

(12) 按照专利合作条约所公布的国际申请

(19) 世界知识产权组织
国际局

(43) 国际公布日
2017 年 9 月 28 日 (28.09.2017)



(10) 国际公布号
WO 2017/162198 A1

- (51) 国际专利分类号:
C22C 21/00 (2006.01) H01B 1/02 (2006.01)
- (21) 国际申请号: PCT/CN2017/078007
- (22) 国际申请日: 2017 年 3 月 24 日 (24.03.2017)
- (25) 申请语言: 中文
- (26) 公布语言: 中文
- (30) 优先权:
201610177708.3 2016 年 3 月 25 日 (25.03.2016) CN
- (71) 申请人: 中南大学 (CENTRAL SOUTH UNIVERSITY) [CN/CN]; 中国湖南省长沙市岳麓区麓山南路 932 号, Hunan 410083 (CN)。
- (72) 发明人: 李红英 (LI, Hongying); 中国湖南省长沙市岳麓区麓山南路 932 号, Hunan 410083 (CN)。 宾杰 (BIN, Jie); 中国湖南省长沙市岳麓区麓山南路 932 号, Hunan 410083 (CN)。 高兆和 (GAO, Zhaohe); 中国湖南省长沙市岳麓区麓山南路 932 号, Hunan 410083 (CN)。
- (74) 代理人: 长沙市融智专利事务所 (RONG ZHI PATENT AGENCY); 中国湖南省长沙市雨花区人民路 308 号, Hunan 410083 (CN)。

- (81) 指定国 (除另有指明, 要求每一种可提供的国家保护): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW。
- (84) 指定国 (除另有指明, 要求每一种可提供的地区保护): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 欧亚 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 欧洲 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG)。

本国际公布:

- 包括国际检索报告(条约第 21 条(3))。

(54) Title: LIGHTWEIGHT, HIGH-CONDUCTIVITY, HEAT-RESISTANT, IRON-CONTAINING ALUMINUM WIRE AND PREPARATION PROCESS THEREFOR

(54) 发明名称: 一种加铁的轻质高导耐热铝导线及其制备工艺

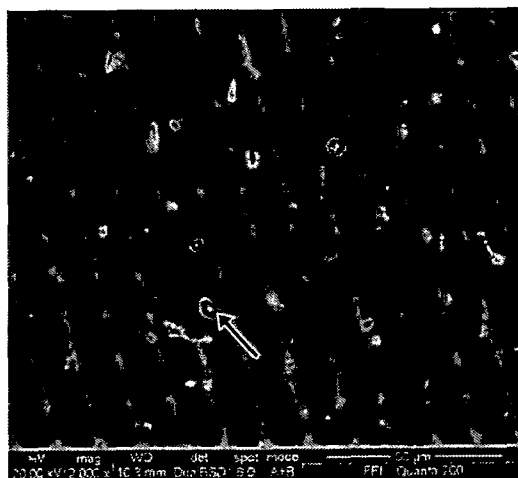


图 1

(57) Abstract: A lightweight, high-conductivity, heat-resistant, iron-containing aluminum wire, and a preparation process therefor. The aluminum wire mainly consists of aluminum, boron, zirconium, iron, lanthanum, and unavoidable impurity elements. The preparation process therefor is: melting industrial-purity aluminum; then adding to the melt an intermediate alloy of boron, zirconium, iron and lanthanum; stirring, refining, on-the-spot rapid composition analysis, composition adjustment, standing, slag removal, and rapid chill casting to obtain aluminum alloy stock; then annealing, extruding, and drawing a strand to obtain an aluminum alloy monofilament. The density of the wire obtained is less than or equal to 2.714 g/cm³, conductivity is greater than or equal to 62% IACS, short-term heat resistance temperature is 230°C, long-term heat resistance temperature is 210°C, and tensile strength is 170 MPa.

(57) 摘要: 一种加铁的轻质高导耐热铝导线及其制备工艺。该铝导线主要由铝、硼、锆、铁、镧和不可避免的杂质元素组成, 其制备流程是: 将工业纯铝熔化, 然后向熔体中加入硼、锆、铁、镧的中间合金, 经搅拌、精炼、炉前成分快速分析、成分调整、静置、扒渣、快速冷却铸造获得铝合金坯

料, 再进行铸坯退火、挤压、拉拔获得铝合金单丝。所获导线密度小于等于 2.714g/cm³, 电导率大于等于 62%IACS, 短时耐热温度高达 230°C, 长期耐热温度高达 210°C, 抗拉强度大于等于 170MPa。

WO 2017/162198 A1

发明名称：一种加铁的轻质高导耐热铝导线及其制备工艺

技术领域

- [1] 本发明涉及一种电线电缆用铝导线，具体是指一种架空供电输变线路所使用的加铁的轻质高导耐热铝导线及其制备工艺，属于电工材料技术领域。

背景技术

- [2] 目前，我国城乡供电输变线路所使用的耐热导线，长期运行温度一般不超过180℃，电导率在61%IACS及以下，线损较大。根据我国国民经济发展及能源互联的要求，高压化、大容量化、远距离化成为输电线路的发展方向。为了节约紧张的走廊资源、减少线路建设成本、降低输送线损，对输电导线提出了很高的要求，既要有高电导率，又要有良好的耐热性能和抗弧垂特性。
- [3] 通常，电导率与耐热性及强度存在此消彼长的关系，微合金化是提高铝导体耐热性和强度的有效途径，但是，会对导电性能产生不利的影响。纯度为99.99%的高纯铝在20℃的电导率为64.94% IACS，密度为2.7g/cm³，强度仅为80~100MPa，再结晶温度为150℃左右。6021合金添加了0.6~0.9wt.%Mg、0.5~0.9 wt.% Si、0.5wt.%Fe、0.1 wt.% Cu、0.1 wt.% Zn等合金元素，是常用的高强度电工铝，抗拉强度可达到295~325MPa，但是，其20℃时的导电率仅为52.5~55%IACS。因此，开发具有高导电率、良好耐热性能、比强度高的低成本导线，成为业内亟需解决的技术难题。
- [4] 中国专利CN 102230113A公开了一种耐热铝合金导体材料及其制备工艺，采用锆、铪复合微合金化，获得的铝导体材料，其电导率介于59.5~60.5%IACS之间，长期耐热温度为180℃，抗拉强度低于160MPa。中国专利CN 102965550A公开了一种高强高导耐热铝导体材料及其制备工艺，采用锆、铪、铁复合微合金化，运用等温析出退火工艺，得到了细小颗粒状的Al(Tm,Fe)相和弥散分布的Al₃(Tm,Zr)壳核结构相，大幅提高了铝导体材料的耐热性和强度，制备的铝导体材料的长期耐热温度达到了210℃，抗拉强度在185MPa以上，但是，导电率最大值只有60.8%IACS。中国专利CN 102758107A公开了一种高强高导耐热铝合金导线及

其制备工艺，加入了6种合金元素，其中稀土元素有3种之多，加入了较高含量的锆元素，为0.15%~0.60%，其退火时间长达30~50小时，制备的铝导体材料经得起280°C加热1小时考核运行，但是，其抗拉强度低于等于160MPa，电导率低于等于61.8%IACS，长时耐热温度只有180°C。

对发明的公开

技术问题

- [5] 本发明的目的在于克服现有技术之不足而提供一种组分配比合理、生产流程短、工艺简单、生产成本低轻质高导耐热铝导线及制备工艺。本发明通过微量添加对导电率损害较小的合金元素及合理的工艺，产生净化、变质、细化和弥散强化作用，相对于99.99%的高纯铝，在电导率下降很少的前提下，大幅提高了导线的耐热性和比强度。此外，本发明利用硼对含铁相的变质作用和挤压对粗大含铁相的破碎作用，在降低控铁成本的同时发挥了铁对铝合金综合性能的有益作用。

问题的解决方案

技术解决方案

- [6] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线，包括下述组分，按质量百分比组成：
- [7] B 0.04~0.10wt.%，
- [8] Zr 0.10~0.15wt.%，
- [9] Fe 0.10~0.20wt.%，
- [10] La 0.05~0.30wt.%，
- [11] 不可避免钛、钒、铬、锰的含量总和小于0.01wt.%，铝为余量；
- [12] 优选合金组分中B含量为0.045~0.095wt.%，更优选的B含量为0.055~0.08wt.%。
- [13] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线，铸造时，以20-300°C/s的速度冷却至室温，然后在480°C~500°C进行1-10h的高温快速退火。
- [14] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线，所述导线具有纳米级的球状Al₃(Er, Zr)复合粒子；
- [15] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线，所述纳米级的球状Al₃(Er, Zr)复合粒子为与基体共格的L1₂结构。

- [16] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，是按设计的合金组分配比分别选取工业纯铝及铝硼、铝锆、铝铁、铝镧中间合金，在740~780℃熔化工业纯铝后，加入中间合金，待中间合金完全熔化后，让熔体在720℃~740℃保温，经搅拌、精炼、炉前成分快速分析、成分调整、静置、扒渣后，在700~720℃进行快速冷却铸造，然后对坯料进行退火、挤压、拉拔，获得铝合金单丝。
- [17] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，所述铸造可通过普通铸造或半连续铸造获得锭坯；或通过连续铸造获得杆坯。
- [18] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，铸造时，铸锭以20-300℃/s的速度冷却至室温。
- [19] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，铸造时采用水冷铸造。
- [20] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，所述坯料的退火工艺为：退火温度为480℃~500℃，保温2-10h后随炉冷却。
- [21] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，所述挤压方式可根据生产线设备配置进行变换，既可采用加热的锭坯进行常规热挤压，也可采用室温杆坯进行连续挤压，所述挤压温度为300~450℃。
- [22] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，热挤压或室温连续挤压的挤压比大于等于80，挤压总变形量大于等于80%。
- [23] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，所述拉拔采用挤压杆料进行多道次冷拉拔，可根据实际需要确定拉拔坯料直径，特别是可根据服役强度要求确定所用坯料直径，并通过不同的拉拔变形量来调控单丝的强度。
- [24] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，挤压后进行多道次拉拔，道次延伸系数为1.2~1.5，累计总延伸系数为5.5~10.5，可采用普通润滑油或乳浊液进行润滑，乳浊液还可起冷却作用，以使铝丝的温度不超过180℃。
- [25] 本发明一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，所制备的导线，密度小于等于2.714g/cm³，在20℃的电导率大于62% IACS，长期耐热温度高达210℃，230℃退火1小时后的强度残存率大于91%，抗拉强度大于等于170MPa。
- [26] 综上所述，本发明加入的合金化元素数目少、含量低，通过铝、硼、锆、镧、

铁元素的合理配比，以及利用快速冷却铸造、铸坯的高温短时退火、大变形程度的挤压，协同产生净化、变质、细化及强化作用，特别是铸坯退火析出的弥散强化相对提高导线的耐热性具有很好的效果。本发明制备出的导线密度与纯铝的密度比较接近（ $<2.715\text{g/cm}^3$ ），电导率保持在62%IACS

以上，抗拉强度在170MPa以上，长期耐热温度高达210℃，短时耐热温度高达230℃。本发明还具有生产流程短、工艺简单且要求较低、生产成本较低的优势，制备出的铝合金导线能够满足远距离、大容量输电线路的高导、高耐热、高比强度的要求。

发明的有益效果

有益效果

[27] 金属中的自由电子在外加电场作用下发生定向运动形成电流，而晶格场周期性的异常点（或不规则点）会阻碍电子的定向运动并对电子波产生散射作用。金属材料的导电性跟自由电子的平均自由程（相邻异常点间距的平均值）紧密相关，自由电子的平均自由程越小，材料电导率越低。金属中的杂质元素、固溶原子以及晶体缺陷都会导致晶格场局部偏离其周期性位置，缩短自由电子的平均自由程，从而导致金属电导率的降低。工业纯铝中不可避免的杂质元素钛、钒、铬、锰、硅、铁等对导电性影响较大，特别是较高含量的杂质元素固溶于铝基体时，会大幅降低铝导体的电导率。固溶原子导致晶格畸变而破坏纯金属库仑势场的周期性，并成为对导电电子的散射中心，少量固溶于铝基体中的锆元素便会显著降低合金的导电性能，固溶原子摩尔浓度越大，相邻散射中心间的距离越小，电子的平均自由程越小，电导率越低。因此，旨在提高铝导体耐热性和强度的微合金化，特别是当合金组分及配比设计不当时，会对导电性能产生非常不利的影响。

[28] 通常把铁元素定义为铝合金的有害杂质元素，应加以去除。这是因为铁在铸造过程中倾向于在晶界析出连续网状分布的骨骼相，当铁含量较高时会出现层片状或针状含铁相，对合金的强度及韧性产生极为不利的影响，这些连续网状的含铁相难以通过热处理消除，同时还会对合金的加工性能产生不利影响。通过加入变质剂和采用适当的熔炼、铸造、塑性变形工艺可以改变含铁相的形态和

分布，使含铁相以细小颗粒状分布于铝基体中，可以起到有效阻碍位错和晶界移动的作用，从而使合金具有较高的强度和耐热性，且对导电性能影响不大。

[29] 本发明添加较高含量的硼 ($>0.04 \text{ wt.}\%$)，除起净化基体的精炼作用外，主要用作变质作用。本发明硼的精炼作用主要体现在与钛、钒、铬、锰等杂质元素反应，生成比重较大的化合物沉入炉底变成炉渣被排出，从而有效净化合金基体。本发明硼的变质作用主要体现在改善含铁相的形态及分布状况，既可提高合金的综合性能，还可降低对原料纯度的要求及控铁成本，可谓一举多得。发明人发现：硼含量不足或过量均达不到有效提高导电性能的目标。当硼含量为 $0.035 \text{ wt.}\%$ 时，如图3(a)和图3(b)所示，铝铁相基本以骨骼状连续分布在晶界或形成层片状共晶组织，对应导线的电导率只有 $59.5\% \text{ IACS}$ ；当硼含量为 $0.04 \text{ wt.}\%$ 时，如图3(c)和图3(d)所示，合金中出现少量不连续的短条状或点状铝铁相，但仍有较多铝铁相以连续网状存在；当硼含量增加到 $0.1 \text{ wt.}\%$ 时，有效抑制了网状及层片状铝铁相的形成，如图3(e)和图3(f)所示，铝铁相主要以不连续的条状或点状存在，从而使铝导线的导电性能、强度和热稳定性得到不同程度的改善；当硼含量为 $0.12 \text{ wt.}\%$ 时，如图3(g)和图3(h)所示，合金中出现了很多粗大的铝硼相，对应导线的电导率只有 $60.2\% \text{ IACS}$ 。

[30] 相比专利CN 102758107A，本发明添加的锆元素含量相对较小，弱化了锆对合金导电性能的不利影响，同时，熔体的快速凝固可抑制粗大初生 Al_3Zr 粒子形成，使锆主要以亚稳定的过饱和固溶态存在，并在后续退火过程中析出大量细小弥散分布且与基体共格的 Al_3Zr 粒子，从而大大提升合金的耐热性和强度。

[31] 本发明添加的镧元素可能产生3个作用，一是除气、除杂的精炼作用，通过降低熔体中的氢含量和杂质含量来提升合金的导电性能，二是通过细化晶粒和枝晶组织来提高铸坯的强韧性，三是退火时形成细小的 $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{La})$ 复合相，起阻碍晶界和亚晶界长大及位错迁移的作用，从而强化合金并提高其耐热性能。

[32] 本发明采用铸造、退火、挤压、拉拔的制备工艺，能够区别其他铝导线的连铸连轧工艺，具有生产流程短、工艺简单灵活的优势，制备的导线在保证较高电率的前提下，具有较好的耐热性和比强度。本发明的快速冷却铸造有一定抑制粗大铝锆、铝铁初生相形成的作用，使铸坯具有较高过饱和固溶度，为后续

退火过程析出细小弥散分布的第二相粒子提供驱动力。本发明的铸坯高温短时退火，主要作用是析出细小弥散分布的 Al_3Zr 等含锆第二相粒子，次要作用是适当消除坯料的成分偏析、组织偏析及铸造应力，从而改善铸造组织和加工性能，此外，相对铝合金的均匀化退火时间及已公开专利的退火时间，本发明的退火时间较短，具有节能降耗优势。本发明采用挤压进行塑性变形，具有生产灵活、工艺简单的优势，既可采用锭坯一次挤压成线杆，也可采用连续铸造的杆坯连续挤压成较小直径的成卷线坯，相比轧制变形，具有更大的变形程度和更强烈的三向压应力状态，可大大改善铸造组织和提高后续加工性能，特别是对晶界处的粗大脆性铝铁相有一定的破碎作用。本发明采用挤压杆料进行多道次冷拉拔获得铝合金单丝，可根据实际需要确定杆料直径，特别是可根据服役强度要求确定所用杆料直径，并通过不同拉拔变形量来调控单丝的强度。

- [33] 综上所述，本发明通过铝、硼、锆、镧、铁元素的合理配比，并利用快速冷却铸造、铸坯的高温短时退火、大变形量的挤压，协同产生净化、变质、细化及强韧化作用。本发明生产流程短、工艺简单灵活且要求较低，加入的合金化元素数目少、含量低，节省了昂贵稀土元素的用量，对原材料杂质含量和铸坯质量没有严格要求，能源消耗也不高，因此，还具有生产成本较低的优势。制备出的导线在 20°C 的电导率大于等于 $62\% \text{ IACS}$ ，长期耐热温度高达 210°C ，短时耐热温度高达 230°C ，抗拉强度在 170MPa 以上，密度（ $\leq 2.714\text{g/cm}^3$ ）与纯铝的密度 2.7g/cm^3 比较接近（ $\leq 2.714\text{g/cm}^3$ ），能够满足远距离、大容量输电线路的要求，其高电导率可使输电线路容量提高和输送线损降低，其良好的耐热性可使线路的安全稳定性和服役寿命提高，其高比强度可使导线的抗弧垂特性提高和输电线路塔杆间距增加，具有显著的经济效益和节能环保意义。

对附图的简要说明

附图说明

- [34] 附图1为实施例1炉渣的微观组织形貌；
[35] 附图2为附图1中质点的能谱分析结果。
[36] 附图3(a)为对比例1合金的SEM照片；
[37] 附图3 (b) 为附图3(a)中第二相的能谱分析结果；

- [38] 附图3(c)为实施例1合金的SEM照片；
- [39] 附图3 (d) 为附图3(c)中第二相的能谱分析结果；
- [40] 附图3(e)为实施例3合金的SEM照片；
- [41] 附图3 (f) 为附图3(e)中第二相的能谱分析结果；
- [42] 附图3(g)为对比例2合金的SEM照片；
- [43] 附图3 (h) 为附图3(g)中第二相的能谱分析结果。
- [44] 附图4(a)为实施例1合金铸态组织的金相照片；
- [45] 附图4(b)为实施例3合金铸态组织的金相照片。
- [46] 附图5(a)为实施例3合金TEM照片，其中有第二相钉扎位错；
- [47] 附图5(b)为实施例3合金TEM照片，其中有第二相钉扎晶界。
- [48] 附图6~附图9为本发明实施例3所制备的 $\Phi 4$ 铝导线的性能检测报告。
- [49] 图1中白色的第二相为铝铁相，同时基体中还可能存在一种四周较暗、中间亮白的粒子（如箭头所示），图2的能谱分析表明该粒子为含铝、硼、钛、钒的相，说明钛、钒等杂质元素可以与硼元素反应形成化合物，在熔炼时以炉渣的形式排除，因而提高了合金的电导率。
- [50] 由图3(a)和图3(b)可以看出，当硼含量为0.035 wt. %，合金中的铝铁相主要以连续骨骼状存在，并且存在层片状共晶组织；由图3(c)和图3(d)可以看出，硼含量为0.04 wt. %时，铝铁相部分呈不连续的短条状或点状，如图3(c)箭头所指；由图3(e)和图3(f)可以看出，硼添加量增加到0.1 wt. %时，合金中的铝铁相主要以不连续的条状或点状形式存在；由图3(g)和图3(h)可以看出，当硼含量为0.12 wt. %时，合金中出现了大量粗大铝硼相。
- [51] 由图4(a)和图4(b)所示铸态组织照片可知，实施例1加入的镧元素含量较少，合金晶粒较粗大，存在较多粗大枝晶组织，实施例3加入的镧元素含量较多，晶粒形状等轴化，且晶粒得到明显细化。
- [52] 由图5(a)可以看出，合金基体中析出了大量弥散分布的第二相钉扎位错，由图5(b)可以看出，第二相钉扎、阻碍晶界移动。
- [53] 由图6~图9可知，本发明所制备的铝导线在20°C的电导率达到了62% IACS，短

期耐热温度达到230°C(230°C保温1h抗拉强度残留率达到91%), 抗拉强度为170MPa, 可作为本发明先进性、优越性的有力支撑证明。

发明实施例

本发明的实施方式

[54] 对比例1

[55] 以纯度大于99.7%的工业纯铝锭、Al-2.5%B中间合金、Al-11.34%Zr中间合金、Al-31.48%La中间合金、Al-9.33%Fe中间合金为原料, 先将工业纯铝在760°C熔化, 然后加入铝硼、铝锆、铝镧、铝铁中间合金, 使各元素的质量百分比为: 硼为0.035 wt.%, 锆为0.10 wt.%, 镧为0.09 wt.%, 铁为0.10 wt.%. 待中间合金完全熔化后, 将熔体温度降至740°C保温, 然后经搅拌、精炼、炉前成分快速分析、成分调整、静置、扒渣, 通过快速冷却铸造获得过饱和固溶的铝合金铸坯。坯料在480°C退火10h后随炉冷却, 再在400°C进行热挤压, 挤压比为89.7、挤压变形量为98.7%, 得到Φ9.5的圆铝杆, 经多道次拉拔获得Φ4.0mm的铝合金单丝。对单丝进行性能测试, 结果如表1所示。

[56] [表1]

表1 对比例1铝单丝的综合性能指标

密度 (g/cm ³)	导电率 (%IACS)	抗拉强度 (MPa)	230°C/1h退火强度残存率 (%)	210°C/400h退火强度残存率 (%)
2.710	59.5	165	86.5	87.1

[57] 实施例1

[58] 以纯度大于99.7%的工业纯铝锭、Al-2.5%B中间合金、Al-11.34%Zr中间合金、Al-31.48%La中间合金、Al-9.33%Fe中间合金为原料, 先将工业纯铝在760°C熔化, 然后加入铝硼、铝锆、铝镧、铝铁中间合金, 使各元素的质量百分比为: 硼为0.04 wt.%, 锆为0.10 wt.%, 镧为0.09 wt.%, 铁为0.10 wt.%. 待中间合金完全熔化后, 将熔体温度降至740°C保温, 经搅拌、精炼、炉前成分快速分析、成分调整、静置、扒渣, 再通过快速冷却铸造获得过饱和固溶的铝合金铸坯

。坯料在480°C退火10h后随炉冷却，再在400°C进行热挤压，挤压比为89.7、挤压变形量为98.7%，得到Φ9.5的圆铝杆，经多道次拉拔获得Φ4.0mm的铝合金单丝。对单丝进行性能测试，结果如表2所示，相对于对比例1，导电率、抗拉强度和耐热性均得到提升。

[59] [表2]

表2 实施例1铝单丝的综合性能指标

密度 (g/cm ³)	导电率 (%IACS)	抗拉强度 (MPa)	230°C/1h退火强度残存率 (%)	210°C/400h退火强度残存率 (%)
2.713	62.1	170	90.5	91.1

[60] 实施例2

[61] 以纯度大于99.7%的工业纯铝锭、Al-2.5%B中间合金、Al-11.34%Zr中间合金、Al-31.48%La中间合金、Al-9.33%Fe中间合金为原料，先将工业纯铝在760°C熔化，然后加入铝硼、铝锆、铝镧、铝铁中间合金，使各元素的质量百分比为：硼为0.07 wt.%，锆为0.15 wt.%，镧为0.19 wt.%，铁为0.20 wt.%。待中间合金完全熔化后，将熔体温度降至740°C保温，经搅拌、精炼、炉前成分快速分析、成分调整、静置、扒渣，再通过快速冷却铸造获得过饱和固溶的铝合金铸坯。坯料在490°C退火8h后随炉冷却，再在400°C进行热挤压，挤压比为89.7、挤压变形量为98.7%，得到Φ9.5的圆铝杆，并经多道次拉拔获得Φ4.0mm的铝合金单丝。对单丝进行性能测试，结果如表3所示。

[62] [表3]

表3 实施例2铝单丝的综合性能指标

密度 (g/cm ³)	导电率 (%IACS)	抗拉强度 (MPa)	230°C/1h退火强度残存率 (%)	210°C/400h退火强度残存率 (%)
2.711	62.5	175	90.8	91.7

[63] 实施例3

[64] 以纯度大于 99.7 % 的工业纯铝锭、Al-2.5 % B 中间合金、Al-11.34 % Zr 中间合金、Al-31.48 % La 中间合金、Al-9.33 % Fe 中间合金为原料，先将工业纯铝在 760 °C 熔化，然后加入铝硼、铝锆、铝镧、铝铁中间合金，使各元素的质量百分比为：硼为 0.095 wt. %，锆为 0.15 wt. %，镧为 0.29 wt. %，铁为 0.20 wt. %。待中间合金完全熔化后，将熔体温度降至 740 °C 保温，经搅拌、精炼、炉前成分快速分析、成分调整、静置、扒渣，再利用快速冷却铸造获得过饱和固溶的铝合金铸坯。坯料在 500 °C 退火 2h 后随炉冷却，再在 400 °C 进行热挤压，挤压比为 89.7、挤压变形量为 98.7%，得到 $\Phi 9.5$ 的圆铝杆，并经多道次拉拔获得 $\Phi 4.0\text{mm}$ 的铝合金单丝。对单丝进行性能测试，结果如表 4 所示。

[65] [表4]

表4 实施例3铝单丝的综合性能指标

密度 (g/cm ³)	导电率 (%IACS)	抗拉强度 (MPa)	230°C/1h退火强度残存率 (%)	210°C/400h退火强度残存率 (%)
2.714	62	170	91	92.3

[66] 对比例2

[67] 以纯度大于99.7%的工业纯铝锭、Al-2.5%B中间合金、Al-11.34%Zr中间合金、Al-31.48%La中间合金、Al-9.33%Fe中间合金为原料，以纯度大于99.7%的工业纯铝锭、Al-2.5%B中间合金、Al-11.34%Zr中间合金、Al-31.48%La中间合金、Al-9.33%Fe中间合金为原料，先将工业纯铝在780°C熔化，然后加入铝硼、铝锆、铝镧、铝铁中间合金，使各元素的质量百分比为：硼为0.12 wt.%，锆为0.15 wt.%，镧为0.29 wt.%，铁为0.20 wt.%。待中间合金完全熔化后，将熔体温度降至740°C保温，经搅拌、精炼、炉前成分快速分析、成分调整、静置、扒渣，再通过快速冷却铸造获得过饱和固溶的铝合金锭坯。坯料在500 °C退火2h后随炉冷却，再在400°C进行热挤压，挤压比为89.7、挤压变形量为98.7%，得到 $\Phi 9.5$ 的圆铝杆，并经多道次拉拔获得 $\Phi 4.0\text{mm}$ 的铝合金单丝。对单丝进行性能测试，结果如表5所示。

[68] [表5]

表5 对比例2铝单丝的综合性能指标

密度 (g/cm ³)	导电率 (%IACS)	抗拉强度 (MPa)	230°C/1h退火强度残存率 (%)	210°C/400h退火强度残存率 (%)
2.715	60.2	175	90.1	90.9

[69] 对比例1的硼含量为0.035 wt. %，由附图3(a)、图3(b)可以看出，合金中的第二相主要以连续骨骼状存在，相应电导率为59.5%IACS，实施例1的硼含量为0.04 wt. %，由附图3(c)、图3(d)可以看出，合金中的部分第二相呈现不连续的短条状或点状（如图中箭头所示），相应电导率为62.1%IACS，表明只有当硼的加入量达到一定值后，才会对提高电导率产生明显作用。实施例3的硼含量为0.095 wt. %，由附图3(g)和图3(h)可以看出，合金中的铝铁相主要以不连续的条状或点状形式存在，相应电导率为62%IACS，对比例2的硼含量达到0.12 wt. %，由附图3(g)和图3(h)可以看出，合金中生成了较多粗大的铝硼相，相应电导率为60.2%IACS，表明硼的加入量过高反而使电导率降低。

[70] 综上所述，本发明3个实施例得到的铝合金导线密度均小于等于 2.714g/cm³，在 20 °C 常温下导电率大于等于 62% IACS，短时耐热温度高达 230 °C（230 °C 退火 1 小时的强度残存率大于 90%），长期耐热温度高达 210 °C（210 °C 退火 400 小时的强度残存率大于 90%）。对比例 1 除了加入的硼元素较少外，其他组分与实施例 1 相同，对比例 2 除了加入的硼含量较高外，其他组分与实施例 3 相同，但是，2 个对比例的电导率均低于 61%IACS，且对比例 1 在 230 °C 退火 1 小时的强度残存率仅为 86.5%，在 210 °C 退火 400 小时的强度残存率仅为 87.1%。

权利要求书

- [权利要求 1] 一种加铁的轻质高导耐热铝导线，包括下述组分，按质量百分比组成：
- B 0.04~0.10wt.%，
Zr 0.10~0.15wt.%，
Fe 0.10~0.20wt.%，
La 0.05~0.30wt.%，
不可避免钛、钒、铬、锰的含量总和小于0.01wt.%，铝为余量。
- [权利要求 2] 根据权利要求1所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线，包括下述组分，按质量百分比组成：
- B 0.045~0.095wt.%，
Zr 0.10~0.15wt.%，
Fe 0.10~0.20wt.%，
La 0.05~0.30wt.%，
不可避免钛、钒、铬、锰的含量总和小于 0.01wt.%，铝为余量。
- [权利要求 3] 根据权利要求1或2所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线，其特征在于：铸造时，以20-300°C/s的速度冷却至室温，然后在480°C~500°C进行1-10h的高温退火。
- [权利要求 4] 根据权利要求1或2所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线，其特征在于：所述导线具有纳米级的球状Al₃（Er，Zr）复合粒子。
- [权利要求 5] 根据权利要求4所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线，其特征在于：所述纳米级的球状Al₃（Er，Zr）复合粒子为与基体共格的L1₂结构。
- [权利要求 6] 根据权利要求1或2所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线，其特征还在于，导线密度小于等于2.714g/cm³，在20°C的电导率大于62% IACS，短时耐热温度高达230°C，长期耐热温度高达210°C，抗拉强度大于等于170MPa。
- [权利要求 7] 一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，是按设计的材料组分配

比分别选取工业纯铝及铝硼、铝锆、铝铁、铝镧中间合金，在740~780°C熔化工业纯铝，然后加入中间合金，经精炼和快速冷却铸造得到铸坯，再对坯料进行退火、挤压、拉拔，获得铝合金单丝。

[权利要求 8] 根据权利要求7所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，其特征在于：铸造采用普通铸造或半连续铸造方式获得锭坯；或采用连续铸造方式获得杆坯。

[权利要求 9] 根据权利要求7所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，其特征在于：铸造时，铸锭以20-300°C/s的速度冷却至室温。

[权利要求 10] 根据权利要求9所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，其特征在于：铸造时采用水冷铸造。

[权利要求 11] 根据权利要求8所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，其特征在于：锭坯或杆坯的退火温度为480°C~500°C，保温2-10h后随炉冷却。

[权利要求 12] 据权利要求8所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，其特征在于：锭坯进行热挤压，热挤压温度为300~450°C；杆坯进行室温连续挤压。

[权利要求 13] 根据权利要求12所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，其特征在于：热挤压或室温连续挤压的挤压比大于等于80，挤压总变形量大于等于80%。

[权利要求 14] 根据权利要求6-13任意一项所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，其特征在于：挤压后进行多道次拉拔，道次延伸系数为1.2~1.5，累计总延伸系数为5.5~10.5，拉拔时，采用普通润滑油或乳浊液进行润滑、冷却，控制铝丝的温度小于等于180°C。

[权利要求 15] 根据权利要求14所述的一种加铁的轻质高导耐热铝导线的制备工艺，其特征在于：所制备的导线，密度小于等于2.714g/cm³，在20°C的电导率大于62%

IACS，短时耐热温度高达230°C，长期耐热温度高达210°C，抗拉强度大于等于170MPa。

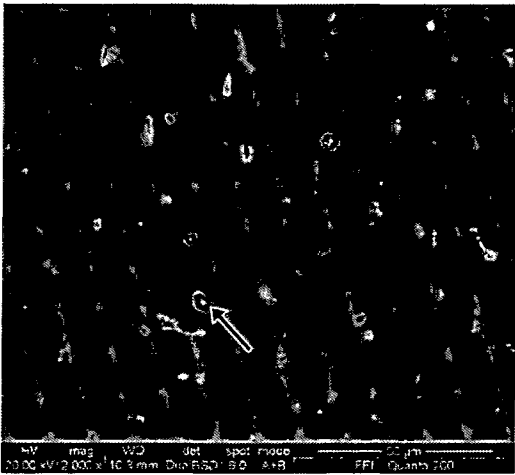


图 1

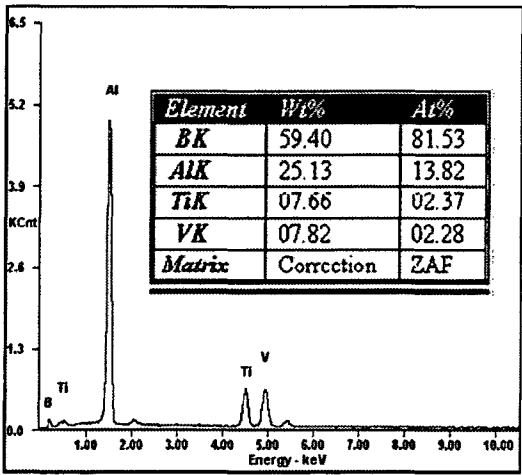


图 2

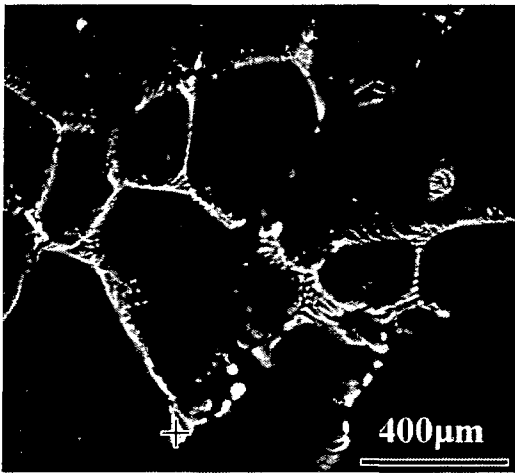


图 3 (a)

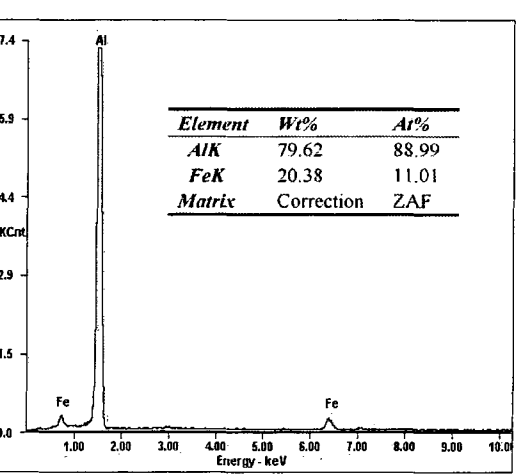


图 3 (b)

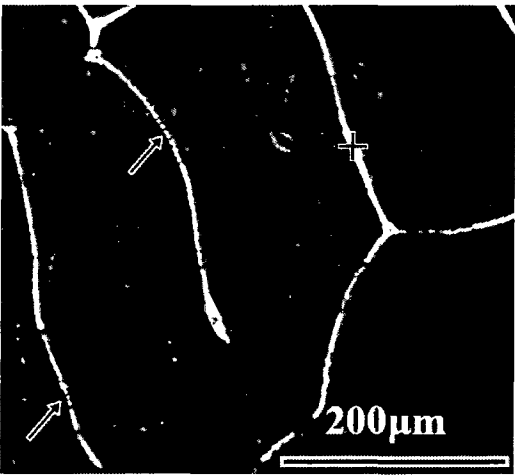


图 3 (c)

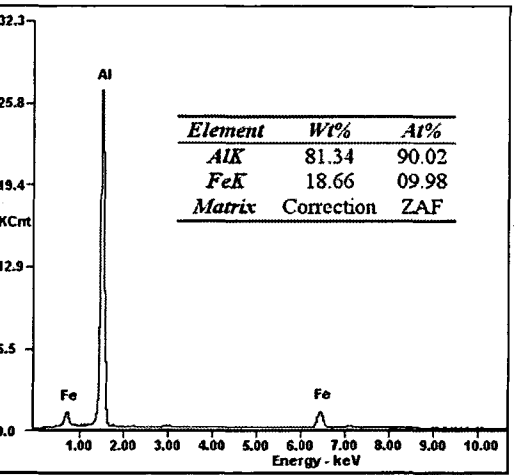


图 3 (d)

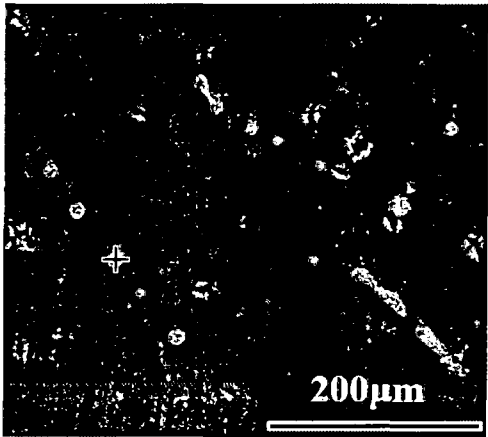


图 3 (e)

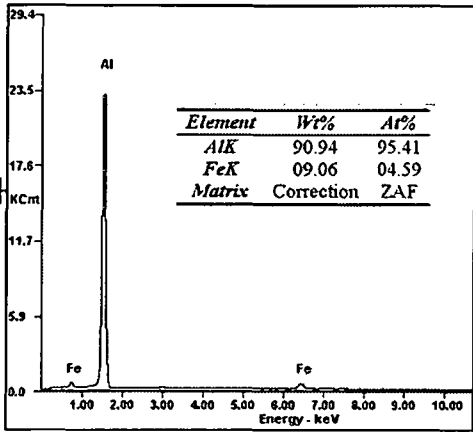


图 3 (f)

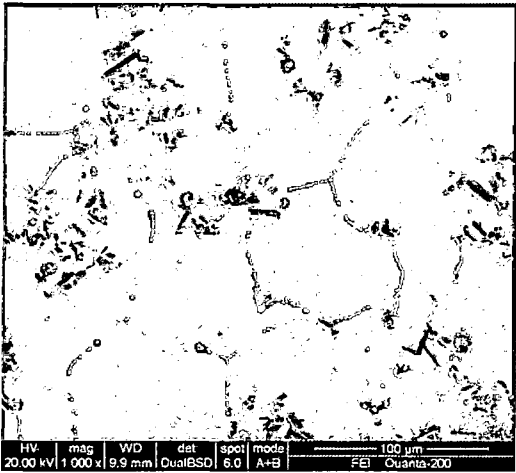


图 3 (g)

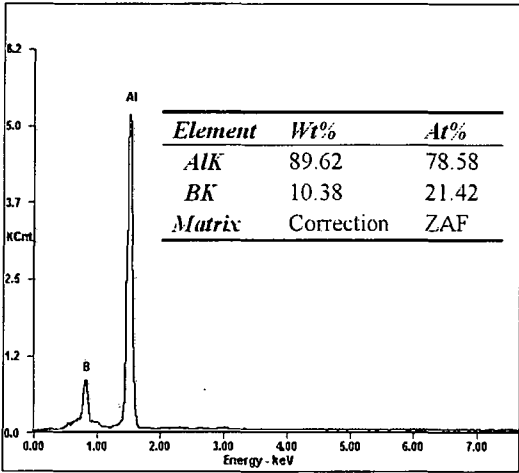


图 3 (h)

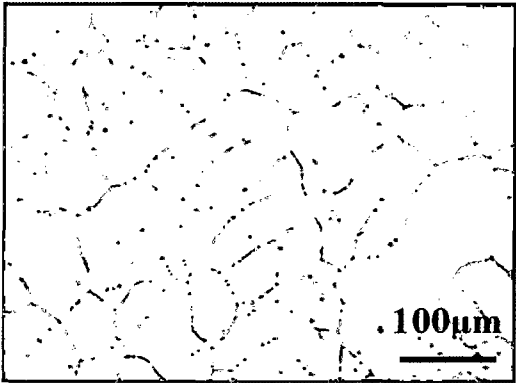


图 4 (a)

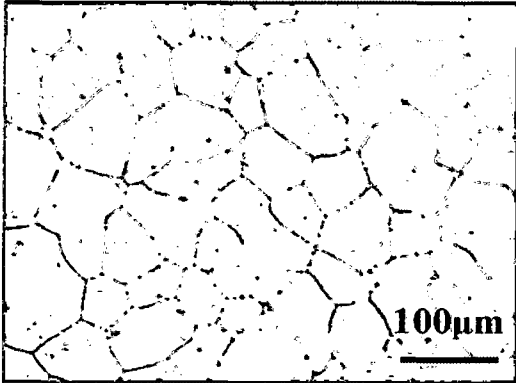


图 4 (b)

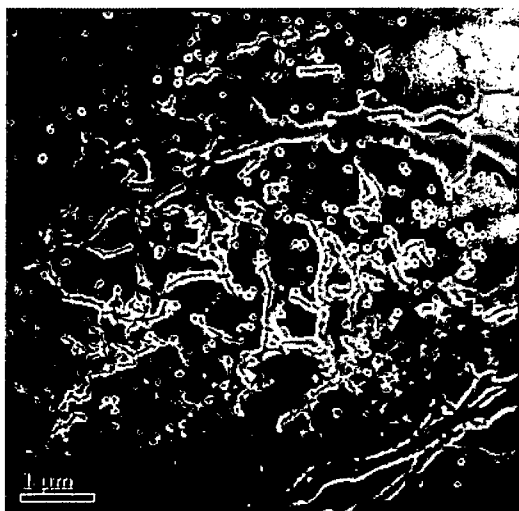


图 5 (a)

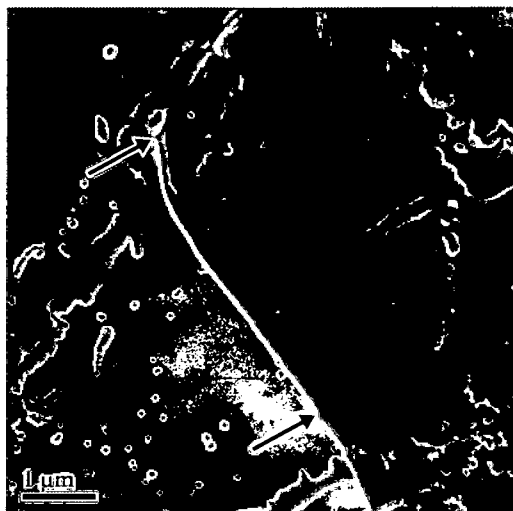


图 5 (b)



检验编号: MT2013-0514-B

Reference No:

检 验 报 告

Test Report

试 样 名 称 铝线
Name of products: _____
型 号 规 格 见备注
Type: _____
委 托 单 位 中南大学材料科学与工程学院
Consignor: _____
检 验 类 别 委托检验
Kind of test: _____

机械工业电工材料及特种线缆产品质量监督检测中心

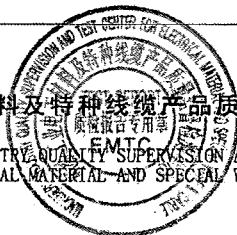
MACHINERY INDUSTRY QUALITY SUPERVISION AND TEST CENTER
FOR ELECTRICAL MATERIAL AND SPECIAL WIRE & CABLE

图 6

机械工业电工材料及特种线缆产品质量监督检测中心

检 验 报 告

第1页 共3页

试样名称	铝线						
型号规格	见备注		状态描述		银白色线状,符合测试要求		
检验类别	委托检验		检验编号		MT2013-0514-B		
委托单位	中南大学材料科学与工程学院		地 址		湖南长沙市麓山南路中南大学材料院		
生产单位	中南大学材料科学与工程学院		到样日期		2013年04月18日		
取样方式	自送	送样人	李红英	邮政编码	410083	电话号码	13973118109
检验依据	中南大学材料科学与工程学院提供的技术参数						
检验日期	2013年04月18日至2013年04月22日						
检验结论	来样所测3项性能均符合中南大学材料科学与工程学院提供的技术参数。						
备 注	样品型号规格为: $\phi 4 \times 1500\text{mm}$ 2#; $\phi 4 \times 1500\text{mm}$ 3#						
编 写	胡 勇		审 核		陆 斌		批 准
日 期	2013.4.22		日 期		2013.4.22		日 期

图 7

第3页 共3页

试样型号和规格: $\phi 4 \times 1500\text{mm}$ 3#			检验编号: MT2013-0514-B		
序号	检 验 项 目	单位	标准要求	检验结果	单项判定
1	导电率	%IACS	>61	62	✓
2	抗拉强度	MPa	≥ 160	170	✓
3	强度残存率 (230℃, 1h) —以下空白—	%	≥ 90	91	✓
注: “✓”表示该项目合格, “×”表示该项目不合格。					

图 8

检验编号: MT2013-0514-B

附页

序号	设备名称	设备编号	检定有效日期
1	数字电线电缆导线电阻测试仪	D142	2013年08月30日
2	外径千分尺	D135	2013年08月08日
3	微机控制电子万能试验机	J063	2013年05月11日

图 9

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2017/078007

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 21/00 (2006.01) i; H01B 1/02 (2006.01) i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C 21/-; H01B 1/-

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

DWPI, JPABS, SIPOABS, CNKI: aluminium, zirconium, iron, boron, lanthanum, rare earth, wire, Al, Zr, Fe, B, La, RE, cast, extrude, draw

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
PX	CN 105821253 A (CENTRAL SOUTH UNIVERSITY), 03 August 2016 (03.08.2016), description, paragraphs 0005-0028	1-15
X	CN 102978458 A (ANHUI JOY SENSE CABLE CO., LTD.), 20 March 2013 (20.03.2013), description, paragraphs 0006-0031, 0051, 0059-0063 and 0076	1-2
Y	CN 102978458 A (ANHUI JOY SENSE CABLE CO., LTD.), 20 March 2013 (20.03.2013), description, paragraphs 0006-0031, 0051, 0059-0063 and 0076	3-15
Y	CN 102760508 A (CENTRAL SOUTH UNIVERSITY et al.), 31 October 2012 (31.10.2012), claim 1	3-15
A	DE 2435456 A1 (SOUTHWIRE CO), 20 February 1975 (20.02.1975), the whole document	1-15
A	GB 1292508 A (SUMITOMO ELECTRIC INDS LT), 11 October 1972 (11.10.1972), the whole document	1-15
A	US 4182640 A (SUMITOMO ELECTRIC IND LT), 08 January 1980 (08.01.1980), the whole document	1-15

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☒ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	“T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	“X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date	“Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
“L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	“&” document member of the same patent family
“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search 13 June 2017 (13.06.2017)	Date of mailing of the international search report 30 June 2017 (30.06.2017)
Name and mailing address of the ISA/CN: State Intellectual Property Office of the P. R. China No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao Haidian District, Beijing 100088, China Facsimile No.: (86-10) 62019451	Authorized officer PENG, Min Telephone No.: (86-10) 62084744

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/CN2017/078007

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
CN 105821253 A	03 August 2016	None	
CN 102978458 A	20 March 2013	CN 102978458 B	01 October 2014
CN 102760508 A	31 October 2012	CN 102760508 B	28 May 2014
DE 2435456 A1	20 February 1975	DE 2435456 B2	23 February 1978
		JP S5070895 A	12 June 1975
		CA 1037742 A	05 September 1978
		GB 1475587 A	01 June 1977
		FR 2238998 A1	21 February 1975
GB 1292508 A	11 October 1972	CA 921732 A	27 February 1973
		JP S4833852 B1	17 October 1973
		JP S4833485 B1	15 October 1973
US 4182640 A	08 January 1980	GB 1430333 A	31 March 1976
		JP S525407 B2	14 February 1977
		CA 1031599 A	23 May 1978
		JP S503909 A	16 January 1975

国际检索报告

国际申请号

PCT/CN2017/078007

A. 主题的分类 C22C 21/00(2006.01)i; H01B 1/02(2006.01)i 按照国际专利分类(IPC)或者同时按照国家分类和IPC两种分类		
B. 检索领域 检索的最低限度文献(标明分类系统和分类号) C22C 21/-; H01B 1/- 包含在检索领域中的除最低限度文献以外的检索文献 在国际检索时查阅的电子数据库(数据库的名称, 和使用的检索词(如使用)) DWPI, JPABS, SIPOABS, CNKI: 导线、铝、铅、铁、硼, 铜, 稀土, 铸造, 挤压, 拉拔, wire, Al, Zr, Fe, B, La, RE, cast, extrude, draw		
C. 相关文件		
类 型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求
PX	CN 105821253 A (中南大学) 2016年 8月 3日 (2016 - 08 - 03) 说明书第0005-0028段	1-15
X	CN 102978458 A (安徽欣意电缆有限公司) 2013年 3月 20日 (2013 - 03 - 20) 说明书第0006-0031、0051、0059-0063和0076段	1-2
Y	CN 102978458 A (安徽欣意电缆有限公司) 2013年 3月 20日 (2013 - 03 - 20) 说明书第0006-0031、0051、0059-0063和0076段	3-15
Y	CN 102760508 A (中南大学 等) 2012年 10月 31日 (2012 - 10 - 31) 权利要求1	3-15
A	DE 2435456 A1 (SOUTHWIRE CO) 1975年 2月 20日 (1975 - 02 - 20) 全文	1-15
A	GB 1292508 A (SUMITOMO ELECTRIC INDS LT) 1972年 10月 11日 (1972 - 10 - 11) 全文	1-15
A	US 4182640 A (SUMITOMO ELECTRIC IND LT) 1980年 1月 8日 (1980 - 01 - 08) 全文	1-15
☐ 其余文件在C栏的续页中列出。 ☒ 见同族专利附件。		
* 引用文件的具体类型: “A” 认为不特别相关的表示了现有技术一般状态的文件 “E” 在国际申请日的当天或之后公布的在先申请或专利 “L” 可能对优先权要求构成怀疑的文件, 或为确定另一篇引用文件的公布日而引用的或者因其他特殊理由而引用的文件(如具体说明的) “O” 涉及口头公开、使用、展览或其他方式公开的文件 “P” 公布日先于国际申请日但迟于所要求的优先权日的文件 “T” 在申请日或优先权日之后公布, 与申请不相抵触, 但为了理解发明之理论或原理的在后文件 “X” 特别相关的文件, 单独考虑该文件, 认定要求保护的发明不是新颖的或不具有创造性 “Y” 特别相关的文件, 当该文件与另一篇或者多篇该类文件结合并且这种结合对于本领域技术人员为显而易见时, 要求保护的发明不具有创造性 “&” 同族专利的文件		
国际检索实际完成的日期 2017年 6月 13日		国际检索报告邮寄日期 2017年 6月 30日
ISA/CN的名称和邮寄地址 中华人民共和国国家知识产权局(ISA/CN) 中国北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088 传真号 (86-10)62019451		受权官员 彭敏 电话号码 (86-10)62084744

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2017/078007

检索报告引用的专利文件			公布日 (年/月/日)	同族专利	公布日 (年/月/日)
CN	105821253	A	2016年 8月 3日	无	
CN	102978458	A	2013年 3月 20日	CN	102978458 B 2014年 10月 1日
CN	102760508	A	2012年 10月 31日	CN	102760508 B 2014年 5月 28日
DE	2435456	A1	1975年 2月 20日	DE	2435456 B2 1978年 2月 23日
				JP	S5070895 A 1975年 6月 12日
				CA	1037742 A 1978年 9月 5日
				GB	1475587 A 1977年 6月 1日
				FR	2238998 A1 1975年 2月 21日
GB	1292508	A	1972年 10月 11日	CA	921732 A 1973年 2月 27日
				JP	S4833852 B1 1973年 10月 17日
				JP	S4833485 B1 1973年 10月 15日
US	4182640	A	1980年 1月 8日	GB	1430333 A 1976年 3月 31日
				JP	S525407 B2 1977年 2月 14日
				CA	1031599 A 1978年 5月 23日
				JP	S503909 A 1975年 1月 16日