

微波快速合成-烧结制备 ZrNiSn 半赫斯勒热电合金

雷 鹰^{1,2}, 李 雨¹, 徐 林¹, 程 诚¹, 王 蒙¹, 万润东³

(1. 安徽工业大学, 安徽 马鞍山 243002)

(2. 华中科技大学 材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074)

(3. 昆明理工大学, 云南 昆明 650504)

摘 要: 开展了 ZrNiSn 热电块体材料的微波快速合成-烧结研究, 并对样品的物相组成、电性能、热性能、微观结构和综合热电性能进行了测试和表征分析。相组成分析表明, 采用微波固相合成在 4~5 min 内即获得了单一相纯度很高的 ZrNiSn 合金, 但存在少量杂质 Sn; 合成样品经 30 min 微波烧结后, 部分 Sn 因二次反应而消除。电性能分析表明, 电阻率较高为 13.7~16.9 $\mu\Omega\cdot\text{m}$, 从而对功率因子产生较大影响, 功率因子最高为 1683 $\mu\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-2}$ 。热性能分析表明, ZrNiSn 样品的热导率随着温度升高而降低, 热导率最大为 4.288 $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, 晶格热导率仅为 2.86~3.96 $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, 热性能良好。微观结构分析表明, 微波烧结抑制了 ZrNiSn 晶粒长大, ZrNiSn 基体晶内和晶界分布有大量纳米晶粒, 绝大部分属于晶内析出, 且分布较均匀, 少部分分布在晶界。综合热电性能 ZT 值随测试温度的增加显著上升, 在 573~673 K 获得最大值 0.25。

关键词: 微波加热; ZrNiSn 半赫斯勒合金; 固相合成; 烧结; 热电性能

中图分类号: TG146.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)06-1565-06

热电材料是利用塞贝克 (Seebeck) 效应或帕尔贴 (Peltier) 效应实现热-电直接相互转换的能源材料^[1]。由于具有尺寸小、质量轻、可靠性强、环境友好、易集成和规模化等优点^[2], 热电材料在太阳能热电-光电复合发电、工业余热和汽车尾气余热发电、热电制冷等技术领域具有重要和广泛应用^[3]。

半赫斯勒合金属于面心立方的 MgAgAs 型晶体结构, 因含有费米能级带隙^[4], 而有不寻常的电输运和光学特性, 是极具发展潜力的高性能中温热电材料^[5]。MNiSn 基 ($M=\text{Ti, Zr, Hf}$) 合金在半赫斯勒系列材料中具有最好的热电性能^[6], 包括有较大的 Seebeck 系数、适中的电阻率以及热稳定性, 主要应用于中高温工业废热回收、汽车尾气的废热回收以及一些高灵敏度无振动的制冷仪器设备中。此外, 相比方钴矿等其他系列热电材料或者其他半赫斯勒材料, Ti、Zr、Ni、Sn 等元素丰度较大、性能稳定且无毒也是其优势之一, 因而成为近年来热电材料领域的重点研究对象。

MNiSn 基热电材料的合成通常采用电弧熔炼法^[7]、固相合成法^[8]、悬浮熔炼法^[9, 10]等, 其块体材料的传统制备路线为: 熔炼或固相合成-退火-热压烧结或放

电等离子体烧结。由于构成 MNiSn 基合金的元素之间熔点差异比较大, 在合成阶段很难获得较纯的单相 MNiSn, 合成时间长达 20 h~14 d^[7, 8], 同时需要经过退火来进一步纯化合金相和细化晶粒, 退火处理时间长达 3 h~7 d^[7, 9, 11, 12], 存在工艺复杂、生产难度大、生产周期长、成本昂贵等突出问题。

微波加热技术应用于材料领域的研究始于 20 世纪 80 年代^[13]。其独特的介电加热特性、快速加热能力、反向热梯度本质及可能存在的非热效应被广泛应用于材料合成、陶瓷烧结等领域。近 5 年来, 已有少数文献报道了微波在热电材料合成方面的研究, 涉及 half-Heusler 合金^[14, 15]、Pb-Te 合金^[16]、Si-Ge 合金^[17]、Mg-Si 合金^[18]、 $\text{In}_{0.2}\text{Co}_4\text{Sb}_{12}$ ^[19]等的微波固相合成-热压烧结/放电等离子体烧结制备和 Bi_2Te_3 ^[20]、 $(\text{Bi}_{0.2}\text{Sb}_{0.8})_2\text{Te}_3$ ^[21]、 $\text{Bi}_{0.49}\text{Te}_3\text{Sb}_{1.51}$ ^[22]等的机械合金化合成-微波烧结制备。这些工作或者在合成阶段采用微波加热, 或者在烧结阶段采用微波加热, 尚没有关于采用微波合成-微波烧结制备热电材料的报道。

本实验拟利用微波在材料合成和烧结过程中具有快速反应、抑制晶粒长大等特点, 开展 ZrNiSn 热电块

收稿日期: 2015-07-13

基金项目: 国家自然科学基金 (51304005, 51574134, 51574042, 51304004); 华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室开放基金 (P2016-14)

作者简介: 雷 鹰, 男, 1982 年生, 博士, 副教授, 安徽工业大学冶金工程学院, 安徽 马鞍山 243002, 电话: 0555-2311571, E-mail: leiyingahut@163.com

体材料的微波快速合成-烧结研究,并对样品的物相组成、热性能、电性能、微观结构和综合热电性能进行测试和表征分析,以探索微波在热电材料合成制备领域应用的可行性。

1 实验

样品制备过程所用到的原料包括 Zr 粉(99.95%, 48 μm)、Ni 粉(99.99%, 42 μm)、Sn 粉(99.9%, 75 μm)、SiC 粉(98%, 180 μm),上海晶纯生化科技股份有限公司。颗粒炭(98%, 270 μm),国药集团化学试剂有限公司。丙酮(化学纯, 500 mL)、乙醇(化学纯, 500 mL)、Ar 气(99.99%),武汉奥普化玻实验设备有限公司。其中 Zr 粉、Ni 粉、Sn 粉作为合成原料, SiC 粉和颗粒炭作为微波吸收体,丙酮为球磨添加剂,乙醇用来清洗石英管, Ar 气是球磨保护气。

按 1:1:1 计量称取金属粉,并在玛瑙研钵中混合均匀,混合时加入丙酮;将混匀的物料在电动粉末压片机(天津思创精实科技发展有限公司生产,型号 FDY-60)上进行冷压成形,压力 20 MPa;将冷压片置于石英管中,将石英管进行抽真空熔封,石英管内真空度小于 0.1 Pa;将密封后的石英管置于坩埚中,在坩埚内壁和石英管外壁之间均匀地铺上微波辅助吸收体,然后将上述坩埚整体置于微波炉(格兰仕 G70F20CN1L-DG(B0)型)内进行微波合成;将合成的样品先用玛瑙研钵破碎,再进行行星球磨(南大仪器 QM-3SP2 型),球磨罐中需加入适量的丙酮,并在球磨罐内充满 Ar;球磨后的样品放入真空干燥箱中进行干燥,将干燥后的样品进行二次冷压成形,成形压力 100~200 MPa;将合成后二次成形的样品置于石英管中抽真空熔封,并将反应管置于微波炉中进行烧结致密化;烧结的块状样品经过低速金刚石切割机切割(上海光学仪器厂生产,SYJ-150 型),并采用不同规格的砂纸打磨后进行微观结构表征和热电性能测试。

合成样品和烧结样品采用 X 射线衍射仪(日本岛津 XRD-6100 型)进行物相组成分析;烧结样品采用场发射扫描电镜(日本电子 JSM-7001F 型)进行微观结构分析。

对烧结样品进行切片、打磨、抛光,采用 Seebeck 系数/电阻分析系统(华中科技大学, Namicro-III 型)进行 Seebeck 系数和电导/电阻率测试;采用激光导热仪(德国 Linseis LFA-1000 型)进行热扩散率测试,根据公式 $\kappa = DdC_p$ 计算热导率,其中 D 为热扩散率, d 为样品密度, C_p 为比热;样品电子热导率根据公式 $\kappa_{el} = LT/\rho$ 计算^[23],其中 T 为温度, ρ 为电阻率, L 为洛伦兹数,金属通常可取洛伦兹数 $L = 2.45 \times 10^{-8} \text{ V}^2 \text{ K}^{-2}$ ^[9],

为了避免晶格热导率被低估,取 $L = 2.0 \times 10^{-8} \text{ V}^2 \text{ K}^{-2}$;样品晶格热导率根据公式 $\kappa_{lat} = \kappa - \kappa_{el}$ 计算。最后根据公式 $ZT = T(S^2\sigma)/\kappa$ 计算样品热电优值, S 为 Seebeck 系数, σ 为电导率, κ 为热导率, T 为绝对温度。

2 结果分析与讨论

2.1 物相组成分析

半赫斯勒合金制备过程中的关键之一在于合成过程中获得纯度较高的单一相组成。在一定功率密度下的微波合成过程中,微波辐射时间对合成过程有关键影响,由于合成过程不能直接测定样品温度,加热时间稍长或者稍短会导致合成相分解或难以获得纯度较高的单一相组成。

研究了微波合成时间 4~5 min 的样品 XRD 图谱,如图 1 所示。在微波辐射 4~5 min 的范围内物相成分变化都较小,相组成几乎为单一的 ZrNiSn,少量杂质相为 Sn。Sn 的存在原因较复杂,是高温合成 MNiSn 基半赫斯勒合金过程中难以避免的。原因之一可能是由于 Sn 的熔点很低(235 °C),在高温合成的过程中会很快熔化变成液态,液态 Sn 在样品空隙中流动,可能会在某处富集,当大部分 Sn 与 Zr、Ni 进行化合后,反而造成剩下的少量 Sn 的进一步扩散困难。另一个原因在于,在合成过程中少量半赫斯勒相分解成全赫斯勒相^[15]。

Sn 作为杂质存在,其有利的一面在于提供电离杂化载流子,表现为提高材料的电导率,不利的一面在于当杂质含量较多时将产生负面影响。可以通过 72 h 以上的退火来消除杂质 Sn^[11],或通过烧结阶段二次反应来降低其含量。

图 2 为 ZrNiSn 微波烧结前后的 XRD 图谱,烧结时间 30 min。从图中可以看出,ZrNiSn 微波烧结后的样品在主相各峰上并没有发生变化,烧结过程温度估

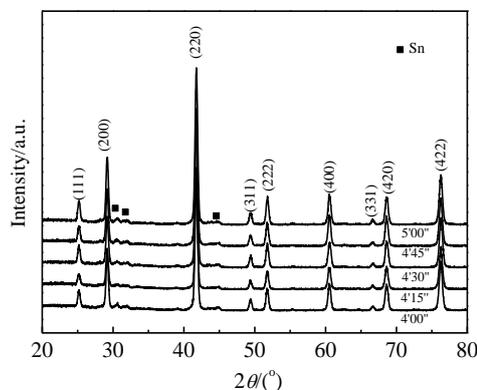


图 1 不同微波合成时间的 ZrNiSn 样品 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of ZrNiSn samples synthesized at different microwave radiation time

计为 850 °C 左右（通过测量吸波基体升温曲线），表明在这个温度范围内进行烧结不会导致 ZrNiSn 的分解。烧结后样品中杂质 Sn 相仍然有极少量存在，但相比烧结前样品其衍射峰强度有明显降低，表明烧结过程二次反应能在一定程度上消除该杂质。

2.2 电性能分析

将烧结块体切成长度大于 14 mm 的长方形块体材料，进行 Seebeck 系数和电阻率的测试，结果如图 3 所示。所制备的 ZrNiSn 为 N 型半导体合金，其 Seebeck 系数为负值，随着温度的升高其值呈现先增大后降低的变化趋势，在 573 K 其绝对值达到最大，并在较宽的温度范围内（523~723 K）保持一个较大的 Seebeck 电势。Seebeck 系数先随温度升高而增大，是因为化学势下降，这是简并半导体常见的现象。根据材料电性能与费米能级的关系，在有效质量和温度一定的情况下，载流子浓度越大，Seebeck 的绝对值越小。当温度超过一定值时，随着测试温度提高，晶格振动加剧，本征激发显著增强，载流子浓度迅速增大，导致 Seebeck 系数显著降低。

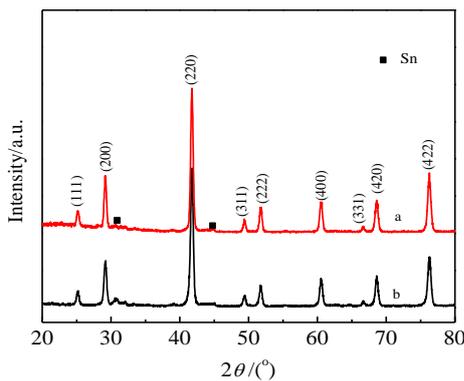


图 2 ZrNiSn 微波烧结前后的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of ZrNiSn samples before (a) and after (b) microwave sintering

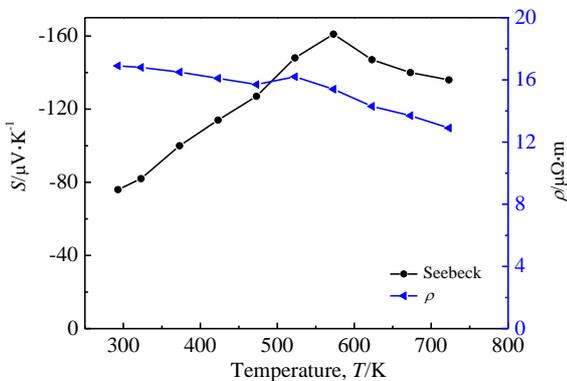


图 3 ZrNiSn 块体电性能随温度变化关系

Fig.3 Variation of electrical properties of ZrNiSn with temperature

图 3 中 ZrNiSn 电阻率随温度变化的趋势为先平缓降低，在 473~523 K 略有上升，之后随温度升高显著降低。根据固体物理知识，电阻率与载流子浓度和载流子迁移率成负相关关系，在较低温度段时（图中室温~473 K），本征激发可忽略，载流子主要由杂质 Sn 和其他 XRD 未检出杂质电离提供，它随温度上升而增加，同时散射主要由杂质电离决定，迁移率也随温度增加而增大，因此电阻率随温度升高而降低，本实验样品中由于杂质 Sn 含量很少，因此电阻率降低平缓；随着温度继续升高（图中 473~523 K），杂质全部电离，此时本征激发还不十分显著，载流子基本不随温度变化，晶格散射振动上升为主要矛盾，迁移率随温度升高而降低，因此电阻率反而略有升高；当测试温度继续升高（图中 523~723 K），本征激发显著增强，大量本征载流子的产生远远超过迁移率的减少对电阻率的影响，电阻率随之显著降低。本样品没有进行霍尔效应测试，但从实验结果来看，电阻率变化趋势符合有杂质存在时电阻率随温度变化的趋势。

功率因子 $S^2\sigma$ 是衡量电性能的综合指标，图 4 为 ZrNiSn 功率因子随温度变化趋势，表现为随温度升高先增加后降低，最大值为 $1683 \mu\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-2}$ 。在本征激发段，增强晶格振动、提高载流子浓度可以显著提高导电性，但同时会导致 Seebeck 系数显著降低，由于功率因子与其平方成正比关系，因此获得优异的综合电性能指标的关键在于控制热电材料相组成、调节其微观结构并获得最佳载流子浓度。由于样品电阻率较高，本工作获得的功率因子与文献[9, 14, 15, 24]相比还有一些差距。

2.3 热性能分析

对 ZrNiSn 热电块体进行了热导率测试，结果如图 5 所示。 κ_t 是总热导率， κ_{el} 是电子热导率， κ_{lat} 是晶格热导率，各项计算方法见实验说明部分。图 5 显示，微波烧结 ZrNiSn 样品的总热导率随着温度升高逐渐

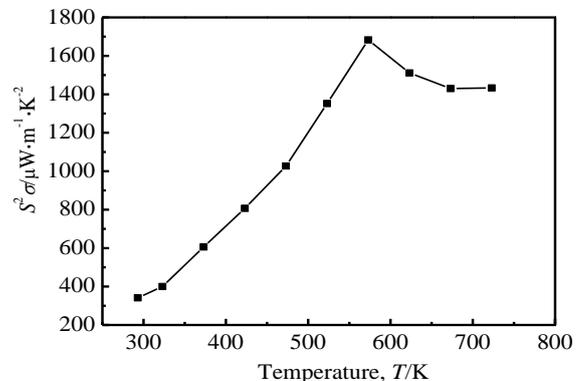


图 4 ZrNiSn 块体的功率因子随温度变化关系

Fig.4 Variation of power factors of ZrNiSn with temperature

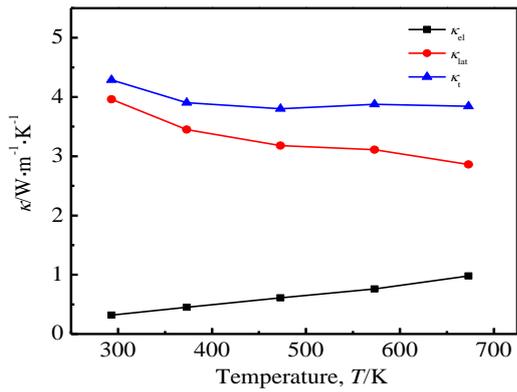


图 5 ZrNiSn 热导率随温度变化关系

Fig.5 Variation of thermal conductivities of ZrNiSn with temperature

降低，室温下的热导率仅为 $4.288 W m^{-1} K^{-1}$ ，较其他烧结制备的材料要低约 30%。当温度超过 473 K，总热导率下降趋势并不明显，这是由于随着导电性增加，电子热导率逐渐升高造成的。晶格热导率的变化趋势呈现出单一的较显著下降，无论是本征激发温度之前的离子杂化散射还是当温度超过本征激发温度后产生的声子散射增强，其结果都是导致晶格热导率下降。值得注意的是，本研究获得的晶格热导率仅为 $2.86 \sim 3.96 W m^{-1} K^{-1}$ ，显著低于已报道文献[25, 26]，与 T. J. Zhu [9, 10]和 C. S. Birkel [14, 15]报道的晶格热导率相当，这对获得高的综合热电性能有利。

2.4 微观结构分析

采用透射电镜对 ZrNiSn 烧结样品的微观结构进行了表征，见图 6a~6c 所示。图 6a 示出 ZrNiSn 块体经烧结致密化后颗粒生长、晶界、烧结孔隙以及 ZrNiSn 晶内析出纳米晶的微观形态，该微观形态符合微波烧结的特点，即由于微波烧结升温速率大、烧结时间短，烧结晶粒不易长大，并导致晶界多而稍显杂乱，烧结颗粒趋向均匀，空隙较圆；图 6b 较 6a 更清晰的示出 ZrNiSn 颗粒、晶粒晶界和晶内析出，ZrNiSn 颗粒尺寸在 $10 \sim 15 \mu m$ ，烧结界面呈清晰熔渗状，纳米晶晶内析出形态清晰可见，晶粒尺寸约为几十纳米到 300 nm；图 6c 清晰示出纳米晶晶内和晶界析出的形态，ZrNiSn 晶内析出的晶粒尺寸小于晶界析出晶粒，从数量上统计则析出的绝大部分纳米晶属晶内析出。

这样的微观结构有利于降低材料晶格热导率，从而提高材料综合热电性能。晶格热导率的大小取决于声子散射机制，即材料晶体中诸如替位、反位等原子尺度缺陷。当材料特征尺度降低至电子或声子波长附近时，材料内部的电子结构和散射机制会发生变化，

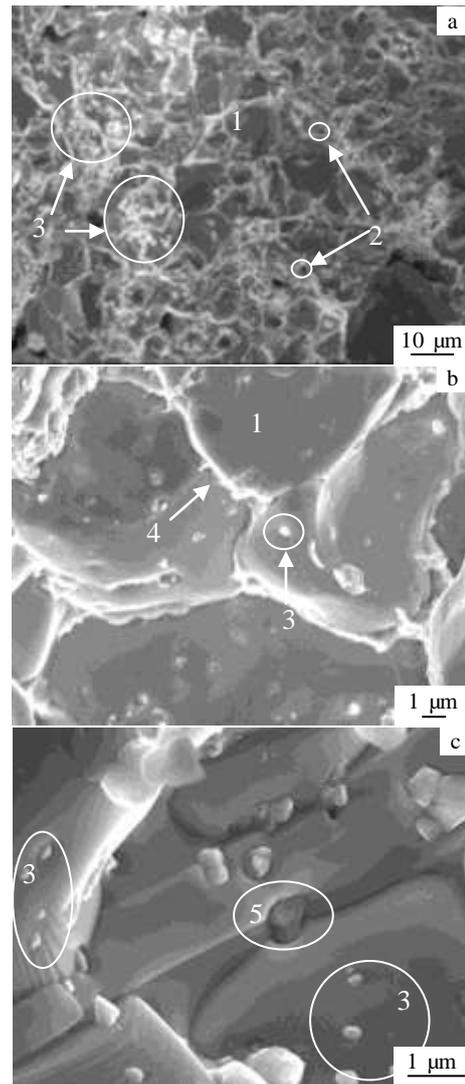


图 6 ZrNiSn 微波烧结样品微观结构

Fig.6 Microstructures of sintered ZrNiSn sample with different magnification (a) 1-ZrNiSn particle; 2-Hole; 3-Intragranular precipitation of nanocrystalline; (b) 1-ZrNiSn particle; 3-Intragranular precipitation of nanocrystalline; 4-Grain boundary; (c) 3- Intragranular precipitation of nanocrystalline; 5-Grain boundary precipitation of intragranular

分散在基体中的纳米相和纳米晶界则能有效散射声子，表现出低维结构中特有的量子限域效应和界面效应。在不采取掺杂取代以及机械混入纳米颗粒的情况下，在合成阶段抑制晶粒长大，在烧结阶段原位析出纳米和亚微米级的孔隙、析出物，最大可能抑制晶粒长大是获得较小晶格热导率的前提，采用微波合成和微波烧结可以达到这样的目的[14, 18, 20, 22]。

当纳米颗粒含量较高且分散不均匀时，纳米颗粒

大量聚集在晶界上,反而会降低载流子迁移率,从而增加材料电阻率。因此,在进行微观结构调控时,需从材料电输运和热输运两方面进行考虑,尽可能的控制纳米析出物较均匀的分布在晶粒内部,改善晶格热导率的同时,最大限度的降低对电性能的负面影响。

2.5 热电优值

ZrNiSn 块体的热电优值随温度变化趋势如图 7 所示。ZT 值随测试温度的增加显著上升,在 573~673 K 获得最大值 0.25,该温度段正好是 ZrNiSn 热电材料的应用温度范围。

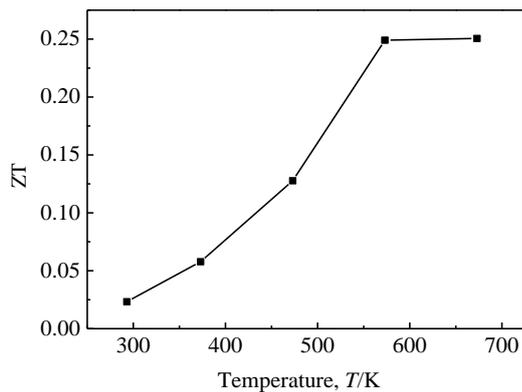


图 7 ZrNiSn 块体热电优值随温度变化关系

Fig.7 Variation of thermoelectric figure of merit of ZrNiSn bulk with temperature

3 结 论

1) 采用微波固相合成在 4~5 min 内即获得了单相纯度很高的 ZrNiSn 合金,并采用微波烧结 30 min 制备出致密度良好的热电块体,相比传统制备路线,微波加热极大程度缩短合成时间,无需退火。

2) 制备的 ZrNiSn 热电块体在热性能方面显著优于文献报道,主要归因于微波烧结过程中抑制了 ZrNiSn 晶粒长大,并在基体晶内和晶界析出大量纳米晶,强化量子限域效应和界面效应,增强了热电材料声子散射。

3) 由于样品电阻率较高,其综合电性能稍低于文献报道。从固体物理学角度分析,可以通过以下措施获得综合电性能的改进:进一步提高样品致密度,降低微米级孔隙对载流子迁移率的影响;调节微观结构,减少较大尺寸晶粒在晶界聚集析出;在 Sn 位进行导电性优良元素的掺杂取代(比如掺杂 Sb、Pb),通过引入杂化载流子,降低电阻率。

参考文献 References

- [1] Mahan G, Sales B, Sharp J. *Phys Today*[J], 1997, 50(3): 42
- [2] Snyder G J, Toberer E S. *Nat Mater*[J], 2008, 7(2): 105
- [3] Riffat S B, Ma X. *Appl Therm Eng*[J], 2003, 23(8): 913
- [4] Uher C, Yang J, Hu S *et al.* *Phys Rev B*[J], 1999, 59(13): 8615
- [5] Aliev F G, Brandt N B, Moshchalkov V V. *Z Phys B-Condensed Matter*[J], 1989, 75(2): 167
- [6] Xie W J, Weidenkaff A, Tang X F. *J Nanomater*[J], 2012, 2(4): 379
- [7] Kim S W, Kimura Y, Mishima Y. *Intermetallics*[J], 2007, 15(3): 349
- [8] Makongo J P A, Misra D K, Zhou X *et al.* *J Am Chem Soc*[J], 2011, 133(46): 18 843
- [9] Yu C, Zhu T J, Shi R Z *et al.* *Acta Mater*[J], 2009, 57(9): 2757
- [10] Xie H, Wang H, Pei Y *et al.* *Adv Funct Mater*[J], 2013, 23(41): 5123
- [11] Matsubara M, Azuma H, Asahi R. *J Electron Mater*[J], 2011, 40(5): 1176
- [12] Balke B, Barth J, Schwall M *et al.* *J Electron Mater*[J], 2011, 40(5): 702
- [13] Baghurst D R, Chippindale A M, Mingos D M P. *Nature*[J], 1988, 332(6162): 311
- [14] Birkel C S, Zeier W G, Douglas J E *et al.* *Chem Mater*[J], 2012, 24(13): 2558
- [15] Birkel C S, Douglas J E, Lettiere B R *et al.* *Phys Chem Chem Phys*[J], 2013, 15(18): 6990
- [16] Hmood A, Kadhim A, Hassan H A. *J Alloy Compd*[J], 2012, 520: 1
- [17] Cheng J, Agrawal D, Zhang Y *et al.* *J Alloy Compd*[J], 2010, 491(1): 17
- [18] Savary E, Gascoin F, Marinel S. *Dalton T*[J], 2010, 39(45): 11 074
- [19] Biswas K, Muir S, Subramanian M A. *Mater Res Bull*[J], 2011, 46(12): 2288
- [20] Yang F, Rong Z, Cai X *et al.* *Ceram Int*[J], 2015, 41(5): 6817
- [21] Kim-Hak O, Soulier M, Szkutnik P D *et al.* *Powder Technol*[J], 2012, 226: 231
- [22] Delaizir G, Bernard-Granger G, Monnier J *et al.* *Mater Res Bull*[J], 2012, 47(8): 1954
- [23] Toberer E S, Zevalkink A, Snyder G J. *J Mater Chem*[J], 2011, 21(40): 15 843
- [24] Jung D, Kurosaki K, Kim C *et al.* *J Alloy Compd*[J], 2010, 489(2): 328
- [25] Han H X, Cui Y, Bin H *et al.* *J Electron Mater*[J], 2012, 41(6): 1826
- [26] Kimura Y, Ueno H, Mishima Y. *J Electron Mater*[J], 2009, 38(7): 934

Rapid Microwave Synthesis and Sintering of ZrNiSn Half-Heusler Thermoelectric Alloy

Lei Ying^{1, 2}, Li Yu¹, Xu Lin¹, Cheng Cheng¹, Wang Meng¹, Wan Rundong³

(1. Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, China)

(2. State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

(3. Kunming University of Science and Technology, Kunming 650504, China)

Abstract: The rapid microwave synthesis and sintering of ZrNiSn bulk was studied. The phase composition and microstructure of samples were characterized by X-ray diffractometer (XRD) and transmission electron microscope (TEM), respectively. The thermoelectric properties *i.e.* Seebeck coefficient (S), electrical resistivity (ρ), and thermal conductivity (κ) were measured through Seebeck coefficient/resistance analysis system (S/RAs) and laser flash thermal analyzer (LFT). The results show that a relatively high purity single phase of ZrNiSn alloy is synthesized within 4~5 min in microwave field, and a small amount of impurity Sn is almost eliminated by 30 min microwave sintering via secondary reaction. The variation trends of S , ρ and power factor with temperature were analyzed. The electrical resistivity is relatively high, 13.7~16.9 $\mu\Omega\cdot\text{m}$. The highest power factor is 1683 $\mu\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\text{K}^{-2}$, lower than the previously reported, which should be attributed to the high electrical resistivity. The thermal conductivity is decreased with temperature, and its maximum value is 4.288 $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\text{K}^{-1}$. The lattice thermal conductivity is merely 2.86~3.96 $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\text{K}^{-1}$. The microstructure analysis shows that the growth of ZrNiSn grain is inhibited during microwave sintering. A large number of nanometer grains are precipitated in the interior of ZrNiSn grain and on the boundary. The calculated thermoelectric figure of merit (ZT) is rapidly increased with temperature, and a maximum ZT of 0.25 is achieved at 573~673 K.

Key words: microwave heating; ZrNiSn half-heusler alloy; solid-state synthesis; sintering; thermoelectric property

Corresponding author: Lei Ying, Ph. D., Associate Professor, School of Metallurgy Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, P. R. China, Tel: 0086-555-2311571, E-mail: leiyingahut@163.com