

涂层导体用金属基带研究进展

张永军^{1,2}, 张平祥^{1,2,3}, 李成山¹, 郑会玲¹, 于泽铭¹, 卢亚锋¹

(1. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(2. 东北大学, 辽宁 沈阳 110004)

(3. 西部超导材料科技有限公司, 陕西 西安 710016)

摘 要: 目前, 低成本、高性能的 $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ 涂层导体制备技术已成为国际实用化高温超导材料的研究重点。由于金属基带的特性(织构、表面粗糙度等)直接决定了阻隔层的特性, 进而影响到YBCO层的超导性能。因此, 制备高质量的金属基带是涂层导体制备技术的关键核心技术之一。本研究对金属基带的性能、选材、制备技术以及国内外的研究状况给予了较系统的总结和评述, 并对其发展和应用前景进行了一些探讨。

关键词: 涂层导体; 金属基带; Ni 及其合金; 制备技术

中图法分类号: TM262

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)05-0935-06

YBCO高温超导材料由于自身的优点, 即在77 K 的液氮温区, 高不可逆场(7 T)、高的载流能力($10^5 \sim 10^7 \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$)、低交流损耗等, 一经发现即引起了人们的极大兴趣。众所周知, 高温超导体(包括YBCO)晶界上存在Josephson型弱连接, 限制了临界电流密度的提高。曾经围绕解决这一问题所做的种种努力发现, 可以通过减少或消除在传输电流路径上的大角晶界而改善。例如, 沿平行于a-b导电平面(Cu-O面)方向, 晶体实施择优取向, 即形成织构。然而, YBCO不具备BSCCO的物理冶金特性^[1], 热机械加工不能使这种超导体形成织构。20世纪90年代中期人们尝试在金属基带上采用涂层的方法制备短YBCO带材获得了成功, 临界电流密度达到了 $1 \times 10^6 \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ 。因此, 作为第二代高温超导带材的YBCO涂层导体(Coated Conductor, 简称CC)就引起了人们的广泛关注。此外, 由于涂层导体用基带材料可以由廉价金属代替, 这使得低成本、高性能涂层导体制备技术已成为目前国际实用化高温超导材料的研究热点。

从结构上看, 涂层导体分成4个子功能层: 基带, 阻隔层, YBCO层和保护层。基带的特性(织构、表面物理化学特性、表面粗糙度等)直接决定了阻隔层的特性, 进而影响到YBCO层的超导性能。因此, 制备具有锐利织构和良好表面特性金属基带是涂层导体制备技术的关键核心技术之一。本研究详细介绍了金属基带的性能、选材、制备方法以及国内外的研究现状,

在此基础上对其发展前景进行了一些探讨。

1 金属基带的性能与选材

根据应用的要求, 基带可以分为两类: 非传导性基带和金属基带。由于弹性和长度等方面的影响, 限制了非传导性基带(如陶瓷)的应用, 而金属基带则在制备具有柔韧性的长带材方面显示了明显的优越性。从实用化和规模化的角度考虑, 金属基带成为首选。

1.1 金属基带的性能

基带是涂层导体的载体。晶格匹配和适宜的晶体取向是HTSC薄膜外延生长的先决条件。另外, 影响基带选材的其它基本元素包括阻隔层和超导层的热膨胀系数、化学相容性和高温稳定性、绝缘性和磁性能、机械性能(如延展性和强度)、尺寸实用性(长度, 宽度和厚度)和规模化生产的价值因素等。

金属基带的磁性能是影响临界电流(J_c)的一个重要因素, 尤其是涉及到交流损耗。在交流磁场中, 超导线材的应用首选是低磁性或无磁性的金属基带。

金属基带具有足够的机械性能是必需的, 因为涂层导体的机械性能主要是由基带决定^[2], 而阻隔层、YBCO层和保护层对其机械性能的影响基本可忽略, 在外延沉积中和沉积后的各个工艺步骤中, 需要为导体提供足够的机械支撑; 此外, 金属基带厚度的减小, 有利于提高工程电流密度(j_e)^[3], 因此基带越薄(且牢固), 优越性越大。为此, 减小基带厚度, 提高强度且

收稿日期: 2008-05-18

基金项目: “863”探索导向类课题(K0706)

作者简介: 张永军, 男, 1981年生, 硕士生, 东北大学, 辽宁 沈阳 110004, E-mail: zhayojun@sohu.com; 通讯作者: 李成山, 教授, 电话: 029-86231079

不失机械稳定性是必要的。

金属基带的热膨胀系数与阻隔层和超导层的热膨胀系数相匹配是很重要的^[4]。根据当前的研究,金属基带的厚度通常在 50~100 μm 范围内,比 YBCO 层厚,甚至等于阻隔层与 YBCO 层之和。由于在基带和薄膜之间的初级模型没有大的不同,基带的热膨胀系数将决定整个线材的热膨胀系数。从机械的观点看,在冷却过程中,如果 YBCO 层和阻隔层产生轻微的压缩应力,那么产生裂缝的几率将减小。因此,理想金属基带的热膨胀系数应与薄膜的热膨胀系数相匹配或稍大于薄膜的热膨胀系数。

表面质量、像粗糙度、清洁度以及表面产生的晶界蚀沟,影响阻隔层和 YBCO 层的外延生长,进而影响临界电流密度^[5,6]。

综上所述,晶格匹配且具有适宜的晶体取向、低磁性或无磁性,热膨胀系数与阻隔层和超导层相匹配,具有高质量表面和足够机械强度的薄带是制备高性能 YBCO 带材的必要条件。

1.2 金属基带的选材

金属基带分为无织构型和织构型两大类。

1.2.1 无织构型金属基带

由于没有晶格匹配和晶粒择优取向(即织构化)的要求,因此选材范围非常广,然而,考虑到高抗氧化性的要求,可作为该类基带材料的主要有 Fe 基不锈钢和 Ni 基 Hastelloy 合金等材料。使用时,先在金属基带上沉积一层有取向的过渡层,通常采用粒子束辅助沉积 (IBAD) 或倾斜基片沉积技术 (ISD) (稍后详细介绍) 生成一层具有取向织构的氧化物,如氧化铈 (CeO_2),最后 YBCO 超导膜外延生长在织构的过渡层上。

1.2.2 织构型金属基带

织构型金属基带是将金属经过轧制变形和再结晶退火处理,使其具有强织构特性,将各种氧化物过渡层和 YBCO 超导膜外延沉积在基带上,通过织构金属基带的诱导而获得织构,即轧制辅助双轴织构技术 (RABiTS) (稍后详细介绍)。这一方法具有很好的实用前景而被各国所重视。

目前,此类基带材料主要集中在 Ag 及 Ag 合金、Ni 及 Ni 合金和 Cu 及 Cu 合金。此外还有 Fe 及其合金,但铁及其合金通常不考虑作为涂层导体的备选基带,因为易于在高温工艺中氧化。合金化的目的是降低基带的居里温度,降低交流损耗,同时提高基带的机械强度。然而,作为理想的金属基带材料,各类金属及其合金都不同程度的存在不足。

1.2.2.1 Ag 及 Ag 合金

Ag 的优点是不与超导层 (YBCO) 发生化学反应,

通常涂层导体用 Ag 织构基带不需要阻隔层,且 Ag 无磁性和无毒性。然而,其缺点是由于层错能低,导致 Ag 基带在加工过程中容易出现动态再结晶,这使得 Ag 基带很难获得高体积分数的立方织构。此外,Ag 熔点 (约 961 $^{\circ}\text{C}$) 低和退火后质地非常软,虽然其合金具有较高强度,但共熔点较低。因此,目前很少有研究小组选择 Ag 作为基带材料。

1.2.2.2 Ni 及 Ni 合金

在早期的发展中,纯 Ni 基带被广泛应用于制备涂层导体。纯 Ni 经大变形量冷轧和再结晶退火后非常容易形成锐利的双轴立方织构^[7],且不易变形,具有良好的抗氧化性,与 YBCO 晶格也较好的匹配。然而,纯镍的机械性能较差,强度不高;在常温下呈铁磁性 (居里温度 627 K,在 $T=0$ K 时的饱和磁化强度为 57.5 $(\text{A}\cdot\text{m}^2)\cdot\text{kg}^{-1}$),这使得涂层导体的交流损耗问题突出,限制了涂层导体的实际应用;在阻隔层和 YBCO 薄膜层的沉积工艺的温度范围内,纯 Ni 会出现异常晶粒生长,破坏立方织构^[8];Ni 与 YBCO 之间的相容性较差 (存在互扩散),影响 YBCO 的超导性能。而合金化是解决此问题的一种途径。Boer 和 Reger 等人^[9]研究了许多可能固溶到 Ni 中合金元素的成本、在 77 K 以下减小居里温度的能力以及形成锐利立方织构和保持面心立方结构的能力,发现 Cr、V 和 W 是 3 种较理想合金元素,其与 Ni 形成的合金具有和纯 Ni 同样锐利的立方织构。此外,试验结果表明,V,尤其是 Cr 合金成分可以显著减小居里温度并改善抗拉强度。因此,这些合金被广泛作为基带材料进行研究^[10,11]。A. Goyal^[12]、Y. L. Xu^[13]和 J. R. Thompson 等人^[14]研制出了 Ni-W 和 Ni-Cr 合金织构基带,改善了抗拉强度和并降低了磁性能。E. Varesi 等人^[15]研究发现,Ni-V、Ni-Cr 比 Ni-W 具有更高的孪晶和蚀痕密度;Ni-W 基带具有更高立方织构分数,制备的 2 G 带材具有高的临界电流密度 (J_c)。Ni-Fe 合金曾被报道具有敏锐立方织构并制作出作为商业应用的千米级长带^[16~21]。然而,由于其易氧化,Ni-Fe 合金通常不用来做涂层导体用基带。改善了屈服强度、磁性能和抗氧化性的三重合金 Ni-2%Fe-3%W 在 ORNL^[22]研制出来并被使用。Tuissi^[23]等人也研究了其它 Ni 基合金,如 Ni-Cr-W 和 Ni-Cr-V。

众多研究结果表明,Ni-W 合金是金属基带材料的最佳选择,受到广泛关注,原因是其具备以下几个优势: (1) 合金材料强度提高,机械性能更好; (2) 同其他 Ni 合金相比有更好的抗氧化性;剧烈冷轧和再结晶退火后出现强的立方织构^[24]; (4) 磁性很小^[25]。因此,使用 RABiTS 工艺制备的 Ni-W 基带更易于商业化生

产能在液氮温区(77 K)和高磁场中承载大电流的高温超导 YBCO 带材。

表 1 为 RABiTS 法制备 Ni 及其合金性能对比。对 NiW_x (x=0,2,3,5,6,7,7.5,9,10.5)的研究发现, 由表 1 和文献[29]得出, 随 W 成分的增加, 基带的屈服强度增加, 饱和磁感强度和居里温度降低, 通过外推法获得饱和磁感强度和居里温度为零的临界值 x_c 分别为 9.55at%, 9.75at%.; 当 W 含量>7.5at%时, 磁损可忽

略。当 W 含量>5at%时, 随 W 含量的增加, 立方取向晶粒的体积分数减小, 不能够获得锐利的立方织构, 这是由于轧制样品的 C 型织构向 B 型织构转变造成的^[25], 众所周知, 轧态织构中 B 型形变织构在再结晶退火后形成任意取向的晶核, 随 W 成分的增加, 增强了任意取向形核体积分数; 另一方面, 随 W 含量的增加, 堆垛层错能(SFE)的降低, 增加了再结晶孪晶密度^[30], 这种现象曾在实验中观察到^[25]。

表 1 RABiTS 法制备 Ni 及其合金性能对比
Table 1 Performance comparison of Ni and Ni alloys prepared by RABiTS process^[25-28]

Materials of substrate /at%	Cube texture sharpness/(°)	Curie temperature, T _c /K	Saturation magnetization, M/(A·m ²)·kg ⁻¹	Yield strength(0.2%), σ _{0.2} /MPa
Ni	9.5±1.15	627	57.7	34
Ni2W	4.73~5.57			
Ni3W	4.31~5.23	496	36.9	150
Ni5W	4.42~4.78	305	22.5	165
Ni6W		250		197
Ni7.5W	77%(Deviation frequency within 15°)	Neglectable(magnetic loss)		
Ni9W	45%(Deviation frequency within 15°)	Nonmagnetic		270
Ni10.5W		0		

从以上分析来看, W的含量以原子比为5%最佳; 事实也证明, 包括美国、日本在内的多家研究机构都是以Ni-5at%W合金作为基带材料。

1.2.2.3 Cu及Cu合金

由于Cu基带的非磁性、低成本以及高传导性引起人们的关注。Cu与Ni同为面心立方结构金属, 通过热-机械过程可以获得锐利的立方织构^[31,32]。但其抗氧化性差, 织构热稳定性比Ni和Ni基合金差; 机械强度低, 这正是生产长带材的障碍, 虽然Cu的合金强化或弥散强化可提高其机械强度, 但将降低其良好的传导性能。

综合各种基带材料利弊, 分析认为Ni及Ni合金是较理想的基带材料。

2 金属基带的制备技术

目前的基带制备工艺可分为两大类: 离子束辅助沉积技术(IBAD)和轧制辅助双轴织构技术(RABiTS)。

2.1 离子束辅助沉积(IBAD)技术

IBAD 是洛斯阿拉莫斯国家实验室(LANL)主要研发和使用的技术。其工艺过程是利用离子束轰击靶材, 将靶材蒸发并沉积到无择优取向的金属基底上, 同时利用辅助的离子束轰击沉积层, 通过控制粒子束的掠射角(一般约 55°), 使得沉积层形成立方织构, 再将 YBCO 沉积在其上。

IBAD技术对金属基带材料的选择没有特殊要求,

Ni合金和不锈钢都可作为基带材料, 这是该工艺的优点; IBAD技术的第二个优点是对金属基底的织构没有要求, 利用IBAD技术可以直接在随机取向的金属基带上制备立方织构的籽晶层, 形成具有立方织构的“模板”基带。目前采用IBAD技术制备的YSZ、GZO、MgO这3种种子层都具有很好的立方织构, 并在其上面外延生长了高质量的涂层导体。

但是, IBAD 技术是以高真空技术为基础, 因此该技术具有设备复杂、成本高的缺点。所以, 目前一般只利用 IBAD 技术制备籽晶层, 在籽晶层的基础上利用其它技术制备阻隔层。

2.2 轧制辅助双轴织构技术(RABiTS)

RABiTS 美国橡树岭国家实验室(ORNL)主要研发和使用的工艺。金属或合金在加工和热处理过程中, 晶体会产生择优取向, 称为加工织构和再结晶织构。一般情况下, 再结晶织构不同于加工织构。对于面心立方金属来说, 通过机械加工和再结晶热处理可以获得立方织构。RABiTS 技术正是以此为出发点, 通过大变形量加工和随后再结晶热处理获得具有织构的金属基带。其工艺为: 用轧制和再结晶退火方法将高纯 Ni 加工成具有立方织构的基带, 对于 Ni 及其合金, 最理想的织构是 {001}<100>立方织构。

其后再用脉冲激光沉积(PLD)或其它方法将阻隔层和 YBCO 外延沉积到此基带上。

由于该工艺采用的是低成本金属,如镍及镍合金等,因此 RABiTS 是一种低成本的基带制备工艺。

相对于 IBAD 技术而言,RABiTS 技术具有效率高、设备简单和成本低的优点,较 IBAD 技术更适宜于制备长金属基带。目前,RABiTS 技术是众多研究小组采用的基带制备技术。

此外,日本在 RABiTS 工艺基础上进行了改进,提出一种所谓的覆层合成技术:将 1 个中心金属棒插入 Ni 管或将 1 块中心金属板夹在 2 块 Ag 板之间,随后像 RABiTS 工艺一样进行冷轧和退火处理。中心金属通常具有高强度和良好机械性能,目的是改善基带性能,使其不失去最初带材外层的双轴织构^[33]。

除了上述两大类基带制备技术外,还有倾斜基片法(ISD技术)和SOE法基带制备技术。

ISD技术是指在无织构的Ni合金基底上以一特殊的角度真空沉积有织构的缓冲层,与IBAD技术相同点是以高真空技术为基础,因此缺点也是设备复杂,成本高;不同点在于ISD技术将阻隔层材料粒子沉积在倾斜放置的基带上,直接形成立方织构沉积层。

1998年,正如RABiTS方法可以使金属基带产生双轴织构一样,K. Matsumoto等^[34]发现了一种更直接的方法—表面氧化外延法(SOE法)。由于氧化物在金属基带表面形成的开始阶段,所生成的氧化物和基底金属之间存在外延关系,这种外延关系随着氧化物条件变化而变化,SOE法就是利用了这种关系,解决了在Ni基带表面生成双轴织构NiO层的问题。SOE法的优点是容易通过控制氧化作用产生与基带同织构的氧化物层(阻隔层),但此法的薄膜形成速度慢、生产率低、制备厚膜困难。

从低成本、规模化角度考虑,RABiTS是最具产业化前景的基带制备技术。

3 金属基带的研究现状^[35]

近年来,美国、日本、欧洲以及韩国均投入大量人力、物力、财力支持第 2 代超导带材的研究。美国、日本起步较早,在国际上处于领先地位。欧洲紧随其后。韩国起步较晚,但由于投入了充足的经费和在世界范围内引进高端人才,发展极为迅速。中国很早就开始第 2 代带材的研究,但是由于投入较少,和其他国家的差距较大。在基带的研发方面,美国一直遥遥领先。

美国国会在2001年批准了“加速涂层导体创新工程”(ACCI),该计划主要强调了Y系高温超导带材的重要性并制订了相应的电力工业长远规划,旨在推动高温超导在强电领域的发展、应用及产业化。美国国

会责成Los Alamos National Laboratory(LANL)和Oak Ridge National Laboratory(ORNL)负责该工程,协作单位主要有美国能源部所属各国家实验室、多所大学以及多个商业公司。ORNL实验室和AMSC公司合作,侧重于在RABiTS基带上制备Y系带材的研究。

ORNL 于 2003 年制备出了 1 cm 宽、千米级 Ni-W 合金基带,立方织构体积分数达近 100%,面内和面外织构都非常锐利(面内织构 FWHM $\sim$ 5°);2006 年,生产出 4 cm 宽、4 km 的 NiW 基带,将 1 cm 宽 RABiTS 模板(基带)的质量成功的过渡到 4 cm 宽的基带,且在 4 cm 宽的长带上采用辗到辗技术沉积阻隔层获得了高均匀织构。ORNL 高质量的长带生产对 AMSC 扩大化生产低成本、高性能的 2G 线材起了关键作用。2007 年,ORNL 的基带制备技术完全引入到 AMSC,使其生产出 4 cm 宽、1000 m 长的 Ni-W 基带,年产量将达到 720 km 的目标。从提高生产能力、降低成本方面考虑,宽度 >4 cm 的基带制备技术是必要的。AMSC 将着手置备设备,从 4 cm 宽逐步过渡到 10 cm 宽或更宽长带的生产。

在生产长带的同时,ORNL和AMSC等都在探索高强度、低磁性和具有锐利立方织构的基带,以此减小基带厚度、降低成本和减小交流损耗。目前,主要采用2种方法:合金化和复合化(复合基带)。合金化主要通过提高Ni-W合金中W的含量来实现,如Ni-9.3at%W合金。然而,高W含量会使层错能降低,轧制态织构发生改变,很难通过常规RABiTS工艺的再结晶退火获得立方织构,这就需要探索新处理工艺来获得织构。复合化是对双层或三层复合体进行轧制,随后退火处理(图1示)。

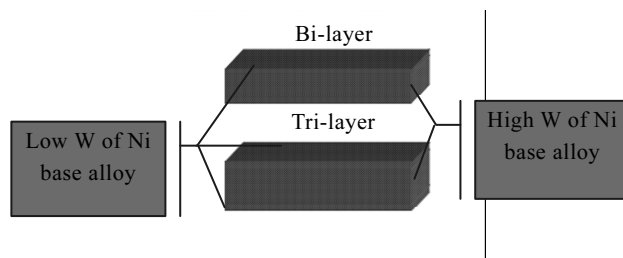


图 1 复合基带的结构模型

Fig.1 Structural model of composite substrate

V. Subramanya Sarma 等人^[35]研制了具有锐利立方织构和高强度的 Ni-4.5%W/Ni-15%Cr 双层复合基带,屈服强度达 ~ 200 MPa。Yue Zhao^[36]和 H. L. Suo^[37,38]等人研制了具有锐利立方织构和低磁性的 Ni-5at%W/Ni-12atW/Ni-5at%W 和 Ni5W/Ni9W/Ni5W 型三层复合基带。其中,前者的屈服强度超过了 320

MPa, 77 K 的饱和磁感强度为 $10.9(\text{A}\cdot\text{m}^2)\cdot\text{kg}^{-1}$, 仅为 Ni5W 基带的 41%; 后者屈服强度接近 200 MPa, 比 Ni5W 基带高 50 MPa, 77 K 的饱和磁化强度为纯 Ni 基带的 75% 和 Ni5W 基带的 40%, 并且适于 CeO_2 阻隔层的外延生长。众多研究发现, 复合基带显著提高了强度和降低成本, 并且都获得了锐利的立方织构。由此可见, 复合基带在强度和磁性方面比 Ni-5at%W 基带具有更大的优越性。

美国 LANL 实验室和 IGC—SuperPower 公司合作, 侧重于离子束辅助沉积 (IBAD) 技术的研究。近年来, 为 HTS 技术的商业化应用, ORNL 也与 SuperPower 合作发展 MOCVD 基 IBAD-2G 线材。

与 LANL 和 ORNL 的密切合作, 2006 年 SuperPower 制备出了 332 m 高质量的 IBAD MgO 基长带材, IBAD-MgO/homoepi MgO/LMO 基带获得了锐利、均匀的面内织构 (FWHM 为 6.8°), 沉积在 LMO/MgO/Hastalloy 基体上的高性能的线材其 J_c 达 $4.79 \text{ MA}/\text{cm}^2$ ($0.7 \mu\text{m}$), I_c 达 $557 \text{ A}/\text{cm-w}$ ($2.1 \mu\text{m}$)。

在高均匀、高质量的 IBAD MgO 基长带制备基础上, SuperPower 连续多年创造 2G 线材性能的世界纪录 (如表 2 所示), 迅速向低成本、高性能 2G 线材的制备迈进。

表 2 IGC-Super Power 第 2 代高温超导带材的研究进展

Table 2 Research progress of 2G HTS wires in GC-Super Power

Year	Buffered tape length/m	2G wire length/m	$I_c \times L/\text{A}\cdot\text{m}$
2005	210	207	22 000
2006	332	322	70 518
2007	500(plan)		

国内对 YBCO 的研究进展缓慢, 总体上还处于起步阶段, 尤其是高质量长带的开发和研制与国际上还有巨大差距。

4 金属基带的前景展望

基于 RABiTS 技术的低成本基带制备工艺, 除需要进一步提高强度和织构锐利度制外, 还需要开发宽带制备技术。为提高生产能力, 基带的宽化是主要途径, 即每根基带可以生产更多的线材; 基带宽度经历了 1 cm、4 cm、将逐渐过渡到 10 cm, 甚至更宽, 这也是 AMSC 等的计划。从提高高强度、降低磁性和减小基带厚度等方面考虑, 复合基带显示了其优越性, 是 Ni-5at%W 基带更合适的替代物, 这可能也是基带将来发展方向之一。

目前, 第 2 代 (Y 系) 高温超导带材研究进展很快。

以高生产能力、高质量的基带制备作为支撑, 作为在液氮温区实用的高温超导材料, 第 2 代超导线材将会推动超导技术在工业上的规模化应用。

参考文献 References

- [1] Li Chengren (李成仁) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 1999, 28(4): 193
- [2] Clickner C C et al. *Cryogenics*[J], 2006, 46: 432
- [3] De Boer B et al. *Physica C*[J], 2002, (372~376): 798
- [4] Klemenz Utke I C et al. *Journal of Crystal Growth*[J], 1997, 174(1~4): 806
- [5] He Q et al. *Physica C*[J], 1997, 275: 155
- [6] Gladstone T A et al. *IEEE Trans Appl Supercond*[J], 2001, 11: 2923
- [7] Norton D P et al. *Mater Sci Eng B*[J], 1998, 56: 87
- [8] De Boer B et al. *Acta Mater*[J], 2001, 49: 1421
- [9] De Boer B et al. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*[J], 2001, 11(1): 3477
- [10] Nekkanti R M. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*[J], 2001, 11(1): 3321
- [11] Thieme C L H et al. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*[J], 2001, 11(1): 3329
- [12] Goyal A et al. *Physica C*[J], 2001, 357: 903
- [13] Xu Y L et al. *Tsinghua Science and Technology*[J], 2003, 8(3): 342
- [14] Thompson J R et al. *Physica C*[J], 2002, 370: 169
- [15] Varesi E Celentano et al. *Physica C*[J], 2002, 372~376: 763
- [16] Rutter N A et al. *Journal of Materials Science Letters*[J], 1999, 18(20): 1661
- [17] Rutter N A et al. *Superconductor Science & Technology*[J], 2001, 14(9): 680
- [18] Rutter N A et al. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*[J], 2001, 11(1): 2730
- [19] Rutter N A et al. *Superconductor Science & Technology* [J], 2000, 13(11): L25
- [20] Tomov R I et al. *Superconductor Science & Technology*[J], 2002, 15(4): 598
- [21] Glowacki B A et al. *Journal of Materials Science*[J], 2002, 37(1): 157
- [22] Sathyamurthy S M et al. *Journal of Materials Research*[J], 2002, 17(6): 1543
- [23] Tuissi A et al. *Physica C*[J], 2002, (372~376): 759
- [24] Eickemeyer J, Selbmann D et al. *Physica C*[J], 2002, (372~376): 814
- [25] Subramanya Sarma V et al. *Scripta Materialia*[J], 2004, 50:

- 953
- [26] Kyu Tae Kim *et al.* *IEEE Trans.Appl.Supercond*[J], 2005, 15(2): 2683
- [27] Celentano G *et al.* *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*[J], 2003, 13(2): 2591
- [28] Yu Z M *et al.* *Materials Science Forum*[J], 2007(546~549): 1877
- [29] Ijaduola A O, Thompson J R *et al.* *Physica C*[J], 2004, 403: 163
- [30] Mahajan S *et al.* *Acta Materialia* [J], 1997, 45: 2633
- [31] Jin M *et al.* *Physica C*[J], 2000, 334(3~4): 243
- [32] Nast R *et al.* *Journal of Physics: Conference Series*[J], 2006, 43: 357
- [33] Watanabe T *et al.* *Physica C*[J], 2001, 357: 914
- [34] Matsumoto K *et al.* *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*[J], 1999, 9(2): 1539
- [35] Subramanya Sarma V *et al.* *Acta Materialia*[J], 2003, 51: 4919
- [36] Zhao Yue *et al.* *Physica C*[J], 2007(460~462): 1427
- [37] Suo Hongli *et al.* *Acta Materialia*[J], 2008, 56(1): 23
- [38] <http://www.ornl.gov/sci/htsc/publications.htm>, ORNL Peer Review Presentations and HTS Annual Reports

Research Progress on Metal Substrates for $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ Coated Conductor

Zhang Yongjun^{1,2}, Zhang Pingxiang^{1,2,3}, Li Chengshan¹, Zheng Huiling¹, Yu Zeming¹, Lu Yafeng¹

(1. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(2. Northeastern University, Shenyang 110004, China)

(3. Western Superconducting Technologies Co. Ltd., Xi'an 710016, China)

Abstract: Fabrication techniques of low-cost high performance $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ Coated Conductor have become the focus of practicable high temperature superconductor research, because the characteristics of metal substrates(texture, roughness of surface and so on) directly determine the characteristics of buffer layes, and further influence the superconducting performance of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ layer. Therefore, the preparation of high quality metal substrates is one of vital technologies for coated conductor. The performances, the choice of materials, preparation technology and the research status go of metal substrates at home and abroad are systematically summarized in the present paper. While the development and applicable prospects of metal substrates are also discussed.

Key words: coated conductor; metal substrates; Ni and Ni alloy; preparing technologies

Biography: Zhang Yongjun, Candidate for Master, Northeastern University, Shenyang 110004, P. R. China, E-mail: zhayoju@sohu.com;

Corresponding Author: Li Chengshan, Professor, Tel: 0086-29-86231079