

含分散第二相粒子的离子导体 AgI 的电学性质¹⁾

赵宗源 王超英 陈立泉

(中国科学院物理研究所)

1983年8月24日收到

提 要

测量了纯 AgI 和 AgI 含分散第二相粒子(简称 DSPP) η - Al_2O_3 ($0.05\mu\text{m}$) 和 γ - Fe_2O_3 ($0.6\mu\text{m}$) 的电导率随成分和温度的变化。 β -AgI 的电导率随加入第二相粒子含量的增加而明显增加, 大约在 40—50mol% 时电导出现极大值。室温下含 DSPP 的电导率比纯 AgI 增加二到三个数量级。含 DSPP 的 α -AgI 电导率降低, 激活能增加。电导率测量和差热分析(DTA)表明第二相的加入明显地影响 AgI 从 α 相到 β 相的相转变温度, AgI (η - Al_2O_3 , 50mol%) α 相到 β 相的转变温度比纯 AgI 低 17°C 。室温下对 AgI(γ - Fe_2O_3 , 50mol%) 的直流极化实验表明电子电导是 n 型导体, 电子电导率与总电导率相比可以忽略。

一、引 言

1973年 Liang^[1] 首先发现在普通离子导体 LiI 中加入 35—45mol% 绝缘体的 Al_2O_3 后, 其室温锂离子电导率比纯 LiI 提高了二个数量级, 而电子电导率并没有增加。由于 Al_2O_3 并未溶入 LiI 中, 它也没有与 LiI 反应形成任何新相, 因此人们把它称为分散的第二相粒子(简称 DSPP)。

近几年来, 这种绝缘的第二相粒子使普通离子导体的离子电导率大大增加的现象受到人们的广泛重视, 已开展了多方面的实验研究^[2-6], 以期弄清这一现象的实质。同时, 利用这一现象的应用研究也在进行, 例如, 国外已作出用 LiI(Al_2O_3) 作固体电解质的全固态贮能电池雏形^[7]。

但是, 就作者所知, 迄今为止, 已报道的都只是用不同颗粒度的绝缘材料如 Al_2O_3 和 SiO_2 等作为第二相, 所选择的基质材料都局限于离子电导率较低的普通离子导体, 而没有注意分散第二相粒子对离子电导率已经很高的快离子导体的影响。除了研究第二相对电导率的影响外, 很少研究对基质材料的其他性质例如相变的影响。在解释第二相使离子电导率增加的原因时都认为是由基质材料和分散第二相粒子之间的界面效应造成的。对

1) 本文曾在第二届全国快离子导体学术讨论会上宣读。

于除了界面效应外,是否还有体效应,目前尚无实验证据. 这些都是本文试图要涉及的方面. 我们选择 AgI 作为基质材料,除用绝缘体 Al_2O_3 外,还用半导体 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 作分散的第二相粒子. AgI 在 147°C 附近经历一个一级相变,由低温的普通离子导体相 (β -相)转变到高温的快离子相 (α -相),因而它是为了达到我们研究目的的很理想材料. 选择 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 作为第二相的目的还在于便于对 AgI ($\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$) 体系进行 Mössbauer 谱研究,关于这一部分将另外报道.

二、实 验

1. 样品制备

用纯度 99.5% 的 AgI 作基质材料, $\eta\text{-Al}_2\text{O}_3$ ($0.05\mu\text{m}$) 和 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ ($0.6\mu\text{m}$) 分别作为第二相,以不同的克分子百分数弥散于 AgI 中,用 $8\text{t}/\text{cm}^2$ 的压强压成圆柱片,然后密封于经过液氮冷阱抽空的硬质玻璃管中,在 600°C (AgI 的熔点为 556°C) 热处理两小时,快速冷却到室温. 由于熔体对 Al_2O_3 的浸润作用,因此样品片仍然保持原来的形状.

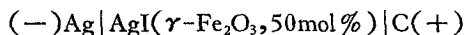
我们曾采用过编号为 8200, 8201 和 820308 三种 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 作第二相,经 600°C 热处理后,由差热分析和磁性实验表明只有 8200 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 仍然保持 γ 相,后两者均已转变成 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, 因此,这里仅仅讨论 8200 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 作第二相的结果.

2. 电导测量

将上述方法制成的样品圆柱片捣碎研磨后,放入直径 6mm 的压模中稍加压力初步成型,把适量高纯银粉 (99.99%) 倒在样品两端,然后以 $8\text{t}/\text{cm}^2$ 压强压在一起,作成 $\text{Ag}|\text{AgI}(\text{DSPP})|\text{Ag}$ 的测试样品. 将这样的样品安装在测试盒中,用铜丝作电极引线,然后把此测试盒置于能抽真空的测试管中. 使用 R-277 型交流阻抗电桥,在 100kHz 的固定频率下, $20\text{--}200^\circ\text{C}$ 的温度范围内测量样品的总电导率.

3. 直流极化测量

电子电导的测量是用 Wagner^[8] 的极化方法进行的. 极化测量电池构成如下:



活性碳粉作阻塞电极,银粉 (99.99%) 作可逆电极,用标准电阻与上述被测量电池串联,并加一恒电势源构成回路,样品两端的极性是银电极为负,碳电极为正. 分别采用 Keithley 191 和 192 数字多用表测量样品两端和标准电阻两端的电压,由标准电阻两端的电位降来计算流经样品的电流.

三、结果与讨论

1. 电导率与温度的关系——分散的第二相对 AgI 相变的影响

在 $20\text{--}200^\circ\text{C}$ 温度范围内分别测试了纯 AgI 和第二相 ($\eta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 或 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$) 含量不同的各种 AgI 样品的电导率,结果示于图 1 中. 为了清楚起见,图 1 中只给出了纯 AgI

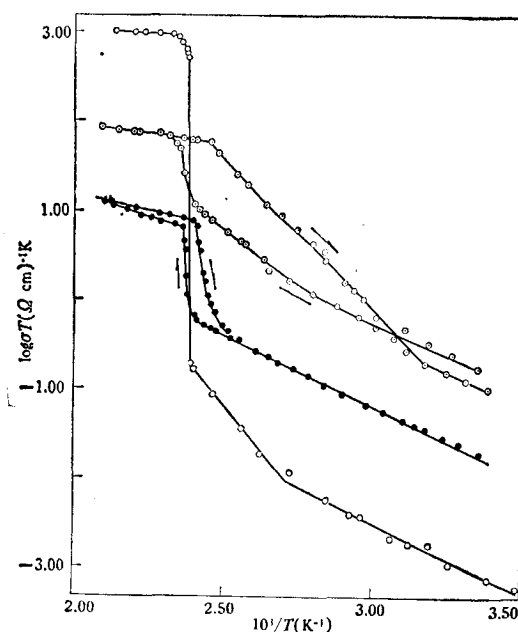


图 1

○——纯 AgI; ○——AgI(50mol% η -Al₂O₃); ●——AgI(50mol% γ -Fe₂O₃)

样品和含 η -Al₂O₃ 或 γ -Fe₂O₃ 各为 50mol% 的 AgI 样品的 $\log \sigma T$ 随 $1/T$ 的变化曲线, 图 1 中箭头指明了升降温方向. 纯 AgI 样品电导率突变与 147°C 的普通离子相 (β 相) 到快离子相 (α 相) 的一级相变相对应. 在相变温度附近 $\log \sigma T$ 相对于 $1/T$ 的曲线出现迴线, 但宽度很窄, 只有 3°C 左右, 图 1 中没有画出, 在升降温循环中得到的数值是重合的. 而对于含分散第二相粒子的 AgI 样品, 在升降温循环中出现了明显的电导率迴线, 尤以 AgI(η -Al₂O₃) 系列样品更为明显. 第二相粒子对 AgI 从 β 相到 α 相的相转变温度影响不太大, 却使 α 相到 β 相的转变温度降低了. 同时电导率随温度的变化已不再是明显地突变, 而是平滑地变化. AgI(γ -Fe₂O₃) 系列其他样品的 $\log \sigma T$ 相对于 $1/T$ 曲线也出现类似的情况, 只是迴线宽度不同. 图 2 示出了 AgI(η -Al₂O₃) 系列样品从 α 相到 β 相的相变滞后温度 ΔT 与第二相含量之间的关系. 除了由电导率测量得到的 ΔT 数据外, 用差热分析得到的数据也一并示于图 2 中, 这两种方法得到的结果符合得比较好. 可以看出随着第二相粒子含量的增加, ΔT 逐渐增大, 但并非直线关系, 当 η -Al₂O₃ 含量为 50mol% 时, AgI 由 α 相到 β 相的相变温度降低了大约 17°C.

上述的现象很可能表明分散的第二相粒子除影响两相界面的性质外, 还对基质材料 AgI 的体性质产生了重要影响. 在对 AgI(γ -Fe₂O₃) 系列样品进行的 Mössbauer 谱研究中, 已得到了更肯定的结论.

2. 电导率与第二相含量的关系——第二相对普通离子相和快离子相的不同影响

图 3 给出了 50°C 时 β -AgI(η -Al₂O₃ 和 γ -Fe₂O₃) 的电导率与第二相含量的关系. 随

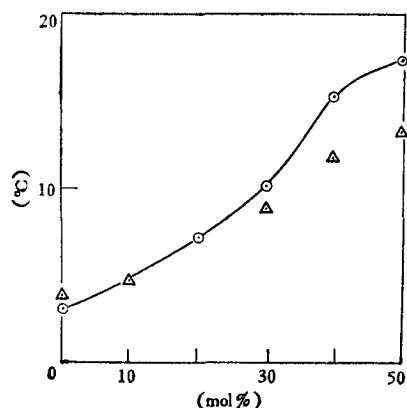


图 2

○——电导率数据；△——差热分析数据

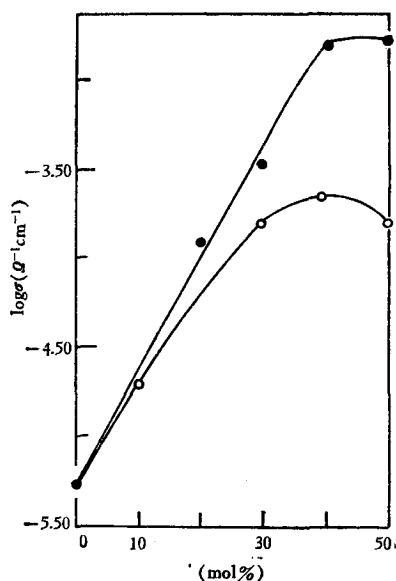


图 3

●—— η - Al_2O_3 样品；○—— γ - Fe_2O_3 样品

随着第二相 η - Al_2O_3 或 γ - Fe_2O_3 含量的增加,电导率急剧增加,并在 40—50mol% η - Al_2O_3 或 γ - Fe_2O_3 附近出现极大值. 与纯 β - AgI 相比较,极大值处含 η - Al_2O_3 和 γ - Fe_2O_3 的样品在 50℃ 时的电导率分别增加了 327 倍和 28 倍,表观电导激活能随第二相含量的增加而降低. 表 1 列出了含第二相粒子的 β - AgI 样品的有关数据.

表 1 β - $\text{AgI}(\eta$ - Al_2O_3 或 γ - Fe_2O_3) 的电导率和表观激活能

样品系列	第二相含量 (mol%)	50℃ 时电导率 ($\Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$)	表观电导激活能	
			(eV)	T(℃)
纯 β - AgI	0	5.2×10^{-6}	0.41	20—100
β - $\text{AgI}(\eta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3)$	20	1.3×10^{-4}	0.38	20—110
	30	3.8×10^{-4}	0.32	20—110
	40	1.6×10^{-3}	0.31	20—120
	50	1.7×10^{-3}	0.31	20—120
β - $\text{AgI}(\gamma$ - $\text{Fe}_2\text{O}_3)$	10	2.0×10^{-5}	0.34	20—100
	30	1.5×10^{-4}	0.29	20—100
	40	2.2×10^{-4}	0.28	20—120
	50	5.2×10^{-4}	0.28	20—120

表面上看,与 γ - Fe_2O_3 相比, η - Al_2O_3 使 β - AgI 的电导率有更大的增加,但是 η - Al_2O_3 的平均颗粒大小为 $0.05\mu\text{m}$,而 γ - Fe_2O_3 的平均颗粒大小为 $0.6\mu\text{m}$,因而分散程度远不如前者. Jow 和 Wagner^[2] 指出,同一种第二相材料引起基质材料的电导率增量除与第二相的含量有关外,还与第二相粒子的大小以及样品的热处理范围有密切的关系. Chang 等人^[8]对 $\text{CuCl}(\text{Al}_2\text{O}_3)$ 体系的研究表明,第二相粒子 Al_2O_3 颗粒尺寸小于 $0.3\mu\text{m}$

时,使电导率增加,等于 $1\mu\text{m}$ 时,电导率变化不大,而大于 $1\mu\text{m}$ 时,反而使电导率降低. 我们所研究的 $\beta\text{-AgI}(\eta\text{-Al}_2\text{O}_3)$ 和 $\beta\text{-AgI}(\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3)$ 系列的热处理规范是一样的,不同的是第二相的种类及其颗粒度. 按照 Jow 和 Wagner^[2] 的意见,电导率增量 $\Delta\sigma$ 与第二相粒子的半径成反比,由于我们用的 $\eta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 的颗粒度分别为 0.05 和 $0.6\mu\text{m}$, 半径之比 $R(\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3)/R(\eta\text{-Al}_2\text{O}_3) = 12$, 由此粗略估计,在本文的情况下含相同体积分数的 $\eta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 的 $\beta\text{-AgI}$ 样品的电导率增量之比应为 12 , 这与实验结果的 11.6 符合得很好. 因此,似乎可以认为分散第二相粒子的尺寸是影响电导率增量的主要因素,而第二相材料类型是次要因素.

文献 [3] 报道纯 $\beta\text{-AgI}$ 室温电导率为 $2.4 \times 10^{-7} \Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$, 在 $25\text{--}110^\circ\text{C}$ 计算的表观电导激活能为 0.56eV , 而我们测得的纯 $\beta\text{-AgI}$ 室温电导率为 $1.6 \times 10^{-6} \Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$, 电导激活能为 0.41eV ($20\text{--}100^\circ\text{C}$), 出现这种差异的原因可能是由于他们使用的 AgI 纯度为 99.999% , 而我们使用 AgI 纯度只有 99.5% , 因而杂质引起的非本征电导较高.

与对 $\beta\text{-AgI}$ 的作用相反,分散的第二相粒子使 $\alpha\text{-AgI}$ 的电导率降低,图 4 给出了 160°C 时含不同量 $\eta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 的 $\alpha\text{-AgI}$ 电导率变化的情况. 第二相含量越高,电导率降低越明显,与此同时表观电导激活能随第二相含量的增加而增高. 图 5 示出了 $\alpha\text{-AgI}(\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3)$ 系列表观电导激活能与 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 含量的关系. $\text{AgI}(\eta\text{-Al}_2\text{O}_3)$ 系列样品的情况与此相类似.

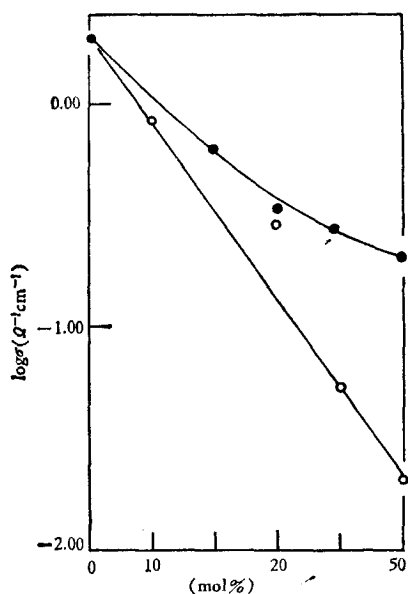


图 4

●— $\eta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 含量; ○— $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 含量

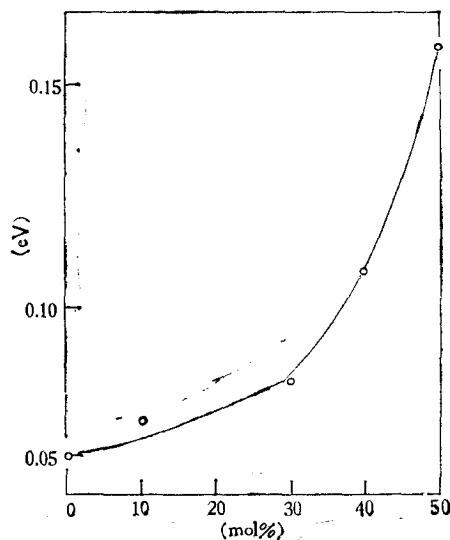


图 5

表 2 列出了 $\alpha\text{-AgI}(\eta\text{-Al}_2\text{O}_3)$ 和 $\alpha\text{-AgI}(\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3)$ 系列的有关数据.

AgI 在 147°C 有一个一级相变,低温 β 相是普通离子导体,高温 α 相是典型的快离子导体. 上述结果似乎表明第二相的加入导致普通离子导体电导率的显著增加,但是都使

表 2

样品系列	第二相含量 (mol%)	160°C 时电导率 ($\Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$)	表观电导激活能 (eV) (150—200°C)
纯 $\alpha\text{-AgI}$	0	2.1×10^0	0.05
$\alpha\text{-AgI}(\eta\text{-Al}_2\text{O}_3)$	20	6.2×10^{-1}	0.06
	30	3.3×10^{-1}	
	40	2.7×10^{-1}	
	50	2.0×10^{-1}	0.07
$\alpha\text{-AgI}(\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3)$	10	8.3×10^{-1}	0.06
	30	2.8×10^{-1}	0.07
	40	5.2×10^{-2}	0.10
	50	1.7×10^{-2}	0.16

快离子导体相的电导率降低。含第二相的离子导体体系的电导率 σ_t 等于基质材料体电导 σ_b 和附加项 σ_i 之和,即 $\sigma_t = \sigma_b + \sigma_i$, 对于普通离子导体 σ_b 通常相当低, 如果由于第二相的加入引起的附加电导率 σ_i 高于 σ_b , 则材料的电导性以附加的电导机制为主。然而在快离子导体情况下,例如 $\alpha\text{-AgI}$, 它的体电导率已经非常高, 因而 σ_i 是次要的。而且由于第二相是绝缘体或半导体,本身不含可运动离子,加入到快离子导体中以后不仅使复合材料单位体积中可运动离子数降低(电荷载流子浓度降低),而且还阻塞离子运动通道(载流子迁移率降低),结果就使这种复合材料的电导率降低。因此,分散的第二相粒子引起的电导率增加是有一定限度的。

3. $\beta\text{-AgI}(\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3)$ 的电子电导

前面已经指出,在 $\beta\text{-AgI}$ 中加入第二相 $\eta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 后,复合材料的电导率都有大幅度提高。这个电导率是离子电导率和电子电导率的总和,为了说明电导率的这种增加主要是由离子电导率引起的,就必须测量电子电导率。由于 $\eta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 是绝缘体,加入到 $\beta\text{-AgI}$ 中后,不会引起体系电子电导率的增加,而且文献[6]已作了证实。 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 是半导体,它加入后,电子电导率对总电导率的贡献是必须考虑的。

我们用传统的 Wagner 直流极化法测量了 $\beta\text{-AgI}(\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3)$ 在室温下的电子电导率,其极化电池构成如下: $(-)\text{Ag}|\text{AgI}(\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3 \text{ 50mol\%})|\text{C}(+)$, 当加在电池两端的电压低于电解质的分解电压时,银离子开始从电池的右端向左端(向着银电极方向)运动,由于碳是惰性(离子闭锁)电极,在 $\text{AgI}(\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3)/\text{C}$ 之间的界面银离子没有补充而将被耗尽。当达到稳态时,电势梯度正好与化学势梯度相平衡,这时被测样品体系的离子电流 $I_i = 0$, 因而总电流仅仅是由电子或空穴引起的,它可表示为^[9]

$$I = I_o + I_h = \frac{KTA}{eL} \left\{ \sigma_e \left[1 - \exp\left(-\frac{eV}{kT}\right) \right] + \sigma_h \left[\exp\left(\frac{eV}{kT}\right) - 1 \right] \right\} \quad (1)$$

式中 σ 是电导率,脚标 e 和 h 分别表示电子和空穴, L 和 A 分别表示样品的长度和截面积, k 是玻耳兹曼常数, V 是所加的电压。通常离子导体中电子电导率是由电子或空穴二者之一占优势,因此我们可以得到

$$I \approx \frac{KTA}{eL} \left\{ \sigma_c \left[1 - \exp\left(-\frac{eV}{kT}\right) \right] \right\} \quad (\text{当 } \sigma_c \gg \sigma_h \text{ 时}) \quad (2)$$

$$\text{或} \quad I \approx \frac{KTA}{eL} \left\{ \sigma_h \left[\exp\left(\frac{eV}{kT}\right) - 1 \right] \right\} \quad (\text{当 } \sigma_h \gg \sigma_c \text{ 时}). \quad (2')$$

当 $eV \gg kT$ 时, 即除了在很低的极化电压和很高的温度下之外, (2) 和 (2') 式将分别简化为

$$I \approx I_c = \frac{KTA}{eL} \sigma_c \quad (\text{当 } \sigma_c \gg \sigma_h \text{ 时}), \quad (3)$$

$$\text{或} \quad I \approx I_h = \frac{KTA}{eL} \sigma_h \exp\left(\frac{eV}{kT}\right) \quad (\text{当 } \sigma_h \gg \sigma_c \text{ 时}), \quad (4)$$

按照方程(3), 即电子电导占优势时, 电流与极化电压无关. 但当 $eV \gg kT$ 条件不满足时, 即当极化电压很小时, 方程(2)中第二项不但不能忽略, 而且起主要作用, 此时电流随极化电压指数规律增加, 并趋于恒定值 $\frac{KTA}{eL} \sigma_c$. 按照方程(4), 即以空穴电导为主时, 电流与极化电压按指数规律增加.

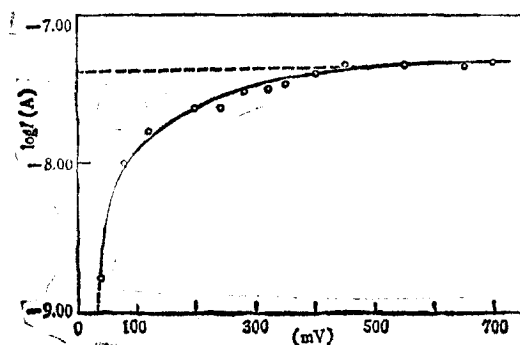


图 6

图 6 表示 28°C 时, 被测极化电池体系 $(-)\text{Ag}|\text{AgI}(\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3 50\text{mol}\%)|\text{C}(+)\log I-V$ 的关系, 当极化电压 $< 350\text{mV}$ 时, 电流随极化电压成指数规律地增加, 当极化电压升到 350mV 附近时, 电流趋于饱和状态, 即 $I = \frac{KTA}{eL} \sigma_c$, 与极化电压无关. 这表明在 $\beta\text{-AgI}(\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3 50\text{mol}\%)$ 中是电子电导占优势. 由此求得 28°C 时的电子电导率 $\sigma_c = 1.8 \times 10^{-6} \Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$, 而该温度下的总电导率 $\sigma = 7.4 \times 10^{-4} \Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$, 因此, 电子电导占总电导的千分之二点四, 因而电子电导可以忽略不计. 至于 $\text{AgI}(\text{Al}_2\text{O}_3)$ 体系电导的测量, Shahi^[6] 等人已经完成, 证明它是以空穴电导为主, 在 50°C 时的空穴电导率只有 $3.5 \times 10^{-17} \Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$, 远远小于该温度下的总电导率.

上述结果表明, $\beta\text{-AgI}$ 在没有加入第二相之前实质上是 P 型(空穴)导体, 加入绝缘的 Al_2O_3 颗粒之后, 并未影响空穴导电的性质. 然而在加入 $50\text{mol}\% \gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 之后, 已不再是原来的 P 型(空穴)导体, 而变成 n 型(电子)导体.

用 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 作为第二相是李荫远先生提出的; 罗河烈同志为我们提供了 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 粉, 并进行过有益的讨论; 李秀英同志帮助测定了 $\eta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 粉的比表面; 车广灿同志协助作差热分析实验, 在此一并表示

衷心感谢。

后记 Chowdhary, Tare 和 Wagner 等人^[10]知道我们关于上述研究的主要结果后,给我们寄来了题为“AgI-Al₂O₃ 复合材料中的电导”一文的预印本,并提出希望允许他们在1983年10月华盛顿“国际电化学会议”上引用我们的研究结果。他们除了没有研究 γ -Fe₂O₃作第二相之外,其余的结果和本文基本上是一样的。这是同时独立进行的工作,因而所得结果可以互相提供佐证。

参 考 文 献

- [1] C. C. Liang, *J. Electrochem. Soc.*, **120** (1973), 1289.
- [2] T. Jow and J. B. Wagner, Jr., *J. Electrochem. Soc.*, **126** (1979), 1963.
- [3] K. Shahi and J. B. Wagner, Jr., *J. Solid state Chemistry*, **42** (1982), 107.
- [4] A. M. Stoneham, Evelyn Wade and J. A. Kinner, *Mat. Res. Bull.*, **14** (1979), 661.
- [5] 陈立泉、赵宗源、王 刚、李子荣, 科学通报, **26**(1981), 79;
Kexue Tongbao, **26** (1981), 308.
- [6] K. Shahi and J. B. Wagner, Jr., *J. Electrochem. Soc.*, **128** (1981), 6.
- [7] C. C. Liang, *J. Appl. Electrochem.*, **8**(1978), 445.
- [8] M. R. W. Chang, K. Shahi and J. B. Wagner, Jr., “Electrical conductivity of the Solid Electrolyte System CuCl (Al₂O₃)” Abstract 367, Electrochem. Soc. Meeting, Boston May, (1979).
- [9] C. Wagner, in “Proc. 7th meeting Int. Comm. Electrochem. Thermodynamic and Kinetics”, p. 361, Lindau, Butterworth, London, (1957).
- [10] P. R. Chowdhary, V. B. Tare and J. B. Wagner, Jr., 75-Word Abstract Form WASHINGTON, D. C., Meeting—10, 9—14, (1983).

ELECTRICAL PROPERTIES OF IONIC CONDUCTOR AgI CONTAINING DSPP

ZHAO ZONG-YUAN WANG CHAO-YING CHEN LI-QUAN
(Institute of Physics, Academia Sinica)

ABSTRACT

Electrical conductivities of pure AgI and AgI containing DSPP (η -Al₂O₃, 0.05 and γ -Fe₂O₃, 0.6) have been measured as a functions of composition and temperature. The conductivity in β -phase was increased by the addition of DSPP. The maximum increment which appears at about 40—50 mol% DSPP is two or three orders of magnitude at room temperature. The conductivities in α -AgI contain DSPP decreases and activation energy increases. Both conductivity measurement and DTA experiment show that DSPP influences the phase transition, especially α -phase to β -phase transition. For instance, the α - to β -phase transition temperature of AgI (Al₂O₃ 50 mol%) is 17°C lower than that of pure AgI. The dc polarization experiment carried out for AgI (γ -Fe₂O₃ 50 mol%) system, indicated the AgI (γ -Fe₂O₃) is a n-type conductor and the electronic conductivity is negligible compared with the total conductivity.