

# **Acompanhamento do processo de cristalização. em vidros contendo resíduos galvânicos**

A. C. Silva<sup>1</sup>, S.C.Santos<sup>1</sup>, J. S. Moya<sup>2</sup>, S. R. H. Mello-Castanho<sup>1</sup>.

<sup>1</sup>Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN/São Paulo, Brasil.

<sup>2</sup>Instituto de Ciencia de Materiales de Madrid – ICMM/Madrid, Espanha.

## **RESUMO**

O processo de incorporação de resíduos sólidos galvânicos em uma matriz de alta estabilidade química foi estudado. Foram preparadas composições contendo até 50% de resíduo sólido galvânico modificando-se a composição básica dos vidros soda-cal-borosilicato. Após a fusão, à temperatura de 1300°C, as amostras também foram submetidas a tratamento térmico para o nucleação e desenvolvimento de fases cristalinas. Os vidros foram caracterizados utilizando-se as técnicas de Espectrometria de Emissão por Plasma (ICP), Microscopia Eletrônica de Varredura (SEM-EDX), Microscopia Óptica, Ressonância Nuclear Magnética (RNM), Espectroscopia Fotoeletrônica de Raios-X (XPS) e Difração de Raios-X (DRX). A estabilidade química foi avaliada por ensaios de ataque hidrolítico. Os vidros contendo 40% de resíduo galvânico demonstraram uma alta estabilidade química, similar a de um vidro soda-cal comercial. Verificou-se a participação de metais de transição na formação dos vidros silicatos. E também que os tratamentos térmicos prolongados podem reorganizar a distribuição dos metais de transição na rede vítrea e as fases precipitadas.

**Palavras chave:** Vidro; Resíduo Galvânico, Resíduo de Eletrodeposição, Cromo, Resíduos Sólidos, Meio Ambiente.

## INTRODUÇÃO

Dentro do conceito de vitrificação, uma possibilidade interessante é a a conversão do resíduo perigoso em uma matriz de vidro silicato quimicamente inerte. A estabilização de resíduos industriais perigosos é sem dúvida um dos pontos chave para se cooperar com o desenvolvimento sustentável <sup>(1)</sup>. A obtenção de produtos vítreos e/ou vitrocerâmicos baseados em resíduos industriais permite viabilizar economicamente o processo de vitrificação <sup>(2,3)</sup>.

Resíduos contendo Cr, Ni, Cu, Zn, Pb, na forma de sais solúveis em água, tais como o resíduo galvânico, são reconhecidamente carcinogênicos <sup>(1-2)</sup>. Para este tipo de resíduos ainda se buscam tecnologias que garantam um destino seguro. Outros resíduos, tais como finos de sílica e lamas de corte e polimento de rochas graníticas, embora quimicamente inertes, apresentam-se como perigosos por provocarem doenças respiratórias e, pela grande quantidade gerada, devendo ser estabilizados.

O objetivo deste trabalho é verificar a estabilidade de fases cristalinas formadas durante a vitrificação de resíduos galvânicos.

## MATERIAIS E MÉTODOS

### Materiais

Resíduo sólido galvânico semi-seco (RSG). Devido à sua composição (Cr, Cu, Ni, Zn, etc), é considerado resíduo pertencente à classe I - NBR 10.004 <sup>(4)</sup>.

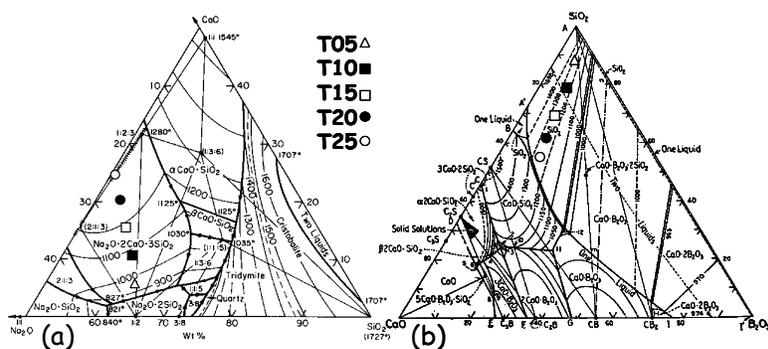
Resíduos finos sílica. Devido à sua baixa granulometria, é considerado resíduo pertencente à classe I - NBR 10.004 <sup>(4)</sup>.

Resíduo de corte de rochas graníticas. Embora de baixa toxicidade, por ser gerado em grandes quantidades, torna-se nocivo ao equilíbrio ambiental.

**Reagentes.** Os reagentes utilizados neste estudo, de pureza comercial, foram: Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> - Nuclear, 95,0 % em massa; NaOH - Nuclear, 97,0 % em massa); K<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> - Carlo Erba, 99,0% em massa; CaO - Nuclear, 95,0 % em massa; H<sub>2</sub>BO<sub>3</sub> - Química Moderna, 97,0% em massa; e, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - Alcoa A1000.

### **Metodologia**

A formulação dos vidros foi realizada tendo como critério o uso de temperaturas de fusão  $\leq 1300^{\circ}\text{C}$  <sup>(5,6)</sup>, de forma a se evitar a sublimação de Cr, Ni, Cu ou Zn. Deste modo calculou-se cinco composições de vidro soda-cal-borosilicato utilizando os resíduos finos de sílica e de corte de granito, tendo como base de cálculo, os diagramas de equilíbrio dos sistemas CaO-Na<sub>2</sub>O-SiO<sub>2</sub> <sup>(7)</sup> (Fig. 1a) e B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaO-SiO<sub>2</sub> <sup>(8)</sup> (Fig. 1b). A concentração de CaO (óxido modificador R<sup>2+</sup>) variou de 5 a 25 % em massa. Estas composições foram denominadas T05C, T10C, T15C, T20C e T25C de acordo com o conteúdo de CaO e estão também representadas na figura 1.



**Figura 1** - (a) Diagrama Na<sub>2</sub>O:CaO:SiO<sub>2</sub> <sup>(9)</sup> e; (b) Diagrama B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:CaO:SiO<sub>2</sub> <sup>(8)</sup>.

Para incorporar o resíduo galvânico (RSG) nesta série de vidros, o Ca<sup>2+</sup> foi substituído na formulação pelos óxidos de metais de transição presentes no mesmo, considerando a equivalência molar dos cátions e a valência típica destes metais, no vidro (Cr<sup>3+</sup>, Ni<sup>2+</sup>, Zn<sup>2+</sup>, Ca<sup>2+</sup>, Pb<sup>2+</sup>). Por exemplo, 1,0 mol Cr<sup>3+</sup> equivalente a 1,5 mol de Ca<sup>2+</sup>; 1,0 mol Ni<sup>2+</sup> equivalente a 1,0 mol de Ca<sup>2+</sup>, etc. Estas composições foram respectivamente denominadas como T05R, T10R, T15R, T20R e T25R. Todas as composições são apresentadas na tabela 1.

As composições foram fundidas a 1300°C por duas horas em cadinhos de alta alumina em um forno vertical. Os vidros foram moldados em barras (10x10x50) mm e recozidos 500°C for 2 h.

Posteriormente amostras dos vidros contendo resíduo galvânico foram submetidos a tratamento térmico (900°C durante 72h) para verificar a a formação de fases cristalinas contendo metais de transição. Após o tratamento térmico estes vidros serão citados neste trabalho como (T05RD, T10RD, T15RD, T20RD e T25RD respectivamente).

**Tabela 1 - Composições dos vidros formulados (% em massa)**

<b>Composição</b>	<b>T05C</b>	<b>T05R</b>	<b>T10C</b>	<b>T10R</b>	<b>T15C</b>	<b>T15R</b>	<b>T20C</b>	<b>T20R</b>	<b>T25C</b>	<b>T25R</b>
<b>SiO<sub>2</sub></b>	57,2	57,2	53,0	53,0	47,6	47,6	43,5	43,5	39,1	39,1
<b>B<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b>	4,3	4,3	5,5	5,5	6,9	6,9	8,0	8,0	9,4	9,4
<b>Na<sub>2</sub>O</b>	30,5	30,5	28,5	28,5	27,5	27,5	25,5	25,5	23,5	23,5
<b>CaO</b>	4,9	1,5	9,9	2,9	14,9	4,3	19,9	5,7	24,9	7,1
<b>K<sub>2</sub>O</b>	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
<b>Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b>	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0
<b>MgO</b>	0,0	0,3	0,0	0,7	0,0	1,1	0,0	1,4	0,0	1,8
<b>Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b>	0,0	2,1	0,0	4,2	0,0	6,3	0,0	8,5	0,0	10,6
<b>NiO</b>	0,0	1,3	0,0	2,6	0,0	3,9	0,0	5,2	0,0	6,6
<b>CuO</b>	0,0	0,7	0,0	1,4	0,0	2,1	0,0	2,8	0,0	3,5
<b>ZnO</b>	0,0	0,5	0,0	0,9	0,0	1,4	0,0	1,9	0,0	2,4
<b>Outros</b>	1,6	2,5	1,8	3,8	2,0	5,0	2,2	6,1	2,4	7,4

A caracterização dos mesmos foi realizada utilizando as técnicas de DRX (Bruker AXS D8-Advance, Madison, USA), microscopia óptica (Leica Microsystems GmbH - DM RM, Heerbrugg, Switzerland), RNM-MAS (Bruker – Advance 400 – 9.4 Tesla, Karlsruhe, Germany), MEV-EDX (Jeol Ltd. 6400 – INCA Oxford Instruments, Tokyo, Japan) e XPS (VGS ESCALAB 210, Seoul, Korea). A resistência química dos vidros obtidos foi avaliada pelo método de resistência hidrolítica descrito por Day <sup>(9)</sup>.

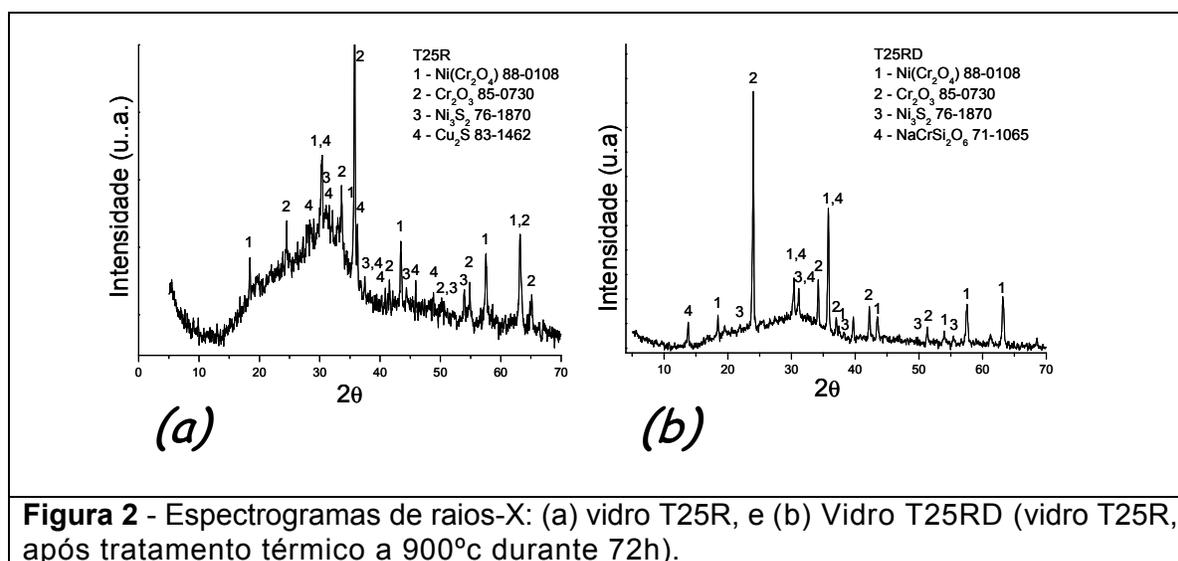
## **RESULTADOS E DISCUSSÃO**

### **Estrutura dos vidros**

Os difratogramas de Raios X correspondentes à série dos vidros TC (os modificados com cálcio) indicam estrutura amorfa característica para os vidros silicatos.

Contudo, os difratogramas correspondentes aos vidros da série TR (os incorporados com resíduo galvânico) detectam a presença das fases  $\text{Ni}_3\text{S}_2$ ,  $\text{Cu}_2\text{S}$  e  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , com picos mais intensos observados nos vidros T20R e T25R. O difratograma do vidro T25R é apresentado na figura 2a.

Após o tratamento térmico ( $900^\circ\text{C}$  durante 72h) verificou-se a desestabilização das fases cristalinas, com a diminuição da ocorrência de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ni}_3\text{S}_2$  e  $\text{Cu}_2\text{S}$  e a formação de  $\text{NaCrSi}_2\text{O}_6$  (figura 2b).

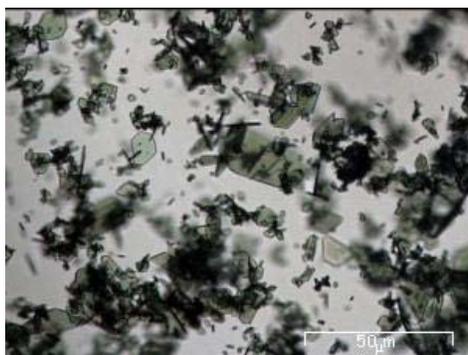


**Figura 2** - Espectrogramas de raios-X: (a) vidro T25R, e (b) Vidro T25RD (vidro T25R, após tratamento térmico a  $900^\circ\text{C}$  durante 72h).

A figura 3 mostra uma micrografia obtida em microscópio óptico, de luz transmitida à partir de uma amostra do vidro T20R, preparada em lâmina delgada ( $\approx 30 \mu\text{m}$ ). Observa-se nesta micrografia, a presença de cristais de cromita na forma de plaquetas hexagonais. Este resultado é consistente com as observações por MEV-EDS da amostra T20R, a qual indica um significativo decréscimo no conteúdo de cromo na matriz vítrea, em comparação com sua composição nominal (de 7,6 para 2,2 % em massa).

A estrutura local dos vidros foi estudada por espectroscopia de MAS-NMR (fig. 4). Os espectros Si MAS-NMR dos vidros analisados constituem-se de uma componente central em conjunto com vários picos de bandas laterais, separadas pela taxa de rotação expressa em c/s. Nos vidros T10C e T20C, a principal componente foi

detectada à  $-86.5$  ppm, e, corresponde ao arranjo tetraédrico do Si em cadeias (arranjos  $Q^2$ ). Nos espectros correspondentes aos vidros T10R e T20R, a intensidade e a largura dos picos correspondentes aos diferentes componentes cresce consideravelmente em consequência da participação dos cátions paramagnéticos presentes no resíduo galvânico. Na amostra T20R, o pico principal desloca-se para  $-90$  ppm e uma nova componente a  $-110$  ppm, devido a segregação da sílica foi também detectada.

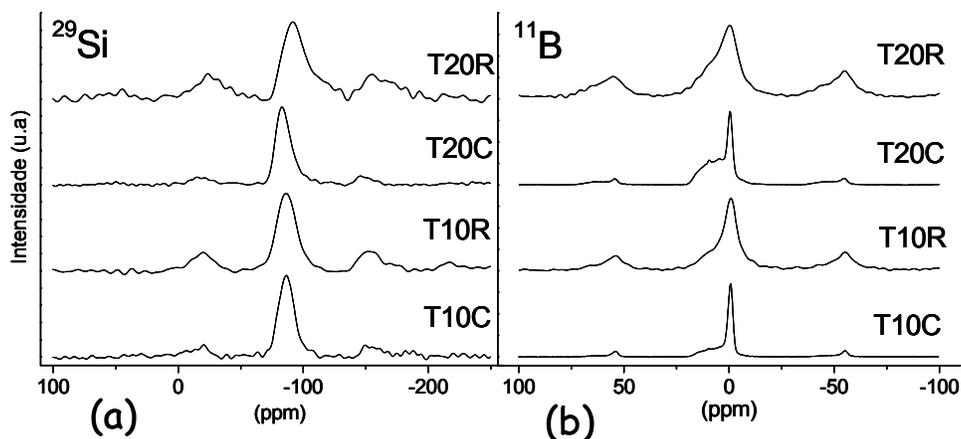


**Figura 3** – Micrografia por transmissão óptica do vidro T20R

Os espectros  $^{11}\text{B}$  MAS-NMR dos vidros analisados (Fig. 4b) apresentaram dois componentes, um pico em torno de  $17$  ppm e outro simples a  $0,1$  ppm que pode ser atribuído respectivamente aos átomos de B em coordenação trigonal e tetraédrica. A presença de cátions paramagnéticos nos vidros T10R e T20R causam novamente um aumento da intensidade e largura dos picos componentes. De forma geral, os picos referentes ao óxido de boro trigonal, aumentam com o aumento da concentração de cálcio ou dos metais de transição. O pico detectado à  $-86,5$  ppm corresponde ao arranjo tetraédrico do Si em cadeias.

A figura 5 apresenta os espectros XPS para o orbital correspondente ao Cr 2p determinado a partir de amostras dos vidros (a) T15R e (b) T20R. Os espectros medidos foram corrigidos pelo método "Shirley Background" <sup>(10)</sup>. Nas amostras de vidros T15R, a proporção relativa encontrada para o estado de coordenação  $\text{Cr}^{3+}$  na linha Cr 2p foi de  $59$  átomos% , e, para as amostras T20R foi de  $75$  átomos%. Estes resultados indicam que ocorre um decréscimo na ocorrência de  $\text{Cr}^{6+}$  com o aumento de

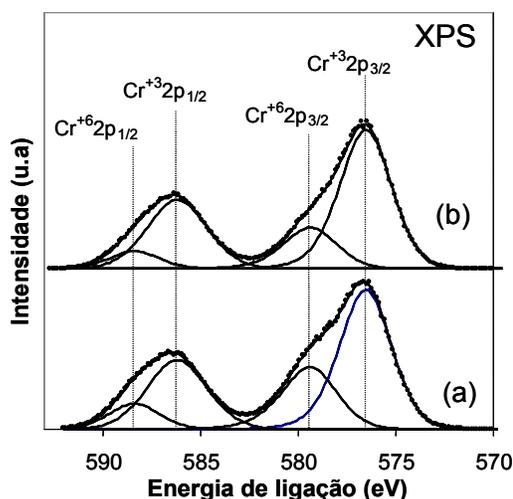
concentração dos resíduos galvânicos adicionados aos vidros boro silicatos. Nesta composição, observa-se que, quando a fração de Cr ultrapassa o seu limite de dissolução no vidro, ocorre a formação de cromita que se precipita, consumindo uma significativa fração de  $\text{Cr}^{6+}$ . Como se observa, o conteúdo de  $\text{Cr}^{6+}$  no vidro T20R é reduzido (figura 5). Neste processo de redução do Cromo ( $\text{Cr}^{6+} \rightarrow \text{Cr}^{3+}$ ), o enxofre presente no lodo galvânico exerce importante influência.



**Figura 4** – Espectros MAS-NMR dos vidros T10C, T10R, T20C e T20R, para  $^{29}\text{Si}$  (a) e  $^{11}\text{B}$  (b).

Com base nos ensaios por RNM-MAS e XPS dos vidros obtidos, observa-se que as cadeias de  $\text{SiO}_2$  estão interconectadas por óxidos de boro em coordenação trigonal e/ou tetragonal. Nos vidros com alto conteúdo de Ca (série TC), foram detectados óxidos de boro trigonal e tetraédrico. Nos da série TR, os altos conteúdos de metais de transição favoreceu a formação da estrutura de boro com coordenação tetraédrica. Os átomos dos metais de transição formam ligações iônicas e/ou covalentes conforme sua coordenação. Este arranjo favorece a incorporação na rede de estrutura tetraédrica do vidro. Estes átomos formam também, “pontes” entre segmentos de cadeias de sílica/boro. O fato de resultar em uma estrutura mais fechada provavelmente irá contribuir para o aumento da resistência hidrolítica destes vidros. Também se observou nestes vidros que a ocupação dos sítios intersticiais nas cadeias da estrutura pode

impor um limite para a incorporação dos metais de transição, acima do qual, se produzem segregações de fase (figura 2).



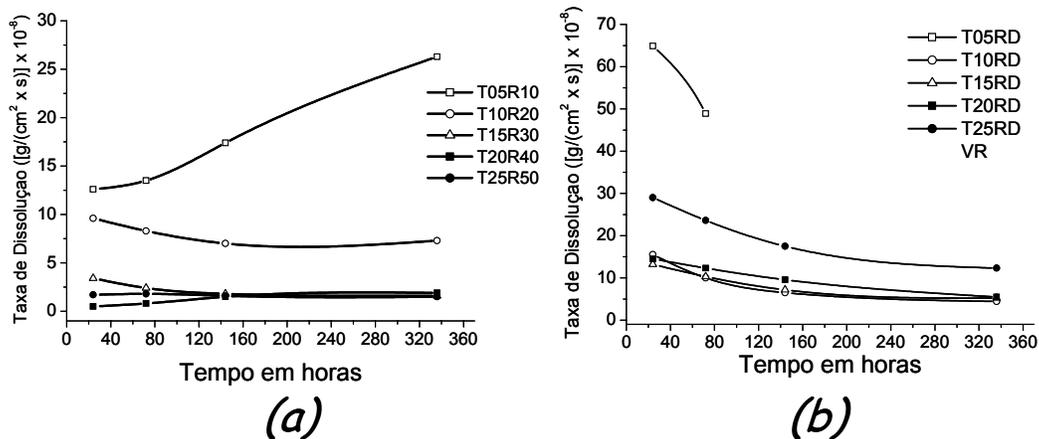
**Figura 5** – Espectros de energia para o Cr, identificando os orbitais característicos 2p (XPS) a partir das amostras T15R (a) e T20R (b). As componentes referentes aos picos estão representadas por linhas sólidas.

Na figura 6, a taxa de dissolução durante o ataque hidrolítico, é mostrada para alguns os vidros. De uma forma geral, estes vidros aumentam sua resistência hidrolítica como o aumento da concentração de modificadores (CaO ou metais de transição), sendo negligenciável nos vidros contendo alta concentração de resíduos galvânicos, i.e., T15R, T20R e T25R. De acordo com a literatura <sup>(11)</sup>, a estabilidade química dos vidros soda-cal cresce com o aumento do conteúdo de modificadores (Ca<sup>2+</sup>). Nestes vidros, o mecanismo de dissolução ocorre através dos seguintes processos: i) durante os primeiros estágios do ataque hidrolítico ocorre a extração dos cátions alcalinos (Na, K) da superfície do vidro, ii) Uma camada superficial rica em sílica é conseqüentemente formada. Esta irá atuar como uma barreira à difusão de H<sub>3</sub>O<sup>+</sup>. Este fato, explica o decrescimento monotônico nas curvas de dissolução em função do tempo, observado na figura 6. Entretanto, estas camadas ricas em sílica, não são mecanicamente resistentes, podendo facilmente desprender-se (“spalling”) expondo uma nova superfície do vidro ao ataque protônico. Portanto, esta camada superficial de sílica, não pode ser considerada uma proteção permanente para os vidros. Os vidros

com alta concentração de lodo galvânico (T15R, T20R e T25R), além de exibirem uma apreciável resistência hidrolítica ( $\leq 2 [g/(cm^2 \times s) \times 10^{-8}]$ ), suas curvas de dissolução em função do tempo, não exibem o decrescimento monotônico característico da formação da camada superficial rica em sílica. Estas curvas são similares em forma à curva do vidro soda cal comercial usado como comparação. Nos vidros TRD, observa-se uma significativa redução na resistência hidrolítica.

O comportamento dos vidros TR, explica-se considerando como exemplo, o comportamento dos vidros com alto conteúdo de ferro. O ferro por ser o elemento de transição mais comumente encontrado nos vidros silicato tem sido tema de numerosos estudos<sup>(12,13,14)</sup>. Holand et al<sup>(13)</sup> sugere para o caso de vidros pertencentes ao sistema  $SiO_2-Fe_2O_3-NaO$ , que a energia de ligação do nível atômico 1s dos átomos Si e do Fe nas ligações Si-O-Fe é maior que nas ligações Si-O-Na devido ao alto grau de covalência das ligações Fe-O. A substituição de tetraedros  $[SiO_4]$  por poliedros  $[FeO_4]$  com coordenação  $Fe^{3+}$ , é, segundo o autor, eletrostaticamente compensada pela proximidade de cátions  $Na^+$ . No caso dos vidros T15R, T20R e T25R, a alta resistência eletrolítica observada pode ser explicada considerando-se a covalência em ligações Si-O- $(Cr^{3+}, Ni^{2+}, Cu^{2+})$  vs. Si-O:Na ou Si-O:Ca (iônicas). Com estas evidências, espera-se formar uma estrutura mais fechada e coesa nos vidros contendo o lodo galvânico. Desta forma, pode-se explicar o comportamento de alta resistência hidrolítica observada. Maiores patamares de resistência hidrolítica são verificados para as composições T15R, T20R e T25R. A resistência hidrolítica nestas composições, com RSG, não é significativamente alterada pela variação de concentração de fases cristalinas presentes (fig.2a).

Para os vidros TRD, a redução na resistência hidrolítica se explica dentro da mesma hipótese. Os cátions  $Cr^{3+}$  unidos à rede por ligações covalentes e portanto, coordenação tetraédrica. A proximidade do  $Na^+$  para equilibrar a carga eletrostática, implica na distorção destes tetraedros<sup>(15,16,17,18,19)</sup>. O tratamento térmico em atmosfera de ar facilita a conversão do  $Cr^{3+}$  tetraédrico para a coordenação octaédrica e a oxidação para  $Cr^{6+}$  Octaédrico, fragmentando a estrutura da rede e formando  $NaCrSiO_6$ , solúvel em água.



**Figura 6** – Curvas da taxa de dissolução em função do tempo obtidas no ensaio de resistência hidrolítica, para os vidros T20C, T25C, T15R, T20R, T25R e de um vidro soda-cal ordinário de garrafas.

## CONCLUSÕES

Provou-se que vidros boro-soda-cal podem ser utilizados para estabilizar os metais de transição tóxicos (Cr, Ni, Cu, Zn, Pb), em composições com até 40% em massa de lodo galvânico. Os resultados obtidos indicam que esta estrutura particular de vidro boro-soda-cal é capaz de incorporar em sua rede estrutural os metais de transição, unindo seguimentos de tetraedros de sílica e desta forma, elevando a resistência hidrolítica a patamares similares aos dos vidros soda-cal comuns. Contudo, tratamentos térmicos prolongados podem desestabilizar este arranjo estrutural.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao IPEN (Brasil) e ao ICMM (Espanha), pelos ensaios realizados, ao CNPq pelas bolsas de estudo 140581/2005-7 e 202441/2006-7, e à Fapesp/SP, projetos 96/09604-9, 99/01924-2 e 00/02483-9.

## REFERÊNCIAS

---

1. COLOMBO, P.; BRUSATIN, G.; BERNARDO, E.; SCARINCI, G. Inertization and reuse of waste materials by vitrification and fabrication of glass-based products. ***Current Opinion in Solid State and Materials Science***, v. 7, p. 225–239, 2003.
2. LEE, W.E.; BOCCACCINI, A.R.; LABRINCHA, J.A.; LEONELLI, C.; DRUMMOND III, C.H.; CHEESEMAN, C.R. Green engineering – Ceramic technology and sustainable development, ***Am. Ceram. Soc. Bul.***, v.86, n.1, p.18-25, 2007.
3. BARBIERI, L.; BONAMARTINI, A.C.; LANCELLOTTI, I. Alkaline and alkaline–earth silicate glasses and glasses–ceramics from municipal and industrial wastes, ***J. Eur. Ceram. Soc.***, v. 20, p.2477–2483, 2000.
4. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Resíduos sólidos – Classificação**. Rio de Janeiro: ABNT, 1987. (NBR 1004).
5. SILVA, A.C.; MELLO-CASTANHO, S.; GUITIAN, F.; MONTERO, I.; ESTEBAN-CUBILLO, A.; SOBRADOS, I.; SANZ, J.; MOYA, J.S. Incorporation of Galvanic Waste (Cr, Ni, Cu, Zn, Pb) in a Soda–Lime–Borosilicate Glass, ***J. Am. Ceram. Soc.***, v.91, n.4, p.1300–1305, 2008.
6. SILVA, A.C. MELLO-CASTANHO, S.R.H. Vitrified galvanic waste chemical stability, ***J. Eur. Ceram. Soc.***, v.27, p.565–570, 2007.
7. SHAHID, K.A. GLASSER, F.P. Phase Equilibria in the glass forming of the system sodium-oxide calcium-oxide and silicon-dioxide, ***Phys. Chem. Glasses***, v.12, n.2, p.50-57, 1971.
8. FLINT, E.P. WELLS, L.S. The system lime-boric oxide-silica, ***J. Res. Natl. Bur. Stand.*** v.17, n.5, p.727-752, 1936.
9. DAY, D.E. WU, Z. RAY, C.S. HRMA, P. Chemically durable iron phosphate glass waste forms, ***J. Non-Cryst. Solids***, v.241, p.1–12, 1998.
10. ARONNIEMI, M. SAINIO, J. LATINEEN, J. Chemical state quantification of iron and chromium oxides using XPS: the effect of the background subtraction method, ***Surf. Sci.***, v.578, p.108–123, 2005.
11. PAUL, A. ***Chemistry of glasses***, Chapman and Hall, Londres, 293p. 1982.
12. HOLLAND, D. MEKKI, A. GEE, I.A. MCCONVILLE, C.F. JOHNSON, J.A. APPLEYARD, C.E. THOMAS, P.M. The structure of sodium iron silicate glass - a multi-technique approach, ***J. Non-Cryst. Solids***, v.253, p.192-202, 1999.
13. JACKSON, W.E.; FARGES, F.; YEAGER, M.; MABROUK, P. A.; ROSSANO, S.; WAYCHUNAS, G. A.; SOLOMON, E. I.; BROWN JR., G.E. Multi-spectroscopic study of Fe (II) in silicate glasses: Implications for the coordination environment of Fe(II) in silicate melts. ***Geochim. et Cosmochim. Acta***, v.69, n.17, p.4315–4332, 2005.
14. NAVARRO, J.M.F. ***El Vidrio***. 3ª ed. Consejo Superior de Invest. Científicas - Fundacion Centro Nacional del Vidrio, Madrid, 2003.
15. PINAKIDOU, F.; KATSIKINI, M.; KAVOURAS, P.; KOMNINO, F.; KARAKOSTAS, E.C. Structural role and coordination environment of Fe in Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–PbO–SiO<sub>2</sub>–Na<sub>2</sub>O composite glasses. ***Journal of Non-Crystalline Solids***, v. 354, p. 105–111, 2008.

---

16. N. SEIGNEZ.; GAUTHIER, A.; BULTEEL, D.; BUATIER, M.; RECOURT, P.; DAMIDOT, D.; POTDEVIN, J.L. Effect of Pb-rich and Fe-rich entities during alteration of a partially vitrified metallurgical waste. *Journal of Hazardous Materials*, v. 149, p. 418–431, 2007.

17. BINGHAM, P.A.; PARKER, J.M.; SEARLE, T.M.; SMITH, I. Local structure and medium range ordering of tetrahedrally coordinated Fe<sup>3+</sup> ions in alkali–alkaline earth–silica glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*, v. 353, p. 2479–2494, 2007.

18. PINAKIDOU, F.; KATSIKINI, M.; KAVOURAS, P.; KOMNINO, F.; KARAKOSTAS, TH.; PALOURA, E.C. *Structural role and coordination environment of Fe in Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–PbO–SiO<sub>2</sub>–Na<sub>2</sub>O composite glasses*. *Journal of Non-Crystalline Solids*, v. 354, p. 105–111, 2008.

19. MYSEN, B.O. Redox equilibria of iron and silicate melt structure: Implications for olivine/melt element partitioning. *Geochimica et Cosmochimica Acta*, v. 70, p. 3121–3138, 2006.

## Galvanic Waste Glasses

### ABSTRACT

In the present investigation a glassing process for galvanic waste incorporation with a high chemical stability is presented. Glasses with up to 50 wt% of galvanic solid waste by modifications in the basic composition of soda-lime-borosilicate glasses were prepared. After fusing at temperatures up to 1300°C the glasses were characterized by ICP, EDS-SEM, transmission and reflected light microscopy, NMR, XPS and XRD methods. The chemical stability was evaluated by hydrolytic attack essays. The transitions metals participation in glass structure was verified. Glasses containing up to 40 wt% of galvanic waste with a very high chemical stability, similar to bottle glasses, were obtained.

**Keywords:** Glass; Galvanic waste; Electroplating waste; Chromium. Solid Waste, Environment.