

NÍZKOTEPLNÍ FOSFÁTOVÉ SMALTY PRO ANTIKOROZNÍ OCHRANU KONSTRUKČNÍCH DÍLŮ Z OCHUZENÉHO URANU

VOLODYMYR LOBAZ^a, MAGDALENA
KONEFAĽ^a, NIKOLAY KOTOV^a, MIROSLAVA
LUKEŠOVÁ^a, JIŘINA HROMÁDKOVÁ^a,
MIROSLAV ŠLOUF^a, JIŘÍ PÁNEK^a, MARTIN
HRUBÝ^a, TOMÁŠ CHMELA^b
a PAVEL KRUPÍČKA^b

^a Ústav makromolekulární chemie AV ČR v. v. i., Heyrovského nám. 2, 162 06 Praha 6, ^b UJP PRAHA a.s., Nad Kamínkou 1345, 156 10 Praha 5
lobaz@imc.cas.cz

Došlo 1.3.20, přijato 4.4.20.

Rukopis byl zařazen k tisku v rámci placené služby urychleného publikování.

Klíčová slova: ochuzený uran, antikorozní ochrana, zinečnato-olovnatý fosfátový smalt

Úvod

Uran je aktinoid se třemi radioaktivními izotopy v tomto přirozeném zastoupení: ²³⁸U (99,28 %), ²³⁵U a stopové množství ²³⁴U, který je meziproduktem rozpadové řady ²³⁸U. Uran je charakteristický svou velmi vysokou hustotou 19,1 g cm⁻³. Ochuzený uran (OU) je získáván po částečném odseparování nuklidu ²³⁵U z přírodního uranu při výrobě tzv. obohaceného uranu, využívaného v jaderné energetice. OU je tedy méně radioaktivní ve srovnání s přírodní směsí jeho nuklidů (14,8 Bq/mg proti 25,4 Bq/mg) a vzhledem k jeho vysoké hustotě a atomovému číslu 92 nachází uplatnění jako konstrukční a stínící materiál. Kromě vojenských aplikací je OU využíván jako vyvažovací zátěž letadel, ke konstrukci stínění ozařovačů v radioterapii nebo k výrobě stínících kontejnerů pro transport a skladování radioaktivních zdrojů. Avšak právě průmyslové aplikace jsou limitovány náchylností tohoto materiálu ke korozi. Pokud je OU vystaven běžným atmosférickým podmínkám včetně působení vodní páry, snadno vytváří nerozpustné oxidy uranu a rozpustné uranylové sloučeniny, jako (UO₂)₃(OH)₅⁺ nebo UO₂(CO₃)₃⁴⁻ (cit.^{1,2}), které jsou silně nefrotoxické^{3,4}. Tyto sloučeniny mají schopnost spontánní akumulace v kostech díky vysoké afinitě uranylových solí ke kostním proteinům a fosfátům^{5,6}. Koroziní produkty OU tedy představují riziko jak pro zdraví, tak pro životní prostředí.

V současné době existuje několik strategií, jak chránit OU před korozi. Jsou to především: vložení do jiného materiálu, jako je např. beton^{7,8}, polymery⁹ nebo obal

z nerezové oceli¹⁰; dále lze použít napaření stříbra, mědi nebo olova¹¹, elektrochemickou ochranu obětovanou elektrodou z niklu, zinku¹² nebo slitin Al-Zn a Al-Mg¹³; pasivaci povrchu oxidací¹⁴, vytváření povrchových vrstev nitridů¹⁵ nebo karbidů¹⁶, příp. přípravu slitin OU s titanem¹³, molybdenem¹⁷ nebo zirkoniem¹⁸. Všechny dosud užívané způsoby ochrany před korozi mají své výhody i nevýhody; mezi nevýhody patří např. vznik odpadních roztoků z elektrochemických procesů kontaminovaných uranem, vysoká cena napařování kovů nebo jen částečně potlačená koroze drahých slitin OU a pasivovaných povrchů atp.

K ochraně povrchu materiálů mohou být použity sklovité vrstvy, které obecně vynikají tvrdostí a chemickou odolností. Pokud jsou vytvořeny na povrchu kovů, jsou běžně označovány jako smalty. Smaltování zpravidla zahrnuje nanesení skelného prášku, a to buď suchého nebo jeho kašovitě disperze, a následovně ohřátí na teplotu kolem 800 °C (cit.¹⁹), což zajistí spojení (spečení) částic prášku do kontinuálního filmu.

Skla, která obsahují fosfátové anionty v hlavních řetězcích, většinou mají teplotu skelného přechodu T_g pod 400 °C, což je využíváno např. při spojování materiálů²⁰. Podle poměru oxidu kovu k oxidu fosforečnému ve sloučenině (MeO)_x·(P₂O₅)_{1-x} jsou skla dělena jako ultrafosfátová (x < 50 %) nebo polyfosfátová (x > 50 %). Stupeň polymerizace fosfátových skupin je určen molárním poměrem prvků O/P (hodnota O/P > 3,5 odpovídá izolovaným ortofosfátovým skupinám)²¹. Odolnost proti vlhkosti a celková chemická stálost fosfátových skel silně závisí na typu použitých kovových kationtů²² a roste s rostoucí hodnotou x a s klesajícím poměrem O/P (cit.²³).

V odborné literatuře se dosud neobjevila zmínka o využití keramiky nebo skelných smaltových vrstev k pokrývání povrchu uranu, přitom koeficient teplotní roztažnosti uranu (12,0 až 13,6 10⁻⁶/°C, cit.²⁴) se dobře shoduje s roztažností fosfátových skel. Fosfáty mají navíc k uranu velkou chemickou afinitu, což podporuje vzájemnou adhezi. V této práci představujeme nový typ antikoročního smaltu na ochranu povrchu OU, který je založen na skle PbO·ZnO·P₂O₅ (1:1:3) s teplotou $T_g = 262$ °C, které bylo dříve popsáno v publikaci Liu a spol.²³. Optimalizovali jsme metodu přípravy tohoto skla a vyvinuli jsme techniku, která umožňuje sklo využít k vytvoření smaltové vrstvy na povrchu OU. Navržená metoda je jednoduchá a rychlá, neprodukuje mnoho odpadů a je vhodná pro pokrytí složitých tvarů uranových dílů, přičemž vyžaduje pouze odmaštění povrchu kovu před aplikací vrstvy. Smaltová vrstva je finálně tepelně upravena při relativně nízké teplotě 400 °C, což výrazně zvyšuje adhezi k uranovému povrchu a zachovává jeho požadované vlastnosti. Pro zlepšení vlastností smaltové vrstvy a snížení její propustnosti pro vodní páru a kyslík jsme testovali přidávání plniv grafitu a Cloisitu. Vytvoření amorfní skelné vrstvy bylo potvrzeno spektrometrickými metodami FTIR a FT-Raman, diferenciální skenovací kalorimetrií (DSC) a rentgenovou difrakcí (XRD).

Experimentální část

Materiály

Oxid zinečnatý (99,99 %), oxid olovnatý (99,9 %) a dihydrogenfosforečnan amonný (99,0 %) byly zakoupeny u Sigma-Aldrich s.r.o. (ČR); grafit PMM11 ve formě velmi jemného krystalického prášku od Koh-i-noor Grafit, s.r.o. (ČR); Cloisit 30B u Southern Clay Products Inc. (USA); ethanol (99,8%) u Lach-Ner (ČR); wolfram a ochuzený uran poskytla společnost UJP PRAHA a.s.

Tavení skel

Základem pro přípravu výchozího skla, tzv. skleněné frity, byl postup popsán v práci podle cit.²³. Oxid zinečnatý a oxid olovnatý ve formě prášků byly smíchány s dihydrogenfosforečnanem amonným v molárním poměru $\text{PbO} \cdot \text{ZnO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ (1:1:3), směs byla umístěna do kelímku z Al_2O_3 a pozvolna 2 h ohřívána až na teplotu 475 °C, při které byla ponechána 30 min; potom byla teplota během 2 h zvýšena na 800 °C. Po dosažení této maximální teploty sklo spontánně chladlo cca 12 h až na laboratorní teplotu. Příprava skla byla optimalizována s ohledem na jeho průmyslové použití.

Příprava skelných prášků

Výchozí sklo bylo za sucha drceno v laboratorním mlýnu vlastní výroby, velká zrna byla odstraněna pomocí síta Preciselekt (71 μm , ISO 3310-1). Takto vzniklý hrubý prášek byl dispergován ve vodě nebo ethanolu, což umožnilo jeho nanášení na povrchy kovových vzorků. Z části hrubého prášku byl připraven jemný prášek, který vznikl dalším mletím, a to v ethanolu na komerčním planetárním mlýnu Pulverisette-5 (Fritsch GmbH, SRN) v achátové nádobce; hmotnostní poměr prášku a ethanolu byl 5:1 a mletí probíhalo při 380 ot./min po dobu 90 min (6×15 min s přestávkami na chlazení mlecí nádoby).

Analýza

FTIR (Fourier-transform Infrared Spectroscopy) spektra byla naměřena s rozlišením 4 cm^{-1} na spektrometru Thermo Nicolet Nexus 870 FTIR (Thermo Scientific, USA), bylo odečteno pozadí a výsledné spektrum bylo zpracováno softwarem OMNIC (ver. 8.3.103).

FT-Raman (Fourier-transform Raman Spectroscopy) spektra byla měřena se spektrálním rozlišením 8 cm^{-1} na přístroji NXR FT-Raman s využitím NIR excitačního laseru (1064 nm) spojeného se spektrometrem Thermo Nicolet 6700 FTIR (Thermo Scientific, USA). Spektra byla vyhodnocena softwarem OMNIC (ver. 8.3.103).

XRD (X-ray Diffraction) měření byla provedena s použitím difraktometru Explorer s vysokým rozlišením (GNR Analytical Instruments, Itálie) vybaveným jednodimenzionálním detektorem Mythen 1K (Dectris, Švýcarsko). Absorpční hrana $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1,54 \text{ \AA}$) byla nastavena pomocí niklové fólie (β filtr). Měření bylo provedeno

v Braggově-Brentanově geometrii v rozsahu 2θ od 3° do 65° s krokem 0,1°. Expoziční čas v každém kroku byl 15 s.

DSC (Differential Scanning Calorimetry) přípravných prášků byla měřena na kalorimetru Q2000 (TA Instruments, USA) v hliníkových miskách ofukovaných dusíkem (průtok 50 ml min^{-1}). Měření probíhalo v režimu ohřev-chlazení-ohřev v rozmezí 30–400 °C, rychlost ohřevu 20 °C/min pro první ohřev a 10 °C/min pro druhý ohřev. Teploty přechodů byly určeny z fáze chlazení a druhého ohřevu s využitím software Universal Analysis 2000 (TA Instruments).

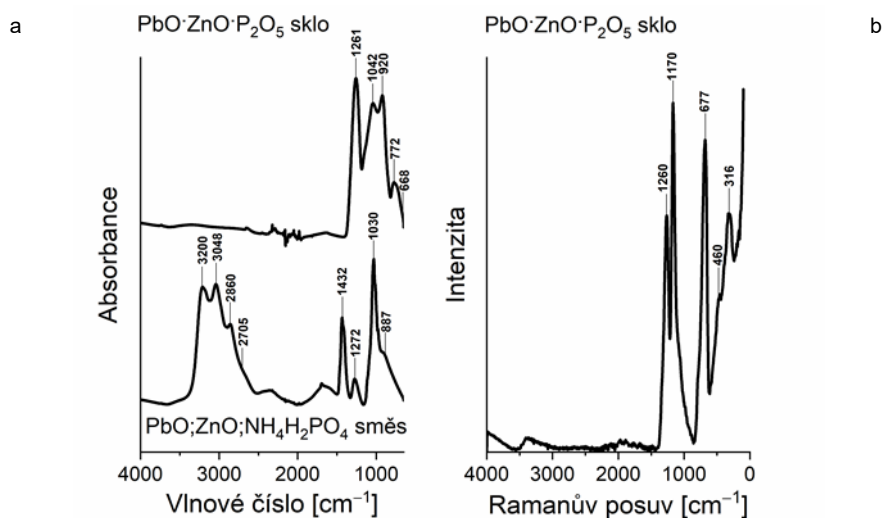
Korozní testy. Disky z ochuzeného uranu pokryté vrstvami testovaných anorganických hybridních smaltů byly umístěny do keramického kelímku a v běžné atmosféře byly ohřívány na 115 °C po dobu 23 dnů. Průběžně byla měřena hmotnost disků; korozní rychlost je definována jako přírůstek hmotnosti na jednotkovou plochu povrchu za jednotku času ($\text{mg cm}^{-2} \text{h}^{-1}$) a je spočtena z parametrů lineárního fitu příslušného grafu.

Výsledky a diskuse

Základem přípravy primárního skla, tzv. skleněné frity, typu $\text{PbO} \cdot \text{ZnO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ (1:1:3) je postup podle cit.²³ upravený tak, aby výsledný materiál měl požadované vlastnosti pro zamýšlené využití. Směs oxidů zinku a olova byla mechanicky promíchána s dihydrogenfosforečnanem amonným a poté byla zahřáta na 475 °C, kdy během 30 min dochází k rozkladu $\text{NH}_4\text{H}_2\text{PO}_4$ na HPO_3 , plynný NH_3 a H_2O . Následoval ohřev na 800 °C mající za následek dehydrataci HPO_3 a vytvoření nestechiometrické směsi polypyrofosfátů Zn/Pb ve formě průhledné pevné látky.

Struktura skla $\text{PbO} \cdot \text{ZnO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ měřená pomocí spektroskopie FTIR a FT-Raman

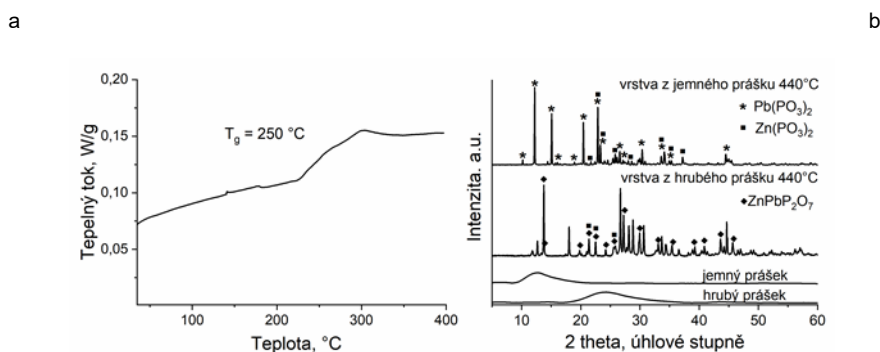
FTIR spektrum výchozí směsi primárního skla před tavením (obr. 1a) obsahuje pás 887 cm^{-1} , který odpovídá valenčním vibracím spojek $\text{P}-\text{O}-\text{H}$; pás 1030 cm^{-1} odpovídá vazbě $\text{P}-\text{O}^-$; pás 1272 cm^{-1} odpovídá kombinaci asymetrické valenční vibrace PO_4 s krystalovou mřížkou; pás 1432 cm^{-1} souvisí s vazební vibrací kationtů NH_4^+ ; pásy 3200 a 3048 odpovídají valenčním vibracím vazeb $-\text{O}-\text{H}$ a pásy 2860 a 2705 cm^{-1} valenčním vibracím vazeb $\text{N}-\text{H}$ (cit.²⁵). Nové pásy, které se objevují na 772 cm^{-1} a 920 cm^{-1} , jsou připisovány symetrickým a asymetrickým valenčním vibracím spojek $\text{P}-\text{O}-\text{P}$ v polypyrofosfátových řetězcích²³, přičemž polypyrofosfáty jsou základními řetězci sítě. V Ramanově spektru skelného prášku $\text{PbO} \cdot \text{ZnO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ (obr. 1b) je charakteristický pás na 1260 cm^{-1} připisován $\text{P}=\text{O}$ vibracím; pás 1170 cm^{-1} odpovídá symetrickému valenčním vibracím $[\text{PO}_2]^{-2}$ a pás 677 cm^{-1} náleží symetrickému modu $\text{P}-\text{O}-\text{P}$ fosfátu²⁶. Absence signálu příslušejícího vazbám $\text{P}-\text{O}-\text{Zn}$ nebo $\text{P}-\text{O}-\text{Pb}$ ukazuje, že ZnO a PbO jsou při celkovém frakčním poměru $x = 0,4$ včleněny do struktury $(\text{MeO})_x(\text{P}_2\text{O}_5)_{1-x}$ jako modifikátory sítě a sklo patří do skupiny ultrafosfátových skel ($x < 0,5$)²¹.

Obr. 1. Spektra FTIR (a) a FT-Raman (b) pro připravená skla $\text{PbO}\cdot\text{ZnO}\cdot\text{P}_2\text{O}_5$

Charakterizace materiálových vlastností $\text{PbO}\cdot\text{ZnO}\cdot\text{P}_2\text{O}_5$ pomocí XRD a DSC

Po suchém namletí skleněné frity na velikost částic pod 71 μm byl získaný prášek podroben měření DSC, při kterém vykazuje vlastnosti typické pro skla. Hodnota teploty skelného přechodu $T_g = 258\text{ }^\circ\text{C}$ pro sklo $\text{PbO}\cdot\text{ZnO}\cdot\text{P}_2\text{O}_5$ (1:1:3) je v dobrém souladu s daty publikovanými v literatuře²³ (obr. 2a). Výsledky měření XRD jak pro hrubý prášek získaný suchým mletím, tak pro jemný prášek připravený mokřím mletím, odpovídají amorfní struktuře (obr. 2b), přičemž u vzorku jemného prášku se amorfní pík posunuje k menším úhlům. Jak bylo řečeno, amorfní struktura skleněné frity (tj. primárně připraveného skla před mletím) vznikla postupným chladnutím bez prudkého zchlazení taveniny, které je jinak běžně používáno při vitrifikaci materiálů. Jak jsme ukázali výše, sklo $\text{PbO}\cdot\text{ZnO}\cdot\text{P}_2\text{O}_5$ (1:1:3) náleží k ultrafosfátovým sklům,

která podle Liu a spol. má nižší T_g ve srovnání s polyfosfátovými skly bohatými na kovové kationty²³. Nízká T_g je důležitou charakteristikou vhodné antikoroziční bariéry na povrchu OU zformované při nižších teplotách vypalování. Nicméně při sintrování obou typů připravených prášků při teplotě 440 $^\circ\text{C}$ dochází k jejich částečné krystalizaci. Podle Chowduryho²⁷ je krystalizační teplota skel typu $\text{PbO}\cdot\text{ZnO}\cdot\text{P}_2\text{O}_5$ rovna 430 $^\circ\text{C}$. Křivky získané měřením XRD (obr. 2b) na smaltu ukazují, že hrubý prášek krystalizuje především jako směsný ZnPbP_2O_7 (monoklinická soustava, COD 1535782) s příměsí $\text{Zn}(\text{PO}_3)_2$ (monoklinická soustava, COD 2013738) a dalšími minoritními složkami neidentifikovaných fází, zatímco jemný prášek krystalizuje jako směs dvou oddělených krystalických fází $\text{Zn}(\text{PO}_3)_2$ a $\text{Pb}(\text{PO}_3)_2$ (monoklinická, COD 2310615). Protože poloha amorfního píku u obou typů prášků koreluje s difrakčními maximy ve smaltových vrstvách připravených z těchto prášků, pozorované rozdíly

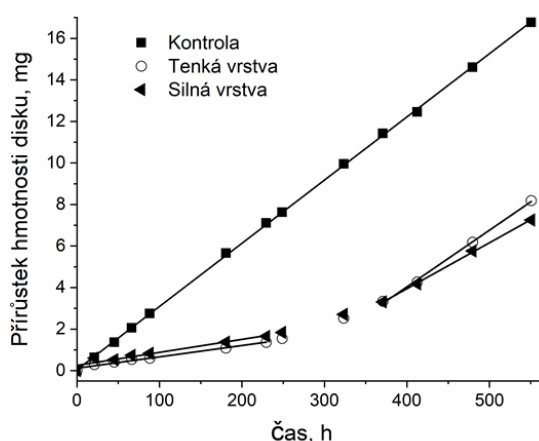


Obr. 2. Měření DSC hrubého prášku (a) a XRD hrubého a jemného prášku a vypálené vrstvy (b)

v krystalizačním mechanismu nejsou pravděpodobně způsobeny velikostí zrn, ale vycházejí ze změn, které ve hrubých zrnech indukují mechanismus mokrého mletí²⁸. Vrstvy vytvořené z hrubého skelného prášku s příměsí grafitu PMM 11 a Cloisitu 30B (obsah příměsí 2 a 10 hm.%) a sintrované za stejných podmínek jako čisté skelné prášky bez plniv krystalizují do složitějších směsných fází, ve kterých v případě přítomnosti grafitu dominuje ZnPbP_2O_7 , zatímco u Cloisitu převládá směs fází $\text{Zn}(\text{PO}_3)_2$ a $\text{Pb}(\text{PO}_3)_2$. Krystalová struktura grafitu (hexagonální, COD 9012230) i Cloisitu (monoklinická, R110052) je při vypečení zachována. Lístková morfologie těchto plniv snižuje prostupnost smaltu pro vodní páru a kyslík a tím zvyšuje ochranné protikorozní vlastnosti vrstvy.

Korozní testy provedené na discích OU pokrytých smaltem na bázi $\text{PbO}\cdot\text{ZnO}\cdot\text{P}_2\text{O}_5$

Vzorky pro korozní testy byly pokryty smaltem z čistého prášku nanášeného stříkáním buď jako jednoduchá vrstva s plošnou hustotou $6,5 \text{ mg cm}^{-2}$ nebo jako dvojitá vrstva s plošnou hustotou 13 mg cm^{-2} . Všechny testované disky z ochuzeného uranu včetně nesmaltovaného referenčního vzorku byly vypáleny při 440 °C ve vakuu, jak bylo popsáno výše. Poté na nich byl proveden zrychlený korozní test při teplotě 115 °C . Hmotnost referenčního disku narůstala lineárně v čase po celou dobu experimentu s vypočtenou hodnotou korozní rychlosti $362,1 \pm 1,4 \cdot 10^{-4} \text{ mg cm}^{-2} \text{ h}^{-1}$ ($r^2 = 0,999$) (obr. 3). Naproti tomu disky pokryté vrstvou smaltu vykazují zpomalení korozní rychlosti během prvních 300 h zrychleného korozního testu na hodnoty $65,1 \pm 3,8 \cdot 10^{-4} \text{ mg cm}^{-2} \text{ h}^{-1}$ ($r^2 = 0,979$, zpomaleno 5,5krát) pro jednoduchou a $74,5 \pm 8,8 \cdot 10^{-4} \text{ mg cm}^{-2} \text{ h}^{-1}$ ($r^2 = 0,921$, zpomaleno 4,8krát) pro dvojitou vrstvu; po 300 h korozní rychlost vzrostla na $324,4 \pm 9,0 \cdot 10^{-4} \text{ mg cm}^{-2} \text{ h}^{-1}$ ($r^2 = 0,998$) pro tenčí a $263,1 \pm 4,5 \cdot 10^{-4} \text{ mg cm}^{-2} \text{ h}^{-1}$ ($r^2 =$



Obr. 3. Hmotnostní přírůstek disků z OU při 115 °C na vzduchu. Přerušení křivek pro tenkou a silnou vrstvu je dáno použitím různých lineárních fitů platných v omezeném intervalu hodnot

0,999) pro silnější vrstvu. Protože nebyla pozorována výrazná závislost korozní rychlosti na tloušťce vrstvy, k omezené korozi smaltovaných disků dochází spíše z důvodu defektů ve skelné vrstvě vznikajících při nanášení stříkáním než kvůli vlastnostem materiálu samotného. Od takového lokálního defektu se pak šíří korozní ložisko, které od určité velikosti narušuje kompaktnost celé vrstvy.

Závěry

V této práci je ověřen nový koncept jednoduché a univerzální ochrany povrchové antikorozi úpravy dílů nebo výrobků z ochuzeného uranu. Prášky nízkoteplotních zinečnato-olovnatých fosfátových skel jsou vhodné pro přípravu dvoufázové směsi určené pro stříkání na povrch ochuzeného uranu, přičemž kapalnou fází je ethanol. Nastříkaná vrstva po vypálení při relativně nízké teplotě 440 °C vytvoří na uranovém povrchu kontinuální film, který zpomaluje korozní proces ve srovnání s nepotaženým povrchem. Nízká teplota sintrování je klíčová pro adhezi vrstvy i pro zachování požadovaných vlastností konstrukčního dílu. Smaltová vrstva má komplexní morfologii, která vzniká při sintrování skelných zrn výchozího skla nad teplotou skelného přechodu T_g , přičemž jádra zrn zůstávají tímto procesem nedotčena. Nanášením vrstvy smaltu bylo dosaženo až pětinasobného snížení korozní rychlosti ochuzeného uranu, avšak po cca 350 h zrychleného testu se korozní rychlost zvyšuje. Další vylepšení vlastností smaltu $\text{PbO}\cdot\text{ZnO}\cdot\text{P}_2\text{O}_5$ z hlediska jeho protikorozní účinnosti souvisí s parametry suspenze smaltovacího prášku v ethanolu, která je nanášena sprejováním. Předpokládáme, že optimalizací těchto parametrů a technologie sprejování lze minimalizovat vznik nehomogenit a zajistit tak vytvoření neporušené vrstvy smaltu bez vnitřních defektů, která dlouhodobě zamezí přístupu kyslíku a vodní páry k povrchu kovu.

Práce byla finančně podpořena Ministerstvem průmyslu a obchodu ČR v rámci programu TRIO (projekt FV10164). Autoři děkují spolupracovníkům z Českých lupkových závodů a.s.: Ing. Pavlu Roubíčkoví za provedení mokrého mletí prášků a Michaele Vyroubalové za měření DSC.

LITERATURA

- Schimmack W., Gerstmann U., Schultz W., Geipel, G.: *Radiat. Environ. Biophys.* 46, 221 (2007).
- Wang Y., Von Gunten K., Bartova B., Meisser N., Astner, M., Burger M., Bernier-Latmani R.: *Environ. Sci. Technol.* 50, 12266 (2016).
- Malard, V., Gaillard J. C., Bérenguer F., Sage, N.: *Biochim. Biophys. Acta - Proteins Proteomics* 1794, 882 (2009).
- Vicente-Vicente L., Quiros Y., Pérez-Barriocanal F., López-Novoa J. M., López-Hernández F. J., Morales A. I.: *Toxicol. Sci.* 118, 324 (2010).

5. Qi L., Basset C., Averseng O., Quéméneur E., Hagége A., Vidaud C.: *Metallomics* 6, 166 (2014).
 6. Bourgeois D. a 11 spoluautorů: *Anal. Bioanal. Chem.* 407, 6619 (2015).
 7. Quapp W. J., Lessing P. A.: U.S. Patent 6,166,390, (2000).
 8. Mattus C. H., Dole L. R.: *Proc. - 10th Int. Conf. Environ. Remediat. Radioact. Waste Manag. ICEM'05, Glasgow, Scotland, 3-8 September 2005*, str. 1820.
 9. Roeper D. F., Chidambaram D., Clayton C. R., Halada, G. P.: *Electrochim. Acta* 51, 545 (2005).
 10. Derrington S. B., Marsicek M. J., Thompson J. E.: *Proc. Sixth Annual International Conference on High Level Radioactive Waste Management, Las Vegas, USA, April 30 - May 5, 1995*, str. 707.
 11. Globus A. R.: U.S. Patent 4,592,790 (1990).
 12. Weirick L. J., Lynch C. T.: *77 NACE meeting, San Francisco, USA, 14 Mar. 1977*.
 13. Chang F., Levy M., Jackman B., Nowak W. B.: *Surf. Coatings Technol.* 48, 31 (1991).
 14. Schroeder J. B., Vaughan D. A., Schwartz C. M.: *J. Electrochem. Soc.* 106, 486 (1959).
 15. Allen G. C., Holmes N. R.: *J. Nucl. Mater.* 152, 187 (1988).
 16. Nelson A. J., Felter T. E., Wu K. J., Evans C., Ferreira J. L., Siekhaus W. J., McLean W.: *Surf. Sci.* 600, 1319 (2006).
 17. Parida S. C., Dash S., Singh Z., Prasad R., Venugopal V.: *J. Phys. Chem. Solids* 62, 585 (2001).
 18. Paukov M., Tkach I., Huber F., Gouder T., Cieslar M., Drozdenko D., Minarik P., Havela L.: *Appl. Surf. Sci.* 441, 113 (2018).
 19. Henderson G. S.: *Can. Mineral.* 43, 1921 (2005).
 20. Naito T., Aoyagi T., Sawai Y., Tachizono S., Yoshimura K., Hashiba Y., Yoshimoto M.: *Jpn. J. Appl. Phys.* 50, 88002 (2011).
 21. Brow R. K.: *J. Non-Cryst. Solids* 263, 1 (2000).
 22. Day D. E., Wu Z., Ray C. S., Hrma P.: *J. Non. Cryst. Solids* 241, 1 (1998).
 23. Liu H. S., Chin T. S., Yung S. W.: *Mater. Chem. Phys.* 50, 1 (1997).
 24. Beghi G.: *Technical Report of European Atomic Energy Community — EURATOM Joint Nuclear Research Center* (1968).
 25. Sun C., Xue D.: *J. Phys. Chem. C* 117, 19146 (2013).
 26. Le Saoût G., Simon P., Fayon F., Blin A., Vaills Y.: *J. Raman Spectrosc.* 33, 740 (2002).
 27. Chowdhury S., Mandal P., Ghosh S.: *Mater. Sci. Eng., B* 240, 116 (2019).
 28. Carta D., Pickup D. M., Knowles J. C., Ahmed I., Smith M. E., Newport R. J.: *J. Non. Cryst. Solids* 353, 1759 (2007).
- V. Lobaz^a, M. Konefal^a, N. Kotov^a, M. Lukešová^a, J. Hromádková^a, M. Šlouf^a, J. Pánek^a, M. Hrubý^a, T. Chmela^b, and P. Krupička^b** (^a*Institute of Macromolecular Chemistry CAS, Prague*, ^b*UJP PRAHA a.s., Prague*): **Low-Melting Phosphate Glass for Corrosion Protection of Depleted Uranium**
- The industrial applications of the depleted uranium (DU) are limited by its high susceptibility to corrosion. No efficient solution to this problem has been found so far. Current work describes coating of the DU surface with glassy inorganic film – enamel; a lead-zinc-phosphate based low-melting glass is used for this purpose. After spraying the enamel powder dispersion on DU surface followed by sintering at 440 °C, the continuous glassy film of a complex morphology is formed. The enamel inhibits corrosion of DU, is resistant to high doses of ionising radiation and, therefore, has a great potential for industrial applications.
- Keywords: depleted uranium, corrosion protection, zinc-lead phosphate glass, inorganic enamel