平均尺寸达到 2500 μm 。

[0064] 而本发明的 Al-Mg 合金芯线组织（图 4(c)、图 4(d)）均为较细小的等轴晶晶粒组织，其平均晶粒尺寸仅为 100 μm 。

[0065] 上述结果表明：与连铸连轧工艺相比，本发明技术制备 Al 及 Al-Mg 合金芯线呈现较小的晶粒组织形态，并且具有较明显的动态回复组织特征。

[0066] 表 3 为连铸连轧工艺和凝固与成形一体化工艺制备的 Al 及 Al-Mg 合金芯线的拉伸性能参数。

[0067] 表 3

[0068]	生产工艺	性能测试结果					
		Al 芯线			Al-Mg 合金芯线		
		σ/Mpa	$\delta/\%$	n	σ/Mpa	$\delta/\%$	n
连铸连轧	116	18	0.07	134	17.8	0.03	
本发明方法	101	35	0.21	126	36.0	0.26	

[0069] 如表 3 可见：

[0070] 1、连铸连轧与本发明的芯线比较发现：凝固与成形一体化的芯线的延伸率明显好于连铸连轧芯线，为后续拉拔变形提供了良好的塑性条件；

[0071] 2、与连铸连轧比较发现，本发明的芯线的加工硬化指数明显高于连铸连轧芯线，特别是 Al-Mg 合金本发明的芯线，其硬化指数为 0.26，而连铸连轧芯线的仅为 0.03。因此，本发明的芯线后续拉拔有较大的强度提升空间，也就是说本发明的芯线后续拉拔后的强度，可以达到强度标准值，特别是对于 Al-Mg 合金本发明的芯线，其强度已经接近了连铸连轧芯线，所以可以通过降低 Mg 含量的方法，同样能达到强度标准值。

[0072] 图 5 和图 6 为连铸连轧工艺和凝固与成形一体化工艺制备的 Al-Mg 合金芯线的拉伸曲线。

[0073] 从 Al-Mg 合金芯线拉伸曲线可以看出：与连铸连轧工艺相比，本发明的 Al-Mg 合金芯线的拉伸曲线，具明显的加工硬化效应。同时，从曲线呈现锯齿状形态，表明其明显的加工硬化效应，是源于本发明的成形过程中强剪切变形的高应变速率及温度条件，使 Al-Mg 合金发生了应变诱导时效效应。

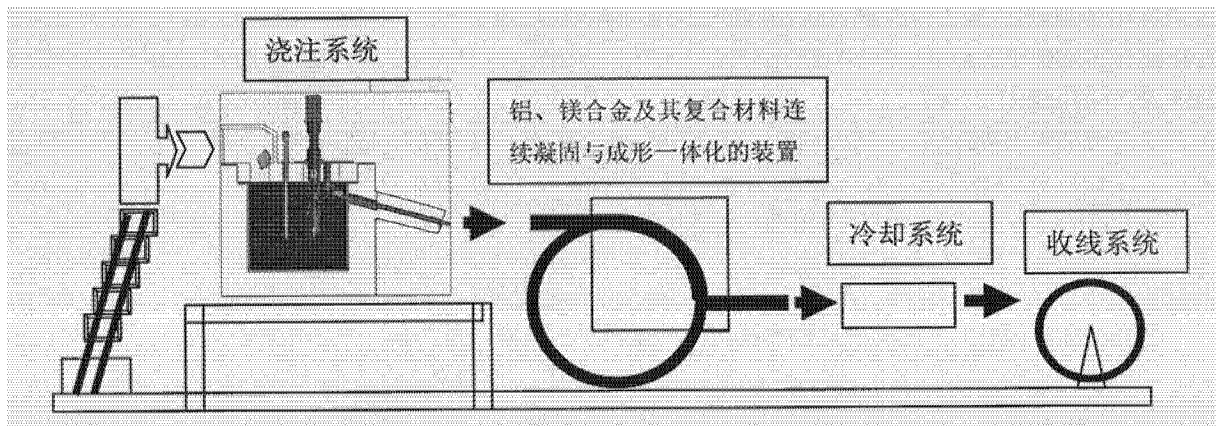


图 1

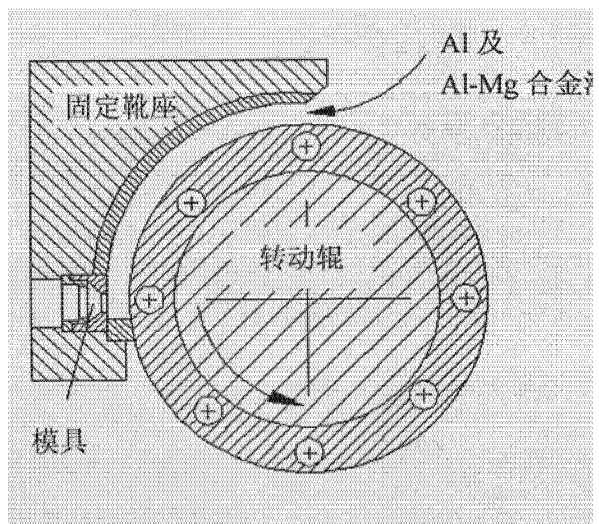


图 2

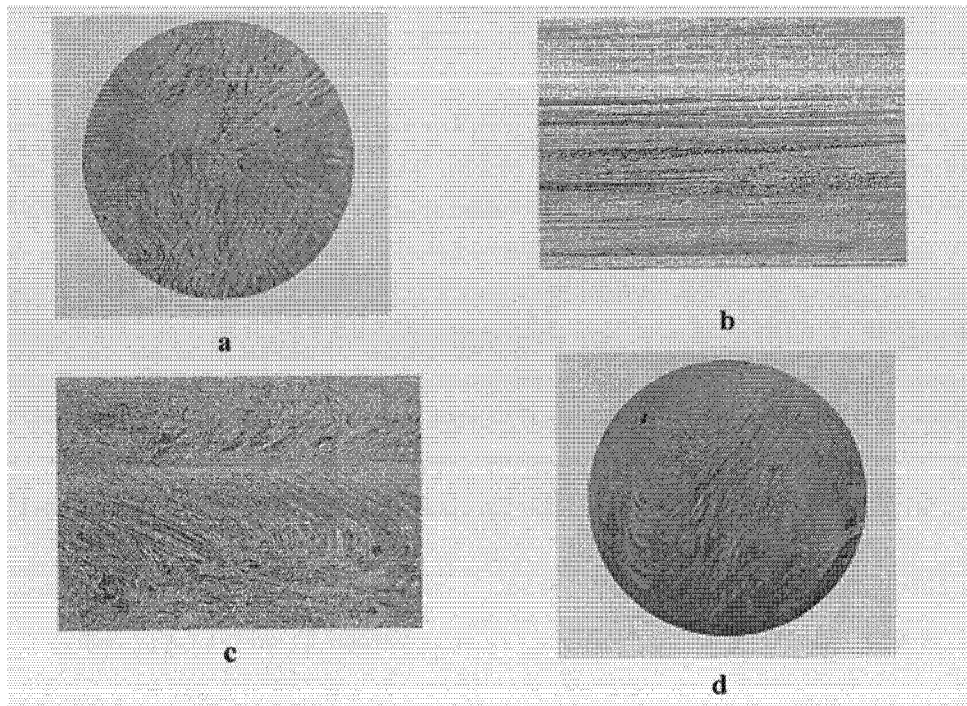


图 3

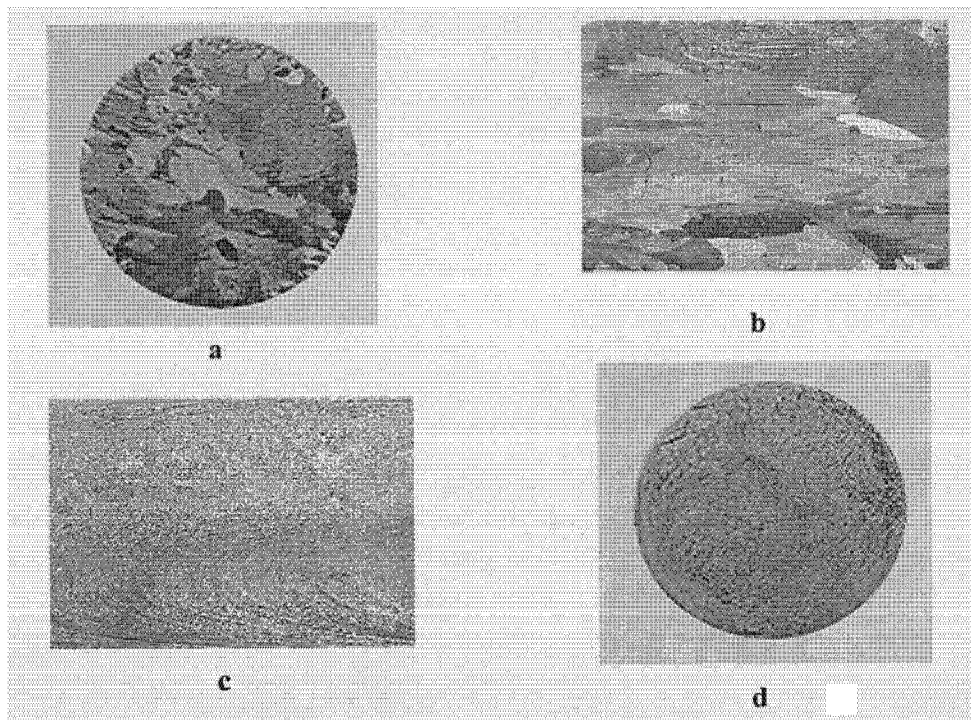


图 4

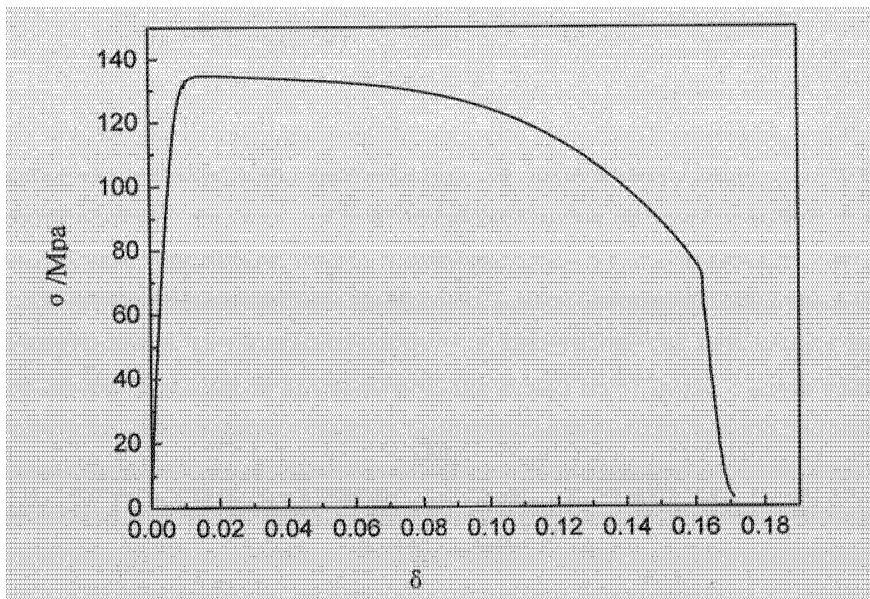


图 5

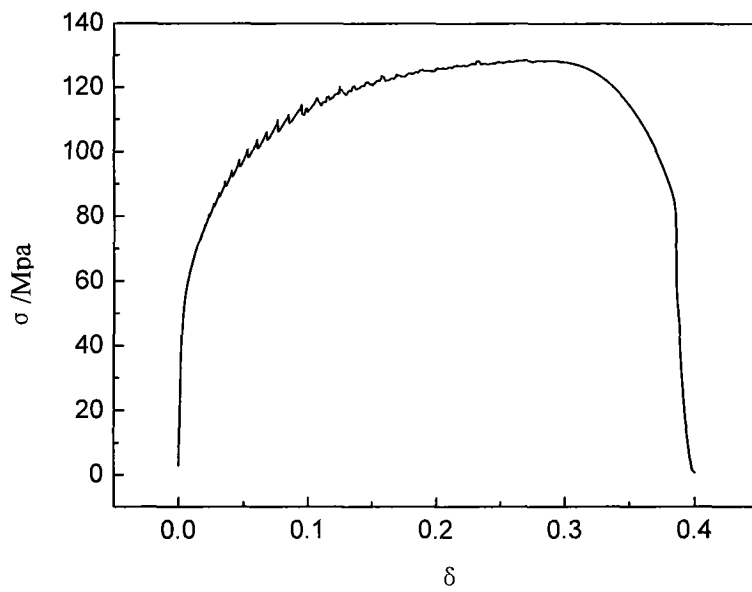


图 6