

文章编号: 1007-4627(2011)03-0371-07

锂铅合金释氦实验研究*

谢波¹, 吴宜灿², 陈晓军¹, 翁葵平¹, 刘俊¹, 肖成建¹, FDS 团队²

(1 中国工程物理研究院核物理与化学研究所, 四川 绵阳 621900;

2 中国科学院等离子体物理研究所, 安徽 合肥 230031)

摘要: 由于锂铅合金因具有高增殖比、低活泼性和可能作为冷却剂的特点, 被认为是最有潜力的能源堆包层氦增殖材料。在理论模型描述熔融锂铅合金氦释放行为的基础上, 开展了中子辐照后 $\text{Li}_{17}\text{Pb}_{83}$ 合金的离线氦释放实验。结果表明: 释放氦的化学形式 99% 以上为难溶于水的成分 (HT 或 T_2); 氦滞留时间随载气中氢分压的增加而减小, 氢分压达到 1000 Pa 后变为常数, 且与实体积无关; 氦释放速率对温度的依赖性符合 Arrhenius 定律。以此为基础得到的氦在熔融锂铅中的动力学参数结果, 虽与文献值有差异, 但同样证明了在 633—973 K 的范围内, 氦从液态锂铅到气相的整个释放过程中起决定作用的是氦在合金内的扩散和气-液界面的多相反应重组。

关键词: 锂铅合金; 氦; 载气; 释放

中图分类号: TL64 **文献标识码:** A

1 引言

聚变堆液态锂铅包层被认为是未来聚变电站最具发展潜力的包层设计方案之一。由于包层所处的运行环境十分苛刻, 液态锂铅在包层中和堆外实验系统中的流动带来许多极具挑战性的技术难题^[1], 氦工艺问题便是其中之一。液态锂铅作为氦增殖剂材料, 为实现氦的自持和燃料循环, 必须解决因锂铅合金中氦的溶解度极低及高温-高黏度物系特征所带来的氦连续提取、分离、回收、监测等种种难题。为便于今后利用氦同位素效应实现液态锂铅中氦的连续载带, 争取较高的氦提取效率, 国外研究机构多利用反应堆在线产氦实验平台开展锂铅合金样品的氦释放实验, 不仅摸索锂铅释氦行为的特征, 而且反过来评价锂铅合金的制备工艺水平^[2-4]。在摸索锂铅释氦行为特征的工作中, 重点寻求氦的化学形式、氦释放率、载气模式影响等结果, 以此回答锂铅产氦系统搭建、锂铅品质、可行性与可靠性分析与今后液态包层氦系统工程设计相关的问题。在国家 ITER (国际热核聚变实验堆) 计划专项和中国工程物理研究院 ITER 预研项目的支持下, 我们以金属与氢的作用理论为基础, 建立了氦从液态锂铅中的动力学释放行为的数学模型,

分析和推导了温度、氦分压、氢流量对解吸器顶部气相中的氦分压的影响以及氦在锂铅中的传质系数、解吸率和吸附率^[5], 并采用旋转喷嘴鼓泡法开展了液态锂铅中氢的提取实验, 实现了液态锂铅中氢-氦含量的直接传感器测量^[6]。由于目前国内锂铅合金的制备工艺水平已接近欧盟, 锂铅品质得到了保证^[7], 开展锂铅合金氦实验的条件已经成熟。本文采用自行设计、封装的锂铅合金样品, 在完成反应堆中子辐照的前提下, 从宏观条件参数的角度开展了释氦实验研究, 获取了许多氦有效数据。通过 2006—2011 年的研究, 不仅大大缩小了与国外同行间的差距, 而且为今后中国有自主知识产权的鼓泡器研制以及参与 ITER 计划奠定了技术基础。

2 实验

2.1 仪器设备与材料

主要仪器设备有: 西安核仪器厂提供的 XH-3126 氦气在线检测仪, 美国 EI 公司的 6517A 静电计, 美国 Perkin Elmer 公司的 Tricarb-3100TR 液闪仪, 成都科宝有限公司的 GH-9080 智能温度可编程控制器, 北京中科科仪公司的 RVP-4 旋片式

* 收稿日期: 2010-11-30; 修改日期: 2010-12-24

* 基金项目: 中国工程物理研究院 ITER 相关技术研究(20070542); 国家科技部 ITER 计划专项国内配套研究(2009GB109006)

作者简介: 谢波(1975-), 男(汉族), 湖北潜江人, 副研究员, 硕士, 从事物理化学研究; E-mail: xieboomaps@gmail.com

真空泵，成都正华电子有限公司的 ZDR-I 电阻真空计，瑞士 METTLER Toledo 公司的 XS205 电子天平，其最大使用质量 81 g，灵敏度为 0.01 mg。

高纯锂铅合金 ($Li_{17}Pb_{83}$) 由中国铝业集团郑州研究院提供，5A 分子筛由大连化物所提供，成都金克星气体有限公司提供 99.995% 的纯氦和 $He+$

H_2 标准气。

2.2 实验系统与方法

实验系统如图 1 所示。将中子辐照后的锂铅合金样品管置于石英管破碎系统中，在 150 °C 下活化 5A 分子筛床，350 °C 下活化氧化床，整个气体流路

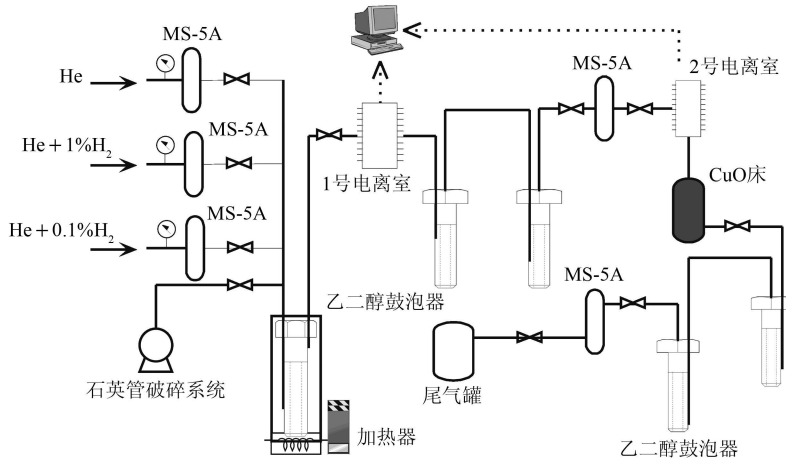


图 1 锂铅合金释氦实验系统示意图

抽真空 8 h。停止分子筛床的活化与抽真空，用载气流洗气体回路，运行氦测量系统，监测系统氦本底浓度。破碎锂铅合金样品石英管，1 号电离室中的静电计测量样品释放出的总氦量，2 号电离室测量回路中氦气的量，液闪仪测量被氧化床氧化成氦水 (HTO) 的量，同时取样监测尾气中的氦量。电离室的原理是通过测量在一个充气室内由施加电场所收集的电荷，探测 β 辐射的能量与强度。对于氦气的测量，电离室饱和电流 I_s 表示为

$$I_s = \frac{5.65 \times 10^3 \times C_T \times V_e \times e}{W}$$

式中， C_T 为电离室内氦气浓度， Bq/m^3 ； V_e 为电离室的有效收集体积， m^3 ； e 为电子电荷， $1.6 \times 10^{-19} C$ ； W 为平均电离功， eV 。鼓泡器的原理是被监测的气体样品通过含有乙二醇的洗气瓶鼓泡，样品中的绝大部分氦化气同乙二醇进行同位素交换，在一定的时间间隔后，乙二醇收集的氦含量可用液闪仪测定。之所以选择乙二醇作 HTO 的收集液，主要是利用它的低蒸气压特性，减少因长时间取样而造成的蒸发损失，以尽可能提高 HTO 的被捕集效率。室温下自然释放 30 min 后，以一定的升温速率加热样品至 700 °C，监测氦量的变化。1#—4# 样品做

第一轮释氦实验，5#—7# 为第二轮，8#—10# 为第三轮，11#—14#、15#—17# 和 18#—20# 依次为第四轮、第五轮和第六轮。每一轮结束后更换鼓泡器中的乙二醇、分子筛床，并重新流洗气体回路。以载气组成、载气流量、锂铅熔融温度作为实验参数，并与理论计算及国外在线释氦实验结果进行比较，分析氦从锂铅合金中的释放行为特征。实验条件如表 1 所示。

表 1 锂铅合金释氦实验条件

名称	指标
锂铅样品质量	(1 ± 0.010) g
室温/相对湿度	299 K/60%
1#—10# 热中子注量率	$7.1 \times 10^{12} \text{ neutrons}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s})$
样品辐照时间	100 min
11#—20# 热中子注量率	$6.3 \times 10^{12} \text{ neutrons}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s})$
升温速率	5 K/min
载气流量	10 ml/min; 30 ml/min; 80 ml/min
氧化床工作温度	623 K
载气组成	纯 He; $He+0.1\% H_2$; $He+1\% H_2$ (体积分数)
载气进气方式	流洗; 鼓泡

3 结果与讨论

3.1 氦释放模型

根据金属与氢的相互作用理论, 氦从金属容器中的释放过程由下列4个步骤组成: (1) 氦在熔融锂铅中的扩散; (2) 氦通过锂铅合金与金属容器界面的转移; (3) 氦在金属容器壁中的扩散; (4) 氦在金属容器外表面的原子重组和交换反应。与步骤(1)和步骤(3)相比, 步骤(2)既没有在锂铅合金表面的重组反应, 也没有在金属容器表面的溶解反应, 是相当快的。而步骤(4)是与固态增殖剂材料中氦的释放情形类似, 它的反应速率直接反映了氢浓度。一般来讲, 金属表面的氧化层将严重影响氢向金属的渗透。如果载带气中氢浓度较高, 金属氧化层将被还原分解。在Fe-Fe₃O₄系统中, 在873 K的温度下, H₂对H₂O的分压比率在平衡时达到6, 这个数值足以还原金属氧化层^[8]。在锂铅释氦实验系统中, 水在载带气中的含量远低于1 Pa, 而载带气中的氢含量可以超过10 Pa, 两者比值大于6。随着载带气中H₂分压的增加, 步骤(4)的贡献在减弱, 当P_{H₂} > 1000 Pa后, 步骤(4)远快于步骤(1)和(3)。换言之, 氦的释放仅仅是在P_{H₂} > 1000 Pa的前提下, 被氦在熔融锂铅和金属容器中的扩散所控制。因此, 为了获取氦的扩散系数, 利用P_{H₂} > 3000 Pa时的实验结果, 仅考虑步骤(1)和(3)进行计算。

氦从样品中的释放被看作为径向的迁移, 可以假设成一个无限的圆柱系统, 氦在径向位置 r 和时间 t 时在合金中的浓度 $C_1(r, t)$ 和在容器中的浓度 $C_2(r, t)$ 可分别表示为

$$\frac{\partial C_1(r, t)}{\partial t} = \frac{D_1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial C_1(r, t)}{\partial r} \right) + S, \quad 0 < r < a, t > 0 \quad (1)$$

$$\frac{\partial C_2(r, t)}{\partial t} = \frac{D_2}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial C_2(r, t)}{\partial r} \right), \quad a < r < b, t > 0 \quad (2)$$

式中, D_1 为氦在锂铅中的扩散系数, D_2 为氦在金属容器中的扩散系数, a 为金属容器的内径, b 为金属容器的外径, S 为氦释放速率。初始条件为

$$C_1(r, 0) = 0, \quad 0 < r < a \quad (3)$$

$$C_2(r, 0) = 0, \quad a < r < b \quad (4)$$

边界条件为

$$C_2(b, t) = 0, \quad t > 0 \quad (5)$$

$$\frac{\partial C_1(0, t)}{\partial r} = 0, \quad t > 0 \quad (6)$$

在合金与容器的界面存在化学平衡:

$$\frac{C_1(a, t)W_1}{K_{s_1}\rho} = \frac{C_2(a, t)W_2}{K_{s_2}\rho}, \quad t > 0 \quad (7)$$

式中, K_s 为氦的 Sievert's 常数, W 为分子质量, ρ 为密度。在 $r = a$ 位置处氦的浓度为:

$$D_1 \left(\frac{\partial C_1(r, t)}{\partial r} \right)_{r=a} = D_2 \left(\frac{\partial C_2(r, t)}{\partial r} \right)_{r=a}, \quad t > 0 \quad (8)$$

联立(3) — (8)式的初始条件和边界条件, 方程(1)和(2)在稳态条件($\partial C / \partial t = 0$)下的解为

$$C_1(r) = \frac{S}{4D_1} (a^2 - r^2) + \frac{K_{s_1}\rho W_2}{K_{s_2}\rho W_1} \frac{Sa^2 \ln(b/a)}{2D_2}, \quad 0 < r < a \quad (9)$$

$$C_2(r) = \frac{Sa^2}{2D_2} \ln \frac{b}{r}, \quad a < r < b \quad (10)$$

稳态下氦滞留量 I 为合金中的氦量 I_1 与容器中的氦量 I_2 之和, 即

$$I = I_1 + I_2. \quad (11)$$

合金中的氦滞留量 I_1 可由下式积分得到:

$$I_1 = \int_0^a 2\pi r C_1(r) dr = \pi Sa^4 \left[\frac{1}{8D_1} + \frac{K_{s_1}\rho W_2}{K_{s_2}\rho W_1} \frac{1}{2D_2} \ln \frac{b}{a} \right], \quad (12)$$

同样容器中的氦滞留量 I_2 也可由积分得到:

$$I_2 = \int_a^b 2\pi r C_2(r) dr = \frac{\pi Sa^2}{D_2} \left[\frac{b^2 - a^2}{4} + \frac{a^2}{2} \ln \frac{a}{b} \right]. \quad (13)$$

联立(11) — (13)式有

$$I = \pi Sa^4 \left[\frac{1}{8D_1} + \frac{K_{s_1}\rho W_2 \ln(b/a)}{2K_{s_2}\rho W_1 D_2} \right] + \frac{\pi Sa^2}{D_2} \left[\frac{b^2 - a^2}{4} + \frac{a^2}{2} \ln \frac{a}{b} \right], \quad (14)$$

而氦滞留时间 $\tau = I/S$, 代入(14)式有

$$\tau = \frac{a^2}{8D_1} + \left[\frac{K_{s_1}\rho W_2}{K_{s_2}\rho W_1} - 1 \right] \frac{a^2}{2D_2} \ln \frac{b}{a} + \frac{b^2 - a^2}{4D_2}. \quad (15)$$

从(15)式可以看出, 氦在液态锂铅中的扩散系数 D_1 与氦的 Sievert's 常数 K_s 和 D_2 有关, 依据实验数据可以推导出 D_1 。

3.2 释放氚的化学形式

从图 2 和图 3 积分得到的总氚量不难看出, 在室温下自然释放 30 min 后, 以 5 K/min 的升温速率加热样品至 700 °C, 以及载气 He+ 1% H₂ 流量 80 ml/min 的实验条件下, 中子辐照后的第一轮 Li₁₇Pb₈₃ 样品(1[#]—4[#]) 中释放的氚的化学形式, 超过99% 的为难溶于水的成分(HT 或 T₂), 这一结果与国外研究机构 Li₁₇Pb₈₃ 在线氚释放的结论完全一致^[9-10]。随着实验的进一步开展, 还发现难溶于水的成分(HT 或 T₂) 在总氚量中占的比例逐渐降低, 载气中氢的浓度和进气方式对其影响越来越显著, 如表 2 所示。这可能是由于样品杂质含氧、载气杂质含氧或 H₂O 的累积, 引起系统中氧含量的增加, 生成 HTO 的趋势增大, 这也验证了在熔融合金表面确实发生着重要的化学交换和重组反应。

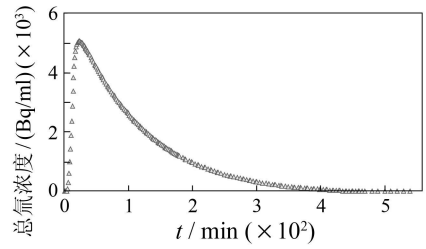


图 2 1[#]—4[#] 样品释氚过程中 1 号电离室测量的总氚浓度

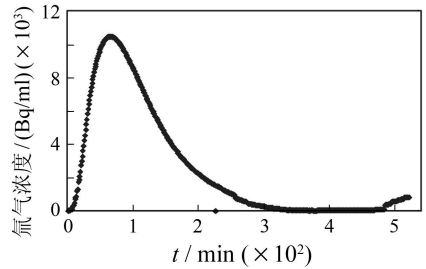


图 3 1[#]—4[#] 样品释氚过程中 2 号电离室测量的氚气浓度

表 2 难溶于水的成分(HT 或 T₂) 在总氚量中比例的变化

载气	INPC			Tokyo U. [3]	IRC and CEAl ^[9]
	第一轮	第三轮	第五轮		
He	流洗 (%)	—	—	22.6	21.1
	鼓泡 (%)	36.6	—	—	32.9
He+ 0.1% H ₂	流洗 (%)	—	78.4	—	88.9
	鼓泡 (%)	—	93.5	85.2	97.1
He+ 1% H ₂	流洗 (%)	91.2	90.7	87.8	89.9
	鼓泡 (%)	99.1	96.5	88.2	97.7

3.3 氚释放速率与滞留时间

从图 2 可以看出, 在石英管破碎后的极短时间内, 大约 2 min 之后, 系统中氚浓度迅速增加, 达到最大值后缓慢降低。这样的现象说明, 经过中子辐照后, 石英管中的固态锂铅合金生成的氚大部分处于与锂铅表面接触的游离状态, 合金中氚的溶解度极低, 加热升温后虽然氚在液态合金中的溶解度有所增加, 但难以阻挡氚从液态合金中的完全释放。而 2 min 的滞后时间是因为样品管、电离室、管道的死体积造成的。

图 4 给出了在相同载气条件(He+ 1% H₂ 流量 80 ml/min 采用鼓泡方式)、不同温度下, 前 100 min 内氚释放速率 S 与产氚速率 S_{all} 的关系。图 5 给出了氚释放速率的对数坐标与温度倒数的关系。可以看出, 温度越高, 氚释放速率达到稳定状态下就越快, 且符合 Arrhenius 定律; 图 6 是在相同的 823K 温度、不同载气成分和进气方式条件下, 前

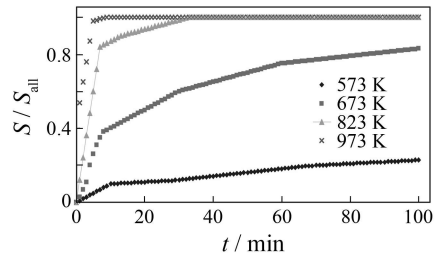


图 4 不同温度下的氚释放速率曲线

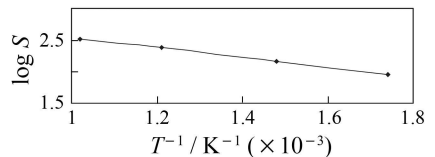


图 5 氚释放速率的对数坐标与温度倒数的关系

100 min 内氚释放速率 S 与产氚速率 S_{all} 的关系。可以看出, 氚释放速率随着载气中氢含量的增加而增加。吹洗方式下氚释放速率对载气中氢含量的依赖性远大于鼓泡方式, 说明合金表面对氚

释放速率的影响远大于合金内部的扩散作用。

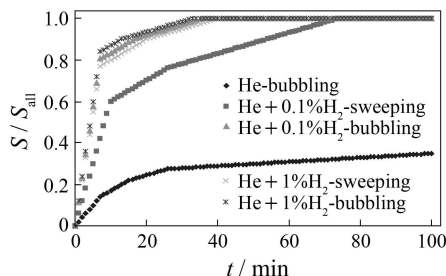


图 6 不同载气条件下的氦释放速率曲线

氦在合金样品中的滞留时间是分析氦释放行为的重要参数之一, (15) 式说明从滞留时间可以推导出氦的扩散系数。随着氢分压的增加, 氦滞留时间降低, 当氢分压达到 1000 Pa 后, 氦滞留时间成为常数。这个结果与固态增殖剂LiAlO₂的氦释放情形十分相似。

3.4 氦在熔融锂铅中的动力学参数计算

根据 (15) 式和上述实验结果, 将氦的相关文献

值 K_{s_1} , K_{s_2} , D_2 , ρ 和 ρ_2 代入, 得到氦在熔融锂铅中的扩散系数 D_1 的表达式:

$$D_1 = 2.50 \times 10^{-7} \exp\left[-\frac{27000}{RT}\right], \quad (16)$$

这与文献[11-12]的诸多表达式

$$D_1 = 4.03 \times 10^{-8} \exp\left[-\frac{19500}{RT}\right]$$

或

$$D_1 = 7.42 \times 10^{-8} \exp\left[-\frac{21500}{RT}\right]$$

存在差异, 我们认为主要原因可能是实验条件的不同。在这里需要解释一下扩散系数与传质系数的区别。氦扩散系数的定义为氦通量与氦浓度梯度的比例常数, 它反映材料控制或阻止氦迁移的能力, 其单位是 m^2/s ; 氦传质系数是氦穿越其包容物快慢程度的一种量度, 其单位是 m/s 。根据扩散系数进一步延伸推导的氦在熔融锂铅中的传质系数 K_1 、氦在熔融锂铅表面的解吸率 K_d 和吸附率 K_a , 与日、美、欧盟等各国研究人员得到的结果均存在差别, 如表 3 所示。

表 3 氦的传质系数、解吸率和吸附率计算结果的比较

温度/K	$K_1 / (m/s) (\times 10^5)$			$K_d / (m^4/mol \cdot s) (\times 10^4)$			$K_a / (mol/m \cdot Pa) (\times 10^{10})$		
	INPC	Tokyo U. [3]	CEA[9]	INPC	Tokyo U. [3]	CEA[9]	INPC	Tokyo U. [3]	CEA[9]
633	5.12	7.44	3.66	3.45	6.67	2.78	3.61	8.58	6.33
673	5.74	8.65	4.24	2.04	5.38	2.23	2.17	6.64	5.49
723	6.51	11.76	4.98	2.14	5.41	2.46	2.31	6.72	5.58
973	7.92	16.02	-	4.36	7.28	-	1.28	4.66	-

表 3 中的计算结果虽然存在差异, 但可以看出: 在 633—973 K 的温度范围内, K_d 远大于 K_1 , 说明液态传质阻力占统治地位; K_a 比 K_d 小很多, 说明在这个温度范围内氦的解吸远强于它的吸附。换言之, 氦从液态锂铅到气相的整个释放过程虽然包含了氦在熔融合金气泡中的扩散与对流、氦通过与气-液界面相连合金层的扩散、在界面发生的氦原子重组多相反应、氦通过气相边界层的扩散和气相中氦的扩散与对流等子过程, 但起决定作用的是氦在合金内的扩散和气-液界面的多相反应重组。

4 结论

通过开展锂铅合金的离线释氦实验研究, 得到以下主要结论: (1) 经中子辐照后的 Li₁₇Pb₈₃ 合金, 释放氦的化学形式 99% 以上为难溶于水的成分

(HT 或 T₂); (2) 载带气的组成(尤其是氢分压)和进气方式严重影响氦的滞留时间, 氦滞留时间与系统实体积无关; (3) 氦释放速率对温度的依赖性符合 Arrhenius 定律, 载气组成与进气方式的影响说明合金表面反应对氦释放速率的作用远大于合金内部的扩散; (4) 从实验数据推导出的氦在熔融锂铅中的动力学参数, 虽与国外研究机构的结果存在差异, 但同样证明了在 633—973 K 的范围内, 氦从液态锂铅到气相的整个释放过程中起决定作用的是氦在合金内的扩散和气-液界面的多相反应重组。

在现有的实验条件下, 尚未考虑以下问题:

(1) 防氦渗透涂层如何影响氦的滞留时间和氦的释放; (2) 熔融合金中是否有气泡的形成, 如果有, 是否导致合金实体积的增加; (3) 释氦实验结束后的合金残渣分析。

因此, 锂铅合金的辐照——释氚实验虽然取得了阶段性的成功, 但为了探索大规模液态锂铅合金在苛刻的反应堆条件下的产氚行为, 我们还有很多工作等待进一步地开展。

参考文献(References):

- [1] Wu Yican, FDS Team. Chinese J Nucl Sci and Eng, 2009, 29 (2): 161(in Chinese).
(吴宜灿, FDS 团队. 核科学与工程, 2009, 29 (2): 161.)
- [2] Takayuki T, Shinichi N, Yoichi T. J Nucl Mat, 1991, 179 - 181: 871.
- [3] Takayuki T, Shinichi N, Yoichi T. J Nucl Mat, 1992, 187: 247.
- [4] Carlo M. Fus Tech, 1995, 28: 693.
- [5] Xie Bo, Hu Rui. Nucl Pow Eng, 2009, 30(1):124(in Chinese).

- (谢波, 胡睿. 核动力工程, 2009, 30(1): 124.)
- [6] Xie Bo, Yang Tongzai, Guan Rui. Nucl Fus and Plas Phys, 2010, 30(2): 183(in Chinese).
(谢波, 杨通在, 官锐. 核聚变与等离子体物理, 2010, 30(2): 183.)
- [7] Xie Bo, Wu Xi, Weng Kuiping. Rare Met and Ceme Alloy, 2009, 37(3): 29(in Chinese).
(谢波, 吴曦, 翁葵平. 稀有金属与硬质合金, 2009, 37(3): 29.)
- [8] Reiter F. Fus Eng and Des, 1991, 14: 207.
- [9] Conrad R, Debarberis L, Coen V. J Nucl Mat, 1991, 179 - 181: 875.
- [10] Conrad R, Futterer M A, Giancarli L. J Nucl Mat, 1994, 212 - 215: 9985.
- [11] Caorlin M, Gervasini G. Fus Tech, 1988, 14: 663.
- [12] Feuerstein H, Grabner H, Horn S. J Nucl Mat, 1991, 179 - 181: 882.

Experimental Study of Tritium Release from $\text{Li}_{17}\text{Pb}_{83}$ Alloy^{*}

XIE Bo^{1, 1)}, WU Yican², CHEN Xiaojun¹, WENG Kuiping¹, LIU Jun¹, XIAO Chengjian¹, FDS Team²

(1 Institute of Nuclear Physics and Chemistry, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, Sichuan, China;

2 Institute of Plasma Physics, Chinese Academy of Sciences, Hefei 230031, China)

Abstract: Lithium-lead alloy is considered to be one of the most prominent tritium breeding materials for the fusion reactor blanket because of its high breeding ratio, and low reactivity and possible use as coolant. An out-of-pile experiment of tritium release from $\text{Li}_{17}\text{Pb}_{83}$ alloy was performed after neutron irradiation on the base of mathematical model to describe tritium release behavior from an eutectic lithium-lead alloy. The results suggest that the dominant chemical form of the released tritium (> 99%) was the water-insoluble component (HT or T_2). Tritium residence time decreased with increasing H_2 pressure in carrier gas up to 1000 Pa, and above this concentration limit it became constant and not influenced by the plenum volume. The temperature dependence of the tritium release rate can be described by an Arrhenius law. Consequently, the present results on the kinetic parameters of tritium in molten $\text{Li}_{17}\text{Pb}_{83}$ alloy are considered to be different from the values in literature, but it is the same that the overall release process is governed by the diffusion of tritium atoms in the $\text{Li}_{17}\text{Pb}_{83}$ and by the heterogeneous reaction at the gas-eutectic interface of the tritium atom recombination at temperatures from 633 to 973 K.

Key words: $\text{Li}_{17}\text{Pb}_{83}$ alloy; tritium; carrier gas; release

* Received date: 30 Nov. 2010; Revised date: 24 Dec. 2010

* Foundation item: ITER Relevant Research in Chinese Academy of Engineering Physics(20070542); Domestic Support Research of ITER Program by Ministry of Science & Technology of China(2009GB109006)

1) E-mail: xiehomaps@gmail.com