

掺钕磷酸盐激光玻璃的短期水解及其光电子能谱表征

李 萌^{1,2} 徐永春¹ 王聪娟¹ 陈 伟¹ 胡丽丽¹

¹中国科学院上海光学精密机械研究所高功率激光单元研发中心, 上海 201800

²中国科学院大学, 北京 100049

摘要 研究了掺钕磷酸盐激光玻璃主要组成元素在短期水解过程中各自水解浓度的变化,特别是探索了表面结构的光电子能谱表征。作为主要形成体的磷元素,与其他主要修饰体锂、钾、钡等元素类似,具有同样量级的水解速率和逐渐趋于饱和的水解规律。而可能作为形成体和/或修饰体的铝元素,无论是玻璃体还是粉体的表面水解,均表现出一定程度的非单调性质。根据水解后光电子能谱的测定,铝的结合能峰反映出它是同时作为形成体和修饰体存在于掺钕磷酸盐激光玻璃中,并且在短期水解过程中形成体的铝将转变为修饰体的铝。这个结构特点很可能与铝所表现出来的非单调水解性质有关,并且可能是加入氧化铝能够增强磷酸盐玻璃耐水性的一个主要原因。

关键词 材料; 掺钕磷酸盐激光玻璃; 光电子能谱; 水解

中图分类号 TN244 **文献标识码** A

doi: 10.3788/CJL201542.0906006

Short-Time Hydrolization and XPS Characterization for Nd-Doped Phosphate Laser Glass

Li Meng^{1,2} Xu Yongchun¹ Wang Congjuan¹ Chen Wei¹ Hu Lili¹

¹Research and Development Center for High Power Laser Components, Shanghai Institute of Optics and Fine Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, China

²University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China

Abstract The variation of main element contents in pure water is measured and analyzed during a short-time hydrolization of Nd-doped phosphate laser glass. To characterize the glass surface structure, X-ray photoelectron spectroscopy (XPS) is used before and after the hydrolization. As the major network former, P⁵⁺ shows a similar hydrolization behavior like network modifiers of Li⁺, K⁺, Ba²⁺. Their dissolution rates are in the same order of magnitude and their ion concentrations gradually saturate during this short-time hydrolization, in agreement with the typical hydrolization behavior for most of phosphate glasses. Especially for Al in the glass sheets and glass powders, probably as network former and/or modifier, its content in the water shows a non-monotonic relation with hydrolization time. According to XPS analysis for Al_{2p} binding energy, Al acts as both network former and network modifier in our Nd-doped phosphate laser glass. Before hydrolization, more Al acts as network former. During the hydrolization process, more Al acts as network modifier. Such a structure characterization may account for its non-monotonic hydrolization behavior, as well as the reason that the water durability can be enhanced by adding Al₂O₃ into phosphate laser glass.

Key words materials; Nd-doped phosphate laser glass; X-ray photoelectron spectroscopy; hydrolization

OCIS codes 140.3530; 160.2750; 160.3380; 240.6675; 300.6560

1 引 言

由于相对较为弱势的化学稳定性,当掺钕磷酸盐激光玻璃应用于高功率或高能量激光系统时,需要对

收稿日期: 2015-4-1; 收到修改稿日期: 2015-6-12

基金项目: 国家钎玻璃专项(1329221A06)

作者简介: 李 萌(1989—),男,硕士研究生,主要从事激光材料性能与结构方面的研究。E-mail: luckyli MENG@siom.ac.cn

导师简介: 陈 伟(1968—),男,博士,研究员,主要从事激光玻璃材料、光谱、缺陷、激光性质及其相互作用等方面的研究。

E-mail: weichen@siom.ac.cn(通信联系人)

其工作环境加以控制^[1]。特别是对于大规模多路激光系统,例如美国劳伦斯·利弗莫尔国家实验室的美国国家点火设施(NIF),建筑整体均进行了严格的环境控制^[2],才能保障超高峰值功率激光系统的安全运行。除了温度、洁净度等环境参数外,湿度控制的一个重要目标就是针对磷酸盐玻璃的耐水性,需要小于3%的精度^[1],这对于超大规模的激光系统而言,在工程上是一个非常严格的应用条件。如果发生问题,较短时间内就会造成严重的玻璃材料表面耐水性问题。我国惯性约束聚变发展要求更大规模的神光系列装置^[3],因此上千片大口径磷酸盐激光钽玻璃的耐水性,不仅涉及到主放系统激光工作的安全性,更涉及到主放激光玻璃在工程中的使用寿命。

在材料方面,虽然大口径掺钽磷酸盐玻璃坯片的加工已经进入超精密抛光工艺阶段^[4],但包括磁流变等多种先进技术,均采用水溶液进行抛光和处理,因此磷酸盐基质玻璃的耐水性对工艺具有很大影响。更重要的是,精密抛光后的玻璃表面将受到空气中水分子的侵蚀,形成表面微裂纹^[5-6]。此类缺陷^[7]会进一步降低主放钽玻璃的表面激光损伤阈值,而当前对于聚变研究正在提出比NIF更高激光通量的设计。如果掺钽磷酸盐激光玻璃的耐水性及其工艺处理不当,无论现役还是设计中的聚变激光驱动器,均将面临通量提升中可能的风险问题,及至无法达到设计通量指标。

磷酸盐玻璃基质的化学稳定性,主要是水对玻璃表面的侵蚀作用,也包括耐酸、碱性^[8-9]。一个主要的表征是随时间和温度变化的质量损失或单位面积的质量损失,较好地反映玻璃的总体耐水性。为了更好地反映玻璃中各成分的水解性质,采用感应耦合等离子体发射光谱法精确测定溶解液中的微量元素,能够反映各元素从玻璃中被侵蚀出来的程度^[10-11]。但由于玻璃结构的复杂性,仅就元素各自的水解性质,难以准确地联系到玻璃的结构。水解性质与水解后玻璃的扫描电镜、X射线荧光和X射线衍射之间的关系^[11],以及进一步与水解后傅里叶变换红外光谱之间的关系研究^[12],在一定程度上揭示了磷酸盐玻璃表面结构与耐水性的关系,但这些表征针对的是玻璃或玻璃表面的“宏观”结构。

本文首先测定了掺钽磷酸盐激光玻璃片的体表面和粉体表面的水解性质,验证两者是基本一致的。在此基础上,采用光电子能谱表征了粉体样品在水解前后关于玻璃中铝基团的结合能谱带,能够反映铝基团中心离子不同近邻配位的局域结构,建立了水解过程与铝基团结合能谱带(即局域结构)变化过程之间的可能关系。由于对玻璃中低含量的元素,难以直接从体样品中测得较好的结合能谱峰,因此,文中采用具有较大比表面积粉体样品。

2 实 验

掺钽磷酸盐激光玻璃的样品采用氧化钽体积分数为3.5%的连熔玻璃。切割出片体样品的表面均经过精密抛光,并在高纯度的乙醇溶液中超声清洗,以去除表面污染。粉体样品是将抛光和超声清洗后的片体玻璃球磨,再用分样筛选出。

水解实验用水采用百兆级电导率的高纯度去离子水。将片体或粉体样品置入装有450~500 mL纯水的聚四氟乙烯容量瓶中,整体恒温水浴,温度设定在80 ℃。经一定时间水解后,每次取5 mL溶液作为分析液样。为避免水解溶液中离子含量的突变,整个实验过程和取样过程中不再向聚四氟乙烯容量瓶中续加水。重复多次上述水解实验和对应元素浓度的测定。其中片体样品各元素水解浓度归一化到样品的总表面积,以 mg/cm^2 为单位。粉体样品的水解浓度,直接采用测定的浓度并换算到实验所用水解溶液的体积,以 mg/mL 为单位。

水解溶液中各元素的浓度采用iCAP 6300型(Thermal Fisher公司)电感耦合等离子体原子发射光谱(ICP-OES)仪测定。采用中阶梯光栅光学系统和电荷注入(CID)固体检测器,能够进行近全波长覆盖的元素分析,并且多数元素的检测限可达到几到几十亿分之一量级。经过与各元素标准溶液的比对,实际测定浓度的相对偏差为0.5%。

水解前后掺钽磷酸盐玻璃粉体样品的X射线光电子能谱(XPS)采用K-ALPHA光谱仪(Thermal Fisher公司)测定。X射线光源采用铝的 $K\alpha$ 谱线,能量为1846.6 eV,加速电压为15 kV。根据无铝样品测试结果的判断,测试过程中没有靶材的污染。为了能够高精度测试粉体样品的结合能,将掺钽磷酸盐玻璃的粉体压入铜制样品槽中:1)是避免抽真空时粉体飘散,能够进行高真空下的分析;2)是降低荷电效应,同时在测试过

程中采用低能电子流以中和样品表面积累起来的正电荷。通常玻璃样品结合能的定标是以表面 C_{1s} 结合能作为外标的,其值为 $284.6 \text{ eV}^{[13]}$ 。

3 实验结果和讨论

掺钕磷酸盐激光玻璃的水解与表面裂纹的产生密切相关,裂纹的起始扩展机理与表面存在的瑕疵点和承受不住 H^+ 或 OH^- 离子侵蚀而形成的表面缺陷点相关^[5]。在这些缺陷点上能够更为容易地发生水对磷酸盐玻璃 $P-O-P$ 长链结构的侵蚀,导致 $P-O-P$ 键的断裂,增加非桥氧数目,形成末端结构的 $P-OH^{[14]}$ 。由此可见,起始阶段在水解过程中的作用是首要的。而且此阶段的表面结构,较长期水解后的更接近于原始玻璃表面的状态。这里重点研究掺钕磷酸盐激光玻璃的短期水解过程。图 1(a)和(b)分别为玻璃片体和玻璃粉体这两种样品在水解过程中,溶液中各元素的浓度与水解时间的关系。除铝元素以外,其他各元素的浓度均表现为:随着时间的延长,在整个水解过程中保持上升的状态。

一般磷酸盐玻璃的水解基本上呈现三阶段的规律^[12]:第一阶段是线性增长区,相应的水解速率及其变化量均为最大;第三个阶段是基本上趋于饱和的稳态水解区,水解速率及其变化量均为最小;两者之间的第二阶段,特征是水解速率在下降而其变化量处于前后两个阶段之间。除了持续时间长达几百小时的第三阶段外,图 1 显示出掺钕磷酸盐激光玻璃在第一和第二阶段的水解特征,符合一般磷酸盐玻璃的规律,浓度由感应耦合等离子体发射光谱测定。其中钾、钡,无论是片体样品还是粉体样品,均明显具有水解速率快速下降的第二阶段。但在片体样品中,钡的水解速率下降过快。相对于钾、钡转入第二阶段的时间,片体样品锂的要慢几个小时,而粉体样品锂的要快几个小时。虽然粉体样品中的磷,在第二阶段水解速率的下降没有片体样品中表现的那么明显,但两者在钾、钡趋于第二阶段的时间点之后 1~2 h,均存在趋于第二阶段的明显时间拐点。

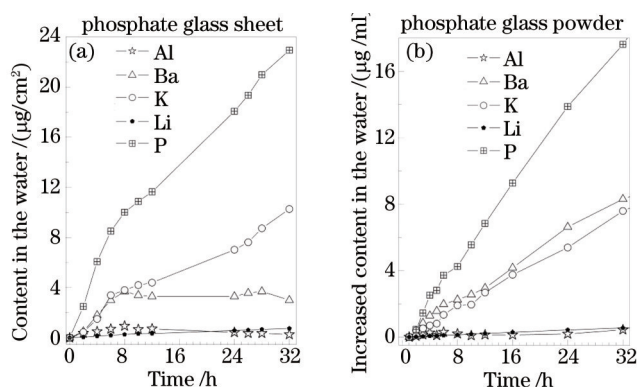


图 1 掺钕磷酸盐激光玻璃样品水解后溶液中锂、钾、钡、铝、磷浓度与水解时间的关系。(a) 片体; (b) 粉体

Fig.1 Relation between ion concentration of Li^+ , K^+ , Ba^{2+} , Al^{3+} , P^{3+} in pure water and hydrolyzation time for

Nd-doped phosphate laser glass. (a) Glass sheet; (b) glass powder

总体上,掺钕磷酸盐激光玻璃中的锂、钾、钡和磷,无论是片体样品还是粉体样品,均在水解后 6~8 h 之间转入第二阶段,两种样品的表现是基本一致的。相对于不含有铝成分的 $K-Ca-Mg-Zn-Mn-Si-P$ 磷酸盐玻璃,它的第一阶段的线性增长区大约持续了 24 h^[12]。而掺钕磷酸盐激光玻璃,在具有最大水解速率的第一阶段仅持续了 6~8 h,这在一定程度上说明磷酸盐玻璃的耐水性相对较好,很可能与铝成分的加入有关。

图 2 比较了掺钕磷酸盐激光玻璃片体和粉体样品在短期水解中铝成分的释放,由光电子能谱和感应耦合等离子体发射光谱测定。最明显的特点是,两者均显示出在水解 6 h 左右,水解溶液中的铝浓度出现了拐点。在 6~18 h 之间,水解溶液中铝浓度的起伏量较大,而且片体和粉体样品均表现出:水解出来的铝浓度值有一定的振荡。约在 18 h 后,片体样品水解溶液中的铝浓度保持下降的趋势,而粉体样品水解溶液中的铝浓度又重新回升。铝浓度与水解时间的非单调关系应该不是测试误差,也重复测定多次,而且片体和粉体水解都表现出这种非单调性质。图 3 比较了粉体样品水解溶液中的铝/磷比和水解后粉体表面的铝/磷比,前者是采用原子发射光谱测试水解溶液,后者是采用光电子能谱测试粉体表面。结果表明:随时间增长,水解溶液中的铝/磷比在下降,而粉体表面的铝/磷比在上升,对应关系是明显的。特别是能谱测定的铝/磷比,在 6 h 左右存在明显的拐点。与图 2 发射光谱测定的 6~8 h 之间的拐点基本上是吻合的。

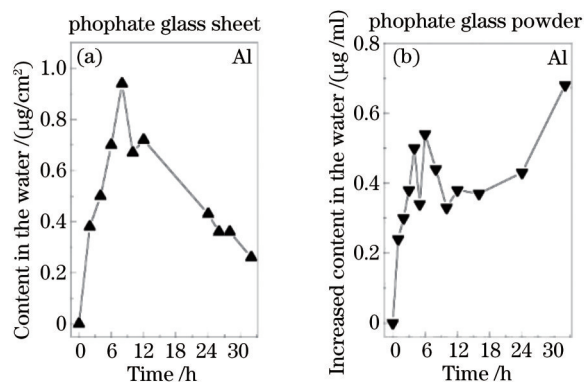


图2 掺钕磷酸盐激光玻璃样品水解后溶液中铝浓度与水解时间的关系。(a) 片体; (b) 粉体。

Fig.2 Relation between ion concentration of Al^{3+} in pure water and hydrolyzation time for Nd-doped phosphate laser glass.

(a) Glass sheet; (b) glass powder

前期的水解实验表明:含有铝成分或者铝含量较高的磷酸盐玻璃,多数表现出较好的耐水性(总质量损失),但也有持平或相反的情况。玻璃的水解反应是一种缓慢的界面侵蚀效应,更多地属于结构反应,仅从铝成分的含量与水解速率的快慢之间,较难得到内在关联。XPS是一种兼顾表面结构和局域结构的表征方法。

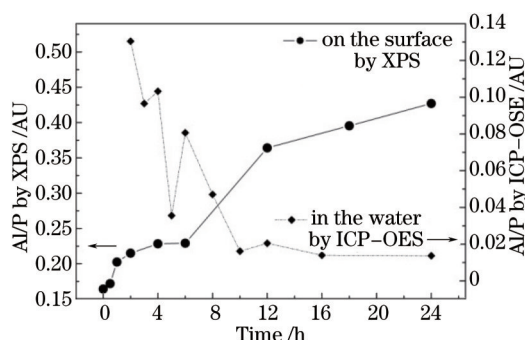


图3 水解后掺钕磷酸盐激光玻璃粉体及水解溶液中铝/磷比与水解时间的关系

Fig.3 Al/P ratio changes with hydrolyzation time, on the surface and in the solution for Nd-doped phosphate glass powder

首先比较了掺钕磷酸盐激光玻璃粉体样品在水解前后 Al_{2p} 电子的结合能谱带,如图4所示。对于经过水解的样品(分别经6、12、24 h粉体水解),它们的 Al_{2p} 能谱在峰值方面没有表现出非常明显的偏移。但水解前后 Al_{2p} 能谱的比较,确实发现存在两方面的不同。首先是水解前后表观峰值的结合能至少相差约0.6 eV。如果采用高斯或洛伦兹线型拟合,使两者尽可能接近,也至少存在约0.3 eV的偏移,高出 C_{1s} 能谱可能漂移的范围。更能说明水解前后能谱存在偏移的是:水解后 Al_{2p} 能谱的两侧,均分别处于水解前能谱两侧的高能侧,存在明显的对应偏移。因此,经过短期水解后,掺钕磷酸盐激光玻璃中铝的局域环境已经发生了变化。另一方面,无论水解后铝的局域环境是否存在持续的变化,实验结果表明:即使存在结构变化,但随着水解时间的延长, Al_{2p} 总能谱的峰值应该没有明显的偏移。

进一步观察图4水解前后 Al_{2p} 能谱的线型,发现水解前能谱的重心偏向低能侧,而水解后的则偏向高能侧,而且水解后高能侧有不对称展宽迹象。图5拟合了掺钕磷酸盐激光玻璃 Al_{2p} 电子的结合能谱。关于拟合得到的高能 Al_{2p} [在图5中标示为 Al(I)]、低能 Al_{2p} [在图5中标示为 Al(II)] 结合能的峰值,起始时采用图4水解前后所表现出来的表观峰值。对于水解前和水解6、12、24 h的样品,各自拟合出来的高、低结合能 Al(I)和 Al(II) 谱带的峰值和带宽必需保持一致,均限定在0.05 eV内。若无此限定,即使拟合出符合实验谱形的两带,但无变化规律的高、低能谱带仅具数值意义,必然不符合结构反应应该具有的基本特征。此外,所拟合出来的在峰值和带宽上各样品一致的两带,还必须符合图4结合能测定的实验结果:Al(I)和 Al(II)两带叠加后的峰值,在水解前后的偏移限定在0.3 eV左右,而水解6、12、24 h样品所拟合出的 Al(I)和 Al(II)两带,在叠加后的峰值,相互间偏移被限定在0.1 eV。

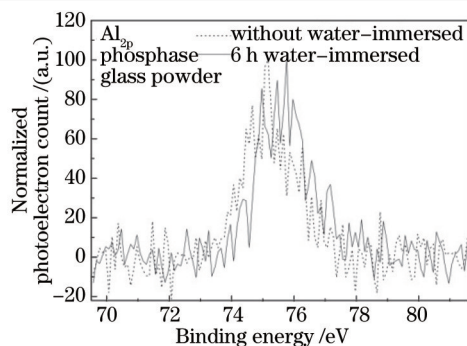


图4 掺钕磷酸盐激光玻璃粉体样品在水解前后的 Al_{2p} 结合能谱带

Fig.4 Binding energy of Al_{2p} for Nd-doped phosphate glass with and without the hydrolization process

图5中黑点表示结合能实验数据,蓝色和棕色实线分别为拟合出来的低能和高能 Al_{2p} 结合能谱带,红色实线为拟合的低能和高能 Al_{2p} 谱带的叠加,拟合结果是:无论水解前后的4个样品, Al_{2p} 低结合能Al(I)谱带的峰值均位于75.05~75.06 eV,半峰全宽在1.29~1.33 eV之间; Al_{2p} 高结合能Al(II)谱带的峰值均位于75.98~76.01 eV,半峰全宽在1.68~1.72 eV之间。表现出来的规律是:水解前,低能Al(I)带占据铝成分总量的很大部分;水解6 h,低能Al(I)带仍然占据铝成分总量的一半以上,原因是其半峰全宽小于高能铝带的,虽然峰值强度要高于高能铝带的;水解12 h,高能Al(II)带开始占据铝成分总量一半以上;水解24 h,属于高能Al(II)带的成分继续上升。即掺钕磷酸盐激光玻璃中具有两种结构类型的铝成分,并且对于铝的水解过程,始终伴随着低能成分Al(I)转变为高能成分Al(II)的过程。而且在水解6 h之后较短时间内,高能成分Al(II)开始占据主要部分。此时间转换点,是与图1的锂、钾、钡、磷,图2的铝和图3的铝/磷比,它们所具有的在6~8 h之间的转换点是基本一致的。在此时间点附近,掺钕磷酸盐激光玻璃表面的总体结构发生了某种程度的突变。其中铝的局域结构很可能对总体结构的变化具有重要作用,因为铝可以作为玻璃的形成体和/或中间体^[15]。

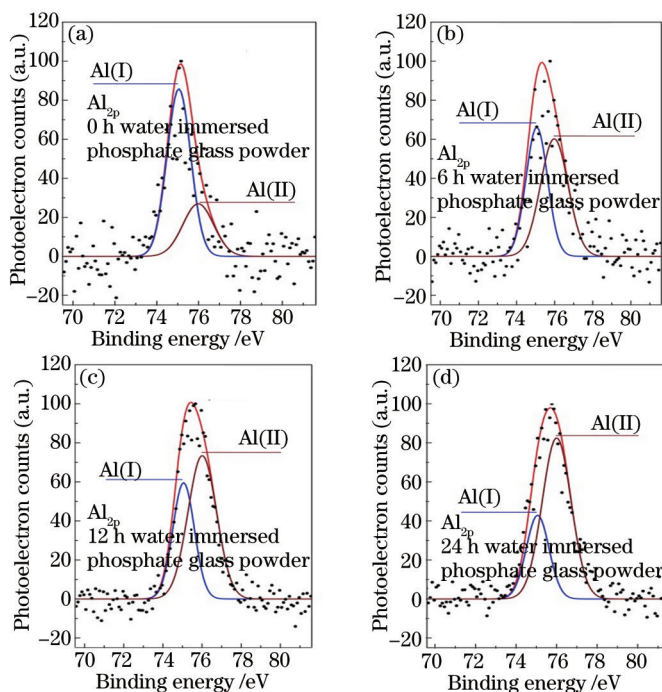


图5 掺钕磷酸盐激光玻璃粉体样品关于 Al_{2p} 结合能谱带的测定及其拟合。(a) 水解前;(b) 水解6 h;(c) 水解12 h;(d) 水解24 h

Fig.5 Binding energy of Al_{2p} for Nd-doped phosphate laser glass. (a) Before the hydrolization; (b) 6 h hydrolization;

(c) 12 h hydrolization; (d) 24 h hydrolization

铝元素的 Al_{2p} 电子本身具有自旋-轨道分裂的双峰结构,但旋-轨成分差一般在0.5 eV内。这种双峰结构被观测到的情况,通常见于金属态铝的结合能谱带^[16],在一般铝的氧化物中不容易观测到明显分裂。由于图5拟合出来的低、高结合能Al(I)和Al(II)谱带,相差约1 eV,应该不属于此类分裂,而是对应的局域结构

发生了直接的变化。如果仅是配位离子发生了变化,由于是纯水的水解,而且玻璃中并无非氧的其他阴离子存在,只可能是铝的配位离子有一部分或全部从 O^{2-} 转变为 OH^- 。即使如此,两者结合能的差值通常较小。例如 $Al(OH)_3$ 和 Al_2O_3 中 Al_{2p} 结合能,分别为74.3和74.4 eV^[17]。 OH^- 和 O^{2-} 分别配位,仅相差0.1 eV。铝离子价态通常较为稳定,掺钕磷酸盐激光玻璃中低、高Al(I)和Al(II)带应分别对应于不同氧配位数。

从光电子能谱的结合能来看,内层电子除受到核的库仑作用外,还受到外层电子的屏蔽。如果铝处于配位数较少的局域环境,外层电子被极化的程度相对较低。而且三价铝离子本身的极化能力很强^[18],使得外层电子密度相对较高。在此环境下, Al_{2p} 电子的结合能相对较低。图5中拟合得到的低能Al(I)谱带应对应于低配位数的铝基团。氧化物中铝离子通常为四和六配位,则约为75 eV的Al(I)谱带,对应于四配位的铝四面体结构。而约为76 eV的Al(II)谱带,对应于六配位的铝八面体结构。这种将 Al_{2p} 能谱中低结合能Al(I)部分对应于四配位铝,高结合能Al(II)部分对应于六配位铝的归属,与一些晶体研究中报道的能谱与铝配位数的关系类似^[19]。

磷酸盐玻璃的基本结构单元为 $[PO_4]$ 四面体^[20]。因 P^{5+} 的价态,使得 $[PO_4]$ 4个P—O键中存在一个双键。而此双键容易被 Al^{3+} 打断,形成 $[AlO_4]$ 四面体。同时在 Al^{3+} 和 P^{5+} 间形成电荷平衡,有利于该四面体大量形成。由图5(a)可知,四配位铝的低能Al(I)谱带对应的是水解之前的主要铝结构,占据铝成分的大部分,作为玻璃形成体。而六配位铝的高能Al(II)谱带,在水解之前仅占有少量部分,作为玻璃修饰体。正是这少量部分的六配位铝结构,起到了连接P—O链的作用,从而将原本链状和层状结构,发展为立体骨架的主体结构,增强了磷酸盐玻璃基质的耐水性。图5(b)、(c)、(d)反映出,在水解发生后,六配位铝结构的比例在不断上升。也就意味着掺钕磷酸盐激光玻璃的表面,随着水解过程的发展,耐水性却相对有所加强。当六配位铝结构占据铝成分的主要部分时,即发生了图2所示的铝成分水解的非单调性质。同时导致在掺钕磷酸盐激光玻璃中各主要成分的水解,均存在一个较其他磷酸盐玻璃更加明显的、从第一阶段到第二阶段水解转变的拐点,而且发生在大致相同的时间点。至于图2(b)掺钕磷酸盐玻璃粉体,在24 h水解后的溶液中,铝浓度又重新上升。可能的原因是由于粉体颗粒所具有的非平面表面,以及更多因球磨导致的表面缺陷,尽管有更多的六配位铝形成,但没有形成足够尺寸的立体骨架以抵制水解。图2(a)对片体的实验表明,在24 h水解后的溶液中,铝浓度仍然在下降。

4 结 论

掺钕磷酸盐激光玻璃中锂、钾、钡、磷在从第一阶段向第二阶段水解转变的过程中,于6~8 h之间存在明确的拐点区,其后水解溶液中的浓度上升相对缓慢。而铝成分则进一步表现出在此时间点后的浓度从上升变为下降的非单调性质。水解前后的光电子能谱表明,水解前的掺钕磷酸盐激光玻璃中的铝成分,可区分为作为形成体的四配位铝和作为修饰体的六配位铝,分别处于四面体和八面体中,前者占据大比例。水解开始后,四配位铝的比例在下降,而六配位铝的比例在上升。也是在水解发生拐点的6~8 h之间,六配位铝开始占据多数。进一步水解,更多的四配位铝转变为六配位铝。由于六配位铝能够连接P—O链和层,是有可能增强玻璃耐水性的。而大比例六配位铝的形成,又可能导致水解溶液中铝浓度下降,表现出非单调性质。

参 考 文 献

- 1 Lim C, Hong S K, Ko K, *et al.*. Construction of the 1 kJ Nd: glass laser facility at KAERI[C]. J Phys: Conf Ser 2008, 112(3): 032012.
- 2 Casavant D, Carey R, Cline B, *et al.*. Testing and quality assurance of the control system during NIF commissioning[C]. The 9th International Conference on Accelerator and Large Experimental Physics Control Systems (ICALPECS 2003), 2003.
- 3 Zhu Jianqiang. Bulletin of Chinese academy of sciences[J]. 2010, 25(1): 114-117.
朱健强. 开拓创新持续发展中的神光装置[J]. 中国科学院院刊, 2010, 25(1): 114-117.
- 4 Mullany B, Mainuddin M. The influence of process vibrations on precision polishing metrics[J]. CIRPAnnals—Manufacturing Technology 2012, 61(1): 555-558.
- 5 Suratwala T I, Steele R A, Wilke G D, *et al.*. Effects of OH content, water vapor pressure, and temperature on sub-critical crack growth in phosphate glass[J]. J Non Crys Solids, 2000, 263(1-2): 213-227.
- 6 Wang Wei, Zhang Lei, Feng Suyu, *et al.*. Using fluorescent microscopy method to study subsurface defects in Nd-doped phosphate

- laser glasses[J]. Chinese J Lasers, 2014, (9): 0906001.
- 王 威, 张 磊, 冯素雅, 等. 采用显微荧光法研究掺钕磷酸盐激光玻璃的亚表面缺陷[J]. 中国激光, 2014, (9): 0906001.
- 7 Liu H J, Huang J, Wang F R, *et al.*. Subsurface defects of fused silica optics and laser induced damage at 351 nm[J]. Opt Express, 2013, 21(10): 12204-17.
- 8 Liang Wen, Cheng Jijian. Study of acid resistance of a new phosphate glass[J]. J Chin Ceram Soc, 2001, 29(3): 294-297.
- 梁 文, 程继健. 一种新型磷酸盐玻璃的抗酸性研究[J]. 硅酸盐学报, 2001, 29(3): 294-297.
- 9 Meng X F, Zhang Q T, Lu Z Z, *et al.*. Study on chemical durability of BAP system glass doped with rare earths[J]. J Rare Earth 2007, 25(7): 125-128.
- 10 Xu Yongchun, Shen Yujing, Hu Lili. Aqueous corrosion behaviour of N31 phosphate laser glass[J]. J Chin Ceram Soc, 2011, 39(1): 130-133.
- 徐永春, 沈玉晶, 胡丽丽. N31型磷酸盐激光钕玻璃的耐水性[J]. 硅酸盐学报, 2011, 39(1): 130-133.
- 11 Sirotkin S, Meszaros R, Wondraczek L. Chemical stability of ZnO-Na₂O-SO₃-P₂O₅ glasses[J]. Int J Appl Glass Sci, 2012, 3(1): 44-52.
- 12 Tomic M B, Nikolic J D, Grujic S R, *et al.*. Dissolution behavior of a polyphosphate glass into an aqueous solution under static leaching conditions[J]. J Non Crys Solids, 2013, 362(2): 185-194.
- 13 Tsuchida J, Schneider J, Rinke M T, *et al.*. Structure of ternary aluminum metaphosphate glasses[J]. J Phys Chem C, 2011, 115(44): 21927-21941.
- 14 Bunker B C, Arnold G W, Wilder J A. Phosphate glass dissolution in aqueous solutions[J]. J Non Crys Solids, 1984, 64(3): 291-316.
- 15 Brow R K, Click C A, Alam T M. Modifier coordination and phosphate glass networks[J]. J Non Crys Solids, 2000, 274(1): 9-16.
- 16 Rotole J A, Sherwood P M A. Aluminum foil by XPS[J]. Surf Sci Spectra, 1998, 5(1): 4-10.
- 17 Novoselov A, Talik E, Pajczkowska A. X-ray photoelectron spectroscopic studies on coloration of SrLaAlO₄ single crystals[J]. Cryst Res Technol, 2001, 36(8-10): 859-864.
- 18 Fajans K, Kreidl N J. Stability of lead glasses and polarization of ions[J]. J Am Ceram Soc, 1948, 31(4): 105-114.
- 19 Barr T L, Seal S, Wozniak K, *et al.*. ESCA studies of the coordination state of aluminium in oxide environments[J]. J Chem Soc Faraday Trans, 1997, 93(1): 181-186.
- 20 Brow R K. Review: The structure of simple phosphate glasses[J]. J Non Crys Solids, 2000, 263(3): 1-28.

栏目编辑: 张浩佳