
KBS TEKNISK RAPPORT

44

Beständighet hos borsilikatglas

Tibor Lakatos

Glasforskningsinstitutet Växjö december 1977

BESTÄNDIGHET HOS BORSILIKATGLAS

Tibor Lakatos, Glasforskningsinstitutet
Växjö december 1977

Denna rapport utgör redovisning av ett arbete som utförts på uppdrag av KBS. Slutsatser och värderingar i rapporten är författarens och behöver inte nödvändigtvis sammanfalla med uppdragsgivarens.

I slutet av rapporten har bifogats en förteckning över av KBS hittills publicerade tekniska rapporter i denna serie.

BESTÄNDIGHET HOS BORSILIKATGLAS

KBS Teknisk Rapport nr 44

Tibor Lakatos, Glasforskningsinstitutet

Sammanfattning

Borsilikatglas har god beständighet mot strålning av olika former, god mekanisk hållfasthet mot tryckspänningar. Kristallisation kan ske i ett temperaturområde 600-800^o C.

I denna rapport sammanfattas erfarenheter från främst franska försök med borsilikatglas, men även engelska, västtyska och amerikanska försök samt försök med simulerat inaktivt borsilikatglas vid Glasforskningsinstitutet i Växjö.

Summary

Borosilicate glass has a good resistance to radiation of different kinds, good mechanical properties towards compressive stress. Devitrification can occur between 600 and 800° C.

This report gives a summary of experiences from French research with high-active borosilicate glass, also English, German and American research as well as research on inactive borosilicate glasses at the Swedish Research Institute in Växjö.

Innehållsförteckning

	sid
Allmänt om glas	1
Beständighet mot strålning	2
α -strålning	2
β -strålning	10
γ -strålning	12
neutronstrålning	12
Mekaniska egenskaper	12
Termisk stabilitet	14
Sammansättning av det undersökta glaset (tabell)	16
Böjdraghållfasthet	16
Dilatometriska mätningar	17
Molybdatfas	18
Synpunkter på sammanställning av grundglas för solidifiering av högaktivt avfall	18
Referenser	25

Allmänt om glas

Glas kan betraktas som underkyld vätska, trots att detta betraktelsesätt inte är helt korrekt eftersom glaset inte är helt oordnat. Glas har ingen "smältpunkt" utan en kontinuerlig mjukningskurva (viskositetskurva) som vid rumstemperatur har en viskositet på ca 10^{23} poise och normalt kan betraktas som fast material men fortfarande besitter en viss flytförmåga. Denna egenskap kan vara mycket värdefull då man befärdar påfrestningar som uppstår under mycket långt tidsperspektiv. En del iakttagelser bekräftar denna teori:

- a) energiackumulering p g a radioaktiv strålning är liten och utlösningen sker inte momentant. Dislokationer kan accepteras av den "plastiska" glasstrukturen mera än av kristallina material.
- b) He-bildning i glas under lång tid leder inte till förspädning. Den oordnade glasstrukturen innehåller hålrum som kan ta upp stora mängder av gaser i löst tillstånd. Diffusionen av dessa gaser kan ske lättare genom glasig struktur.
- c) Elektronbestrålning under längre tid ger inga påvisbara effekter, men samma energidos under kort tid leder ibland till bildning av små blåsor. Glasstrukturen har en viss "självläkande" förmåga.

Glas tycks ha den bästa förmågan att lösa upp den mycket varierande sammansättningen av radionuklider som förekommer i avfallet. Här tycks det enda problemet vara molybdatfasens separering som uppkommer i vissa fall. Eftersom molybdatfasen bara uppkommer sporadiskt eller bara under vissa betingelser kan man med rätta anta att fortsatt forskning kan lösa detta problem.

Beständighet mot strålning

Fyra olika slags strålning förekommer: α -strålning (heliumpartiklar), β -strålning (elektroner), γ -strålning och neutronstrålning. En genomgång av olika strålningstypers effekter på glas finns i (1).

Många olika undersökningar har gjorts av hur de olika typerna av strålning kan komma att påverka glaset. Enighet råder om att α -strålningen med de tunga heliumpartiklarna som snabbt bromsas upp i glaset bedömes ge den största risken för strålningsskador. β -strålning anses påverka i mindre grad och γ -strålning endast sekundärt genom elektronbildning till β -strålning. Neutronstrålning i förglasat avfall är kvantitativt liten i förhållande till α -strålningen.

Engelska försök med strålningsskador i borsilikatglas redovisas i (6). En sammanfattning av α - β och γ -strålning ges i nedanstående tabell som gäller de första 100 åren för ett glas med 12% klyvningsprodukter.

Strålning	Antal sönderfall per ml	Antal flyttade atomer per sönderfall	Antal flyttade atomer per ml
α	$3 \cdot 10^{17}$ $1,5 \cdot 10^{19}$	140 (α) 1 500 (rekyl)	$5 \cdot 10^{20}$ $2,5 \cdot 10^{22}$
β	$2 \cdot 10^{19}$ - $1 \cdot 10^{20}$	0,13	$3 \cdot 10^{18}$ - $1 \cdot 10^{19}$
γ	10^{11} - 10^{12} rad		$\sim 10^{18}$

α -strålning

För att undersöka effekterna av α -strålning på franska borsilikatglas har i Marcoule (2,3,4,5) glasprov framställt med höga halter av α -strålande ämnen (americium-241, plutonium med 30% Pu-238, curium-244). Genom den

höga aktinidhalten uppnås på 1-2 år samma α -stråldos som vanligt högaktivt glas får på 1000 år. Möjliga skadeeffekter är:

- ackumulering av energi
- strukturändringar
- inverkan på lakningsvärden
- inverkan på mekaniska egenskaper
- heliumbildning i glaset (som ev skulle kunna leda till blåsbildning och försprödning).

För att simulera dessa effekter har följande prover framställt:

Aktinid	Aktinidhalt	Glasblockets vikt	Energi kWh år och liter glas
Am-241	50 g	2 000 g	70
Pu-isotoper:			
30% Pu-238	50 g	2 000 g	100
Cm-244	0,6 g	50 g	810

Den utvecklade energin leds praktiskt taget helt bort i form av värme. I glaset ackumuleras en mindre mängd energi, som uppmätts till ca 40 joule per gram glas efter 1 års förvaring med hög aktinidhalt. Vid uppvärmning frigörs denna energi successivt. Detta innebär att någon plötslig snabb energifrigörelse med snabbt ökande temperatur inte inträffar.

Försöken med americium och plutonium har hittills gått i 597 resp 527 dygn. Beräkningar visar att 5 resp 5,2 mm³ He har bildats per gram glas. Försöket med curium är ännu inte avslutat. Man beräknar att 90 mm³ He/g glas redan bildats i detta prov, dock har vid analys endast påvisats ca 35 mm³, vilket indikerar att ca 60% av helium diffunderat bort från provet vid rumstemperatur. I plutoniumprovet finns däremot mera helium kvar.

Glaset oordnade struktur kan lösa helium, men om mängden blir för stor finns risk för att små bubblor bildas och att glaset blir sprött.

Resultatet från provet med americium visar ingen förändring av glasets mekaniska egenskaper efter 597 dygn, medan provet med plutonium var svårt att mäta redan från början. Hög plutoniumhalt ger nämligen fassetparation i glas, ett problem som inte finns med normala plutoniumhalter i avfallsglas.

För att få jämförande data från gasers löslighet i glas har naturligt vulkaniskt glas som är 400 000 år gammalt analyserats. Det innehåller 200 mm^3 gas/g (varav 70% H_2) och visade sig inte vara sprött. Den inneslutna gasen avges vid värmning till 1050°C (2).

Utlakningsprov på glaset med Pu-238 efter 200 dygn visade en utlakningshastighet av $2 \cdot 10^{-7} \text{ g/cm}^2$ dygn, prov på glaset med americium-241 efter 40 dygn visade $5 \cdot 10^{-9} \text{ g/cm}^2$, dygn. Dessa värden motsvarar normala utlakningsrater. De franska försöken med glas med hög aktinidhalt fortsätter.

Engelska försök (6) har utförts för att simulera α -strålskador genom att tillsätta 5% PuO_2 (med Pu-238) samt kontrollprov med 5% PuO_2 (med Pu-239) som ger väsentligt mindre α -strålning. Proven förvarades av båda slag i ett år vid 50°C och 170°C . Provet med 5% PuO_2 (Pu-238) motsvarar 100 års lagring.

Provet med Pu-238 som förvarades vid 50°C ökade 0,02% i längd, provet som förvarades vid 170°C ökade först 0,4% i längd på 50 dygn och minskade sedan. Proven med Pu-239 ändrade inte längd.

Den upplagrade energin i proverna med PuO_2 (Pu-238) mättes med differentialtermisk analys (DTA). För prov lagrade vid 50°C var den totalt upplagrade energin

97 J/g, för prover lagrade vid 170° C var den 82 J/g. Lagrad energi börjar frigöras ca 20° C över lagringstemperaturen och frigörs sedan kontinuerligt vid temperaturhöjning med ca ytterligare 300° C. Den kontinuerliga frigörelsen av energi innebär att snabb uppvärmning (Wignereffekt) inte förekommer vid energifrigörelse.

Utlakningsprover på med Pu-238 och Pu-239, båda lagrade vid 50° resp 170° C, visade alla samma utlakningshastighet.

Mikroskopisk undersökning visade viss separation av en plutoniumrik fas i glaset.

Heliumutvecklingen i glas studerades genom lagring av glasprover med 5% PuO₂ (Pu-238) hermetiskt inslutna i aluminiumfolie vid 50° C och 170° C. Provet vid 50° C avgav ingen helium under lagring, men hela den teoretiska mängden är 0,077 cm³ He per cm³ glas (ca 27 mm³ He per g glas) vid uppvärmning till 800° C. Provet lagrat vid 170° C avgav 0,01 cm³ He per cm³ glas under lagringen, vilket motsvarar en diffusionskoefficient av $4 \cdot 10^{11}$ cm²/s.

Västtyska försök (7,8,9,10) för att studera α -strål-skador har utförts för borsilikatglas genom tillsats av curiumisotoper.

Borsilikatglasproven med 4,9 vikts% americium- och curiumoxid tillverkades dels genom blandning i grundglas av borsilikat, dels med tillsats av 16,6% klyvningsprodukter och 9,5% gadoliniumoxid. Sammansättningen framgår av tabell 1. Proverna tillverkades i januari 1975 och rapporten omfattar 2 års lagring som motsvarar 8 500-13 000 års lagring av högaktivt glas (upparbetat 1 år efter uttag av använt bränsle ur reaktorn).

kind of specimen	composition (wt.%)	density (g/cm ³)	α-activity (Ci/g glass)			cumulative number of α-disintegrations	
			initial	after 1 year	after 2 years	after 1 year	after 2 years
basic glass "98"	95,1 "98" [#] (1) 4,9 (Am,Cm)O ₂	2,58	2,63	0,67	0,25	1,64 · 10 ¹⁸	2,12 · 10 ¹⁸
HLW glass "98"	78,5 "98" [#] 16,6 HLW-oxides (2) 4,9 (Am,Cm)O ₂	2,74	2,63	0,67	0,25	1,64 · 10 ¹⁸	2,12 · 10 ¹⁸
HLW-Gd glass "98"	69,0 "98" [#] 16,6 HLW-oxides 9,5 Gd ₂ O ₃ (3) 4,9 (Am,Cm)O ₂	3,06	2,63	0,67	0,25	1,64 · 10 ¹⁸	2,12 · 10 ¹⁸

(1) basic glass composition, "98"[#] (wt.%): 50,5 SiO₂, 4,2 TiO₂, 1,4 Al₂O₃, 13,6 B₂O₃, 2,8 CaO, 27,5 Na₂O

(2) HLW-oxides composition: 87,9 wt.% f.p.-oxides from LWR-fuel (burn-up 33.000 MWd/t),
8,4 wt.% Fe₂O₃, 2,4 wt.% Cr₂O₃, 1,3 wt.% NiO

(3) Gd₂O₃ is added in the form of Gd-nitrate solution as homogeneous neutron poison during dissolution of spent nuclear fuel.

Table 1: Data Sheet on Curium Doped HLW Glass Specimens

Specimen	average grain diameter $\bar{d}(\mu)$	degree of uniformity of grain distribution n
basic glass "98"	432	0,75
curium doped basic glass "98" after two years storage	466	0,78
HLW glass "98"	355	0,67
curium doped HLW glass "98" after two years storage	534	0,90
HLW-Gd glass "98"	450	0,74
curium doped HLW-glass "98" after two years storage	500	0,78
commercial DURAN glass	270	0,78
commercial fused silica	260	0,73
commercial sintered alumina ALSINT	5800	0,78
basic glas "98", exposed to a thermo-shock of 400°C	305	0,81

Table 2: Crack - Test Results

Mikroskopi av proven efter lagring visade ingen signifikant inverkan av α -strålningen på strukturen.

Autoradiografi visar homogen fördelning av α -strålare.

Heliumbildningen inuti glaset var ca $73 \text{ mm}^3 \text{ He/g glas}$ efter 530 dygn. Helium avgick inte vid rumstemperatur.

Mekanisk provning genom pressning av proverna före och efter intern bestrålning i 2 år visade små förändringar efter intern bestrålning med något ökad kornstorlek. Se tabell 2. Den mekaniska hållfastheten ligger fortfarande i samma storleksordning som andra glasliknande produkter.

Den upplagrade energin i glaset är liten, t ex $83 \pm 3 \text{ cal/g}$ för glaset med högaktivt avfall. Energin frigörs kontinuerligt under uppvärmning.

Utlakningshastigheten har bestämts under 8 månader. Den är konstant med tiden, vilket innebär att α -strålningen i proven inte påverkat utlakningshastigheten.

Det förglasade avfall som kan komma tillbaka till Sverige enligt föreliggande upparbetningsavtal med COGEMA innehåller ca 9% klyvningsprodukter. I KBS-rapporten förutsättes att upparbetning av använt bränsle sker först 10 år efter uttag ur reaktorn. Denna sena upparbetning ger hög halt americium-241 i glaset. Tabellen nedan anger strålningsdata, utvecklad energi (OBS att praktiskt taget all energi avges som värme och endast en ytterst liten bråkdel bygger upp energi i strukturen) och utvecklad mängd helium.

α -strålning för avfallsglas med 9% klyvningsprodukter. 0,5% av Pu till avfallet. 10 år från uttag ur reaktorn till upparbetning.

Tid efter uttag ur reaktorn	Antal α -partiklar per cylinder	Antal α -partiklar per g glas	Antal rad	Utvecklad energi kWh/l	Utevecklad mm^3/g glas	He mol/cylinder
30	$6,9 \cdot 10^{22}$	$1,76 \cdot 10^{17}$	$1,4 \cdot 10^{10}$	103	6,5	0,119
100	$2,1 \cdot 10^{23}$	$5,4 \cdot 10^{17}$	$4,4 \cdot 10^{10}$	317	20	0,343
300	$4,8 \cdot 10^{23}$	$1,23 \cdot 10^{18}$	$9,7 \cdot 10^{10}$	695	46	0,797
1 000	$9,6 \cdot 10^{23}$	$2,5 \cdot 10^{18}$	$2,0 \cdot 10^{11}$	1 417	92	1,60
3 000	$1,24 \cdot 10^{24}$	$3,2 \cdot 10^{18}$	$2,5 \cdot 10^{11}$	1 806	120	2,06
10 000	$1,42 \cdot 10^{24}$	$3,6 \cdot 10^{18}$	$2,9 \cdot 10^{11}$	2 083	140	2,36
30 000	$1,68 \cdot 10^{24}$	$4,3 \cdot 10^{18}$	$3,4 \cdot 10^{11}$	2 444	160	2,79
100 000	$2,11 \cdot 10^{24}$	$5,4 \cdot 10^{18}$	$4,3 \cdot 10^{11}$	3 111	200	3,50
300 000	$2,77 \cdot 10^{24}$	$7,1 \cdot 10^{18}$	$5,6 \cdot 10^{11}$	4 056	260	4,60
1 000 000	$5,71 \cdot 10^{24}$	$1,46 \cdot 10^{19}$	$1,18 \cdot 10^{12}$	8 528	540	9,48
3 000 000	$1,17 \cdot 10^{25}$	$3,0 \cdot 10^{19}$	$2,4 \cdot 10^{12}$	17 220	1 100	19,4
10 000 000	$1,76 \cdot 10^{25}$	$4,5 \cdot 10^{19}$	$3,6 \cdot 10^{12}$	26 110	1 700	29,2

Om upparbetning istället skulle ske t ex 3 år efter uttag ur reaktorn skulle α -stråldoser och bildad heliummängd kunna divideras med ca en faktor 2,5.

Tabellen visar att heliumbildningen vid t ex de franska försöken med höga aktinidhalter motsvarar relativt korta förvaringstider för vårt avfallsglas. Det franska curiumförsöket t ex motsvarar en lagringstid av ca 300 år. Det naturliga glaset med 200 mm^3 gas/g glas motsvarar däremot en lagringstid av 100 000 år.

Helium som bildas inuti glaset kan dels stanna på plats, varvid mängden helium per g glas ökar, dels diffundera genom glaset till det öppna utrymmet upptill i cylindern. Diffusionshastigheten för helium ökar med

ökande temperatur i glaset. Engelska försök (6) visar en signifikant heliumdiffusion vid 170° C. Även om allt bildat helium skulle transporteras dit blir dock gastrycket inuti cylindern även efter 10 miljoner år endast ca 30 atö vilket är lägre än vattentrycket på utsidan.

β -strålning

För att studera effekten av den interna β -strålningen i högaktivt glas har prover bestrålats i franska laboratorier i Saclay (2,3,4).

Vid de franska proven har bestrålningen varat 12 dagar med en total dos av $1,2 \cdot 10^{11}$ rad. Sådana accelererade bestrålningsprov bedöms belasta glasprovet hårdare än försök vid normal dosrat, eftersom glasstrukturen då har längre tid på sig att anpassa sig till eventuella strukturförändringar. Vid för hög doshastighet under accelererat försök förstörs glaset. Uppvärmning är ett problem vid accelererat försök.

När de bestrålade glasproven jämfördes med inte bestrålat prov framkom:

- att ingen ackumulering av energi (Wignereffekt) kunde påvisas;
- att utlakningshastigheten för cesium-137 och strontium-90 inte hade ändrats genom bestrålningen;
- att strukturundersökning med röntgendiffraction inte visade någon kristallisation på grund av bestrålning. Undersökningar med infrarödsspektrometri och svepelektronmikroskop visade inte heller några strukturändringar.

Västtyska beräkningar (8) bekräftar att β -strålningens tänkbara inverkan på glas är mindre än α -strålningen. Det anges att 95% av påverkan sker via α -strålning.

Engelska försök (6) har studerat β -strålningens effekter. Två metoder har använts:

a) Van de Graaff bestrålning i 50 timmar och b) högspänningselektronmikroskop där dosen ackumuleras i några sekunder.

a) 10x10x1 mm provskivor bestrålades med 0,5 MeV elektroner. Den totala dosen var 10^{19} elektroner per $\text{cm}^2 = 10^{20} \beta$ -sönderfall per ml glas, som motsvarar ca 100 års stråldos. Under 45 timmar steg temperaturen till 240°C och höjdes till 300°C . Ingen annan förändring kunde konstateras utom i ljusabsorptionsspektrum (känt fenomen, s k solarisation, kan utlösas redan av UV strålning). Urlakningsprov har inte gjorts.

b) högspänningselektronmikroskop: vid rumstemperatur har inga förändringar inträffat ens vid β -doser 100 ggr större än som provet i verkligheten blir utsatt för. Vid 200°C och högre bildades i vissa glas blåsor med 0,02 mm diameter. Den minimala blåsbildningen uppträdde vid doser 4 ggr av livstidsdosen. Blåsorna utvidgades vid uppvärmning till 700°C . De innehåller gas och är inte vakuumbåsar.

Tendensen beror på sammansättningen. Li-haltiga glas var känsliga. Helt Li-fria glas var mycket beständiga också vid hög temperatur. Gasinnehållet har inte bestämts men är nästan säker syre.

Förklaringen till skillnaden mellan V.d.G och elektronmikroskop är svår att ge. Vissa teorier finns dock och V.d.G-försöket anses mera realistiskt. I diskussion efter föredraget togs fram att accelererade försök är alltför drastiska, glaset hinner inte "läkas" som sker under längre tid.

β -dosen för det förglasade avfall som väntas komma

komma till Sverige är efter olika tider (förglasning 10 år efter uttag av använt bränsle från reaktorn):

År efter förglasning	Rad
1	$5,8 \cdot 10^9$
10	$5,2 \cdot 10^{10}$
30	$1,2 \cdot 10^{11}$
100	$2,2 \cdot 10^{11}$
300	$2,4 \cdot 10^{11}$
500	$2,4 \cdot 10^{11}$

Det ytterligare tillskottet av γ -strålning efter 500 år är mycket litet.

γ -strålning

γ -strålningen inverkar endast genom elektronbildning och är därmed redan behandlad som β -strålning.

Neutronstrålning

Franska beräkningar visar att neutronstrålningen i glas kommer främst från (α -n) reaktionen. Den maximalt beräknade neutronstrålningen är 2 neutroner per miljon α -partiklar. Omkring 60% av neutronerna har en energi över 1 MeV. Neutronstrålningens inverkan är liten i jämförelse med α -strålningen (5).

Engelska beräkningar (6) verifierar att neutronstrålningen är försumbar jämförd med α -strålningen.

Mekaniska egenskaper

När glaset gjutits i kromnickelstålcyllindern svetsas ett lock på som ger en hermetiskt slutet behållare. Vid nedkylning av cyllindern kommer stålet att krympa mer än glaset, vilket innebär att glaset utsätts för tryckspänning (11). Detta är glaset mycket beständigt mot.

Vid snabb nedkylning kan sprickor uppstå i glaset som ger en ytförstoring. Nedkylning kan ske vid dekontaminering av cylindern eller nedsänkning i vattenbassäng. COGEMA har i Marcoule utfört försök med extremt snabb nedkylning av inaktiva cylindrar och därefter undersökt glascylindrarna. När glaset gjuts binds det till kromnickelstálytan och det är därför svårt att avgöra vilka sprickor som uppstod vid nedkylning resp när plåten bändes loss. Enligt dessa försök bedöms ytförstoringen bli 2-10 gånger. Om avsevärd ytförstoring kan befaras ha inträffat kan glaset smältas om i sin stålbehållare genom uppvärmning till ca $800-1100^{\circ}$ C och avsvälning utan värmechock. En sådan värmebehandling skulle t ex även kunna utföras efter transport till Sverige och viss mellanlagring. Franska planer enligt Bonniaud i Marcoule är att efter lagring i vatten och innan överföring i luftkyld förvaring skall glaset värmas upp och smältas om. Vid nedsänkning i vattenbassäng kan ytförstoringen bli 13 gånger. Detta är inte acceptabelt, därför sker omsmältning vid 800° eller högre temperatur. Vid luftkylning blir ytförstoringen 2 gånger. Vid denna värmning skulle behållaren hela tiden vara hermetiskt tillsluten och ingen aktivitet komma ut.

Studier av borsilikatglasets uppträdande vid snabb avkylning har studerats vid Battelle-Northwest (12,13). I glasgjutningsprocessen måste en låg, kontrollerad avsvälningshastighet vidmakthållas. Vid fri luftkylning delas glaset upp i block ledande till en ytförstoring av 10-15 gånger. Fel i processen skulle kunna tänkas ge motsvarande ytförstoring men torde upptäckas och glaset kan gjutas om. Mekaniska skador och ytförstoring skulle kunna uppkomma vid transporter och vid lyft.

Ytförstoringens storlek vid mekanisk påverkan beror starkt av de inverkanse krafterna. Vid Battelle-Northwest har försök gjorts avseende detta (14). Borsilikatglaskroppar av olika storlekar inkapslade i rostfritt stål har släppts från varierande höjder mot ett plant underlag. Nedslagshastigheten 130 km/h gav upp till 40 gångers

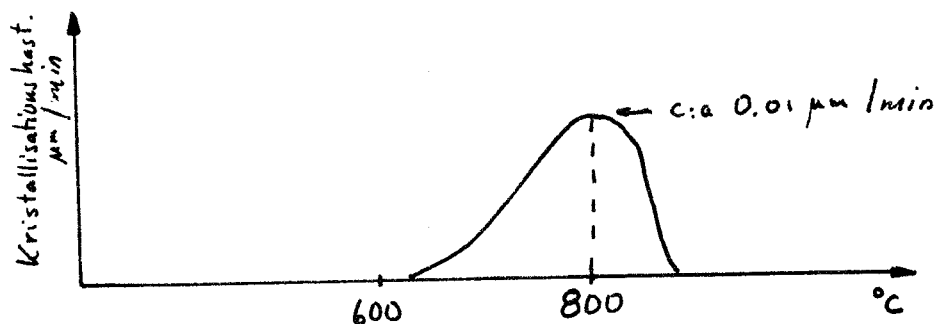
ytförstoring medan halva hastigheten gav upp till 10 gångers förstoring.

Termisk stabilitet - kristallisation

De flesta uppgifterna om franskt borsilikatglas avser avfall från gaskylda reaktorer. Försök med borsilikatglas från lättvattenreaktorer har dock också gjorts (4). Dess sammansättning är:

SiO ₂	50,60%
Na ₂ O	8,60%
B ₂ O ₃	14,00%
NiO	1,00%
Klyvningsprodukter	25,80%

Detta glas har en smälttemperatur av ca 1 000° C, lägsta kristallisationstemperatur 640° C och högsta kristallisationstemperatur 930° C. Maximal kristallisationshastighet är 0,01 μm/minut vid ca 800° C (se fig).



Under transformationspunkten (ca 550° C) finns ingen risk för kristallisation för borsilikatglas med ca 50% kiseldioxidhalt även under lång tids förvaring.

Eftersom man inte har erfarenhet av lagring av borsilikatglas i 1 000-tals år har det dock ansetts intressant att studera dels vilka faktorer som påverkar kristalltillväxthastigheten, dels vad som skulle hända om

kristallisation ändå skulle ske på lång sikt.

Försöken i Marcoule (2) visar att kristallisations-tendensen ökar med ökande halt klyvningsprodukter och ökande halt molybden. För glas med 9% klyvningsprodukter och ca 20% boroxid är kristallisationstendensen låg.

För att studera kristallisationens inverkan på borsilikatglas har provblock värmts i Marcoule under 1 år vid 500°C resp 600°C samt under 100 timmar vid 800°C (2). Efter värmebehandlingen är proven intakta och har ej spruckit. Det är känt att när glas kristalliserar vid 800°C blir kristallisationsstorleken relativt stor. Vid en eventuell kristallisation av borsilikatglas på lång sikt vid lägre temperatur än 550°C skulle kristallstorleken bli mindre. Sprickrisken blir då ändå mindre än vid kristallisation vid 800°C .

Lakningsprov har utförts på glasblock som värmebehandlats och därvid kristalliserat.

Utlakningshastigheten för dessa prov jämfördes med utlakningshastigheten för ej värmebehandlat prov. Det visade sig då att värmebehandlingen ökar utlakningshastigheten något för vissa ämnen, t ex cesium, medan den minskar utlakningshastigheten för andra ämnen, t ex strontium. Samma tendens har erhållits vid inaktiva försök vid Glasforskningsinstitutet (se nedan).

Skillnaderna i utlakningshastighet är små, i storleksordningen 50%. Den sannolika förklaringen är att glas vid kristallisation bildar en glaskeram där vissa ämnen binds fastare i kristallerna, medan andra ämnen koncentreras till gränssytor mellan kristallerna och därmed lakas ut lättare.

Slutsatsen blir att

- risken för kristallisation är liten under 550° C;
- om ändå kristallisation skulle ske på lång sikt så spricker inte glaset och ändringar av utlaknings-hastigheter är små.

Vid Glasforskningsinstitutet i Växjö har glaskroppar tillverkats av borsilikatglas av fransk typ med 9% inaktiva simulerade klyvningsprodukter. Sammansättningen framgår av nedanstående tabell:

Tabell. Det undersökta glasets sammansättning är:

Ämne	Vikts%	Ämne	Vikts%	Ämne	Vikts%
SiO ₂	53,0	BaO	0,46	CdO	0,026
Na ₂ O	11,3	Y ₂ O ₃	0,15	SnO	0,014
B ₂ O ₃	19,4	ZrO ₂	1,28	Sb ₂ O ₃	0,0036
Al ₂ O ₃	2,1	MoO ₃	1,63	CeO ₂	0,75
UO ₂	3,9	MnO ₂	0,77	La ₂ O ₃	0,71
Fe ₂ O ₃	1,3	CoO	0,21	Nd ₂ O ₃	1,21
Cs ₂ O	0,88	NiO	0,37	Pr ₂ O ₃	0,35
SrO	0,26	Ag ₂ O	0,011		

För att studera ev fysikaliska ändringar vid kristallisation har vissa av glaskropparna värmebehandlats vid 800° C i 14 dygn varvid en viss kristallisation har uppstått.

Undersökningar har gjorts dels på kylda glaskroppar, dels kristalliserade vid 800° C i 14 dygn, som också blivit kylda efter avslutad värmebehandling.

Böjdraghållfasthet:

		σ = MPa	
Glasiga:	Stav 1	47	
	2	42	
	3	40	Mv=43,0 MPa

Kristalliserade:	Stav 4	34	
	5	36	
	6	55	
	7	45	Mv=42,5 MPa

t-test visar att det finns ingen signifikant skillnad mellan hållfasthetsvärdena.

Dilatometriska mätningar

Utvidgningskoefficient	a) glasig	$20-300 = 9,52 \cdot 10^{-6}$ $m \cdot m^{-1} \cdot ^\circ C^{-1}$
	b) kristalliserad	$20-300 = 9,38 \cdot 10^{-6}$ $m \cdot m^{-1} \cdot ^\circ C^{-1}$

Transformationspunkt

a) glasig	$T_g = 532^\circ C$
b) kristallis	$T_g = 536^\circ C$

Dilatometrisk mjukningspunkt

a) glasig	$M_g = 570^\circ C$
b) kristallis	$M_g = 574^\circ C$

Densitet

a) glasig	$2,657 g/cm^3$ vid $20^\circ C$
b) kristallis	$2,649 g/cm^3$ vid $20^\circ C$

Utlakningsprov visade att värmebehandlingen vid $800^\circ C$ ökade utlakningshastigheten för cesium i jämförelse med ej värmebehandlat prov med 96 %, medan utlakningshastigheten för strontium minskade med 18% i jämförelse med ej värmebehandlat prov.

Sammanfattningsvis visar proven i Växjö att kristallisation inte har någon effekt av betydelse på hållfasthet, utvidgningskoefficient, transformationspunkt,

mjukningspunkt och densitet. Glasproven spricker inte vid värmebehandlingen till 800°C .

Molybdatfas

Efter kalcineringen av den högaktiva avfallslösningen förekommer molybden som molybdenoxid (MoO_3). Kvantitativt sett är molybden en av de mest förekommande klyvningsprodukterna. Molybden är i sig en inaktiv klyvningsprodukt. Molybdenoxid och natriumoxid kan bilda en separat fas, natriummolybdat. Denna fas kan bildas om molybdenhalten är hög och ett glas håller länge vid 600°C - 800°C (vid högre temperaturer löser sig fasen ånyo i glaset. Molybdatfasen kan i sig lösa mindre mängder strontium och cesium (15)). Molybdatfasen är löslig i vatten, varvid även innehållet av strontium och cesium kommer ut i vattnet.

I utvecklingsarbetet på högaktivt glas har man hittills visat följande metoder för att motverka bildning av molybdatfas:

- lägre halt klyvningsprodukter i glas (låg MoO_3 -halt);
- höjd boroxidhalt minskar molybdatfasen enligt franska försök;
- undvika förorening av sulfat - minskar molybdatfas enligt engelska försök (4-19);
- reduktion av MoO_3 till lägre valensnivå genom tillsats av reducerande ämnen, främst Si (metallisk).

I Marcoule bedöms att högst 1% av glascylindrarna kommer att innehålla molybdatfas.

Synpunkter på sammansättning av grundglas för solidifiering av högaktivt avfall

Glassammansättningarna av de idag kända processerna utgör en kompromiss mellan två dominerande krav:

- a) låg smälttemperatur
- b) bra resistens mot utlakning

Dessa krav är inte lätta att förena, eftersom hög kisel-syra och delvis aluminiumoxidhalt ger den bästa resisten-sen mot utlakning, men dessa två oxider ökar smält-temperaturen. Att man har bestämt sig för alkali-borsi-likatglas beror på att de önskade mycket låga smält-temperaturerna inte kunde uppnås på annat sätt. Rena alkali-borsilikatglas har så dålig kemisk resistens att man kan säga att det är avfallet som förbättrar den kemiska resistensen. Därför måste man utgå ifrån att grundglassammansättningar som var användbara för aluminium- och magnesiumrika avfall inte kan användas utan modifikation till LWR avfall. Som exempel kan framföras att ett engelskt grundglas (utan avfall, av-sett för "MagnaX") hade ca 10 ggr högre utlakning av Na_2O än ett vanligt soda-kalk-glas av planglas eller flaskglastype (bestämd på Glasforskningsinstitutet).

Förbättring av laktionsresistensen med bibehållen smält-temperatur kan erhållas genom modifiering av grundgla-sets sammansättning. Genom minskning av koncentrationen av avfallsprodukter till 9% har möjligheter öppnats för införandet av komponenter som ger glaset förbättrad resistens mot urlakning, som t ex TiO_2 , ZrO_2 , ZnO , högre SiO_2 -halt, höjd Al_2O_3 -halt m m.

Det återstår naturligtvis möjligheten att begränsa värmeutvecklingen i glaset så att temperaturen kan komma upp till den nivå där kristallisation kan in-träffa.

Li_2O förekommer i de engelska glasen. Enligt de engelska publikationerna har man använt Li_2O i glaset för att tillsats av denna komponent minskade utlakningen till ungefär hälften. Detta är säkert inte den fulla san-ningen. Effekten av Li_2O har mycket ingående studerats på Glasforskningsinstitutet. Den största effekten

av Li_2O är dess enastående förmåga att minska viskositeten (se bif diagram). 1 viktsdel Li_2O har samma effekt som 2,5 viktsdelar Na_2O vid smälttemperaturen. Utbyte av en del Na_2O mot Li_2O kan antingen sänka smälttemperaturen eller vid bibehållen smälttemperatur minska Na_2O -halten som förbättrar den kemiska resistensen hos glaset. Li_2O har en viss gynnsam effekt på lakningsresistensen, även om man lägger Li_2O ovanpå Na_2O -halten, alltså när den totala alkalihalten ökas! Nackdelarna med Li_2O är dels att över ca 1% ökar tendensen för kristallisation och dels dess höga pris. Visserligen är Li en alkalimetall, men i många hänseenden visar den egenskaper som mest liknar jordalkalierna, t ex Li_2CO_3 är olöslig i vatten. Jordalkalioxiderna förbättrar glasets resistens mot vatten och så gör också Li_2O .

Bildandet av "molybdatfas" är ett inte helt uppklat problem. Molybdatfasen är löslig och löser en del Cs, Sr, La (som liknar Pu). Molybdatfasens separation sker antagligen inom ett bestämt temperaturintervall, som våra erfarenheter visar. Enligt engelska uppgifter bildas molybdatfasen mellan 600°C - 800°C och blir upplöst i glasfasen vid högre temperatur. Antagligen separerar den igen i det kritiska temperaturområdet.

Franska uppgifter anger att bildning av molybdatfas minskar vid förhöjd B_2O_3 -halt i glaset. Detta beror antagligen på att högre B_2O_3 -halt ger glaset en mera sur karaktär. I fosfatglas, som alltid är mycket surt, kan betydande mängder MoO_3 inkorporeras.

Dessa uppgifter tyder på att en minskning av alkaliteten resp ett alkalifritt glas skulle lösa risken för molybdatfas-separation. Alkalifritt glas har därutöver andra fördelar, särskilt mycket bra lakningsresistens.

Ett dylikt fall är det s k E-glas, som används för tillverkning av kontinuerliga fibrer för elektriska ändamål. E-glasets smälttemperatur (100 poise) ligger emellertid vid 1 390 - 1 400° C. Kravet ur viskositetssynpunkt är enligt Laude max 400 poise (log =2,6) vid 1 100° C. För E-glas ligger log 2,6 nivån vid 1 275° C. Frågan är om genom modifiering av E-glassammansättningen viskositeten kan minska med ca 175° C för att uppfylla kraven. Vi har gjort ett försök med modifierad sammansättning av E-glas och 9% fissionoxidtillsats, där viskositeten för log 2,6 nivån ligger vid 1 030° C.

Eftersom separering av molybdatfas med normala halter (ca 1,6% MoO₃ vid 9% fissionsprodukthalt) är osäker - ibland inträffar, ibland inte - skulle ev en ökad MoO₃-tillsats i försök ge bättre möjligheter för bedömning av glasets förmåga att lösa MoO₃ utan separationsrisk. Under tiden har försök gjorts men ännu inte rapporterats. De har visat att i alkalifritt glas är t o m 5% MoO₃ upplöst och separerar inte. Reducerande smälta (tillsats av 3% Si "metall") minskar också molybdatfasens separationstendens. I Marcoule arbetar man också med försök av reduktion med Si.

W-Hild i Karlsruhe uppger att borsilikatglas kan uppta till 3,5% molydatfas/kromat utan fassparation (17). Denna uppgift stöder antagandet att en sänkning av halten klyvningsprodukter i glas, bidrar till att minska risken för avskiljningar av separat molybdatfas.

Det ställs i allmänhet mycket höga krav på E-glasets vattenresistens, då utlösning av alkali skulle förstöra glasets elektriska egenskaper. Därför är E-glas praktiskt taget alkalifritt (s:a Na₂O + K₂O 1%). Att Li₂O inte bör betraktas som vanlig alkali framgår av ett patent från Owens-Corning Fiberglass Co, där flera % Li₂O används för att minska viskositeten. Li-jonernas lilla jonradie (0,60 Å) medför en så stor fältstyrka att Li-jonerna blir mycket fastare bundna i glasstrukturen än övriga alkalijoner, samt att Li-jonerna ger glasets en kompaktare struktur, som framgår av att

tillsatser av små mängder Li_2O (0,5 - 1,9%) förbättrar lakningsresistensen, ökar brytningsindexen, minskar utvidgningskoefficienten m m.

Väsentlig förbättring av lakningsresistensen kan uppnås med tillsats av joner av högt valenstal, som t ex Ti^{+4} , Zr^{+4} , V^{+5} .

TiO_2 minskar viskositeten något, men vid större halter ökar tendensen för kristallisation. ZrO_2 ökar viskositeten starkt men förbättrar resistensen, särskilt mot alkaliska lösningar. V_2O_5 är bara nämnt, vi har inga data på dess egenskaper. V_2O_5 :s höga pris och starkt färgande egenskap har gjort det ointressant för glasindustrin. V_2O_5 har använts för att förbättra fosfatglasens vattenresistens.

Vår nuvarande uppfattning är att i första hand bör Li_2O -, TiO_2 - och ZnO -tillsatser undersökas för att se vilka som ger bästa resultat. Att denna vår uppfattning inte kan vara felaktig får stöd av att Li_2O används av engelska forskare, ZnO förekommer i amerikanska och TiO_2 i tyska glassammansättningar.

En del glassammansättningar har gjorts på Glasforskningsinstitutet i syfte att prova giltigheten av de anförda teorierna.

Glassammansättningarna var komponerade dels på basis av SiO_2 - B_2O_3 - Na_2O , där en del av B_2O_3 och Na_2O byttes mot TiO_2 , ZnO , MgO och dels på modifierad E-glassammansättning med smälttemperaturer som uppfyller kraven enligt Laude, d v s max 400 poise vid 1100°C .

Samtliga försök visade väsentligt mindre utlösning av Na_2O . Utlösningen av Cs och Sr låg under påvisbarhets-

gränsen för atomabsorptionsmetoden (< 13 ppm för Cs och < 1 ppm för Sr). Accelererade utlakningsförsök i autoklav vid $121,5^{\circ}$ C, 1 timme på korn 0,3-0,5 m m har visat en signifikant minskning av Cs- och Sr-utlakning, (ännu inte rapporterad).

Detta har uppnåtts med tillsats av MgO, TiO och ZnO i mängder upp till 5 vikts%. Utlösningen av Cs och Sr står i proportion till utlösningen av Na₂O, och därför kan man antaga att också Cs- och Sr-utlösningen har minskat i ungefär samma proportion.

I en del sammansättningar har utlösningen av Na₂O varit 1/10-del av nollprovet, som var SON-glasets med 9% FPO_x-halt.

Det är för tidigt att dra några slutsatser. I huvudsak bör kristallisationsundersökningar samt effekten av kristallisation på utlakning undersökas, innan man kan komma med några mera bestämda bedömningar. Det ser dock ut som om det är möjligt att förbättra glasets lakiningsresistens med en faktor av 10 genom tillsats av vissa komponenter.

Några preliminära resultat redovisas i tabell 3.

Tabell 3

	SON-glas 9% FPO _x	RAG 5	RAG 6	RAG 7	RAG 10	RAG 12
SiO ₂	53,05	53,0	50,0	50,0	50,1	45,5
B ₂ O ₃	19,38	16,2	16,2	14,3	18,3	9,1
Al ₂ O ₃	2,08	2,1	2,1	2,1	2,0	12,7
Na ₂ O	11,31	9,5	9,5	8,4	10,7	-
UO ₂	3,92	3,9	3,9	3,9	3,7	-
Fe ₂ O ₃	1,27	1,27	1,27	1,27	1,2	-
CaO	-	-	-	-	-	20,0
TiO ₂	-	5,0	5,0	5,0	5,0	-
MgO	-	-	3,0	3,0	-	-
LiO ₂	-	-	-	-	-	3,6
ZnO	-	-	-	3,0	-	-
FPO _x	9,08	9,0	9,0	9,0	9,0	9,0
400 poise °C	997	1 106	1 088	1 092	1 050	1 030
"P-värde" ^{x)}	5,81	0,93	0,68	0,37	2,32	0,58

x) P-värde är utlöst alkali uttryckt som ml 0,01 N HCl-förbrukning per 2 g glaspulver, 0,3 - 0,5 mm lakad vid 98° C i 1 timme. (Svensk standard). Som jämförelse ligger P-värdet för vanligt flaskglas på ca 2,0.

Anm: SON-glas med 21,1% FPO: viskositet 400 poise = 1 050° C.
RAG 5,6,7 och 10 är modifierade SON-glas, RAG 12 är modifierat E-glas, alkalifritt.

Referenser

1. Moran, M J (California University, Livermore, USA)
Investigations in silicate glasses.
I. Radiation damage. Rapport UCRL-52251,
November 15, 1976
2. Laude, F Le verre comme première barrière pour le
stockage à long terme de déchets de haute
activité.
Proceedings of the Workshop on Risk Ana-
lysis and Geology Modelling.
NEA/SRL Ispru, May 23-27, 1977
3. Laude, F (CEA, Marcoule)
Bonnaud, R Confinement de la Radioactivité dans les
Sombret, C verres.
Rabot, G IAEA-SM-207/36
4. Bonnaud, R (CEA, Marcoule)
Pacaud, F Quelques aspects de comportement de
Sombret, C radioéléments confinés à long terme sous
forme de verre ou de produit à fort phase
vitreuse
Verres et Réfractaires, Vol 29.1.
Janvier-Février, 1975
5. Bonnaud, R Les actinides dans les verres.
B.I.S.T Commissariat à l'Energie Atomique.
Septembre 1976. P 47.
6. Hall, A R AERE, Harwell.
Dalton, J T Development and radiation stability of
Hudson, B glasses for highly radioactive wastes.
Marples, J A C IAEA-SM-207/24. 1976.

7. Schaffer, K (Kernforschungszentrum Karlsruhe).
Riege, U Zur Problematik der sicheren Beseitigung
Hild, W -haltiger Abfälle aus Wiederverarbeitung
Jahnlick, A T und Brennelementfertigung am Beispiel
des Langzeitverhalten hochaktiver Gläser.
KFK 2170
8. Schaffer, K (Kernforschungszentrum Karlsruhe)
Riege, U Energiespeicherung in Borosilikatgläsern.
Hild, W
9. Schaffer, K (Kernforschungszentrum Karlsruhe)
Riege, U Investigations on the Long-Term Radio-
active Stability of Borosilicate Glasses
against Alpha-Emitters.
KFK 2422
10. Grundsätzliche sicherheitstechnische
realisierbarkeit des Entsorgungszentrums,
Beurteilung und Empfehlungen der RSK und
der SSK, Geschäftsstelle der Reaktor.
Sicherheitskommission, Oktober 1977.
11. Corbet, A D W Problems in the design and specifications
Hall, G G of containers for vitrified high level
Spiller, G T S liquid waste.
IAEA-SM-207/3. March 1976.
12. Mendel, J E Annual Report on the Characteristics of
et al High-level Waste Glasses.
BNWL-2252. June 1977
13. McElroy The Expected Behaviour of HLW Glass in
Storage.
BNWL-SA-5581. 1975.

FÖRTECKNING ÖVER KBS TEKNISKA RAPPORTER

- 01 Källstyrkor i utbränt bränsle och högaktivt avfall från en PWR beräknade med ORIGEN
Nils Kjellbert
AB Atomenergi 77-04-05
- 02 PM angående värmeledningstal hos jordmaterial
Sven Knutsson
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 77-04-15
- 03 Deponering av högaktivt avfall i borrhål med buffertsubstans
Arvid Jacobsson
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 77-05-27
- 04 Deponering av högaktivt avfall i tunnlar med buffertsubstans
Arvid Jacobsson
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 77-06-01
- 05 Orienterande temperaturberäkningar för slutförvaring i berg av radioaktivt avfall, Rapport 1
Roland Blomqvist
AB Atomenergi 77-03-17
- 06 Groundwater movements around a repository, Phase 1, State of the art and detailed study plan
Ulf Lindblom
Hagconsult AB 77-02-28
- 07 Resteffekt studier för KBS
Del 1 Litteraturgenomgång
Del 2 Beräkningar
Kim Ekberg
Nils Kjellbert
Göran Olsson
AB Atomenergi 77-04-19
- 08 Utlakning av franskt, engelskt och kanadensiskt glas med högaktivt avfall
Göran Blomqvist
AB Atomenergi 77-05-20

- 09 Diffusion of soluble materials in a fluid filling a porous medium
Hans Häggblom
AB Atomenergi 77-03-24
- 10 Translation and development of the BNWL-Geosphere Model
Bertil Grundfelt
Kemakta Konsult AB 77-02-05
- 11 Utredning rörande titans lämplighet som korrosionshärdig kapsling för kärnbränsleavfall
Sture Henriksson
AB Atomenergi 77-04-18
- 12 Bedömning av egenskaper och funktion hos betong i samband med slutlig förvaring av kärnbränsleavfall i berg
Sven G Bergström
Göran Fagerlund
Lars Rombén
Cement- och Betonginstitutet 77-06-22
- 13 Urlakning av använt kärnbränsle (bestrålad uranoxid) vid direktdeponering
Ragnar Gelin
AB Atomenergi 77-06-08
- 14 Influence of cementation on the deformation properties of bentonite/quartz buffer substance
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 77-06-20
- 15 Orienterande temperaturberäkningar för slutförvaring i berg av radioaktivt avfall
Rapport 2
Roland Blomquist
AB Atomenergi 77-05-17
- 16 Översikt av utländska riskanalyser samt planer och projekt rörande slutförvaring
Åke Hultgren
AB Atomenergi augusti 1977
- 17 The gravity field in Fennoscandia and postglacial crustal movements
Arne Bjerhammar
Stockholm augusti 1977
- 18 Rörelser och instabilitet i den svenska berggrunden
Nils-Axel Mörner
Stockholms Universitet augusti 1977
- 19 Studier av neotektonisk aktivitet i mellersta och norra Sverige, flygbildsgenomgång och geofysisk tolkning av recenta förkastningar
Robert Lagerbäck
Herbert Henkel
Sveriges Geologiska Undersökning september 1977

- 20 Tektonisk analys av södra Sverige, Vättern - Norra Skåne
Kennert Röshoff
Erik Lagerlund
Lunds Universitet och Högskolan Luleå september 1977
- 21 Earthquakes of Sweden 1891 - 1957, 1963 - 1972
Ota Kulhánek
Rutger Wahlström
Uppsala Universitet september 1977
- 22 The influence of rock movement on the stress/strain situation in tunnels or bore holes with radioactive constituents embedded in a bentonite/quartz buffer mass
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 1977-08-22
- 23 Water uptake in a bentonite buffer mass
A model study
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 1977-08-22
- 24 Beräkning av utlakning av vissa fissionsprodukter och aktinider från en cylinder av franskt glas
Göran Blomqvist
AB Atomenergi 1977-07-27
- 25 Blekinge kustgnejs, Geologi och hydrogeologi
Ingemar Larsson KTH
Tom Lundgren SGI
Ulf Wiklander SGU
Stockholm, augusti 1977
- 26 Bedömning av risken för fördröjt brott i titan
Kjell Pettersson
AB Atomenergi 1977-08-25
- 27 A short review of the formation, stability and cementing properties of natural zeolites
Arvid Jacobsson
Högskolan i Luleå 1977-10-03
- 28 Värmeledningsförsök på buffertsubstans av bentonit/pitesilt
Sven Knutsson
Högskolan i Luleå 1977-09-20
- 29 Deformationer i sprickigt berg
Ove Stephansson
Högskolan i Luleå 1977-09-28
- 30 Retardation of escaping nuclides from a final depository
Ivars Neretnieks
Kungliga Tekniska Högskolan Stockholm 1977-09-14
- 31 Bedömning av korrosionsbeständigheten hos material avsedda för kapsling av kärnbränsleavfall. Lägesrapport 1977-09-27 samt kompletterande yttranden.
Korrosionsinstitutet och dess referensgrupp

- 32 Long term mineralogical properties of bentonite/quartz
buffer substance
Preliminär rapport november 1977
Slutrappport februari 1978
Roland Pusch
Arvid Jacobsson
Högskolan i Luleå
- 33 Required physical and mechanical properties of buffer masses
Roland Pusch
Högskolan Luleå 1977-10-19
- 34 Tillverkning av bly-titan kapsel
Folke Sandelin AB
VBB
ASEA-Kabel
Institutet för metallforskning
Stockholm november 1977
- 35 Project for the handling and storage of vitrified high-level
waste
Saint Gobain Techniques Nouvelles October, 1977
- 36 Sammansättning av grundvatten på större djup i granitisk
berggrund
Jan Rennerfelt
Orrje & Co, Stockholm 1977-11-07
- 37 Hantering av buffertmaterial av bentonit och kvarts
Hans Fagerström, VBB
Björn Lundahl, Stabilator
Stockholm oktober 1977
- 38 Utformning av bergrumsanläggningar
Arne Finné, KBS
Alf Engelbrektson, VBB
Stockholm december 1977
- 39 Konstruktionsstudier, direktdeponering
ASEA-ATOM
VBB
Västerås
- 40 Ekologisk transport och stråldoser från grundvattenburna
radioaktiva ämnen
Ronny Bergman
Ulla Bergström
Sverker Evans
AB Atomenergi
- 41 Säkerhet och strålskydd inom kärnkraftområdet.
Lagar, normer och bedömningsgrunder
Christina Gyllander
Siegfried F Johnson
Stig Rolandson
AB Atomenergi och ASEA-ATOM

- 42 Säkerhet vid hantering, lagring och transport av använt kärnbränsle och förglasat högaktivt avfall
Ann Margret Ericsson
Kemakta november 1977
- 43 Transport av radioaktiva ämnen med grundvatten från ett bergförvar
Bertil Grundfelt
Kemakta november 1977
- 44 Beständighet hos borsilikatglas
Tibor Lakatos
Glasteknisk Utveckling AB
- 45 Beräkning av temperaturer i ett envånings slutförvar i berg för förglasat radioaktivt avfall Rapport 3
Roland Blomquist
AB Atomenergi 1977-10-19
- 46 Temperaturberäkningar för använt bränsle
Taivo Tarandi
VBB
- 47 Teoretiska studier av grundvattenrörelser
Preliminär rapport oktober 1977
Slutrapport februari 1978
Lars Y Nilsson
John Stokes
Roger Thunvik
Inst för kulturteknik KTH
- 48 The mechanical properties of the rocks in Stripa, Kråkemåla, Finnsjön and Blekinge
Graham Swan
Högskolan i Luleå 1977-09-14
- 49 Bergspänningsmätningar i Stripa gruva
Hans Carlsson
Högskolan i Luleå 1977-08-29
- 50 Lakningsförsök med högaktivt franskt glas i Studsvik
Göran Blomqvist
AB Atomenergi november 1977
- 51 Seismotectonic risk modelling for nuclear waste disposal in the Swedish bedrock
F Ringdal
H Gjøystdal
E S Hysebye
Royal Norwegian Council for scientific and industrial research
- 52 Calculations of nuclide migration in rock and porous media, penetrated by water
H Häggblom
AB Atomenergi 1977-09-14

- 53 Mätning av diffusionshastighet för silver i lera-sand-blandning
Bert Allard
Heino Kipatsi
Chalmers tekniska högskola 1977-10-15
- 54 Groundwater movements around a repository
- 54:01 Geological and geotechnical conditions
Håkan Stille
Anthony Burgess
Ulf E Lindblom
Hagconsult AB september 1977
- 54:02 Thermal analyses
Part 1 Conduction heat transfer
Part 2 Advective heat transfer
Joe L Ratigan
Hagconsult AB september 1977
- 54:03 Regional groundwater flow analyses
Part 1 Initial conditions
Part 2 Long term residual conditions
Anthony Burgess
Hagconsult AB oktober 1977
- 54:04 Rock mechanics analyses
Joe L Ratigan
Hagconsult AB september 1977
- 54:05 Repository domain groundwater flow analyses
Part 1 Permeability perturbations
Part 2 Inflow to repository
Part 3 Thermally induced flow
Joe L Ratigan
Anthony S Burgess
Edward L Skiba
Robin Charlwood
- 54:06 Final report
Ulf Lindblom et al
Hagconsult AB oktober 1977
- 55 Sorption av långlivade radionuklider i lera och berg
Del 1 Bestämning av fördelningskoefficienter
Del 2 Litteraturgenomgång
Bert Allard
Heino Kipatsi
Jan Rydberg
Chalmers tekniska högskola 1977-10-10
- 56 Radiolys av utfyllnadsmaterial
Bert Allard
Heino Kipatsi
Jan Rydberg
Chalmers tekniska högskola 1977-10-15

- 57 Stråldoser vid haveri under sjötransport av kärnbränsle
Anders Appelgren
Ulla Bergström
Lennart Devell
AB Atomenergi
- 58 Strålrisker och högsta tillåtliga stråldoser för människan
Gunnar Walinder
FOA 4 november 1977
- 59 Tectonic lineaments in the Baltic from Gävle to Simrishamn
Tom Flodén
Stockholms Universitet 1977-12-15