

**Blyinfodrad titankapsel för upp-
arbetat och glasat kärnbränsleavfall.
Bedömning ur korrosionssynpunkt.**

Korrosionsinstitutet och dess referensgrupp.

Slutrapport 1978-05-25

BLYINFODRAD TITANKAPSEL FÖR UPPARBETAT OCH GLASAT
KÄRNBRÄNSLEAVFALL - BEDÖMNING UR KORROSIONSSYNPUNKT

Korrosionsinstitutet och dess referensgrupp
Slutrapport 1978-05-25

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.

KORROSIONSIINSTITUTET
Einar Mattsson
1978-05-25

I RAPPORTEN INGÅENDE DOKUMENT

Referensgruppens slutrapport:

BLYINFODRAD TITANKAPSEL FÖR UPPARBETAT OCH GLASAT
KÄRNBRÄNSLEAVFALL - BEDÖMNING UR KORROSIONSSYNPUNKT

- Basis for assessment of service life of lead-titanium canister for vitrified waste from reprocessing of spent nuclear fuel. KBS
- Korrosionsprovning av olegerat titan i simulerade deponeringsmiljöer för upparbetat kärnbränsle. Sture Henrikson, Marian de Pourbaix. Utgiven som separat KBS teknisk rapport nr 96
- Kompletterande synpunkter på fördröjt brott i titan. Kjell Pettersson
- Korrosion av blyinfodringen. Göran Eklund
- Särskilt yttrande. Gösta Wranglén

CORROSION RESISTANCE OF TITANIUM CANISTERS LINED WITH LEAD FOR FINAL DISPOSAL OF REPROCESSED AND VITRIFIED WASTE FROM NUCLEAR REACTORS

Summary

The Nuclear Fuel Safety Project (KBS) has proposed, to fulfill the requirements of the so-called "Conditional law", that reprocessed and vitrified waste from nuclear reactors would be disposed of by enclosure in titanium canisters with 6 mm thick walls and a 100 mm thick lead lining. The canisters are to be placed in vertical drill-holes in rock, 500 m below ground, and embedded in a buffer of 80 - 90 % sand and 20 - 10 % bentonite.

The Swedish Corrosion Institute has been given the job of evaluating the proposal from the point of view of corrosion and of estimating the life of the canisters under the conditions given. To fulfill this task, the Corrosion Institute has appointed an expert group of 10 Swedish specialists mainly from the fields of corrosion and materials technology.

On estimation of the life of the titanium sheath a general corrosion rate of 0.25 $\mu\text{m}/\text{year}$ has been taken as a conservative value, which would lead to a life of at least ten thousand years. Pitting and crevice corrosion have been considered very unlikely at the foreseen temperatures and salt contents. Further the risk of delayed fracture, due to hydrogen up-take, is considered as small but cannot be completely excluded at the present state of knowledge. For this reason the titanium sheath cannot absolutely be guaranteed an appreciable lifetime.

If the titanium sheath were penetrated due to mechanical damage or localized corrosion, the exposed lead could suffer localized attack. The corrosion rate would then be determined by the supply of oxygen from the surrounding buffer to the canister surface. Conservative calculations have shown that perforation of the 100 mm thick lead lining would take about 4 500 years. In any case the life of the lead lining was estimated to at least a thousand years.

In total a titanium canister with a lead lining was estimated to have a life of at least thousands of years, and probably tens of thousands of years.

The expert group was unanimous in its judgement with the exception of professor Gösta Wranglén, who has delivered a statement of his own.

BLYINFODRAD TITANKAPSEL FÖR UPPARBETAT OCH GLASAT KÄRNBRÄNSLE-
AVFALL - BEDÖMNING UR KORROSIONSSYNPUNKT

1. BAKGRUND

I den av riksdagen antagna villkorslagen fastslås att kraftproducenterna skall visa:

- antingen hur och var en helt säker slutförvaring av upparbetat avfall kan ske
- eller hur och var en helt säker slutförvaring av det icke upparbetade använda kärnbränslet kan ske.

För att ta fram material till redovisningen av slutförvaring bildades i december 1976 "Projekt Kärnbränslesäkerhet, KBS" av de fyra företag som bygger kärnkraftanläggningar i Sverige. Inom ramen för detta projekt har Korrosionsinstitutet åtagit sig uppdraget att svara för utvärdering och bedömning av korrosionsbeständigheten hos de alternativ till kapsling som föreslås av KBS. Detta utgör en slutlig delrapport som avser bedömning av blyinfodrad titankapsel för upparbetat och glasat kärnbränsleavfall. På ett tidigt stadium av utredningen avgavs en lägesrapport (1), vilken av KBS används som underlag vid utarbetande av förslag till slutförvaring (2).

För att fullfölja sitt åtagande har Korrosionsinstitutet utsett en referensgrupp av specialister från i huvudsak korrosions- och materialområdet. I gruppen ingår även en representant från Statens Kärnkraftinspektion som observatör. Referensgruppen har följande sammansättning:

Professor E Mattsson	Korrosionsinstitutet	ordf
Tekn lic L Ekbohm	"	sekr
Tekn lic R Carlsson	Svenska Silikatforskningsinstitutet	
Övering T Eckered	Statens Kärnkraftinspektion	observatör
Docent G Eklund	Institutet för Metallforskning	
Professor I Grenthe	Kungl Tekniska Högskolan	
Docent R Hallberg	Stockholms Universitet	
Fil mag S Henrikson	AB Atomenergi	
Professor N-G Vannerberg	Chalmers Tekniska Högskola	
Professor G Wranglén	Kungl Tekniska Högskolan.	

Referensgruppen har grundat sin bedömning på undersökningar och beräkningar utförda såväl inom som utom gruppen samt på utlåtanden från och diskussioner med olika utländska experter.

Vid bedömningen har gruppen på basis av nuvarande kunskaper sökt utvärdera den korrosionshårdighet som kapslingen skulle uppvisa vid givna förutsättningar. För uppskattning av kapslarnas livslängd är man hänvisad till beräkningar avseende termodynamiska förutsättningar och hastigheten för reaktioner reglerade av masstransport genom omgivande buffertbädd. Referensgruppen är ense om bedömningarna i denna rapport, med undantag av professor Gösta Wranglén som avgivit särskilt yttrande.

2. FÖRUTSÄTTNINGAR VID BEDÖMNINGEN

KBS har specificerat de förutsättningar som skall gälla vid bedömningen ifråga om geologiska förhållanden, miljön runt kapseln samt buffertmassans funktion (bil A). Dessa förutsättningar har diskuterats inom referensgruppen. Speciellt gäller detta buffertmassans funktion. Det har dock inte ingått i referensgruppens uppgifter att bedöma huruvida dessa förutsättningar är korrekta.

2.1 Föreslaget förvaringssätt

Enligt förslaget skall upparbetat och glasat avfall inneslutas i blyinfodrade titankapslar.

Dessa placeras i vertikala borrhål utgående från horisontella tunnlar i berg - 500 m under marken (fig 1). De vertikala hålen borraras med en diameter av 1 m och ett djup av 5 m på ett inbördes avstånd av 4 m. I varje borrhål deponeras en kapsel.

Runt kapslarna fylls med en buffertmassa av sand och bentonit. I hålen installeras titanrör med vars hjälp vatten (ev avjonat) kan tillföras buffertmaterialet. Då ett förvaringshål fyllts med buffert försluts det med ett lock av platsgjuten betong. Tack vare vattentillförseln och locket hindras att buffertmaterialet torkar ut under det initialskede då tunnarna hålls öppna och ventilerade. Locket skall också hindra buffertmaterialet från att svälla, då den ingående bentoniten tar upp vatten. Tack vare vattentillförseln förbättras även buffertmaterialets värmeledningsförmåga så att kapselns temperatur

hålls på en tillfredsställande låg nivå. Omedelbart innan tunnlar och schakt fylls med buffertmaterial, avlägsnas betonglocken.

Med angivet förvaringssätt avser man, enligt förslaget, åstadkomma flera barriärer som hindrar att radioaktiva ämnen når biosfären (2). Således utgör den långsamma utlösningen av radioaktiva ämnen från avfallet en inre barriär, själva kapseln och buffertmassan runt kapseln vardera en andra och tredje barriär och slutligen den långa transportvägen i berget en fjärde, yttre barriär. Föreliggande utredning rör således endast en av dessa fyra barriärer, nämligen kapseln.

2.2 Kapslarnas konstruktion

Enligt förslaget skall upparbetat och glasat kärnbränsleavfall primärt inneslutas i en behållare av krom-nickel-stål. Denna placeras i en blyinfodrad titankapsel såsom framgår av fig 2.

Behållaren tillverkas av krom-nickel-stål med kvalitetsbeteckningen Z 15 CN 24-12, (24 % Cr, 12 - 13 % Ni, 0,15 % C). Behållaren har en diameter av 400 mm och en höjd av 1 500 mm. Den rymmer 150 l. Väggtjockleken är 3 mm utom i ändpartierna, där den är 4 mm.

Titankapselns hölje tillverkas av olegerat titan med kvalitetsbeteckningen ATi-24 (max 0,05 % Fe, 0,10 % O, 0,03 % N, 0,05 % C och 0,012 % H), dock av en variant med max 0,002 % H. Kapseln har en yttre diameter av 612 mm och en höjd av 1 875 mm. Väggtjockleken är 6 mm utom hos gavlarna där den är 12 mm. Titankapselns lock appliceras genom automatsvetsning under skyddsgas.

Infodringen består av högrent, syrefritt bly (min 99,995 % Pb). Den har en minimitjocklek av 100 mm. Tack vare snabb korntillväxt hos högrent bly finns ej risk att blyinfodringen genom krypning skall ändra form eller rinna ut genom ett eventuellt hål i titanhöljet.

2.3 Grundvattnets sammansättning

Kapslarna kommer att omges av grundvatten. Grundvattnets sammansättning på aktuellt djup enligt förutsättningarna anges i tabell 1. Av särskild betydelse vid bedömning av korrosionsbeständigheten hos den aktuella kapseln är grundvattnets innehåll av oxidanter. Grundvattnet på aktuellt djup förutsätts ha en

mycket låg syrehalt (<0,1 mg/l) utom under en initialperiod närmast efter deponeringen, då en tunn ytzon utmed förvarets väggar har förhöjd syrehalt.

Tillförseln av klorid är av betydelse för titanhöljets korrosion. Kloridhalten uppges normalt inte överstiga 100 mg/l. Om s k relik havsvatten skulle förekomma i närheten av förvaret anges emellertid kloridhalten kunna stiga till högst 400 mg/l, detta under den tid förvaret hålls öppet och dräneras och även under en tid efter slutningen av förvaret, då grundvattennivån återställs. Senare avtar kloridhalten till ett värde under 100 mg/l.

Grundvattnets pH-värdet kan antas falla inom området pH 7 - 9, med hänsyn till den buffrande verkan av mineral omkring tunnelsystemet.

Vid deponering av kapslarna och påfyllning av buffertmassa kommer under tiden till dess fuktning sker luft att fylla porer och håligheter i buffertmassan. Luftsytret löser sig i inträngande vatten. Vattnets halt av syre blir därför initialt relativt hög.

2.4 Grundvattnets strömning

Avfallet placeras - enligt förutsättningarna - i utvalt berg med låg permeabilitet - dvs med få och smala sprickor. Detta innebär att vattenströmningen genom berget uppgår till storleksordningen någon deciliter per m² tvärsnitt av berget och år. Detta gäller såväl tiden före konstruktionen av förvaret som då grundvattennivån återinställt sig omkring 100 år efter slutning av förvaret. Vattenströmningen är lokaliserad till tunna sprickor, i regel med några meters mellanrum. Storleksordningsmässigt högre vattenströmning i berget kan endast uppträda som resultat av omfattande störningar i berget, t ex genom tektoniska rörelser. Så stark vattenströmning att buffertmaterialet förs bort förutsätts dock ej kunna inträffa.

Buffertmassan av sand och bentonit, som omger avfallskapslarna, är plastisk och har mycket låg permeabilitet (<10⁻¹⁰ m/s), mindre än berget. Materialet är homogent. Svällningsförmågan hos bentonit kombinerad med plasticitet gör att risken för sprickbildning i buffertmassan blir försumbar. Vattenflödet genom buffertmassan kan därför försummas och hänsyn behöver endast tas till diffusion genom buffertmassans vatteninnehåll.

2.5 Buffert

Buffertmaterialet varmed kapslarna omges i förvaringshålen och varmed även tunnlar och schakt fylls utgörs av en blandning av kvartssand (90 - 80 %) och bentonit (10 - 20 %). Buffertmaterialet skall utgöra en vilobädd med god bäringhet för kapseln. Det skall skydda kapseln för mekanisk skada. Buffertmaterialet verkar även som en kemisk buffert mot grundvattnet och stabiliserar pH till ett värde mellan 8 och 9.

En buffert med angiven sammansättning anges ha stor plasticitet och beständighet. Vid kontakt med vatten sväller bentoniten. Om svällningen hindras uppstår ett svälltryck, som i den aktuella sand-bentonit-blandningen kan uppgå till några bar. Vid svällningen fylls porerna i buffertmaterialet, vilket minskar dess permeabilitet. Svällningsförmågan förutsätts ge garanti mot bildning av vattenförande sprickor i materialet. Plasticiteten hos bentonit är dokumenterad även under geologiska tidsåldrar. Tack vare den goda plasticiteten bibehåller bädden sin homogenitet och sin låga permeabilitet. Därigenom bromsas transporter av aktuella reaktanter och av eventuellt utläckande radioaktiva ämnen.

Sand-bentonit-blandningen uppges ha en porositet av 40 %.

2.6 Kapselns temperatur

Genom avfallets radioaktivitet sker en värmeutveckling som höjer temperaturen hos avfallet och därmed hos kapseln och dess närmaste omgivning. Värmeutvecklingen är förhållandevis hög i början men avtar snabbt under de första 100 åren. Kapselns temperatur beror förutom av värmeutvecklingen även av värmeledningsförmågan hos buffertmaterialet. Denna är avsevärt större hos vattenmättat material än hos torrt och tilltar även med temperaturen. Temperaturen hos kapseln vid deponeringstillfället kan väljas genom anpassning av olika parametrar vid deponeringen.

För en blyinfodrad titankapsel med upparbetat och glasat avfall, omgiven av buffertmaterial med den fuktighet som råder vid deponeringstillfället, har angivits en högsta temperatur vid kapselns ytteryta av 80°C; efter 500 år har temperaturen sjunkit till 40°C. Dessa uppgifter gäller den varmaste kapseln i centrum av förvaringsområdet, varvid förutsätts att buffertmaterialet

mättas med vatten.

2.7 Radiolys

Om grundvattnet runt kapseln utsätts för radioaktiv strålning kan såväl radiolys av vattnet ske. Detta kan leda till bildning av bland annat syre och väte. Radiolys av vattnet runt kapseln kan inverka på kapselns korrosion och därmed på dess livslängd. Radiolysen är beroende av strålningens art och intensitet.

Radiolyseffekterna i omgivningen av en blyinfodrad titankapsel av här aktuellt utförande med upparbetat och glasat avfall anges i förutsättningarna. Jämvikts-halterna uppges ej överstiga följande värden: 3 $\mu\text{g/l}$ syre, 8 $\mu\text{g/l}$ väte, 0,2 $\mu\text{g/l}$ väteperoxid och 3 mg/l Fe(III)jon. Därtill skall nämnas att om allt bildat väte skulle absorberas av titanet blir den under 10^4 år totalt bildade vätemängden så låg som 1.8 $\mu\text{g/cm}^2$, vilket skulle innebära ett tillskott av 0,7 ppm väte i titanet, Mängden oxidanter som totalt kan bildas under nämnda tid uppges vara av samma storleksordning.

2.8 Livslängdsaspekter

Referensgruppen har ej erhållit några specificerade krav från KBS ifråga om livslängden hos kapseln.

I avfallet från kärnbränsle avklingar huvuddelen av aktiviteten under de första 600 åren, nämligen den del som härrör från cesium 137 och strontium 90 (2). Återstående aktivitet avklingar väsentligt långsammare och en mindre del blir bestående i storleksordningen milliontals år. En del av aktiviteten härrör från transuraner.

3. ALLMÄNT OM KORROSION

Om man, som i föreliggande fall, har en kapsel av visst material omgiven av grundvatten med viss sammansättning, kan man avgöra om systemet är termodynamiskt stabilt eller ej. Ett stabilt system befinner sig i jämvikt, dvs inga kemiska nettoreaktioner inträffar. En kapsel som är termodynamiskt stabil (immun) i omgivande grundvatten har i princip oändlig livslängd.

Om kapseln däremot ej är termodynamiskt stabil i omgivande grundvatten innebär detta att korrosion är möjlig men korrosionshastigheten kan variera inom

vida gränser. I vissa fall bildas på materialets yta en skyddande beläggning som i större eller mindre grad motverkar korrosionen. Man säger då att ytan passiveras. I andra fall kan däremot korrosionshämningar saknas och korrosionshastigheten vara hög. Även på en passiverad yta kan korrosionshastigheten lokalt nå höga värden, t ex på grund av gropfrätning. Uppskattning av livslängden hos en kapsel av material som ej är termodynamiskt stabilt måste därför grundas på en bestämning eller uppskattning av korrosionshastigheten.

Den korrosion som sker kan vara av två huvudtyper; allmän eller lokal korrosion. Av den senare förekommer ett flertal varianter, t ex spänningskorrosion och spaltkorrosion. Definitionen för de olika korrosionstyperna är, enligt Tekniska Nomenklaturcentralens Korrosionsordlista, följande:

<u>Allmän korrosion:</u>	korrosion som förlöper med ungefär samma hastighet på hela den för korrosionsmedium utsatta ytan;
<u>Lokal korrosion:</u>	korrosion som förlöper med särskilt stor hastighet på begränsade delar av den för korrosionsmedium utsatta ytan;
<u>Galvanisk korrosion:</u>	elektrokemisk korrosion till följd av verkan av bimetallcell, dvs en galvanisk cell vars elektroder består av olika material; korrosionsskada vid galvanisk korrosion inträffar vanligen vid cellens anod;
<u>Gropfrätning:</u>	lokal korrosion som leder till angrepp med ringa utbredning men ofta med betydande djup;
<u>Korrosionsutmattning:</u>	inverkan på material av en många gånger upprepade last under samtidig inverkan av korrosionsmedium;
<u>Spaltkorrosion:</u>	lokal korrosion i trångt, vätskefyllt utrymme;
<u>Spänningskorrosion:</u>	interkristallin sprickning eller transkristallin sprickning, genom samverkan mellan statisk dragspänning och ett korrosionsmedium.

Korrosionen kan ske med i tiden konstant hastighet eller med avtagande hastighet som slutligen kan övergå i en relativt låg, konstant hastighet.

Vid bedömning av kapslingens livslängd har man att särskilt beakta de olika

typerna av lokal korrosion, eftersom dessa korrosionstyper snabbare än den allmänna korrosionen kan leda till genombrott.

Vid utvärdering av korrosionshastigheten hos kapslingsmaterial är man hänvisad till relativt kortvariga försök. Därvid bör i första hand utnyttjas försök utförda under användningsbetingelser. S k accelererad korrosionsprovning under förhållanden, avvikande från användningsbetingelserna, kan medföra en felaktig bedömning. Då korrosionsangreppet under användningsbetingelser vid kort provningstid ofta är ringa, måste förfinade mätmetoder utnyttjas vid utvärdering. Utifrån den för provningstidens slutskede bestämda korrosionshastigheten beräknas - genom s k linjär extrapolation - tiden för genomfrätning av kapseln. Ofta sker emellertid angreppet med avtagande hastighet. Den linjära extrapolationen innebär då en underskattning av kapselns livslängd.

4. DEN BLYINFODRADE TITANKAPSELNS KORROSION

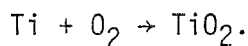
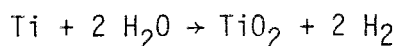
4.1 Titans korrosion

Olegerat titan har mycket god korrosionshårdighet i kloridhaltigt vatten och har därför under de två decennier som titan varit i teknisk användning fått allt större tillämpning som ett kvalificerat havsvattenbeständigt konstruktionsmaterial (3).

Titanmetallen är inte termodynamiskt stabil i vatten (fig 3). Den goda korrosionshårdigheten hos titan beror i stället på att ett tätt, tunt skikt av titandioxid spontant bildas på ytan (på samma sätt som hos aluminium), detta även i syrefritt vatten. Titandioxid är mycket motståndskraftig mot angrepp, såväl i sur som alkalisk miljö (pH 2 - 14), oberoende av vattnets syrehalt. För att korrosionsbeständighet hos titan skall föreligga måste således ett intakt oxidskikt upprätthållas på ytan.

4.1.1 Allmän korrosion

Den allmänna korrosionen hos titan i vatten består vid de aktuella temperaturerna i en långsam oxidation, vars hastighet normalt avtar med tiden allt eftersom oxidskiktet växer. Reaktionen sker enligt följande formler, av vilka den senare förutsätter närvaro av löst syre i vattnet:



I litteraturen har på basis av ett halvt års exponering i såväl luftmättad som avluftad 3,5-procentig NaCl-lösning vid 60°C rapporterats en korrosionshastighet av 0,25 µm/år (5). Under antagande av oförändrad korrosionshastighet motsvarar detta värde 0,25 mm på 1 000 år. Vid en nyligen rapporterad undersökning med exponering under nio månader i en begränsad volym av stillastående, ursprungligen luftmättat havsvatten vid 90°C erhöles värden motsvarande 0,1 mm på 1 000 år (6) och vid pågående försök hos AB Atomenergi har efter 300 dygns exponering i Östersjövatten, som surgjorts till pH 4,5, erhöles värden motsvarande maximalt 0,1 mm på 1 000 år (bil B).

Alla de nämnda värdena på titans korrosionshastighet i varm (60 - 90°C) kloridlösning ligger inom intervallet 0,1 - 0,25 µm/år och vid längre exponeringstider kan man anta lägre värden. - Här skall dock även nämnas att i litteraturen rapporterats ett enstaka högre värde, nämligen 5,6 µm/år, vilket erhöles vid exponering av titan i 3,5-procentig NaCl-lösning vid 130°C (5). Orsaken till det anmärkningsvärt höga värdet i detta enstaka fall har ej kunnat klarläggas; möjligen föreligger ett mätfel.

Vid exponering av titan i jord under 8 år har trots hög kloridhalt, lågt pH-värde och låg syrehalt i vissa lerjordar ingen som helst korrosion kunnat uppmätas (7).

4.1.2 Lokal korrosion

De typer av lokal korrosion som här skall beaktas är gropfrätning, spaltkorrosion, spänningskorrosion och korrosionsutmattning.

Korrosionsutmattning förutsätter mekaniska belastningsväxlingar och då sådana av betydelse ej kan väntas förekomma kan denna typ av korrosion uteslutas i detta fall.

Sprickning till följd av spänningskorrosion förutsätter dels dragspänningar av tillräckligt hög intensitet, dels sprickanvisningar av tillräckligt djup.

Om kapseln tillverkas under betryggande kontroll, kan dessa förutsättningar emellertid elimineras och även spänningskorrosion uteslutas (3).

Gropfrätning och spaltkorrosion kan uppträda hos olegerat titan i varm kloridlösning om vissa betingelser är uppfyllda. Sålunda måste temperaturen överstiga ett kritiskt värde. Detta är dock beroende av främst lösningens kloridhalt och pH-värde. Även andra faktorer inverkar emellertid. Sålunda påskyndas spaltkorrosionen av mycket trånga spalter, mekanisk uppruggning eller kallbearbetning av ytan eller kontaminering med vissa oädla metaller, t ex järn. Sambandet mellan risken för lokal korrosion och temperatur, kloridhalt, pH-värde visas i fig 4 - 6, vilka är grundade dels på tidsbegränsade laboratorieprovningar, dels på erfarenhet från praktisk tillämpning. Av diagrammen framgår att gropfrätning eller spaltkorrosion hos olegerat titan ej iakttagits under 120°C vid kontakt med kloridlösningar med kloridhalter upp till 3,5 %.

Enligt förutsättningarna kommer i det aktuella fallet temperaturen ej att överstiga 80°C och kloridhalten ej att överstiga 0,04 %. Av fig 4 och 5 framgår att under dessa förhållanden gropfrätning eller spaltkorrosion ej är att förvänta.

Det har ifrågasatts om saltanrikning vid kapselytan kan ske till följd av avdunstning under den tid tunnlarna är öppna och ventilerade, innan förvaret sluts. Enligt förutsättningarna kommer emellertid risken för sådan saltanrikning att elimineras därigenom att förvaringshållet täcks med betonglock och buffertmaterialet i initialskedet fuktas genom tillförsel av vatten, som om så erfordras kan vara avjonat.

Det har även ifrågasatts om gropfrätning eller spaltkorrosion kan initieras efter mycket lång inkubationstid (årtionden eller århundraden) vid lägre värden på temperatur och/eller kloridhalt än som anges i fig 4 och 5. Rappor- terade undersökningsresultat tyder emellertid på att längre inkubations- tider än ca 500 timmar för spaltkorrosion är osannolika (11). Troligen beror detta på att koncentrationsgradienter, som skulle kunna initiera spaltkorro- sion, relativt snart utjämnas.

Mot bakgrund av vad som angivits får det sålunda bedömas som mycket osannolikt att lokal korrosion kan uppkomma på titanhöljet under de aktuella förutsätt- ningarna.

4.1.3 Väteförsprödning och fördröjt brott

Titan kan skadas genom inverkan av väte dels genom väteförsprödning, dels genom sk fördröjt brott (3), bil C. I titanet finns vid leveransen en låg halt väte - enligt förutsättningarna 20 ppm (jfr avsnitt 2.2). Vidare upptas en del av det väte som bildas vid korrosion (jfr avsnitt 4.1.1), här benämnt "korrosionsväte". Vätetillskottet härrörande från radiolys är försumbart (jfr avsnitt 2.7).

Väteförsprödning i titan orsakas av hydridutskiljning. Vätets löslighet i titan vid rumstemperatur är ca 20 ppm. Vid högre vätehalter sker utskiljning av hydrid. För att hydridbildningen skall få en effekt av betydelse för titanets seghet måste vätehalten uppgå till flera hundra ppm. Eftersom dessa nivåer avsevärt överstiger vad som krävs för fördröjt brott kan man här bortse från väteförsprödning.

Fördröjt brott innebär att sprickning inträffar vid dragspänningar lägre än brottgränsen, ibland även lägre än sträckgränsen.

Fördröjt brott kan inträffa hos titanlegeringar genom att väte omlagras och anrikas vid ställen med spänningskoncentration, t ex vid defekter i materialet. Sprickor kan härvid långsamt tillväxa genom att väte successivt omlagras till den växande sprickspetsen. En sådan spricktillväxt kan tänkas ske även vid låg vätehalt enbart till följd av anrikning av väte vid sprickspetsen. Vid högre vätehalter, över 20 ppm, är en utskiljning av hydrid framför sprickspetsen ett sannolikt inslag i mekanismen.

Genom maximering av vätehalten till 20 ppm vid leverans kan risken för fördröjt brott minskas. I vilken omfattning "korrosionsväte" upptas av titanet är svårt att förutse. Reaktionen avtar emellertid allt eftersom det passiverande oxidskiktet tilltar i tjocklek. Vid den av AB Atomenergi utförda exponeringsprovningsprovningen av titan i Östersjövatten vid upp till 130°C under 300 dygn har inte konstaterats någon påvisbar ökning av vätehalten i titanet.

De egenspanningar som kan föreligga i titankapseln huvuddel är låga. Däremot kan något högre spänningar lokalt föreligga i svetsarna. Såsom utretts i bil C bör man vid tillverkning av kapseln eftersträva att hålla egenspanningarnas och sprickanvisningarnas storlek vid så låg nivå som möjligt för att motverka

att fördröjt brott initieras i titanhöljet. Det förtjänar understrykas att det hydrostatiska trycket från grundvattnet har en gynnsam inverkan, då detta tryck bör reducera eventuella dragspänningar i kapseln.

Fördröjt brott är känt hos titanlegeringar av $\alpha + \beta$ -typ. Det har aldrig iakttagits i olegerat titan. Däremot har en författare rapporterat fördröjt brott i en legering av α -typ med 4 % aluminium (12).

På grundval av vad som anförts måste sannolikheten för fördröjt brott i titanhöljet betraktas som mycket liten. Kunskapen om fördröjt brott i titan är emellertid ofullständig, varför risken för denna typ av skada ej helt kan utslutas. Skulle fördröjt brott mot förmodan inträffa kan detta medföra att titanhöljet penetreras efter relativt kort tid.

4.2 Blyets korrosion

Bly är liksom titan för sin korrosionshärdighet beroende av att ett skyddande skikt bildas på ytan, vilket försvårar eller förhindrar vidare korrosion. Skyddsskiktets sammansättning och egenskaper är beroende av det omgivande mediet. I lämplig miljö kan bly uppvisa avsevärd korrosionshärdighet, såsom hos Roms gamla vattenledningar. Korrosion av bly blir givetvis inte aktuell förrän titankapseln korroderat bort, genomfrätts eller på annat sätt skadats.

Vid det ställe där blyet frilagts kan uppträda lokal korrosion (bil D). Två fall kan särskiljas:

- A. Bly utgör anod i en korrosionscell, där omgivande titanytor i passivt tillstånd verkar som katod med reduktion av syre och ev andra oxidanter
- B. Bly och titan befinner sig båda i aktivt tillstånd vid korrosionsstället och upplöses anodiskt; katodreaktionen kan bestå i reduktion av $H(I)$ under vätegasbildning och/eller reduktion av i vattnet löst syre.

I fall A bestäms den mängd bly som kan angripas av hur stor tillförseln av oxidanter är till kapselytan. Som oxidant kan i detta fall verka syre, i första hand det syre som finns i förvaringshålets buffertmaterial vid slutningen av förvaret. Denna syremängd motsvarar oxidation av 0,2 kg Pb. Syre kan även tränga in från närliggande delar av den buffertfyllda tunneln. Syretillförseln från tunneln har beräknats till ett värde motsvarande 5,5 g Pb per år. Mängden

oxidanter som tillförs med grundvatten eller bildas genom radiolys är försumbar. - Om angreppet är begränsat till en frätgrop vid kapselns övre ände och om frätgropen har halvsfärisk form erfordras med angiven syretillförsel 4 500 år för genomfrätning av blyinfodringen. Utfällningen av svårslösliga föreningar i frätgropen kan leda till en ogynnsammare form hos frätgropen samtidigt som sådan utfällning dock försvårar transportprocesserna i densamma. Vidare kommer i verkligheten en del av syret i tunnelns buffert att avlägsnas med passerande grundvatten, varjämte angreppet sannolikt fördelas på flera frätgropar, vilket medför längre genomfrätningstid. Under beaktande av dessa omständigheter uppskattas tiden för genomfrätning av blyinfodringen till tusentals år.

Lokal korrosion enligt fall B bedöms ej kunna leda till snabbare genomfrätning än i fall A, eftersom fortlöpande korrosion av bly även i detta fall endast kan äga rum med en hastighet som svarar mot syretillförseln till kapselytan.

5. SLUTSATSER

Titanhöljets korrosionsbeständighet är helt grundad på förekomsten av ett skyddande passiveringsskikt. Detta har under rådande förhållanden förmåga att självläka vid tillfälliga skador. Om endast den allmänna korrosionen beaktas, bedöms 0,25 $\mu\text{m}/\text{år}$ vara ett konservativt värde på titanhöljets korrosionshastighet, detta med hänsyn till att de värden som bestämts experimentellt representerar relativt korta exponeringstider och korrosionshastigheten kan antas avta med exponeringstiden. På grundval av nämnda värde uppskattas livslängden hos det 6 mm tjocka titanhöljet till åtminstone ett tiotusental år, även om korrosionshastigheten skulle vara högre på vissa partier av kapselytan än på andra. - Risken för gropfrätning och spaltkorrosion bedöms mot bakgrund av vad som anförts vara utomordentligt liten i det aktuella fallet. - Risken för sprickning genom sk fördröjt brott bedöms som liten men kan inte helt uteslutas på nuvarande ståndpunkt. Skulle denna skada mot förmodan inträffa kan titanhöljet penetreras efter relativt kort tid.

Om titanhöljet penetreras till följd av mekanisk åverkan eller lokal korrosion kan den sålunda frilagda blyinfodringen angripas genom lokal korrosion. Hastigheten för denna korrosion bestäms av tillförseln av syre som finns i buffertmaterialet vid förvarets slutning. Korrosionshastigheten kan även påverkas av korrosionshämmande beståndsdelar i vattnet, exempelvis sulfat.

I kontakt med den förutsatta deponeringsmiljön bedöms blyinfodringen få en livslängd av åtminstone 1 000 år.

Krom-nickel-stål-behållaren tillgodoräknas försiktigtvis försumbar livslängd.

På grundval av nämnda bedömningar väntas den blyinfodrade titankapseln under förutsatta betingelser få en livslängd av tusentals år. Sannolikt blir dock livslängden tiotusentals år.

Anm: Det syre som initialt finns inneslutet i tunneln kan emellertid reduceras genom tillsats av järn(II)fosfat enligt ett förfaringsätt som föreslagits vid deponering av icke upparbetat avfall i kopparkapslar (13). Genom en sådan åtgärd skulle livslängden hos blyinfodringen och kapseln kunna förlängas avsevärt.

6. REFERENSER

1. Bedömning av korrosionsbeständigheten hos material avsedda för kapsling av kärnbränsleavfall. Lägesrapport 1977-09-27 Korrosionsinstitutet och dess referensgrupp. KBS - 31. Stockholm (Kärnbränslesäkerhet) 1977.
2. Kärnbränslecykelns slutsteg. Förglasat avfall från upparbetning. Rapport från KBS, del I. Stockholm (Kärnbränslesäkerhet) 1977.
3. Henrikson, S & Pettersson, K: Utredning rörande titans lämplighet som korrosionshärdig kapsling för kärnbränsleavfall. KBS - 11. Stockholm (Kärnbränslesäkerhet) 1977.
4. Wranglén, G: Metaller korrosion och ytskydd. Stockholm (Almqvist & Wiksell) 1967. p. 259.
5. Charlot, L A: Investigation of Galvanically Induced Hydriding of Titanium in Saline Solutions. R & D Progress Report No. 624, US Department of the Interior, Contract No. 14-30-2522, Dec. 1970. p. 1 - 40.

(1978-05-25)

6. Smyrl, W H & Stephenson, L L & Braithwaite, I W: Behaviour of Candidate Canister Materials in Deep Ocean Environments. Corrosion/77, San Francisco, March 1977, paper No. 85. p. 1 - 15.
7. Sanderson, B T & Romanoff, M: The Performance of Commercial Pure Titanium in Soils. Proc. 25th NACE Conf., Houston, Texas, 1969, p. 2 - 5.
8. Titanium Information Bulletin from New Metals Division, Imperial Metals Industries (Kynoch) Limited (IMI). Titanium heat exchangers for service in sea water, brine and other natural aqueous environments. Birmingham, England 1976.
9. Satoh, H, Kobe Steel Ltd., 8-18, 1-Chome, Wakinoama-Cho Fukiai-ku, Kobe, Japan. Personligt meddelande. Jfr referens 3.
10. Minkler, W W: Titanium for Chemical Processing Equipment. Metal Progress 27 (febr 1978). p. 27 - 31.
11. Henrikson, S: Kompletterande yttrande angående bedömning av korrosionsbeständigheten hos material avsedda för kapsling av kärnbränsleavfall. KBS - 31. Stockholm (Kärnbränslesäkerhet) 1977.
12. Paton, N E & Williams, J C: Effect of hydrogen on titanium and its alloys. Hydrogen in Metals, Proceedings of an international conference on the effects of hydrogen on material properties and selection and structural design. 23 - 27 September 1973, Champion, Pa, ASM (1974). p. 409
13. Koppar som kapslingsmaterial för icke upparbetat kärnbränsleavfall - Bedömning ur korrosionssynpunkt. Slutrapport 1978-04-07 Korrosionsinstitutet och dess referensgrupp. KBS - 90. Stockholm (Kärnbränslesäkerhet) 1978. Bil A.

Tabell 1. Grundvattnets sammansättning på förvaringsplatsen enligt bil A

Analys	Sort	Sannolikt intervall	Minvärde ^{x)}	Maxvärde ^{x)}
Ledningsförmåga	µS/cm	400-600		1100
pH		7,2-8,5		9,0
KMnO ₄ -förbr	mg/l	20-40		50
COD _{Mn}	"	5-10		12,5
Ca ²⁺	"	25-50	10	60
Mg ²⁺	"	5-20		30
Na ⁺	"	10-100		100
K ⁺	"	1-5		10
Fe-tot	"	1-20		30
Fe ²⁺	"	0,5-15		30
Mn ²⁺	"	0,1-0,5		3
HCO ₃ ⁻	"	60-400		500
CO ₂	"	0-25		35
Cl ⁻	"	5-50		100 ^{xx)}
SO ₄ ²⁻	"	1-15		50
NO ₃ ⁻	"	0,1-0,5		2
PO ₄ ³⁻	"	0,01-0,1		0,5
F ⁻	"	0,5-2		8
SiO ₂	"	5-30		40
HS ⁻	"	<0,1-1		5
NH ₄ ⁺	"	0,1-0,4		2
NO ₂ ⁻	"	<0,01-0,1		0,5
O ₂	"	<0,01-0,07		0,1

^{x)} Uppskattad sannolikhet för att minvärdet ej skall underskridas resp maxvärdet ej överskridas är 95 %.

^{xx)} Under tidsskedet för länshållning och uppfyllning max 400 mg/l.

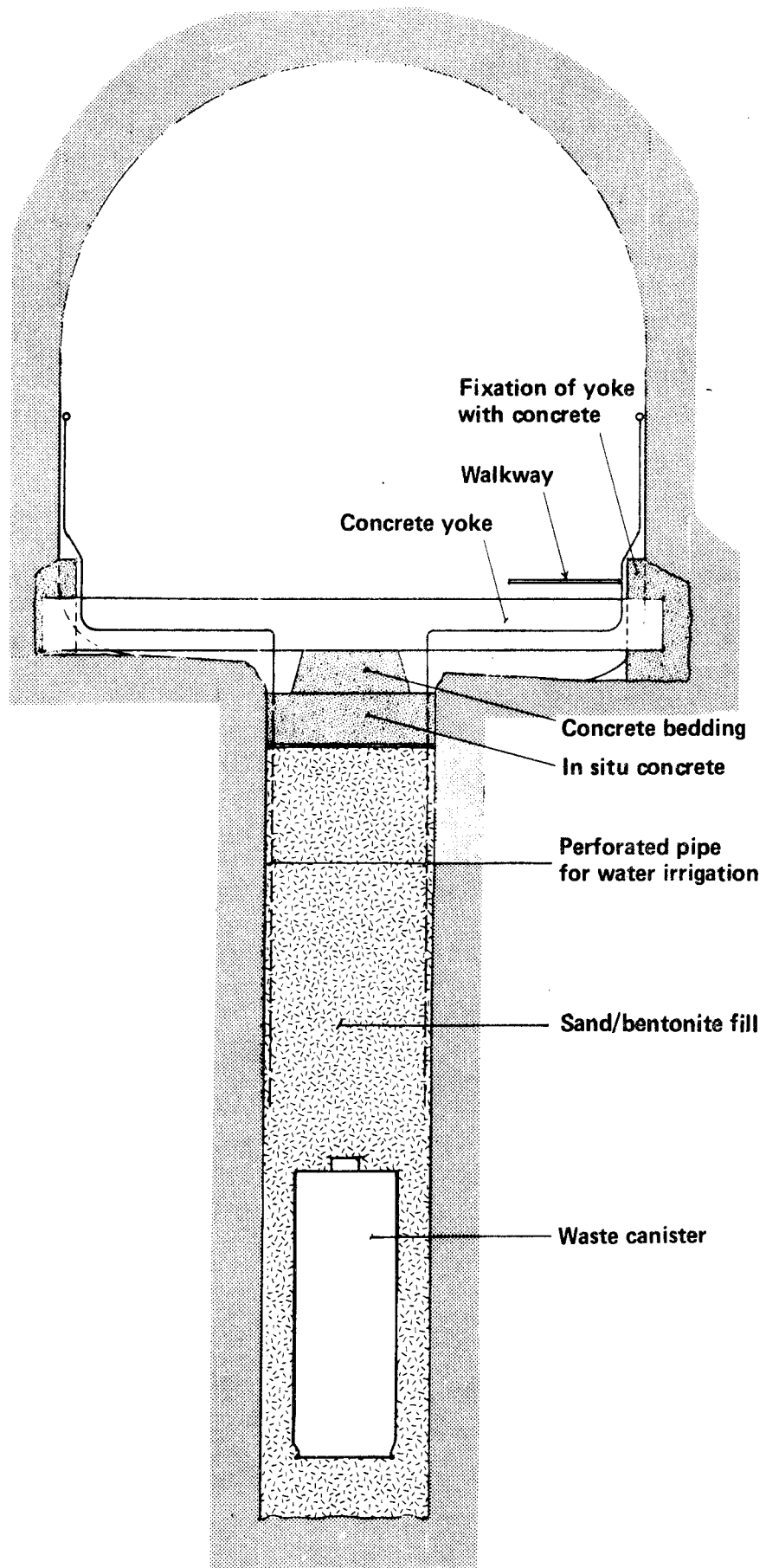


Fig.1. Förvaringshål efter fyllning.

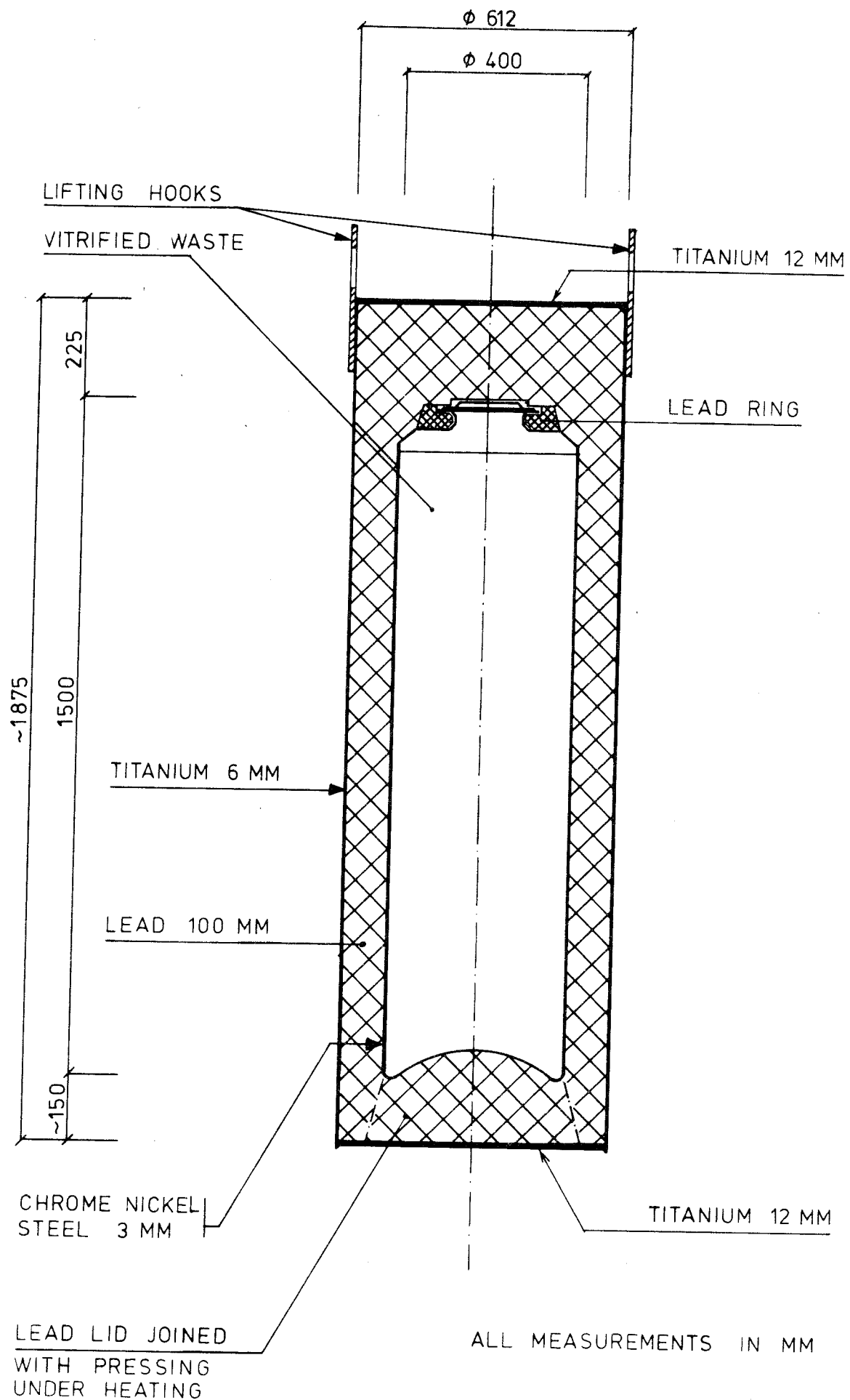


Fig.2. Blyinfodrad titankapsel.

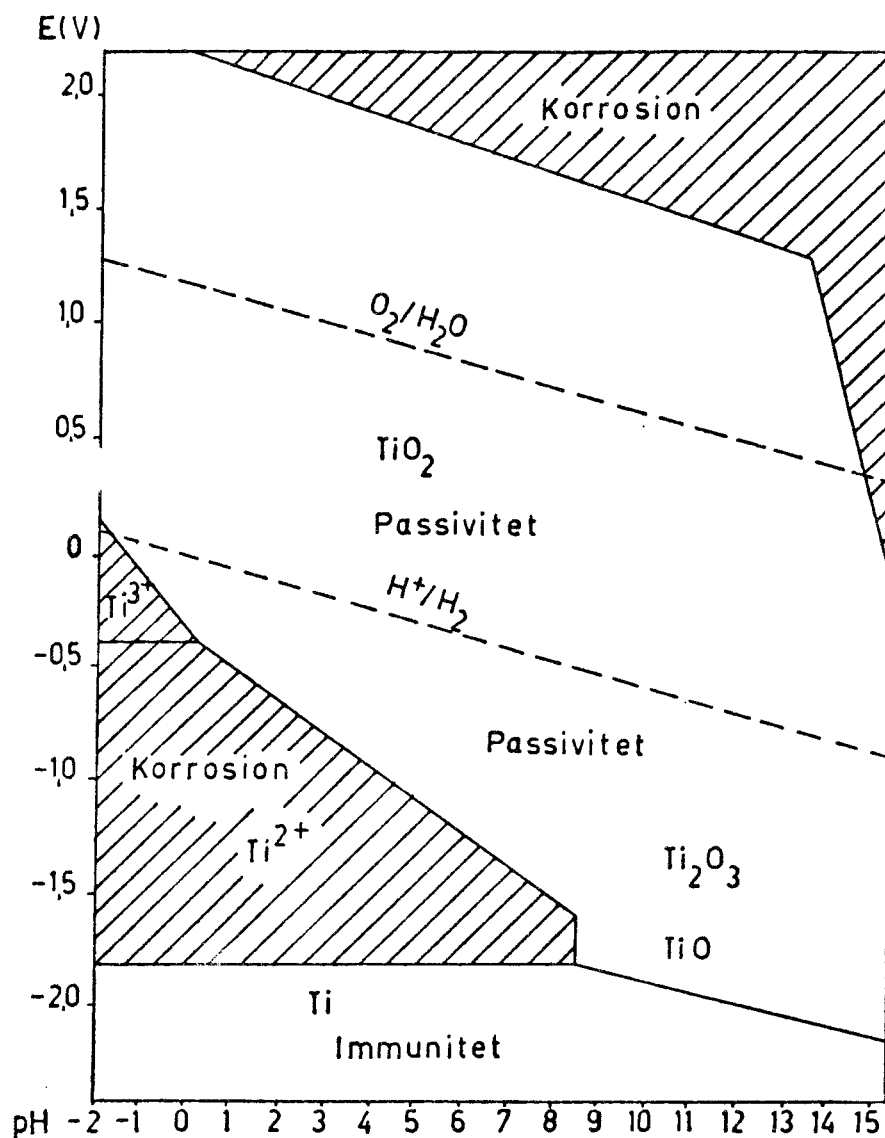
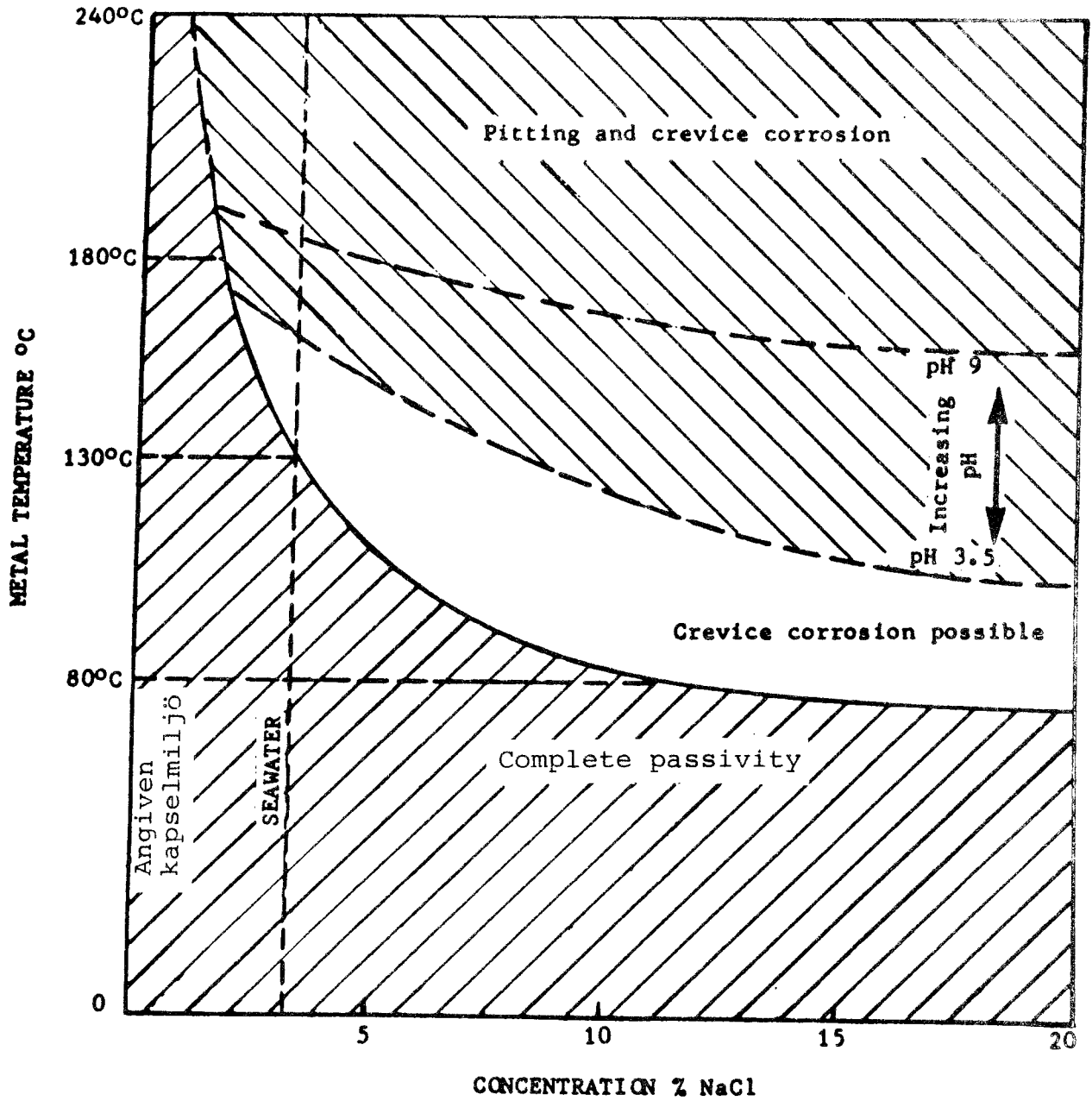


Fig 3. Empiristisk potential-pH-diagram för titan enligt Wranglén (4)



KEY




-  Complete passivity from crevice or pitting corrosion
-  Crevice corrosion possibility irrespective of solution pH
-  High probability of pitting attack and crevice corrosion according to solution pH

Fig 4. Inverkan av temperatur, koncentration och pH på spaltkorrosion och punktfrätning hos olegerat titan i havsvatten och koncentrerade kloridlösningar (8)

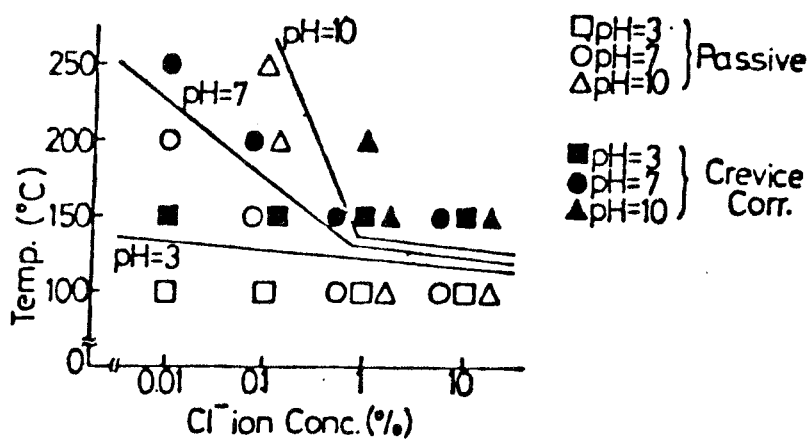


Fig 5. Områden för spaltkorrosion och passivitet vid olika pH, Cl-koncentrationer och temperaturer (9)

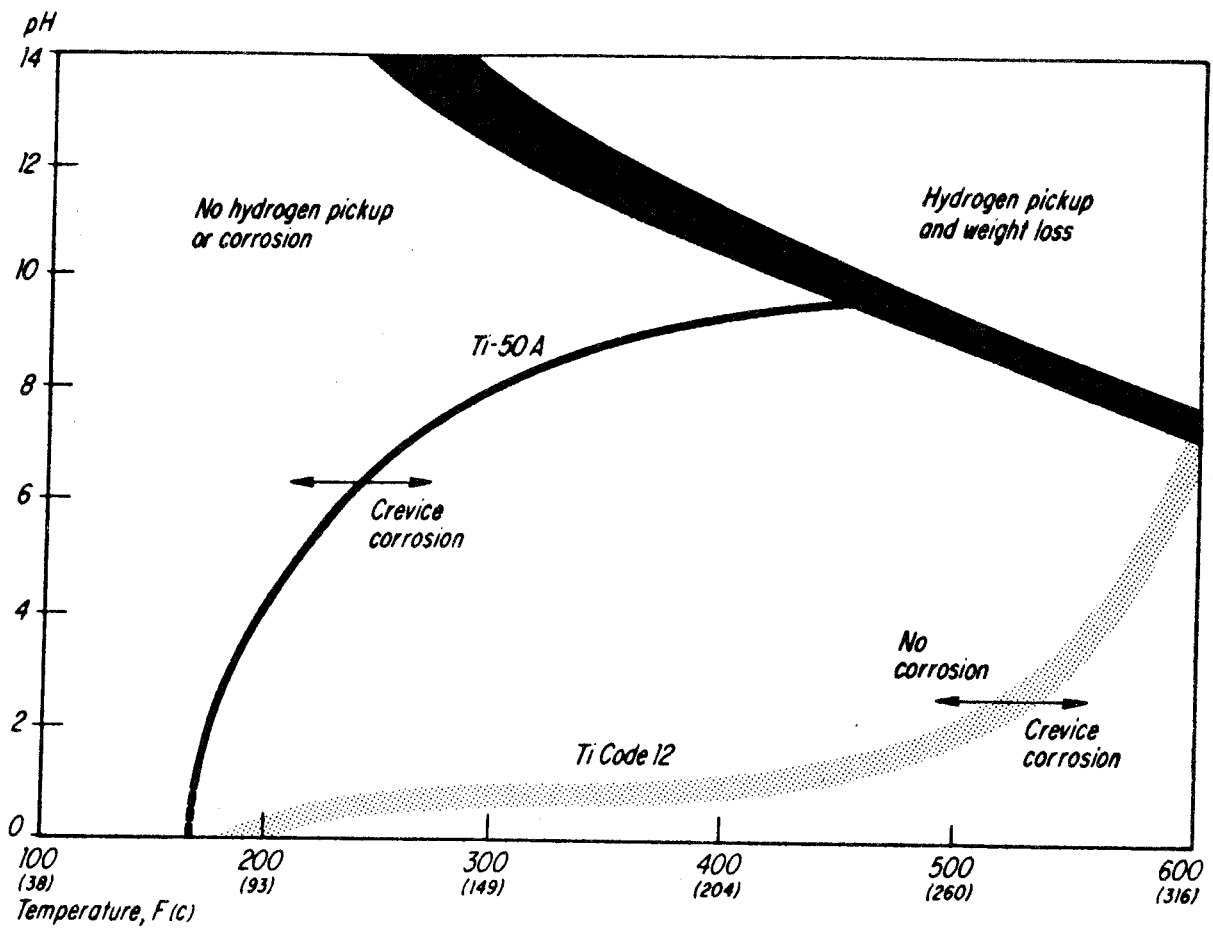


Fig 6. Inverkan av temperatur och pH-värde på spaltkorrosion hos olegerat titan (Ti 50-A) i mättad NaCl-lösning.
 /Den svagt skönjbara kurvan avser en titanlegering med beteckningen Ti Code 12./ (10)

Appendix A

BASIS FOR ASSESSMENT OF SERVICE LIFE OF LEAD-TITANIUM CANISTER
FOR VITRIFIED WASTE FROM REPROCESSING OF SPENT NUCLEAR FUEL

The following is a description of the conditions in a final repository for vitrified waste from the reprocessing of spent nuclear fuel. It is intended to serve as basis for the Corrosion Institute's assessment of the service life of the lead-titanium canister which shall provide a long term isolation of the waste from the ground water.

1 Final repository

The final repository will be located in crystalline rock (granite or gneiss) with low permeability at a depth of about 500 meters below the ground.

Vertical shafts will provide the communication between the repository and the ground level as well as with intermediate storage and encapsulation plant near the ground surface. The repository consists basically of a system of parallel tunnels with an area of about 10 m² and a length of about one kilometer. The center-to-center distance between the storage tunnels is 25 m. Vertical holes drilled in the tunnel floors provide the final storage compartments for the waste canisters. The holes have a diameter of 1 m, a depth of 5 m and a center-to-center distance of 4 m. Each hole is intended for one canister, see Fig 1 and 2.

The tunnels are blasted with careful blasting in order to minimize the disturbance of the surrounding rock. Before a storage hole is drilled to its full size, a smaller hole is first drilled in order to investigate the properties of the rock. Grouting of the rock may also be made through this hole, if required. Only if the rock is found to have adequate properties, the full size hole is drilled. Otherwise the pilot hole is plugged with a mixture of sand and bentonite.

Before a canister is placed in a storage hole a bed of sand and bentonite is placed in the bottom of the hole and titanium irrigation pipes (see below) are installed. The canister is then placed on the bed and the hole backfilled with sand and bentonite. After backfilling is concluded, the storage hole is sealed with a lid of cast-in-situ concrete and the irrigation pipes are connected to a piping system through which water is injected into the hole, see Fig 3. The cover and the irrigation system shall prevent the fill material

in the hole from drying out during the time the tunnels are kept open and ventilated. The cover shall also prevent the fill from swelling when the bentonite absorbs water.

When all canisters, for which the repository has been designed, have been placed, the repository can be sealed and finally abandoned. At the sealing, tunnels shafts and drilled holes are filled with a sand/bentonite mix similar to the one used in the storage holes, see Fig 4. Before the sealing the concrete lid on the storage holes will be removed.

The tunnels are filled in two steps. In the lower part of the tunnel section the fill is placed and compacted with conventional earthmoving and compaction methods. The upper part is filled with the use of a spraying technique similar to the one used for lining roofs of tunnels with concrete. The application method and the swelling of the bentonite as it absorbs water ensure that the tunnel section will be filled completely. The vertical shafts are filled in a similar manner.

For further details regarding the design of the repository see Volume III of the KBS report: "Handling of Spent Nuclear Fuel and Final Storage of Vitrified High Level Reprocessing Waste".

2 Geological and hydrological conditions in the repository

2.1 Rock permeability, ground water flow

Test drillings and measurements at three sites in Sweden have proved that rock with a permeability of about 10^{-9} m/sec is available at the depth intended for the repository (500 m).

The hydraulic gradient at 500 m depth is only one or a few promille. At a gradient of 3⁰/oo and a permeability of 10^{-9} m/sec the flow is 0.1 liter per year calculated on a one square meter cross sectional area of the rock.

The above refers to the time before the repository is constructed and to the time after that the groundwater level has been reestablished when the repository has been sealed. In the interim period there will be an inflow to the repository due to the drainage of the tunneling system and then due to the refilling of the ground water magazine. The regional flow situation is expected to be restored about 100 years after that the repository has been sealed. Disturbances in the ground water flow due to the heat emitted by the waste are so small that they can be neglected.

The storage holes in the repository will not be placed in or adjacent to existing weakness zones in the rock formation in which future rock movements, if any, will be concentrated. Stress concentrations of tectonic origin due inter alia to a glaciation may, however, produce fractures and minor movements in the rock around the repository. The bearing capacity of the sand/bentonite material, in which the canisters are embedded in the storage holes, will then protect the canisters from mechanical impact at the same time as the plasticity of the material will ensure that the fill remains homogenous and free from cracks and keeps its low permeability. Cracks will not open to such an extent that any sand/bentonite material will be lost from storage hole.

2.2 Composition of the ground water

The chemical composition of the ground water at great depths in the rock has been studied by KBS through the analysis of samples collected from drillholes with a depth of about 500 m at two of the sites selected as possible sites for a repository. Together with results of analysis made by others at other locations in Sweden the probable composition of the ground water in the rock at a repository site has been established in accordance with enclosure A:1.

If relict seawater is present near the repository this could lead to an increase of the content of Cl^- during the time the repository is kept open and drained and also when the repository has been sealed and the ground water level is being restored. This content could then reach 300-400 mg/l. Later on this content is lower.

The fill material of sand and bentonite acts as a chemical buffer on the pH value of the ground water stabilizing this value to between 8 and 9.

3 Properties of the sand/bentonite fill

The filling material in storage holes, tunnels, etc consists of a mix of 10-20% bentonite and 80-90% quartz sand.

The water mixed into the sand/bentonite fill when it is to be applied in the storage holes, as well as the water injected in this fill through the irrigation system, will have a content of the substances listed in the table on page 4, enclosure A:1, not exceeding the maximum values shown. As an alternative de-ionized water may be used if further studies indicate that such water will be required in order to avoid all risks for a salt enrichment during the time the storage tunnels are kept open and ventilated.

Bentonite is a clay found in various parts of the world. KBS has selected a bentonite from Wyoming and South Dakota, USA ("Volclay"). Its origin is volcanic ashes carried in the air and sedimented in salt water. The main part of bentonite is montmorillonite, also named smectite. It has a three sheet structure in which the sheets are negatively charged due to the fact that atoms with lower valence have replaced silica and aluminium. Between the silicate sheets there are positive ions which compensate the negative charge of the sheets. In the Volclay these ions consist to a large extent of natrium.

In contact with water the bentonite swells when the water is absorbed between the silicate sheets. If swelling is prevented a swelling pressure is built up which for a sand/bentonite mix with the composition indicated above may reach a few bars. At the swelling the pores and cracks in the fill are filled which reduces the permeability of the material.

Geological evidence shows that the bentonite is stable for millions of years at the temperatures which the repository will have.

The chemical composition of bentonite is shown in enclosure A:2. The sand is pure quartz sand (so called silver sand) with the composition shown in enclosure A:3.

The sand/bentonite mix is plastic and will remain so for 10 000 years or more (KBS Technical Report No 33). Thus the fill material will remain homogeneous without cracks and will retain its low permeability.

The sand/bentonite mix has about the following properties:

Dry bulk density	1,6 t/m ³
Porosity	40%
Water content	10 - 25%
Permeability	$<10^{-10}$ m/s
Diffusion constant:	
for metal ions	2×10^{-10} m ² /s
for oxygen and anions i.a. S ²⁻ , SO ₄ ²⁻	4×10^{-10} m ² /s

The diffusion constants shown above are valid at 50°C, they are halved at 25°C.

4 The lead-titanium canister

4.1 Materials

The following materials are used in the canister:
Titanium, quality designation ATi-24 (max 0,05%Fe, 0,05%C 0.10% O, 0.03% N, 0.012 % H) a special variant with max 0.002%H. The lead is high purity oxygen free lead (min 99.995% Pb). The grain size of lead will not be less than 10^{-4} m in order to minimize creep.

The container for the vitrified waste is made of stainless steel, quality designation Z 15CN 24-12 (Cr 24%, Ni 12-13%, C 0.15%).

4.2 Design

The design of the canister is shown on Fig 5. (The design is in accordance with the alternative method indicated in the KBS report which has been found preferable to the one based on the casting of lead.) The titanium shell has a thickness of 6 mm with 12 mm end plates. The lead has a minimum thickness of 10 cm. The container for the vitrified waste has a wall thickness of 3 mm in the cylindrical shell and 4 mm in the end parts. The container has a diameter of 400 mm and a height of 1500 mm. It contains 150 liters of vitrified waste. The canister has a diameter of 612 mm and a height of 1875 mm.

With the grain size specified above the creep of the lead will be so slow that the lead encasement will keep its shape and dimensions for thousands of years. Even if a canister during handling is damaged by a mechanical impact, which will reduce the grain size locally, a large and rapid increase of the grain size will then occur at the temperature the canister will have in the Final Repository. Thus there is no risk that lead could creep out through holes or cracks in the shell (see KBS Technical Report No 85).

4.3 Fabrication

The titanium sheets are produced from slabs with hot rolling. They are then annealed, blasted and pickled in 5% HF and 20% HNO₃. Welding shall be performed under protective gas not later than 10 hours after the pickling.

The lead canister is produced by extrusion.

The canister is assembled in a so called hot cell which provides radiation protection for the operators. The lead lid is joined to the lead canister through simultaneous heating and pressing. Due to the creep of the lead the gap between the waste container and the lead canister is then also filled. Finally the titanium lid is attached to the titanium shell by automatic welding, see Fig 6. After welding thorough checking will ensure that the canister has no unacceptable stresses or surface defects that could cause stress corrosion or delayed fracture.

5 Radiolysis

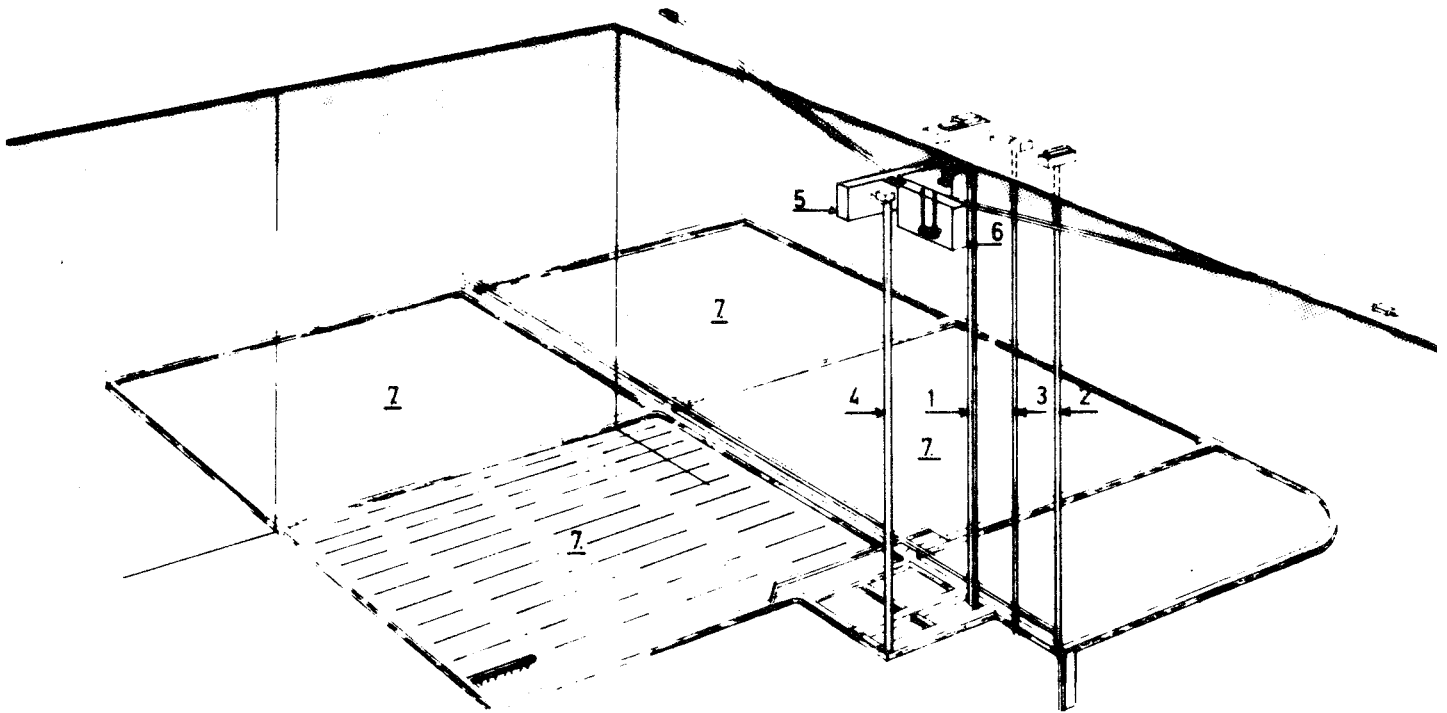
If the ground water around the canister is exposed to radioactive radiation, so called radiolysis of the water may occur. This may lead to the formation of inter alia oxygen and hydrogen. Radiolysis of the water around the canister may have an influence on the corrosion of the canister and thus on the length of its service life. The radiolysis is determined by the type of radiation and its intensity.

The effects of the radiolysis around the canister has been calculated, see KBS Technical Report No 78. When applied to the final canister design these calculations show that the equilibrium concentrations will not exceed : oxygen 3 ppb, hydrogen 8 ppb, hydrogen peroxide 0.2 ppb and Fe^{3+} 3 ppm. Furthermore it may be noted that if all hydrogen formed should be adsorbed by the titanium the quantity of hydrogen formed during 10^4 years will be as low as 1.8 ppb/cm^2 , which would give an additional 0.7 ppm of hydrogen in the titanium. The amount of oxidants formed will be of the same order of magnitude.

6 Canister temperature

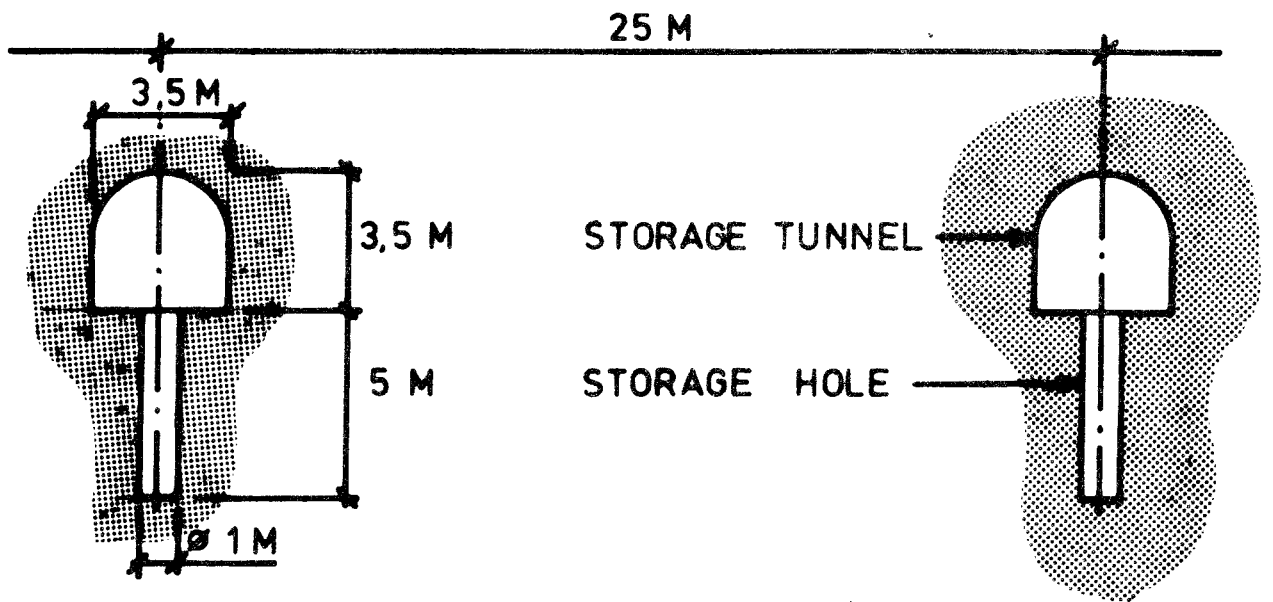
The temperature of the canister is mainly determined by the heat emission of the radioactive waste (525 W per canister at the time the canister is placed in the repository) and the heat conductivity of the sand/bentonite fill material which surrounds the canister in the storage hole.

The heat conductivity of the fill material varies with the water content of the material. It increases from $0.3 \text{ W/m}^\circ\text{C}$ when the sand/bentonite mix is completely dry to $2.5 \text{ W/m}^\circ\text{C}$ when it is fully saturated. The heat conductivity also increases with increasing temperature. Dry material will give a maximum temperature at the canister surface of 130°C , fully saturated material a maximum temperature of 65°C . With the water content of the material when placed the temperature will not exceed 80°C . The irrigation system provided will ensure that the water content will gradually increase. The temperature of the canister surface as a function of time after placement in the repository is shown on the diagram on Fig 7. This diagram refers to the hottest canister in the center of the repository assuming fully saturated fill material.

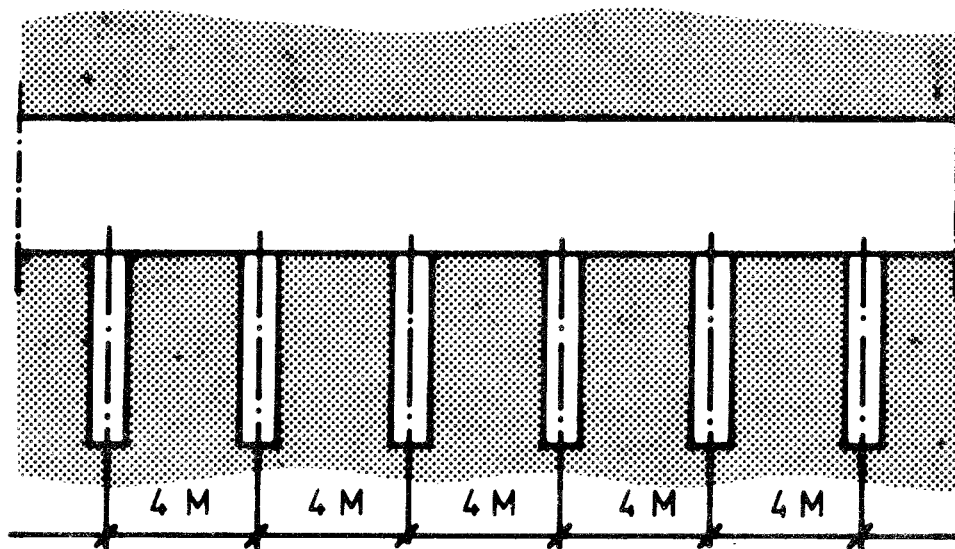


- 1 MAIN SHAFT
- 2 SKIP SHAFT
- 3 VENTILATION SHAFT
- 4 TRANSPORT SHAFT FOR WASTE CANISTERS
- 5 RECEPTION AND ENCAPSULATION
- 6 INTERMEDIATE STORAGE
- 7 FINAL REPOSITORY

FINAL REPOSITORY

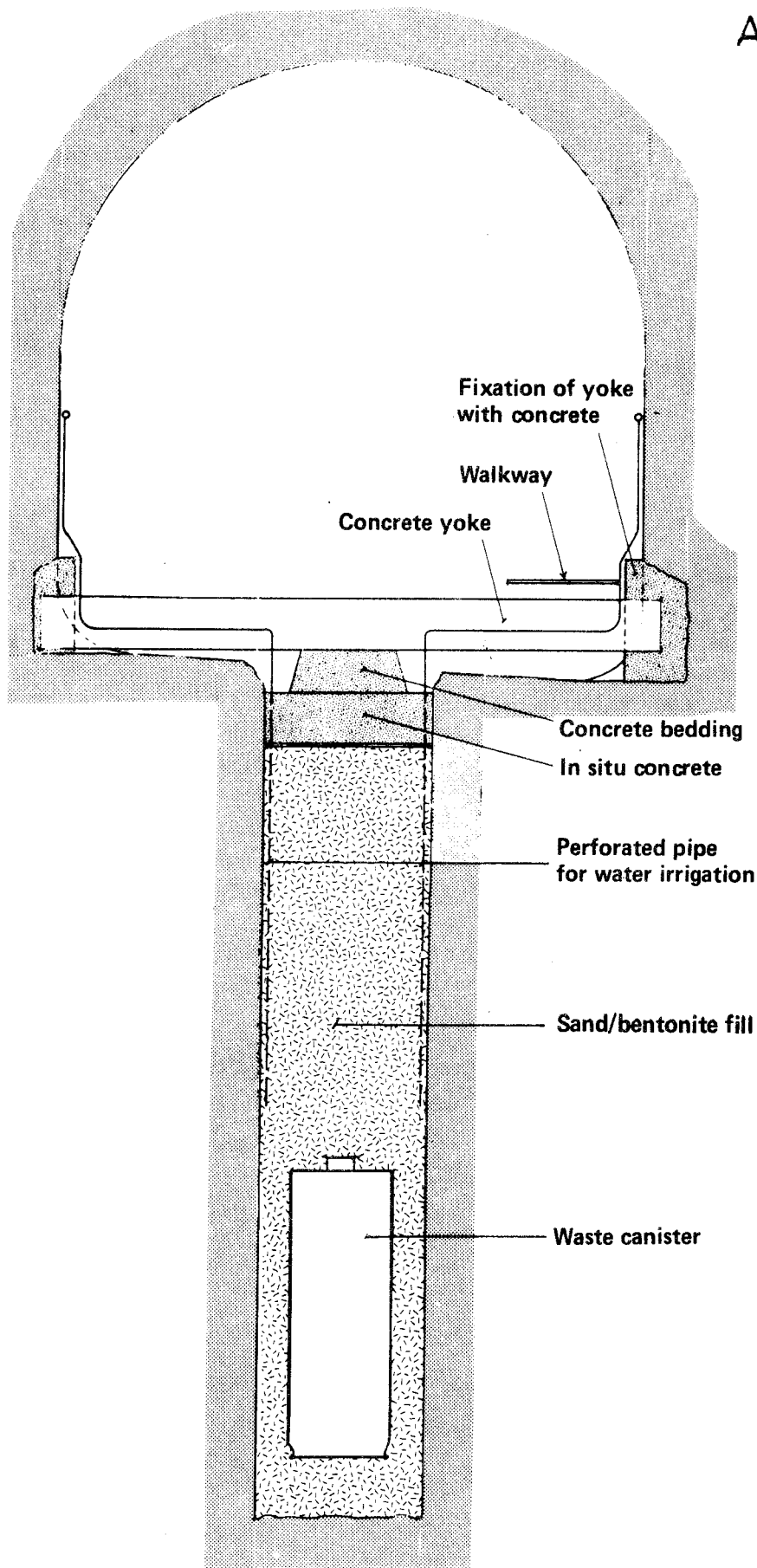


CROSS SECTION



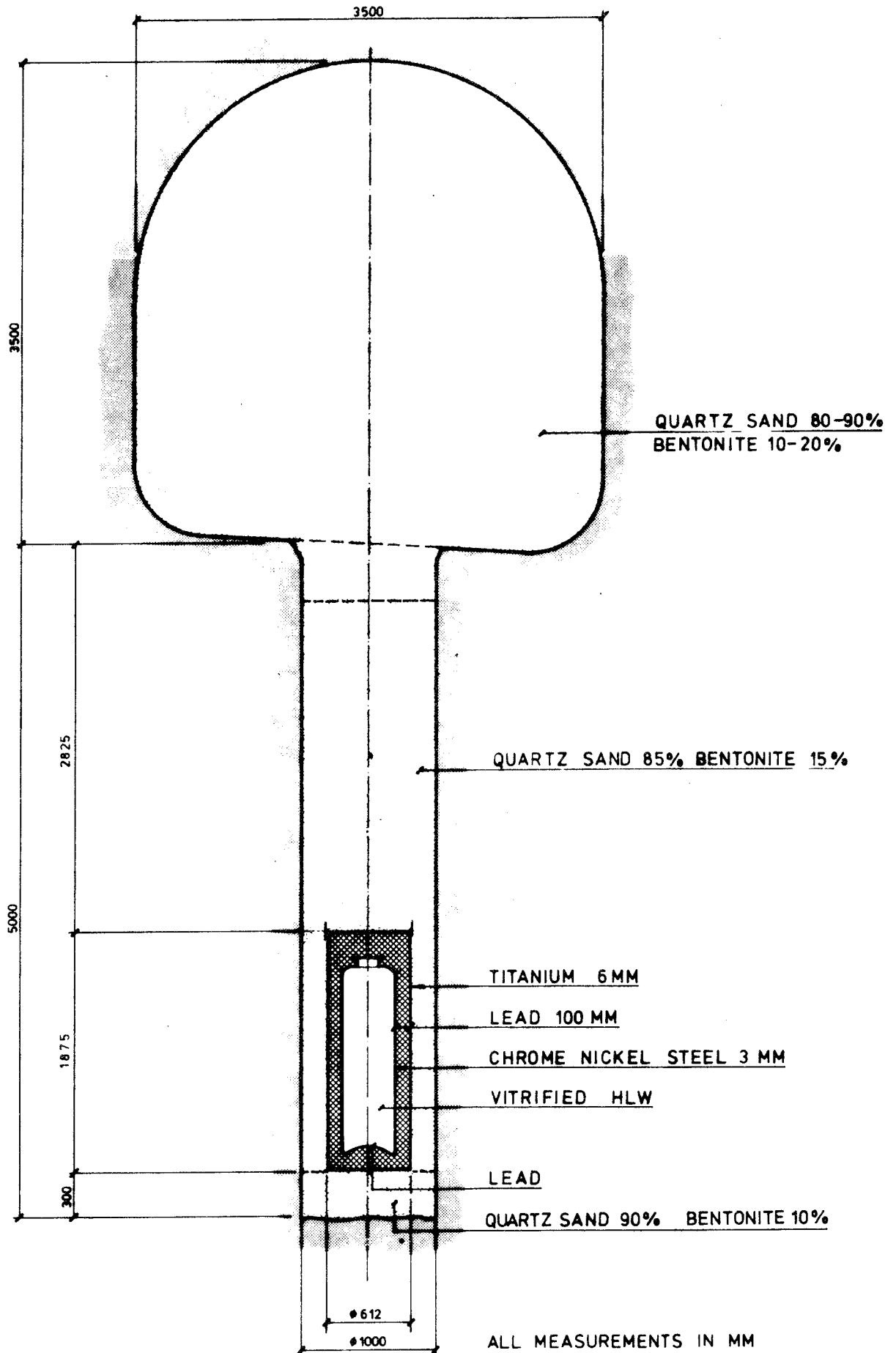
LONGITUDINAL SECTION

STORAGE TUNNEL

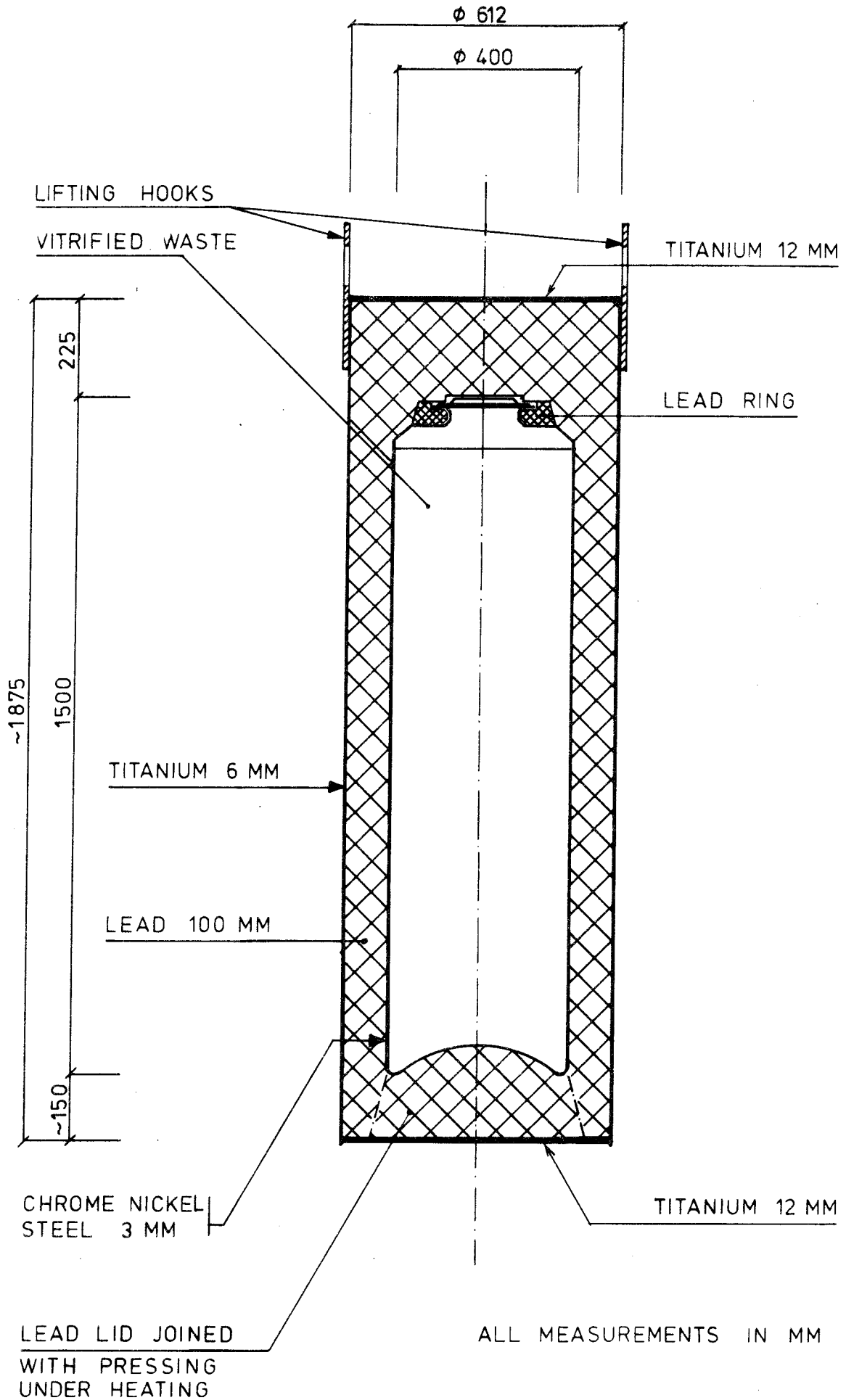


STORAGE HOLE AFTER BACKFILLING

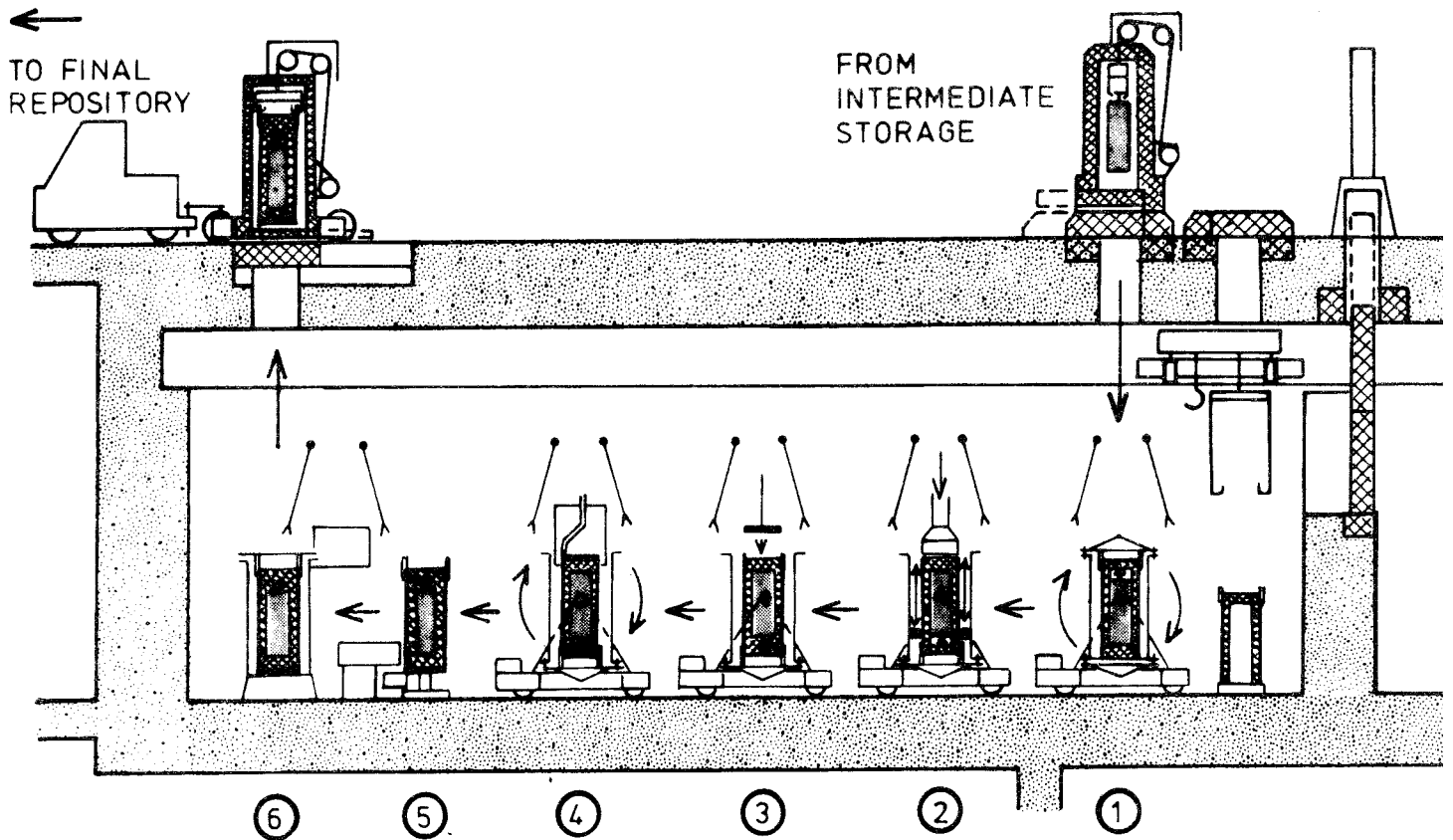
A FIG. 4



SEALED REPOSITORY



LEAD - TITANIUM CANISTER



- ① A PREFABRICATED LEAD TITANIUM CANISTER IS PLACED OVER THE WASTE CONTAINER
- ② JOINING OF LEAD LID THROUGH SIMULTANEOUS HEATING AND PRESSING
- ③ PLACING OF TITANIUM LID
- ④ WELDING OF TITANIUM LID
- ⑤ INSPECTION OF LID WELD
- ⑥ LEAKAGE TESTING OF CANISTER

ENCAPSULATION

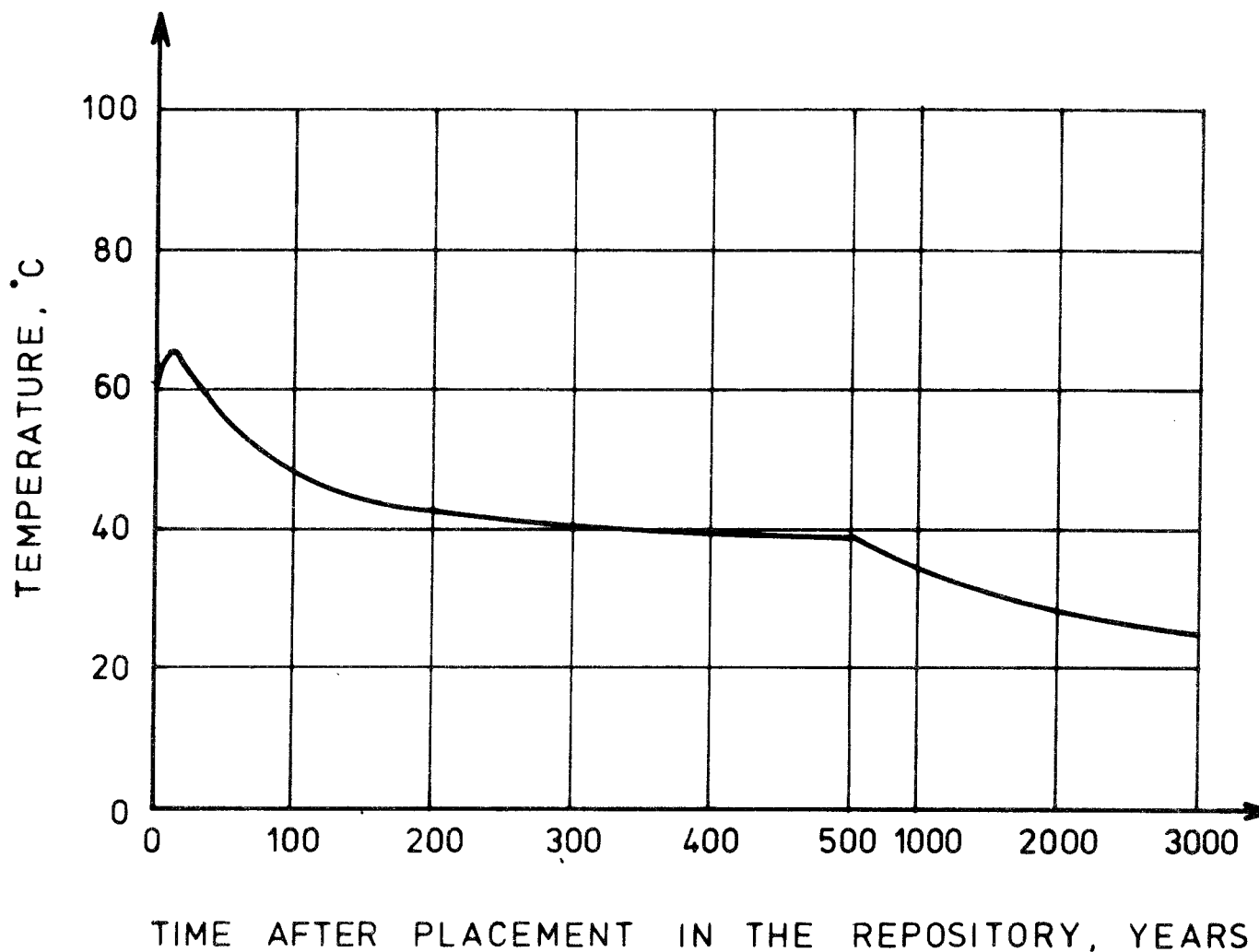


DIAGRAM OVER
TEMPERATURE OF CANISTER SURFACE

PROBABLE COMPOSITION OF GROUND WATER IN
CRYSTALLINE ROCK AT GREAT DEPTHS

1 Earlier investigations

In KBS Technical Report No 36 a probable composition of groundwater in crystalline rock at great depths was indicated.

The values were based on analyses made of groundwater from various parts of the country, at which values from wells drilled in rock in Uppland with a depth mostly less than 100 m were considered.

After that this table was prepared additional analyses have been made, e.g. at Finnsjön and Stripa, and analyzed at the department of agricultural hydrotechnics of the Royal Institute of Technology in Stockholm, by Gunnar Jacks.

2 Additional investigation

In this additional investigation the results from the new analyses made were considered. In particular it has been considered essential to give the analyses from greater depths a more dominant influence on the selection of a probable interval.

When it has been possible to do so the values have been confined within a more narrow interval than in report No 36.

The table reflects the composition of the groundwater in rock formations which from a geological and hydrological point of view are suitable for a final repository. Such areas can first of all be found under a local watershed.

The results of the analyses show that the intervals selected are realistic.

Of special interest from a corrosion point of view are the values for:

 dissolved oxygen
 sulphides
 sulphates
 organic substances

At the assessment of the risk for corrosion due to microbacterial activity the content of nitrates and phosphates is also of interest.

The following general comments may be made on the analyses:

Oxygen

The oxygen content in the groundwater can be expected to be very low. The oxygen has been consumed through biological activity in the groundlayers through which the surface water passes on its way down to the groundwater area.

If Fe^{2+} and sulphides are present in the water, free oxygen will be consumed at the oxidation of these ions. The analyses confirm that the oxygen contents are very low, $<0.01 - 0.07$ mg/l.

Sulphides

Sulphides can be formed from sulphates through reduction caused by microbacterial activity during the passage of the water through the groundlayer and the rock.

When iron is present the sulphides should appear as iron sulphides with poor solubility.

Analyses made on water from Finnsjön and Stripa have shown contents <0.1 mg/l HS^- . One analysis from Forsmark has shown 5 mg/l but this value may possibly include sulphide present in Fe-sulphide form.

The contents of dissolved sulphides can be expected to be in the interval 0.1 - 1 mg/l.

Sulphate

G Jacks material from wells indicates sulphate contents in the order of magnitude of 15 mg/l, while materials from health authorities have shown contents in the order of 30-40 mg/l.

The analyses of water from great depths show considerably lower sulphate content, in most cases 6-12 mg/l and in some cases still lower values.

The most probable reason for the decrease of the sulphate content with the depth is that sulphate is reduced to sulphides which are then bound to iron as iron sulphide or pyrite. This process has been proved to occur in nature. In deep mines the sulphate content has been found to decrease very much with the depth.

Organic substances

The content of organic substances measured as KMNO_4 - consumption is 30-40 mg/l. This corresponds to a chemical oxygen consumption of 7.5 - 10 mg/l and an approximate organic content of about 10 mg/l. The organic substances may be expected to be resistant to biological decomposition

- - - - -

The above is an English translation of a document in Swedish dated Stockholm March 7, 1978, by Jan Rennerfelt and Gunnar Jacks.

Analysis	Unit	Probable interval	Min.value ^{x)}	Max value
Conductivity	S/cm	400-600		1100
pH		7,2-8,5		9,0
KMnO ₄ -consumption	mg/l	20-40		50
COD _{Mn}	"	5-10		12,5
Ca ²⁺	"	25-50	10	60
Mg ²⁺	"	5-20		30
Na ⁺	"	10-100		100
K ⁺	"	1-5		10
Fe-tot	"	1-20		30
Fe ²⁺	"	0,5-15		30
Mn ²⁺	"	0,1-0,5		3
HCO ₃ ⁻	"	60-400		500
CO ₂	"	0-25		35
Cl ⁻	"	5-50		100
SO ₄ ²⁻	"	1-15		50
NO ₃ ⁻	"	0,1-0,5		2
PO ₄ ³⁻	"	0,01-0,1		0,5
F ⁻	"	0,5-2		8
SiO ₂	"	5-30		40
HS ⁻	"	<0,1-1		5
NH ₄	"	0,1-0,4		2
NO ₂	"	<0,01-0,1		0,5
O ₂	"	<0,01-0,07		0,1

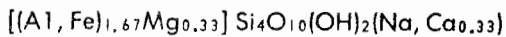
x) Estimated probability for that the values will not be lower than the minimum or higher than the maximum is 95%.

PROBABLE COMPOSITION OF GROUND WATER IN CRYSTALLINE
ROCK AT GREAT DEPTHS



PHYSICAL CHARACTERISTICS OF VOLCLAY BENTONITE

The properties of Volclay are those of montmorillonite, a clay mineral of unique characteristics, which constitutes 90% of Volclay substance. Montmorillonite has the approximate chemical formula:



The other 10% consists of minute fragments of other minerals, the most abundant being feldspar. There are small fractions of gypsum, calcium carbonate, and quartz and traces of partially altered volcanic glass, biotite mica, magnetite, limonite, hematite, leucoxene, apatite, zircon, pyrite, titanite, and tremolite.

TYPICAL CHEMICAL ANALYSIS, MOISTURE FREE BASIS

Percent by Wt. (Varies Between)

Silica (SiO ₂)	58.0	64.0
Alumina (Al ₂ O ₃)	18.0	21.0
Ferric Oxide (Fe ₂ O ₃)	2.5	2.8
Magnesia (MgO)	2.5	3.2
Lime (CaO)	0.1	1.0
Soda (Na ₂ O)	1.5	2.7
Potash (K ₂ O)	0.2	0.4
Ferrous Oxide (FeO)	0.2	0.4
Titanium Oxide (TiO ₂)	0.1	0.2
Other minor constituents	0.5	0.8
Chemically-held water (H ₂ O)	5.64	
Mechanically-held water (H ₂ O)	0.00	

PARTICLE SIZE

When dispersed in water, Volclay separates into extremely fine particles, as follows:

- 96% to 97% finer than 44 microns
(No. 325 Standard U.S. Sieve)
- 93% to 94% finer than 5 microns
- 87% to 89% finer than 0.5 micron
- 60% to 65% finer than 0.1 micron

One micron is about 1/25,000 inch. One cubic inch of dry Volclay, when disintegrated in water, is estimated to yield 9500 billion individual flakes, and the total surface area of these particles is about one acre in extent.

GENERAL

Specific gravity—2.7. Actual weight relative to volume depends on the degree of pulverization, the packing and settling of the sample.

pH value of water suspensions is 8.5 to 10.0.

Index of refraction—1.55.

Mohs Hardness—1 to 1.5. Slightly harder than talc.

BASE EXCHANGE

Volclay is noted for its base exchange properties; in a water solution, it gives up sodium and potassium ions and takes in calcium and magnesium ions, thus softening the water slightly. It also enters strongly into base exchange with organic bases, extracting them from solutions of their salts.

The exchangeable metallic bases of average Volclay, determined quantitatively by leaching with ammonium acetate are:

ELEMENT	meg./100 gms.
Sodium	60 to 65
Calcium	15 to 20
Magnesium	5 to 10
Potassium	1 to 5
Sum-corrected for sulphates	85 to 90

Because the exchange ions are affected by many factors, values are somewhat different in different shipments. These values are not guaranteed to exist in any lot or any one shipment.

SWELLING

The rate of swelling depends upon the fineness, grade and on how the bentonite is handled; all grades expand very slowly when water is poured on them, much faster when they are poured into water. Finely powdered Volclay grades absorb water slowly; MX-80 Volclay absorbs it intermediate and specially sized KWK Volclay absorbs water more rapidly.

Volclay absorbs nearly 5 times its weight of water and at full saturation it occupies a volume 12 to 15 times its dry bulk. On drying, it shrinks to its original volume. The swelling is reversible—it can be wetted (swelled) and dried (shrunken) an infinite number of times, if the water used is fairly pure.

It absorbs and swells faster in hot water than cold; it does not swell in alcohol, gasoline and similar liquids; it swells only slightly in solutions of strong chemicals, such as acids, alkalies or salts.

WATER SUSPENSIONS

When mixed with 7 to 10 parts water, it makes gelatinous pastes. With 15 to 20 parts water, it forms milky, flowable sols.

Figures are given showing the consistency (viscosity) of two Volclay suspensions compared with clear water, mixed thoroughly:



	Centipoises
Clear Water	1
5% Volclay (1 Part Volclay to 19 Parts Water)	3 to 8
6-1/4% Volclay (1 Part Volclay to 15 Parts Water)	8 to 25

The sols were tested immediately after stirring; they show higher readings after standing a few hours.

In thinner dilutions — as 1 part Volclay to 99 distilled water — most of the Volclay remains suspended indefinitely. Even in dilutions as low as 1 to 5000, a considerable part does not settle. Distilled water must be used with low Volclay concentrations as the electrolytes in tap water might cause partial flocculation.

Dilute suspensions show Brownian movement — the particles are in motion, colliding and repulsing each other. Heavier slurries exhibit thixotropy, a kind of gelation that occurs when they stand quiescent, but which reverts to fluidity on being shaken or stirred.

EFFECT OF ELECTROLYTES

Particles of Volclay in water carry strong negative charges, causing them to attract and cling to positively charged particles of matter. When neutralized by oppositely charged substances, they floc together, forming spongelike aggregates, and if this occurs in dilute dispersions, the flocs settle. In thicker mixtures, however, as those containing 6% or more of Volclay, the effect of added electrolytes is to increase the viscosity.

Suspensions of Volclay are ordinarily difficult to filter, forming impenetrable cakes which seal off water. One of the effects of neutralizing or flocculating the particles is to make such suspensions more readily filterable.

It follows that all dispersions of Volclay are profoundly affected by electrolytes. The higher the valance of the latter the stronger the effect; monovalent cations are mildly active in causing flocculation, di-valent ones more so and tri-valent ones much more so.

The order of adding electrolytes is important. If an electrolyte is added to a thick slurry in which the Volclay has first been fully hydrated and swelled, the consistency of the slurry will be increased; but if the water is first treated with an electrolyte and the Volclay put in later, the dispersion will be thinner than a mixture of Volclay and clear water.

Temperature of water and time of standing also are factors. Some electrolytes stiffen the slurries temporarily, fol-

lowed by thinning, after standing days or weeks; other reverse this action.

SORPTION

Montmorillonite unit cells, of the particular kind that constitute Volclay, have the outstanding peculiarity of expanding accordion-like in water. This enlarges the space between the sheets which form the structure and permit the free ingress and egress of ions of various kinds.

The mobility of the flakes when in suspension brings them in close contact with other dissolved and suspended substances. Particles of matter are not only adsorbed onto the surface of the bentonite molecule, but probably also absorbed within its lattice-like structure. The avid sorption of Volclay for other substances — both organic and inorganic — is therefore due to one or more of these factors: great surface area; spongy structure; mobility; base exchange; strong negative polarity.

BOND STRENGTH

The maximum adherent powers of Volclay in moistened masses with other minerals is exerted when the added moisture is 50% of the weight of the Volclay.

EFFECT OF TEMPERATURE

The properties of Volclay are unaltered at temperatures below 204° C. The chemically held water is progressively driven off when exposed to higher heats for any length of time and is completely gone at 660° C. However, if heated to 537° C. and quickly cooled, its properties are unchanged.

Its swelling properties decrease progressively in the same ratio as the loss of chemically held water.

Softening begins about 1037° C. and fusion occurs at 1337° C.

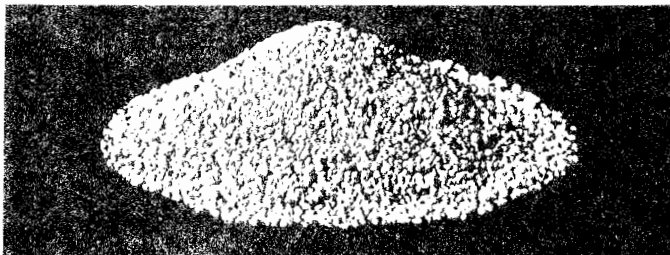
Volclay imparts to masses of other minerals bonded with it an extraordinary "hot strength", i.e., resistance to load pressure while hot. In the range of temperatures just below the softening point, its "hot strength" far exceeds that of other clays.

MECHANICALLY HELD MOISTURE

Volclay as shipped contains different moisture contents. When exposed to the atmosphere, it slowly gains or loses moisture according to the humidity.

It requires 2 hours at 105° C. to 110° C. to dry it to a moisture-free condition.

KWK VOLCLAY — fine pellet-size bentonite. Disperses in water much quicker than powder and yields the same, smooth gel.



SPV VOLCLAY — powdered bentonite. Mainly for general industrial purposes where bentonite is not mixed with water.



CHEMICAL COMPOSITION OF THE QUARTZ SAND

The chemical composition of the quartz sand to be used in the final repository appears from the enclosed records which refer to samples of the so called silver sand supplied from Bornholm, Denmark.

The sulfur content in the silver sand is only a few thousands of one percent in according to tests made on eight samples.

Ångsvägen 4 · Box 6 · 191 21 Sollentuna-Sweden
 Telephone 08-96 03 60 · Telex 11285 ANA S

ANALYSINTYG nr 76-16951

K	REG. NR	
	DESV. DEN	
B	ANK. 27 FEB 1978	
S	HANDL. <i>AB</i>	
	DELG.	
	BILAGA	

Kredit godk.	Tagit GA.	ICM de.	ALAN, sign
11 MAJ 1976			1
IR- INDUSTRIÄVAROR			

Uppdragsgivare

Ahlsell & Ågren AB
 Sektion IR, IA, rib
 Fack
 104 60 STOCKHOLM

Datum 76-05-10

Ref.: I. Ahlandsberg

Prov märkt Silversand 95, provnr 1228.

Pb	<10 ppm
Cd	<5
As	<300
Hg	0.8
Be	<1
Cu	5
Cr	<30
Ni	<10
Zn	<30
Sn	<10
Co	<10
Mo	<10
Mn	15
V	<10
Fe tot	400

ANALYTICA AB

M. Merseburg
 M. Merseburg

ATTEST 55 V

Ahlzell & Ågren A/S

3700 Rønne
Danmark

Kem analys

1 sand S-17. 4-1-78

SiO ₂	98,8	%
Al ₂ O ₃	0,23	
Fe ₂ O ₃	0,20	
Cr ₂ O ₃	0,0011	
CaO	0,04	
Na ₂ O	0,02	
K ₂ O	0,10	

1 sand S-36. 4-1-78

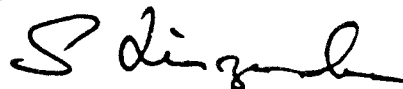
SiO ₂	99,3	%
Al ₂ O ₃	0,14	
Fe ₂ O ₃	0,11	
Cr ₂ O ₃	0,0002	
CaO	0,01	
Na ₂ O	0,02	
K ₂ O	0,05	

1 sand S-55. 4.1.78

SiO ₂	99,4	%
Al ₂ O ₃	0,15	
Fe ₂ O ₃	0,10	
Cr ₂ O ₃	< 0,0001	
CaO	0,02	
Na ₂ O	0,01	
K ₂ O	0,07	

1 sand S-95. 4.1.78

SiO ₂	99,5	%
Al ₂ O ₃	0,14	
Fe ₂ O ₃	0,06	
Cr ₂ O ₃	0,0001	
CaO	0,02	
Na ₂ O	0,02	
K ₂ O	0,07	

Växjö 1978-02-03
GLASTEKNISK UTVECKLING AB

S. Linzander

Studsvik Report

STUDSVIK/MC-78/260

KORROSIONSPROVNING AV OLEGERAT TITAN I SIMULERADE DEPONERINGS- MILJÖER FÖR UPPARBETAT KÄRNBRÄNS- LEAVFALL

Slutrapport för KBS-uppdrag 146-12.51

**Sture Henrikson
Marian de Pourbaix**

Utgiven separat som KBS tekniska rapport nr 96

RESTRICTED DISTRIBUTION

Studsvik Arbetsrapport - Technical Report

Projektidentifikation – Project identification	Datum – Date 78-05-28	Org enh och nr – Report No. MZ-78/116
Titel och författare – Title and author Kompletterande synpunkter på fördröjt brott i titan Kjell Pettersson		
Distribution CM ZM CMC CMS CMZ MZ samtliga		
Godkänd av – Approved by <i>Kjell Pettersson</i>	Kontonr 5231337 <input type="checkbox"/>	Rapporten skall förhandsviseras – Internal notes
<p style="text-align: center;">SAMMANFATTNING</p> <p>Eftersom den tidigare rekommendationen att begränsa vätehalten till 20 ppm i kapseln för avfallsförvaring för att undvika fördröjt brott bedömts vara otillräcklig diskuteras möjligheten att ha ett kriterium grundat på en högsta tillåten spänningsintensitetsfaktor. Utifrån ett dåligt experimentellt underlag sättes denna till 2 MPa/m. Om maximal spänning på kapseln är 120 MPa kan den då garanteras hålla mot sönderfall genom fördröjt brott om största sprickliknande defekt är 0.2 mm i diameter. Det är däremot omöjligt att garantera att inte lokala genombrott i kapseln på grund av egenspanningar i svetsar kan inträffa.</p>		

BL 4848 A

1978-05-23

1. INLEDNING

Den tidigare utredningen om risken för fördröjt brott i olegerat titan [1] ledde till slutsatsen att om vätehalten högst tillåts vara 20 ppm är risken för fördröjt brott genom den i rapporten behandlade mekanismen obefintlig. Utredningen har kritiserats från flera olika utgångspunkter. Bland annat har man riktat kritik mot att ett antal sifferuppgifter för beräkningarna är gissningar och att dataunderlaget även i övrigt kan vara behäftat med osäkerhet. Det är då viktigt att komma ihåg att bedömningen ledde fram till att man för att utesluta risken för fördröjt brott borde se till att hydrider överhuvudtaget inte ska kunna skiljas ut. Därigenom blir den enda kritiska sifferuppgiften lösligheten av väte i titan. Denna är baserad på endast en undersökning [2], vilken också verkar vara den enda som gjorts under de senaste tjugo åren. Detta är en osäkerhetsfaktor även om refererad undersökning verkar mycket vederhäftig. Ett bättre underlag vore önskvärt.

En mer allvarlig kritik mot bedömningen har framförts av K Videm och B Cox [3]. Kritiken grundar sig på en rapport om underkritisk sprickutbredning i tvåfasiga titanlegeringar där sådan sprickutbredning observerats vid en så låg vätehalt som 7 ppm vilket är klart under löslighetsgränsen [4]. Man noterade också att den modell för fördröjt brott som använts vid bedömningen ger 1000 gånger för låg sprickutbredningshastighet för den tvåfasiga legeringen med 7 ppm väte. Videm och Cox drar därav slutsatsen, att den gjorda bedömningen möjligen är felaktig, och att man i stället i analogi med vad som gjorts i Kanada beträffande tryckrör i reaktorer, bör visa att defekter och spänningar i titankapseln är så små, att initiering av sprickor ej kan ske.

1978-05-23

2. FÖRDRÖJT BROTT I EN- OCH TVÅFASIGA LEGERINGAR

Det förtjänar påpekas att man aldrig observerat fördröjt brott i olegerat titan. I själva verket finns bara en enda rapport om underkritisk sprickutbredning i α -titan nämligen i en legering med 4% Al och 100 ppm H [5]. Detta är givetvis inte tillräckligt för att utesluta risken för fördröjt brott i olegerat titan vilket också är orsaken till att den tidigare gjorda analysen genomförts.

I α - β -legeringar är däremot fördröjt brott ett välkänt fenomen. Förklaringen till att vätet i materialet anses orsaka fördröjt brott är helt enkelt att med ökande vätehalt blir materialen mer benägna för fördröjt brott. Den av Videm och Cox refererade undersökningen med sprickning vid 7 ppm väte avviker från detta mönster, vid ökande vätehalt blev legeringen mindre känslig, och därför kan man ifrågasätta om det i detta fall var fördröjt brott på grund av väte. Om det inte var det finns i så fall ytterligare en (okänd) mekanism för underkritisk sprickutbredning i Ti vilket givetvis är bekymmersamt. Detta är ytterligare en faktor som talar för att man bör se till att spänningar och defekter är på tillräckligt låg nivå för att sprickning inte ska kunna ske.

3. SPRICKUTBREDNINGSHASTIGHET - SPÄNNINGS- INTENSITETSFAKTOR

Spänningstillståndet vid en sprickspets kan karakteriseras med en så kallad spänningsintensitetsfaktor betecknad K. Det är ofta storleken på denna som bestämmer sprickutbredningshastigheten vid underkritisk sprickutbredning. För fördröjt brott i zirkoniumlegeringar anser man sig i Kanada ha funnit att vid spänningsintensiteter under ca 6 MPa \sqrt{m} förekommer överhuvudtaget inte någon sprickutbredning. På detta värde baseras då regler för tillåtna spänningar och defekter i tryckrör i CANDU-reaktorer.

1978-05-23

Genom att gå igenom litteraturen om fördröjt brott i titanlegeringar borde det i princip vara möjligt att hitta en liknande gräns för dessa. En sådan studie visar att man inte i något fall haft sprickutbredning vid värden på K under 12 MPa \sqrt{m} . Å andra sidan är alla dessa försök av korttidskaraktär. Försökstiderna är sällan längre än någon vecka. Någon extrapolation till långa tider och låga spänningsintensiteter är ej möjlig. Det är emellertid signifikant att för de lägsta spänningsintensitetsfaktorerna är i allmänhet sprickutbredningshastigheten starkt beroende av K. För en analog variant av underkritisk sprickutbredning, spänningskorrosionsprickning, gäller ofta för låga K-värden.

$$\frac{da}{dt} = DK^n \quad (\text{eq 1})$$

$\frac{da}{dt}$ = sprickutbredningshastighet
n = konstant = 4-10
C = konstant

Data ger inget stöd för att sätta någon gräns för K under vilken underkritisk sprickutbredning ej sker. Med stöd av ekvation 1 och de relativt höga värden på K för vilka sprickutbredning observerats kan man emellertid göra troligt att sprickutbredningshastigheten är utomordentligt låg vid exempelvis K = 2 MPa \sqrt{m} .

Med utgångspunkt från detta värde bör en rekommendation för största tillåtna defekt kunna ges. En sådan rekommendation bör då uppfyllas av tillverkaren med utgångspunkt från de spänningar som kapseln är utsatt för. Vid en maximal spänning av 120 MPa blir då största tillåtna defekten 0.2 mm enligt formeln för halva spricklängden

1978-05-23

$$a = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K}{\sigma} \right)^2 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{2}{120} \right)^2 = 0.1 \text{ mm} \quad (\text{eq 2})$$

Svetsgenspänningar utgör ett speciellt problem. De kan i värsta fall uppgå till materialets sträckgräns. Eftersom det samtidigt är mest troligt att det är i svetsen som sprickliknande defekter kan finnas torde det vara utomordentligt svårt att garantera sprickfrihet hos titankapseln om inte svetsgenspänningarna på något sätt reduceras exempelvis genom speciell svetsningsteknik eller avspänningsglödning eller båda. Det bör också noteras att svetsgenspänningar i sig inte kan ge ett omfattande brott på kapseln eftersom medelvärdet av dessa spänningar summerade över ett större område måste vara noll. Det kan emellertid inte uteslutas att svetsgenspänningarna initierar en defekt upp till en viss storlek så att den sedan tillväxer under inverkan av den nominella spänningen på kapseln. Därför är det viktigt att dragspänningar på kapseln är så låga som möjligt och av så kort varaktighet som möjligt. Nuvarande konstruktion förefaller uppfylla detta krav. Dessutom väntas kapseln med tiden bli utsatt för ett yttre övertryck vilket är gynnsamt.

4. SLUTSATSER

Det är möjligt (men inte nödvändigtvis riktigt) att den tidigare angivna rekommendationen att begränsa vätehalten till 20 ppm för att undvika fördröjt brott inte är tillräcklig. Någon anledning att frånga rekommendationen finns ej. Emellertid kan den kompletteras med ett resonemang om sprickutbredningshastighetens beroende av spänningsintensitetsfaktorn så att man garanterar att kapseln innehåller så små defekter att den med de låga spänningar den är utsatt för ej kan spricka. Från ett otillräckligt experi-

1978-05-23

mentellt underlag föreslås $K = 2 \text{ MPa}/\text{m}$ som en gräns för tillåten spänningsintensitetsfaktor under vilken frihet från sprickning genom fördröjt brott garanteras. Man kan med denna gräns garantera att kapseln håller samman under sin livstid. Däremot kan penetration av kapseln i svetsarna ej garanteras undvikas.

Slutligen bör understrykas att detta är en utifrån dagens kunskapsläge mycket konservativ bedömning. Det är högst sannolikt, och alla drifterfarenheter talar för, att fördröjt brott inte är något problem med olegerat titan.

REFERENSER

1. PETERSSON, K
Bedömning av risken för fördröjt brott i titan.
KBS-26 (AE-MZ-82).
2. PATON, N E, HICKMAN, B S, och LESLIE, D H
Behavior of hydrogen in α -phase Ti-Al alloys.
Met Transactions 2 (1971) pp 2791-96.
3. VIDEM, K och COX, B
Diskussion om Scandpowers granskning av KBS-rapporten om korrosion. Möte på SKI 1978-04-10.
4. WILLIAMS, D N
Effects of hydrogen in titanium alloys on subcritical crack growth under sustained load.
Mat Sci Eng 24 (1976) pp 53-63.
5. PATON, N E och WILLIAMS, J C
Effect of hydrogen on titanium and its alloys.
Hydrogen in Metals, ed I M Bernstein och A W Thompson, American Society for Metals, 1974.

KORROSION AV BLYINFODRINGEN

Göran Eklund

Institutet för Metallforskning

Maj 1978

En korrosion av blyinfodringen kan givetvis inte bli aktuell förrän titanhöljet på något sätt penetrerats och blymetall exponeras mot omgivningen. Penetrering av titanhöljet kan ske på två olika sätt; antingen kan en rent mekanisk skada uppstå eller också kan titanhöljet penetreras på grund av gropfrätning eller spaltkorrosion.

Bly kan tänkas korrodera under två olika förhållanden, dels då titanhöljet är passivt och dels då både titan och bly är i aktivt tillstånd.

FÖRUTSÄTTNINGAR

Bly-titankapseln är enligt förutsättningarna placerade i deponeringshål enl. fig. 1 och vars dimensioner framgår av figuren. Deponeringshål och tunnel fylles med en sand-bentonitblandning med en porositet av ca 40%. Vid deponeringen av själva kapseln tillsättes vatten till sand-bentonitblandningen (1). Då korrosionen är beroende av mängden tillförda oxidanter till kapselytan har beräkningarna nedan baserats på tillgänglig mängd luftsyre dvs det luftsyre som kan stängas in då förvaret förslutes. Några skäl att ta hänsyn till andra oxidanter, såsom syre från grundvattnet, radiolyssyre eller sulfidjoner tillförda med grundvattnet eller bildade genom bakteriell verksamhet finns inte med hänsyn till den relativt begränsade livslängd (tusentals år) som är aktuell i detta fall.

Tillgänglig mängd oxidanter

Efter förslutningen kommer förvaret att innehålla luftsyre i sand-bentonitblandningens porer. Då vatten från omgivande berg tränger in i fyllnadsmaterialet eller avsiktligt tillförs kan man konservativt räkna med att all luft löses i det inträngande vattnet och blir tillgänglig för att underhålla en korrosionsprocess. I verkligheten kommer sannorlikt vattnet att tränga undan luften så att mängden löst luftsyre i vattnet blir avsevärt mindre än vad som nedan antagits.

Deponeringshålet

Volymen av, sand-bentonitblandningen i deponeringshålet är $3,4\text{m}^3$. Eftersom vatten tillsättes till sand-bentonitblandningen vid deponeringen av kapseln, kommer vattnet i fyllnadsmaterialets porer att bli mättat med luft av atomsfärstryck. Syrehalten i detta vatten kommer då att ligga på max 10ppm. Detta innebär att $3,4 \cdot 0,40 = 1,36\text{m}^3$ vatten finns tillgängligt i deponeringshålet svarande mot 13,6g O_2 eller 0,42 mol O_2 .

Tunnelsystemet

Då kapslarna är placerade i deponeringshål 4m från varandra svarar mot varje kapsel en tunneldel på 4m. Tunnelns volym är $43,7\text{m}^3$ innehållande $43,7 \cdot 0,40 \cdot 0,21 = 3,67$ O_2 eller 164 mol O_2 .

KORROSION AV BLYKAPSELN

Som tidigare nämnts kan man skilja på två olika korrosionsfall. Korrosion av blymanteln då titanhöljet är passivt, jämte samtidig korrosion då både titan och bly föreligger i aktivt tillstånd. Här nedan har antagits att det mest ogynnsamma fallet inträffar, dvs ett lokalt

angrepp på en enda punkt.

Korrosion av bly då titanhöljet är passivt

Denna form av korrosion kan bli aktuell då titanhöljet punkterats mekaniskt eller genom att en genomgående frätgrop i titanhöljet passiverats.

Angreppet på blykapseln, om ett sådant uppträder, kan antagas få formen av en frätgrop som tillväxer halvsfäriskt. Då blyhöljets tjocklek är bestämd kan man beräkna den mängd bly som måste lösas upp innan det rostfria höljet kring det förglasade avfallet frilägges på en punkt. Under förutsättning av ett halvsfäriskt angrepp innebär detta att $2,1\text{dm}^3$ bly måste lösas upp, svarande mot 23,9kg bly.

Den totala mängden bly som kan gå i lösning är bestämd av mängden oxidanter vid deponeringstillfället och den mängd som tillföres kapselytan med tiden. Beräknas mängden bly svarande mot totala syrenehållet i systemet utan hänsyn till den tid det tar att lösa upp denna mängd finner man:

Syre från	mol O_2	kg Pb
Deponeringshål	0,5	0,2
Tunnel	164	67,9

Totala mängden bly, 68,1kg, överskrider mer än väl de 23,9kg som erfordras för penetrering av kapseln. Frågan är då hur lång tid det tar att penetrera kapseln?

Beräkning av livslängden

Beräkningarna ovan har inte tagit hänsyn till korrosions-hastigheten. Korrosionshastigheten är bestämd av till-förseln av syre per tidsenhet till kapselytan och då permeabiliteten i sand-bentonitblandningen är låg kan transporten av syre endast ske genom diffusion. Härvidlag antages att allt syre i deponeringshålet förbrukas omedelbart, vilket svarar mot 0,2kg Pb. Betraktas tunnelsystemet som en oändlig syrekälla inne-hållande $3,75 \text{ mol O}_2 \text{ m}^{-3}$ från vilket syre kan diffundera ned genom deponeringshålet till kapselns övre yta, dvs en sträcka på 2,9m enl. fig. (1), kan man beräkna hur lång tid det tar att lösa upp den mängd bly som erfordras för ett genombrott.

$$J = - D \frac{\Delta c}{\Delta \alpha} \cdot A$$

$$D = 4 \cdot 10^{-10} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$$

$$\Delta = 3,75 \text{ mol m}^{-3}$$

$$\Delta \alpha = 2,9 \text{ m}$$

$$A = 0,78 \text{ m}^2$$

Syreflödet är sålunda $4,03 \cdot 10^{-10} \text{ mol s}^{-1}$ svarande mot, $1,67 \cdot 10^{-7} \text{ g Pb s}^{-1}$ eller $5,26 \text{ g år}^{-1}$ innebärande att penetrering kan ske först efter 4500 år.

Ovanstående beräkning är baserad på att ett enda halv-sfäriskt angrepp uppstår; flera samtidiga angrepp medför givetvis att tiden till penetrering ökar. Anledningen till att ett halv-sfäriskt angrepp antagits är att i en frätgrop där hela den halv-sfäriska ytan är aktiv det ohmska spänningsfallet kommer att reglera utlösningshastigheten i varje punkt. Detta medför att tillväxten kommer att ske halv-sfäriskt från penetreringshålet.

Utfällning av svårslösliga föreningar på delar av frätgropens väggar kan påverka tillväxtriiktningen under

en viss tid, men med tiden kommer utfällningarna att fylla ut och täppa igen frätgropen varigenom transportprocesserna försvåras och angreppshastigheten minskar.

Korrosion då både bly och titan är i aktivt tillstånd

Då titan korroderar genom gropfrätning eller spaltkorrosion kommer pH och potentialen i det aktiva området att starkt förskjutas från den potential och det pH som är rådande på den passiva titanytan. På den passiva titanytan är pH ca 8,5 på grund av bentonitens buffrande verkan. Potentialen ligger enl. AE (2) vid ca 200mV då 8ppm syre finns närvarande i vattnet och vid ca 25 mV då syrehalten är 15 ppb dvs någonstans inom det streckade området i fig. 2. Den aktiva titanmetallens potential och anodlösningens pH kommer att ligga inom området markerat med Ti^{3+} , Ti^{2+} i figuren.

För att en samtidig korrosion av bly och titan skall kunna äga rum måste potentialen i det aktiva området vara högre än -400mV och pH mindre än 0 annars kommer bly att bli katodiskt skyddat av den korroderande titanmetallen, såsom markerats i fig. 2. Försök av Schlain (3), fig. 3, indikerar att korroderande titan antar en potential på ca -400mV i en starkt saltsur lösning. Detta innebär att en situation enl. ovan kan tänkas uppstå.

Då korrosion av titan startar måste syrgasreduktion utgöra katodprocessen. Katodprocessen kan därefter övergå till vätgasutveckling, varigenom reaktionen blir självförsörjande. En frilagd blyyta kan då, om potential och pH ligger i rätt område, börja korrodera. Denna korrosion blir bestämd av den katodiska reduktionen av syrgas på kapselytan. Skulle en del av vätereduktionen, som erfordras för underhåll av titan-reaktioner, åtgå till upplösning av bly kommer pH att stiga i området och titanet passiveras. Under inga förhållanden kan

sålunda korrosion av bly äga rum snabbare än vad som svarar mot tillförseln av syrgas till kapselytan. Lokal korrosion enligt ovan kan således ej leda till snabbare genomfrätning än i fall A.

SAMMANFATTNING

Med hänsyn till de förutsättningar som redovisats ovan kan konservativt beräknat en penetrering av blykapseln äga rum först efter 4500 år.

Skulle den osannolika situationen uppstå att bly och titan samtidigt är i aktivt tillstånd talar allt för att tiden till penetrering blir avsevärt längre.

Det bör emellertid särskilt påpekas att titanhöljets livslängd i samtliga fall har satts till noll. I verkligheten är titanhöljets livslängd sannolikt minst 1000 år vilket skall läggas till ovanstående livslängd.

REFERENSER

1. Kärnbränslecykelns slutsteg. Förglasat avfall från upparbetning. III Anläggningar, KBS.
2. Försök rörande galvanisk korrosion mellan titan och bly. KBS-uppdrag ur 209 AE MC 244 780/27.
3. Schlain D. Rep. Invest. US Bur. Min. No 4965 (1953).

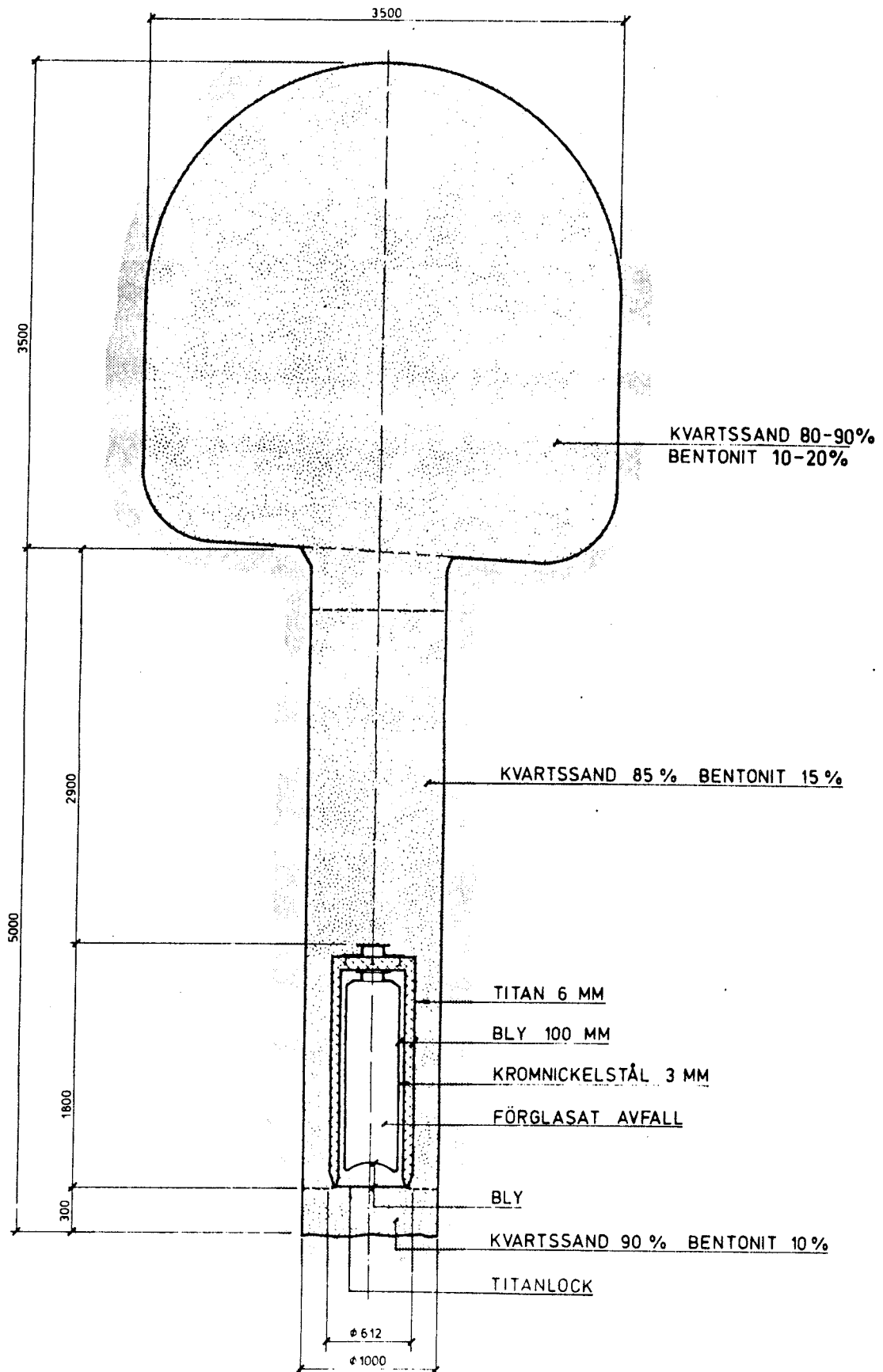


FIG 1

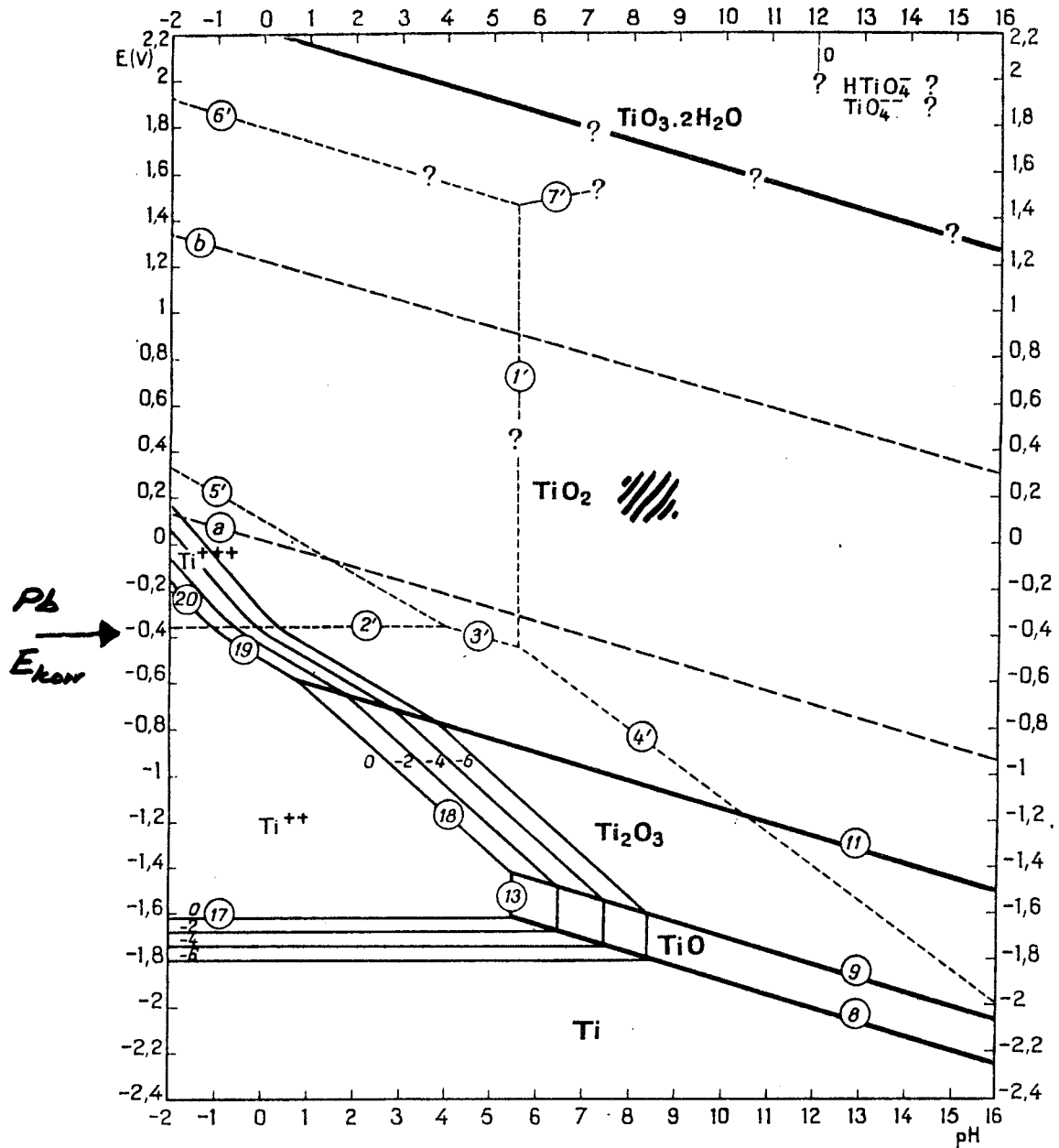


FIG 2

Potential-pH jämviktsdiagram för titan-vatten vid 25°C (Pourbaix).

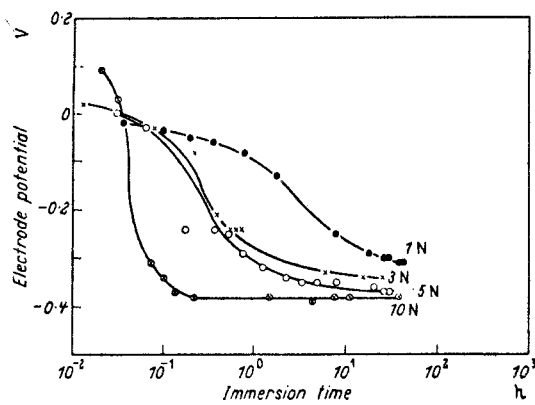


Figure 187. Electrode-potential/time curves for titanium immersed in hydrochloric acid solutions of various strengths at 25°C in a helium atmosphere (after SCHLAIN³)

FIG 3

Särskilt yttrande

av

Professor Gösta Wranglén
Kungl. Tekniska Högskolan, Stockholm 70

över

"Blyinfodrad titankapsel för upparbetat och glasat kärnbränsleavfall - bedömning ur korrosionssynpunkt"

(rapport från Korrosionsinstitutets referensgrupp för kapslingsmaterial för kärnbränsleavfall)

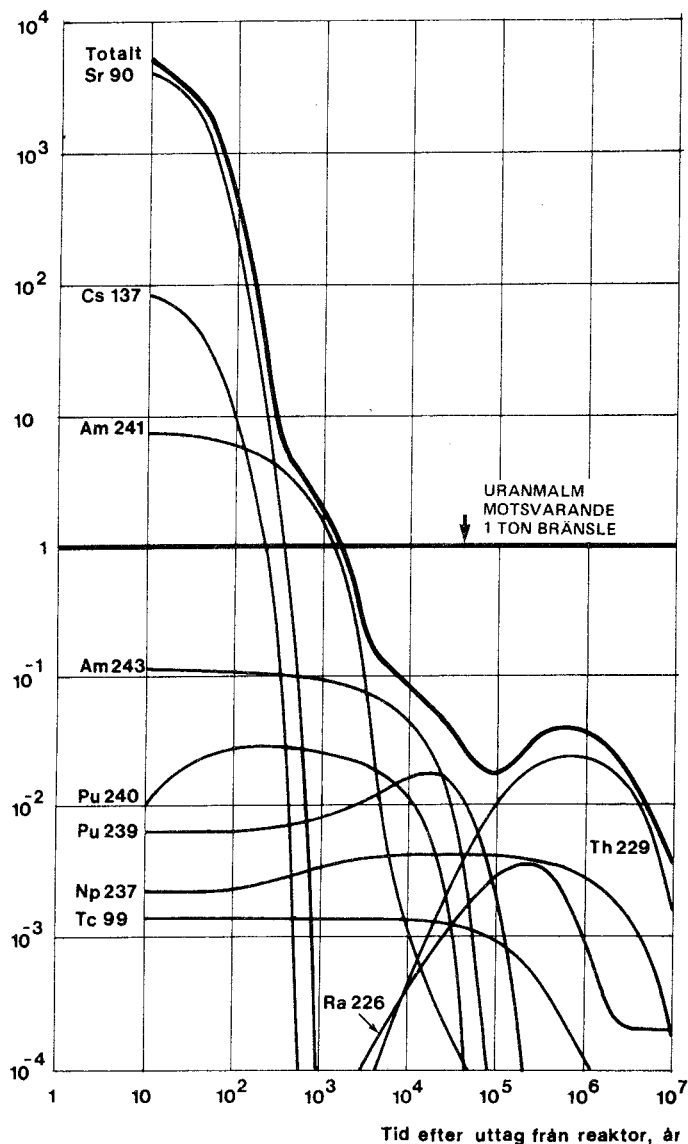
Sammanfattning

1. Enligt en sedan länge vägledande princip i den internationella debatten om kärnbränsleavfallet bör avfallets farlighet på längre sikt, nämligen efter avklingning av klyvningsprodukterna, inte tillåtas överskrida farligheten hos den uranmalm, från vilken avfallet ursprungligen härrör. På grund härav har franska och amerikanska forskare funnit det vara "oundgängligen nödvändigt" att även ur konventionellt högaktivt avfall från upparbetning, varvid 99.5 % av plutonet i det använda bränslet redan avskiljts, ytterligare separera plutonium så att endast 0.01-0.05 % av ursprunglig plutoniummängd återstår.
2. En deponering av konventionellt högaktivt avfall skulle enligt samma forskare fordra livslängder på kapslingsmaterialen på 100.000-tals eller miljontals år.
3. Den av KBS föreslagna bly-titan-kapseln torde kunna garanteras en livslängd på endast några hundratal år som då får tillskrivas blyinfodringen. Med kriteriet "helt säker" måste nämligen titanmantelns livslängd sättas = 0, särskilt med hänsyn till risken för s.k. fördröjt brott samt till sprödbrott i svetsar.
4. Bly-titan-kapseln synes därmed vara underlägsen en kopparkapsel med jämförlig strålskyddsverkan, eftersom denna torde kunna förutspås en livslängd på några tusentals år.

5. Det torde ankomma på oss, nu levande generationer, att om händertaga och förstöra vårt eget långlivade radioaktiva avfall av typen plutonium och andra transuraner. Detta synes kunna ske via upparbetning av använt kärnbränsle under avskiljning av transuraner samt användning av dessa som nytt bränsle i brytdreaktorer. Förutom att en ovärderlig energiresurs härigenom tillvaratages begränsas lagringsproblemet på så sätt till en lagring av klyvningsprodukter under förhållandevis kort tid, 500-1000 år. För detta ändamål synes en koppar-kapsel ägna sig vida bättre än en bly-titan-kapsel.

1. Livslängdskrav på kapslingen

Inga preciserade krav på viss livslängd för kapslingsmaterial för kärnbränsleavfall har angivits som ledning för referensgruppens bedömning. Emellertid kan sådana livslängdskrav härledas ur en princip, som sedan länge varit vägledande i den internationella debatten om kärnavfallet. Denna innebär, att avfallets farlighet på längre sikt, nämligen efter avklingning av klyvningsprodukterna, inte bör tillåtas överskrida farligheten hos den uranmalm, från vilken avfallet ursprungligen härrör. Det har härvid varit fråga om förglasat avfall med låg transuranhalt, härrörande från konventionell upparbetning, kompletterad med efterföljande separation av transuraner. Även svenska kärnkraftstekniker (1,2), bland dem ledaren för kapslingsgruppen inom KBS-projektet (2) har anslutit sig till denna princip. Ett sådant på en jämförelse med uranmalmen baserat säkerhetskrav har den stora fördelen att vara väldefinierat och entydigt, något som däremot inte kan sägas om den inom KBS-projektet praktiserade riskanalys (eller säkerhetsanalys) som tidigare använts i det amerikanska rymdprogrammet liksom för kärnreaktorer. Riskanalys torde vara av värde när det gäller jämförelse mellan likartade system eller konstruktioner under relativt korta skeenden. Att göra uppskattningar av absoluta risker under de långa tider det här är fråga om är uppenbarligen mycket vanskligt. Resultaten visar sig kunna variera med flera tiopotenser alltefter de antaganden som görs, något som framgår av en jämförelse mellan resultaten i referenserna 3 och 4.



Figur 3-9. Potentiellt farlighetsindex för olika nuklider i högaktivt avfall från 1 ton använt bränsle i relation till den mängd uranmalm som motsvarar 1 ton bränsle. Den reella farligheten påverkas också av ämnens spridningsvägar till människan (se kapitel 6). Bränslet har en utbränning av 33 000 MWd(t)/tU, en effekttäthet av 34.4 MW(t)/tU och en anrikning av 3.1% uran-235.

En jämförelse mellan farligheten för högaktivt avfall från konventionell upparbetning och uran i malm framgår av fig. 1, hämtad från en KBS-rapport (3), som visar hur farlighetsindex för det högaktiva avfallet avklingar med tiden, varvid man väljer index för 1 ton uran i malm som enhet. Av denna figur kan man få den uppfattningen, att det högaktiva avfallets farlighet redan efter 1500-2000 år sjunkit till malmens nivå. Emellertid är detta grovt missvisande, eftersom man därvid räknar med 100 %-ig uranmalm medan de flesta uranförekomster innehåller endast 0.2-0.3% uran och t.ex. Ranstaðmalmen endast 0.03% uran. Vid en jämförelse mellan högaktivt avfall och 100%-ig malm

har man tagit hänsyn endast till kärnenergivverksamhetens koncentrer-
ing av radioaktivitet i tiden, däremot inte till den koncentre-
ring av aktivitet i rummet, som är ett resultat av ett flertal
anrikningsprocesser vid bränslets framställning .

Betydelsen av radioaktivitetens koncentrer-
ing i rummet under-
strykes starkt i ett nyligen publicerat arbete av franska geologer (4)
varur följande må citeras: "Effekten av den geologiska deponeringen
är att koncentrera 3530 ton naturligt radioaktivt material i om-
kring 0.26 ton glas. En enorm utspädning är nödvändig för att möta
säkerhetskraven. Så skulle t.ex. 1/30 av Frankrikes grundvatten-
reserver erfordras för att späda ut den samlade mängden avfall,
som produceras i landet upp till år 2000. - Den höga koncentrationen
av radioaktivt material i en förvaringsanläggning gör varje jäm-
förelse med naturlig radioaktivitet oacceptabel tills hundratusen-
tals år har förflutit, varvid det radioaktiva sönderfallet har
reducerat denna koncentration till markens naturliga nivå."

Även i andra utländska beräkningar av farlighetsindex för avfall
och malm har hänsyn tagits till uranets stora utspädning i malmen.
Ett exempel härpå ger figur 2 enligt Bond, Claiborne & Leuze (5).
Medan farlighetsindex för det högaktiva avfallet, räknat som volym
vatten av maximalt tillåtlig koncentration per volym avfall,
sjunkit till farlighetsindex för 100 %-ig uranmalm efter ca 5000 år,
visar det sig å andra sidan att farlighetsindex för avfallet
aldrig, och inte ens efter utspädning med den 10-faldiga mängden
glas, sjunker till farlighetsindex för 0.2%-ig uranmalm. Eftersom
en effektiv inkapsling för all framtid icke kan garanteras, drar
författarna härav slutsatsen, att det är nödvändigt att ur av-
fallet separera de tunga nukliderna U, Np, Pu, Am och Cm. Med
kravet att farlighetsindex för det utspädda avfallet efter av-
klingning av klyvningsprodukterna inte bör överstiga farlighets-
index för 3%-ig uranmalm, finner man följande separationsgrader:

99.9% för uran, americium och curium

95.0% för neptunium

99.95% för plutonium.

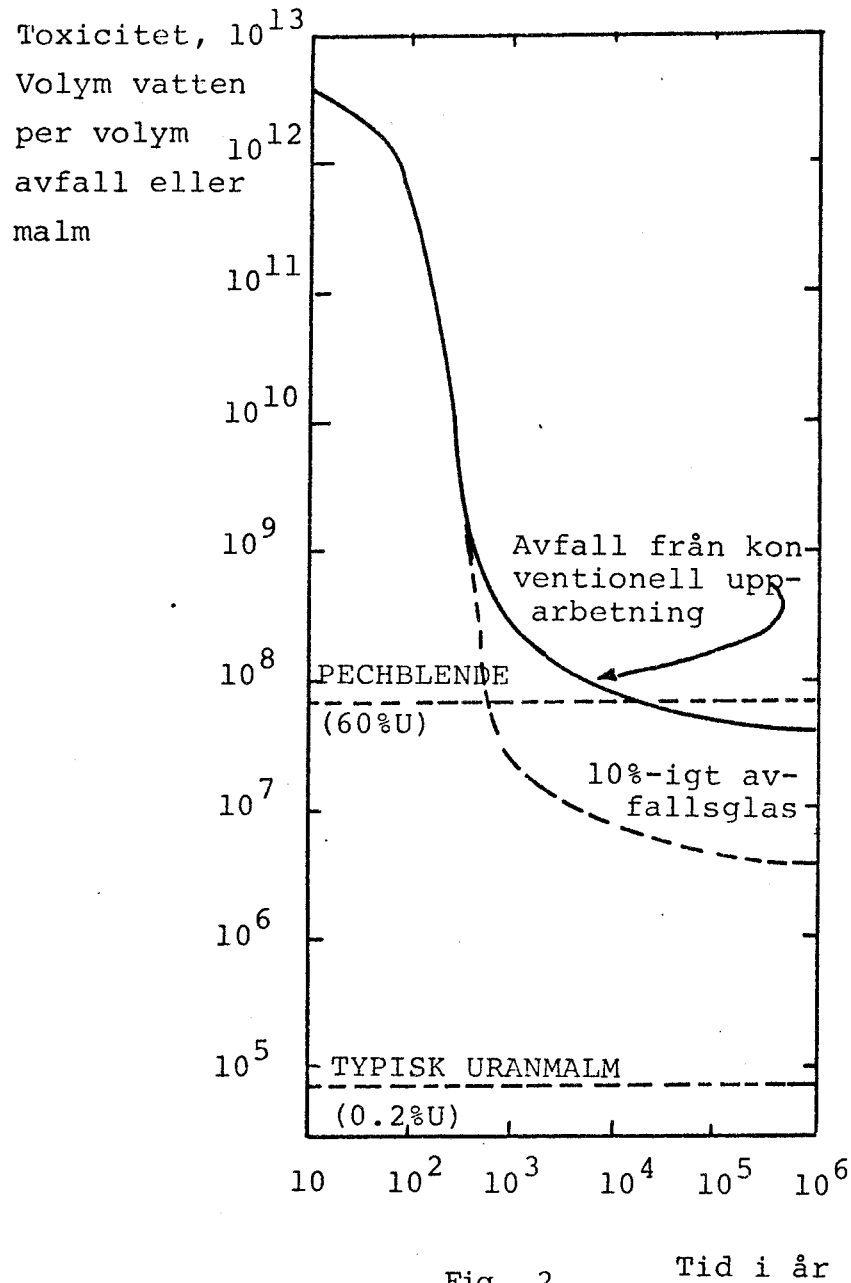


Fig. 2.

Toxicitet för högaktivt avfall i jämförelse med uranmalm enligt W.D. Bond, H.C. Claiborne & R.E. Leuze, Nuclear Technology 24 (1974) 362.

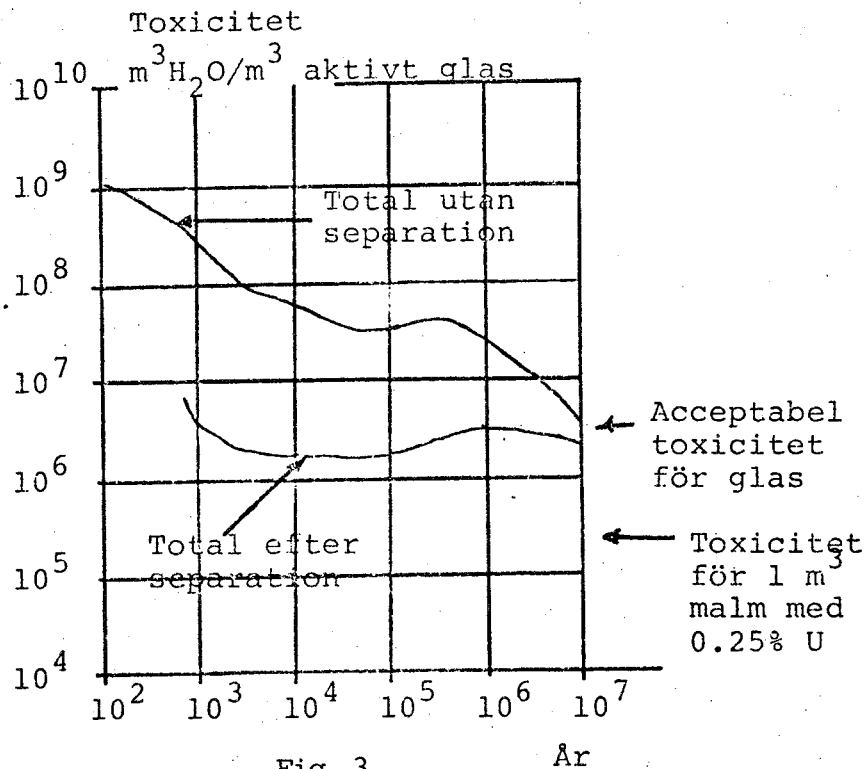


Fig. 3.

Toxicitetsindex för högaktivt avfalls-
glas i jämförelse med uranmalm enligt
B.Guillaume, B.I.S.T., CEA, No.217, Sept.
1976, p.31.

Till liknande resultat kommer man i en fransk undersökning, publicerad för två år sedan (6). Ur urlakningshastigheten för franskt avfallsglas kombinerad med maximalt tillåtlig koncentration (MPC) för olika nuklider har man framräknat ett acceptabelt farlighetsindex för avfallsglas, uppgående till $3 \cdot 10^6 m^3 H_2O/m^3$ glas. Såsom av figur 3 framgår, har konventionellt avfallsglas avklingat till detta värde först efter 10^7 år. Härav dras återigen slutsatsen att det är nödvändigt att separera transuranerna från det högaktiva avfallet, så att den ovannämnda gränsen nås redan efter 1000 år, som är en rimlig livslängd för en effektiv in-kapsling. Följande separationsgrader framräknas:

- 99.5 % för americium och curium
- 95.0 % för neptunium
- 99.99 % för plutonium.

I båda dessa undersökningar dras sålunda slutsatsen, att deponering av konventionellt högaktivt avfallsglas icke är möjligt, eftersom kapslingsmaterialen icke har tillräcklig livslängd. Utvägen blir då att avskilja långlivade nuklider, framförallt transuranerna. En sådan avskiljning betecknas i den franska rapporten som "oundgängligen nödvändig".

Det är anmärkningsvärt att ingen av dessa rapporter citeras och beaktas i den svenska undersökningen över slutlagring av förglasat avfall från upparbetning (3). Särskilt den franska undersökningen, publicerad av en av den franska atomenergikommissionens forskare i dess egen tidskrift, borde vara av svenskt intresse med hänsyn till föreliggande upparbetningsavtal, som innebär att det är franskt avfallsglas, som kommer att slutlagras i Sverige

Förutom av de inledningsvis nämnda svenska kärnkraftsteknikerna (1,2) förespråkas slutlagring av separerat högaktivt avfall med låg transuranhalt av Professor Gerholm (7).

2. Granskat förslag

Det väsentligaste elementet i den av KBS-projektet ursprungligen föreslagna kapslingen för upparbetat kärnbränsleavfall bestod av en 6 mm tjock titanmantel. Det stod från början klart att denna snabbt skulle förstöras till följd av den av AKA-utredningen förbisedda radiolyseffekten (9). För att reducera denna till försumbar nivå föreslogs till att börja med ett "inre strålskydd", bestående av en stålcylander med 25 cm (!) vägg tjocklek. Med hänsyn till bl.a. risken för väteförspredning av titankapseln till följd av vätegasutveckling i en mindre blotta i titanmanteln ersattes stålinfodringen i denna snart med en 10 cm blyinfodring. Det granskade förslaget utgöres därför av en blycylander med 10 cm vägg tjocklek, omgiven av en titanmantel med 6 mm tjocklek.

Paradoxalt nog har det under utredningens gång visat sig, att titanmanteln, särskilt med hänsyn till risken för s.k. fördröjt brott samt brott i svetsar och under beaktande av villkorlagens krav "helt säker" måste förutsättas kunna få en mycket kort livslängd, som kan försummas i jämförelse med livslängden hos blyinfodringen, som uppskattas till några hundra år.

3. Korrosionens beroende av tiden

När det gäller allmän korrosion, kan livslängden på ett metalliskt kapslingsmaterial förutsägas med vissa krav på vederhäftighet under antagande av att medelavfrätningen varierar linjärt med tiden, som vid avsprickande oxidskikt, eller paraboliskt, som vid kvarstannande skikt av korrosionsprodukter. Emellertid visar det sig, att allmänskorrosionen på de föreslagna kapslingsmaterialen kan försummas. Såsom nästan alltid är fallet begränsas livslängden av lokala korrosionsangrepp såsom spänningskorrosion, väteförsprödning, spaltkorrosion och gropfrätning. Medan spaltkorrosion och väteförsprödning står i förgrunden i fallet titan, domineras bilden för bly av gropfrätning, förstärkt av galvanisk korrosion.

Att förutsäga hastigheten för olika slag

av lokal korrosion på metaller under långa tider är utomordenligt vanskligt och strängt taget omöjligt. Dels uppträder ofta långa inkubationstider, innan ett angrepp uppträder, dels kan angreppshastigheten variera med tiden inom vida gränser. När det gäller korrosion i jord understrykes denna svårighet upprepade gånger av Romanoff i hans standardverk på området (ref. 8, p. 9, 15, 73).

Beträffande speciellt gropfrätning anger Romanoff (ref. 8, p. 38), att denna vid korrosion i jord kan variera med tiden enligt

$$P = k \cdot t^n$$

där P = djupet i den djupaste frätgropen

t = tiden i år

och k och n är konstanter, varvid för stål gäller

n ≈ 0.1 i väl genomluftade jordar

n ≈ 0.9 i obetydligt luftade jordar.

Obetydligt luftade jordar är i första hand täta leror. Dessa kännetecknas av så låg syrehalt att förekommande järn föreligger huvudsakligen i tvåvärd form. Sådana jordar betecknas ofta som reducerande. Det högsta värdet på n, 0.92 (f.ö. för lågt p.g.a. genomfrätning av det sista provet) erhöll Romanoff (ref. 8, p. 39) i en soltorkad lera (clay adobe), som betecknas som "ytterst ogenomtränglig". I överensstämmelse med det sagda står, att gropfrätningshastigheten i regel ökar med djupet under jordytan (ref. 8, s. 70).

De experimentella värden, man har att utgå ifrån, gäller exponering i olika ytjordar på någon meters djup under ca 10 års tid. Det kan anföras skäl för att gropfrätningshastigheten i och för sig bör vara lägre samt avta snabbare på kapslarna i en deponeringsanlägg-

ning än vid försöken i yttjordar på grund av mycket långsam syretillförsel. Emellertid torde dessa effekter kompenseras av den avsevärt högre temperaturen samt av det stora katod/änod-förhållandet för kapseln. I deponeringens inledningsskede är vidare syrehalten i omgivande vatten densamma som i ytvatten (10 ppm = 10 mg/l). En syrehalt långt utöver den naturliga (ca 0.1 ppm) torde kunna bestå i kapselns omgivning i hundratals eller tusentals år. Härtill kommer radiolyseffekten, som ger en Fe^{3+} -halt, motsvarande ca 0.4 ppm syre. Att märka är att de radiolytiska oxidanterna alstras in situ, d.v.s. på själva kapselytan och inte behöver transporteras dit genom diffusion.

I den mån gropfrätningshastigheten avtar med tiden, torde detta bero på igensättning av frätgropen med svårösliga korrosionsprodukter, innan dessa hinner diffundera ut i omgivningen. Då såväl löslighet som diffusionshastighet ökar med temperaturen torde möjligheterna för igensättning vara mindre vid hög temperatur.

På grund av kapslarnas stora yta torde vidare även små halter syre eller andra oxidanter vara av betydelse för lokal korrosion på metalliska kapslingsmaterial under antagande att korrosionen är katodiskt styrd, d.v.s. begränsad av den mängd syre etc. som per tidsenhet diffunderar fram till katodytan \approx kapselytan. För galvanisk korrosion på en oädlare metall X i kontakt med en ädlare Y gäller t.ex., att angreppet är proportionellt mot summaytan ($A_X + A_Y$). Detta fall är direkt tillämpligt på blykapseln efter genombrott av titanmanteln. Tabell 1 belyser hur en låg syrehalt kan kompenseras av en stor yta.

Tabell 1. Kompenserande ytförstoring vid små syrehalter.

Syrekonzentration			Kompenserande ytförstoring
M	mekv/l	ppm	
$2.5 \cdot 10^{-4}$	1	10^a	-
10^{-5}	0.04	0.4^b	25
$2.5 \cdot 10^{-6}$	0.01	0.1^c	100
10^{-6}	0.004	0.04	250

- a) motsvarande ytvatten samt deponeringsanläggningen vid förslutning
 b) motsvarande radiolytiskt bildat 3-värt järn
 c) motsvarande deponeringsanläggningen i fortvarighetstillstånd.

Bly-titankapseln har en yta av ca 300 dm^2 medan experimentella värden för gropfrätning på bly i lera enligt ref. 7 gäller prover med ytan 3 dm^2 . Ytförstorningen för Pb-Ti-kapseln är därför $\frac{300}{3} = 100$.

För kapslarna i en deponeringsanläggning torde man därför som en första approximation kunna räkna med att frätgropsdjupet ökar linjärt med tiden. För uppskattning av gropfrätningshastigheten och därmed blykapselns livslängd användes sålunda experimentella värden för gropfrätningshastigheten i lera, varvid antas, att tillväxten sker linjärt. Detta förefaller så mycket mer berättigat som Romanoffs data (7) gäller enbart gropfrätning, medan det i kapselfallet, nämligen efter ett genombrott av titanmanteln, rör sig om gropfrätning, förstärkt av galvanisk korrosion.

4. Titan

4a) Termodynamisk instabilitet

Såsom tidigare framhållits (9) hör titan till de metaller, som a priori bör uteslutas på grund av termodynamisk instabilitet. Titanets utomordentliga korrosionhärdighet i många miljöer beror uteslutande på närvaron av en tät, svårlöslig och ogenomtränglig, s.k. passiverande oxidfilm. Emellertid kan denna oxidfilm med tiden lokalt brytas ned varvid angreppet sker så mycket snabbare på grund av metallens termodynamiskt sett starkt oädla karaktär. Att märka är att titan är känsligt inte bara för oxidation utan även för väteupptagning, något som bl.a. leder till sprickbildning på grund av s.k. fördröjt brott. Erfarenheter från systemmetallen zirkonium visar att man även i reaktormiljö, som med hänsyn till frihet från föroreningar i omgivande vatten är mycket ren, kan få såväl olika lokala korrosionsangrepp ("breakaway", "nodular oxidation", "sunburst") som fördröjt brott efter förhållandevis korta exponeringstider.

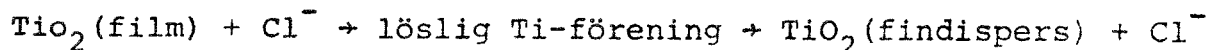
4b) Spaltkorrosion

Då titan som konstruktionsmaterial först korrosionsprovades på laboratoriet, kunde man icke iaktta några tecken på lokal korrosion. Man trodde sig till en början i titan ha funnit ett material, som var okänsligt mot de rostfria stålens stora svaghet, nämligen spaltkorrosion. Efter hand som driftserfarenheter samlades, fann man emellertid, att denna uppfattning icke var riktig. Spaltkorrosion började uppträda även på titan, först i sura (hydrolyserbara) kloridlösningar som AlCl_3 och ZnCl_2 ,

senare även i NaCl-lösningar. Angreppen inträffar dock alls icke lika lätt som på de rostfria stålen. Man vet idag, att spaltkorrosion på titan underlättas av

1. Låg syrehalt, som kan uppkomma lokalt i t.ex. spalter och under packningar, särskilt om strömningshastigheten i huvudmassan är låg.
2. Hög salthalt (särskilt klorid men även sulfat).
3. Hög temperatur.
4. Lågt pH-värde i huvudmassan. I spalten blir pH lägre än i huvudmassan på grund av hydrolysis. På titan har pH-värden omkring 1 uppmätts i spalten vid neutralt pH-värde i huvudmassan.

Spaltkorrosion, på titan liksom på andra metaller, beror på utbildningen av en syrekonzentrationscell mellan spaltytan och den fria ytan (10,11). I initialskedet aktiveras titanytan i spalten genom att den passiverande oxidfilmen där upplöses och dispergeras, i princip enligt en reaktion av typen



Det är naturligt att denna aktivering underlättas av de ovan anförda betingelserna, varvid

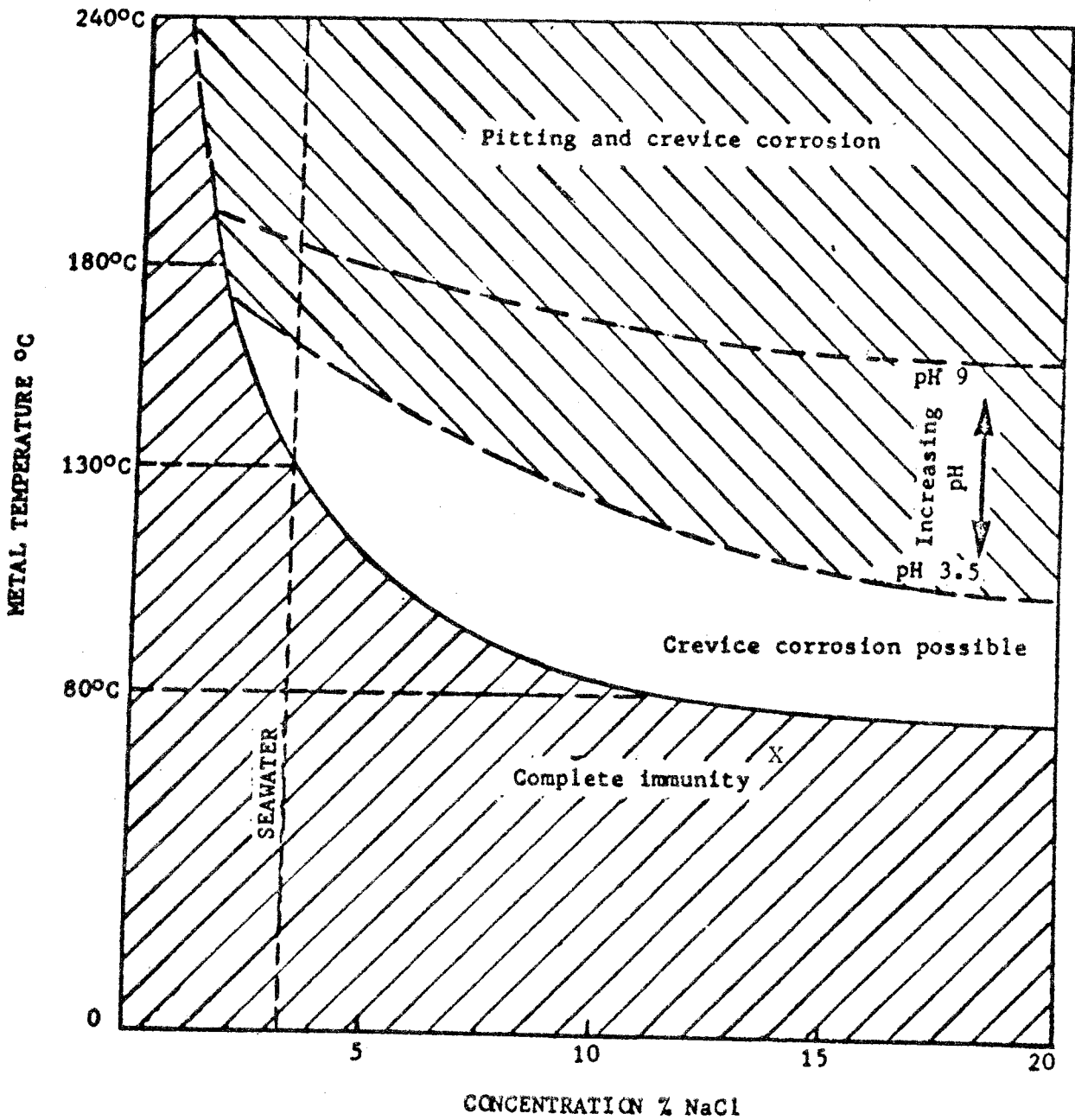
1. Låg syrehalt i spalten motverkar passivering.
2. Hög kloridhalt höjer reaktionshastigheten.
3. Hög temperatur " " "
4. Lågt pH ökar lösligheten av TiO_2 -filmen.

Då oxidfilmen i spalten lösts upp, exponeras aktiv titanmetall och reaktionen fortsätter under vätgasutveckling. Detta betyder, att titanet lokalt kan försprödas och brista till följd av hydridbildning redan innan spaltkorrosionsangreppet hunnit penetrera metallen.

De förhållanden, under vilka spaltkorrosion hittills iakttagits på titan vid laboratorieförsök, framgår av fig. 4 och fig. 5 (ref. 12). Vid den kombination av temperatur och salthalt, som råder vid kapselytan, har lokal korrosion hittills icke iakttagits på titan. Enligt fig. 5 har dock spaltkorrosion iakttagits vid så låga Cl^- -halter som 100 ppm vid pH 3 och 150°C .

Enligt R. Blomqvist (AE-TPM-RB-437) ger 9 %-igt avfallsglas, deponerat 40 år efter uttag ur reaktorn, följande maximala temperaturer på titankapselns yta:

Fig.4. Inverkan av temperatur, koncentration och pH på spaltkorrosion och punktfrätning hos olegerat titan i havsvatten och koncentrerade kloridlösningar vid laboratorieförsök. I praktiken har spaltkorrosion iakttagits under asbestpackningar i avluftat havsvatten vid 120°C



KEY



Complete immunity from crevice or pitting corrosion



Crevice corrosion possibility irrespective of solution pH



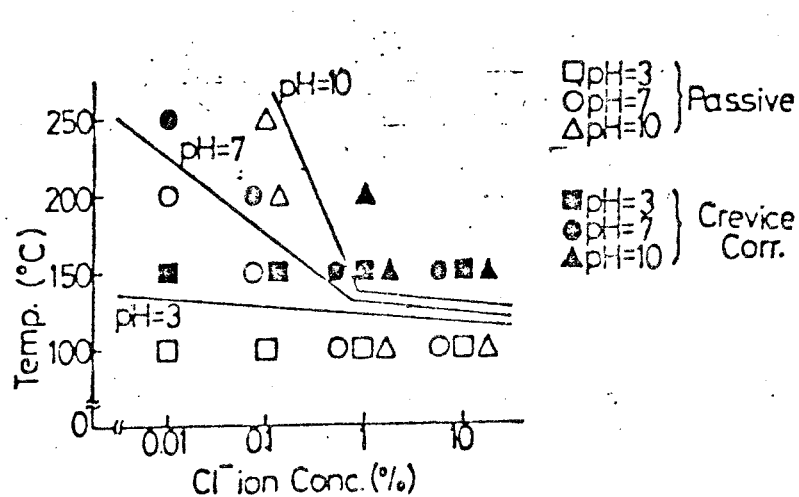
High probability of pitting attack and crevice corrosion according to solution pH

X Bör stå: Complete passivity

I torr sand	130°C, som uppnås	1 år efter deponering
I torr zeolit	110°C, " "	1 år " "
I våt sand	63°C, " "	12 år " "
I våt zeolit	73°C, " "	10 år " "

För att undvika saltanrikning på titankapselns yta under deponerings-skedet, fuktas buffertmaterialiet kontinuerligt med avsaltat vatten under detta skede. Efter förslutning av anläggningen undantränges det avsaltade vattnet efter hand av grundvatten med en antagen maximal kloridhalt av 100 mg Cl⁻/l. Förslutningen torde komma att ske något år efter deponering av de sista kapslarna.

Fig 5. Områden för spaltkorrosion och passivitet vid olika pH, Cl⁻-koncentrationer och temperaturer..



Trots låg salthalt och relativt låg temperatur torde risken för spaltkorrosion icke kunna anses utesluten under den långa lagringstiden. Lokal aktivering genom nedbrytning av TiO₂-filmen torde kunna ske även vid lägre temperatur och lägre salthalt än enligt figur 4 men då kräva avsevärt längre tid. I praktiken har man t.ex. iakttagit genomfrätning av en 3 mm titanplåt under en asbestpackning i avluftat havsvatten vid en driftstemperatur på 200-250°F (93-121°C) och en drifttid på 8 månader trots att syrehalten var så låg som 0.01-0.05 ppm. Vid ett enda tillfälle steg syrehalten till 0.08 ppm medan temperaturen under 40 timmar uppgick till 300°F (149°C) (ref.13). Detta exempel visar, att t.o.m.de låga syrehalter, som gäller för deponeringsanläggningens fortvarighetstillstånd, är tillräckliga för att framkalla lokal korrosion på titankapseln. I initialskedet är syrehalterna ca 100 ggr högre. I själva verket kan såväl de laboratorieprov, som diagrammet återger, som föreliggande driftserfarenheter be-

traktas som accelererade prov, där man arbetat med en högre kloridhalt och en högre temperatur än i deponeringsfallet, medan däremot syrehalten varit vida lägre än i deponeringens inledningsskede. Som dessa accelererade prov lett till spaltkorrosion, bör man, tills motsatsen bevisats, räkna med att sådan korrosion kan inträffa även i deponeringsfallet med hänsyn till de ojämeförligt mycket längre tiderna, och i inledningsskedet, kanske under flera hundra år, även en högre syrehalt. Andra förhållanden, som kan gynna spaltkorrosion på titankapseln är följande:

1. Inläckning av Östersjövatten (ca 3000 ppm Cl^-) eller fossilt havsvatten (ca 20.000 ppm Cl^-). med vida högre salthalt än normalt djupgrundvatten (ca 100 ppm Cl^-).
2. Eventuell förekomst av höga fluoridhalter, som vid de låga pH-värden, som uppkommer i spalten, starkt ökar angreppet på titan. Härigenom torde propageringsstadiet i spaltkorrosionsprocessen påskyndas. Direkt kontakt mellan titankapseln och fluoridhaltiga mineralkorn torde vara särskilt farlig.
3. Kapselns relativt stora yta (ca 3 m²), som ökar sannolikheten för förekomst av föroreningar och defekter (i exempelvis svetsar) samt ökar katod/anodförhållandet.
4. Det stora antalet kapslar, som ökar sannolikheten för korrosionsframkallande defekter.
6. Den låga strömningshastigheten omkring titankapseln, som försvårar utjämning av koncentrationsskillnader.

Det förtjänar slutligen hänvisas till vissa erfarenheter från zirkonium, som i kemiskt hänseende mycket liknar titan. På Zircaloy har man sålunda i reaktormiljö, som i kemiskt hänseende utmärkes av stor renhet, iakttagit olika slag lokala korrosionsangrepp efter tider, som i förhållande till de erforderliga livslängderna för en kapsel är mycket korta.

Att förutsäga tiden fram till ett spaltkorrosionsangrepp är naturligt nog ogörligt. Kanske kan man hoppas på att detta dröjer något 100-tal år. Emellertid är detta av underordnad betydelse, då titanmanteln långt dessförinnan kan ha förstörts genom s.k. fördröjt brott eller genom brott i svetsar.

4c) Sprickbildning

I referensgruppens huvudyttrande konstateras att risken för s.k. fördröjt brott icke kan uteslutas, i vilket fall titan-höljet kan penetreras efter relativt kort tid. Härtill kommer risken för s.k. sprödbrott i svetsar. Härom skriver docent Fred Nilsson i en KBS-rapport följande i sin sammanfattning: "Den kritiska punkten på dessa kapslar tycks vara svetsar i det yttre titanskalet, där risken för direkt brott ej är försumbar" (14).

Med hänsyn till dessa brottrisker och med kriteriet "helt säker" måste titankapseln därför ges en kort livslängd, i princip = 0, i jämförelse med blyinfodringen.

5. Blys korrosion

Om titankapslingen penetreras, på grund av korrosion eller andra skäl, kommer det frilagda blyet att angripas lokalt. Bly uppvisar en tämligen stor tendens till gropfrätning, visserligen mindre än för stål (inklusive kromstål) men vida större än för koppar. Data enligt Romanoff (ref. 8, sid. 20, 89) framgår av tabell 2. På blykapseln kommer angreppet att intensifieras av den galvaniska effekten från titanmanteln.

Tabell 2. Gropfrätning på rent bly, exponerat i reducerande (syrefattig) lera^X under 2-11 år. Provyta ca 0.1 m². Medeltemperatur 21°C.

Exponerings- tid i år	Maximalt frätgropsdjup, totalt, mm	Gropfrättnings- hastighet i mm/år
2.1	0.95	0.45
4.0	0.92	0.23
9.0	2.15	0.24
11.2	2.50	0.22

^XLake Charles clay med följande data:

L ö s l i g a b e s t å n d s d e l a r						
pH	Na ⁺	Ca	Mg ⁺	HCO ₃ ⁻	Cl ⁻	SO ₄ ²⁻
7.1	717	138	56	490	565	1460

Koncentrationerna har bestämts i lakvatten men anges i mg per kg lera.

Medan tvåårsproven visar ett större värde, ger övriga prover, uttagna vid 4, 9 och 11 år efter nedsättningen, ett nära konstant värde på gropfrätningshastigheten på 0.23 mm/år. Om vi räknar med 0.2 mm/år finner vi för 100 mm blymantel en livslängd på 500 år.

En annan uppskattning av blymantelns livslängd efter penetration av titanmanteln kan göras med utgångspunkt från den syremängd som finns i buffertmateriallets porvatten vid förslutningen. Enligt en inom referensgruppen gjord utredning (15) är denna syremängd tillräcklig för att oxidera ca 70 kg bly, medan dess tillförsel-hastighet till kapseln genom diffusion motsvarar en avfrätning av ca 0.5 cm³ bly per år. Under antagande av en halvsfärisk frätgrop uppskattar författaren en livslängd på 4.300 år. Antagandet av en halvsfärisk frätgrop är emellertid godtyckligt. Om man istället antar en spol- eller päronformad frätgrop, en på t.ex. rostfria stål vanlig form, och sedan approximerar denna med en cylinder, får man följande uppställning:

<u>Hålarea</u>	<u>Håldiameter</u>	<u>Livslängd</u>
1 cm ²	1.13 cm	20 år
3 cm ²	1.95 cm	60 år
10 cm ²	3.57 cm	200 år
30 cm ²	6.18 cm	600 år

Att den 10 cm tjocka blykapseln efter genombrott av titanmanteln penetreras av ett hål med några cm:s diameter förefaller plausibelt.

6. Slutsatser

Enligt ovanstående uppskattning av livslängden för titanmanteln (0 år) resp. blyinfodringen (några hundra år) finner man en livslängd för titan-bly-kapseln på endast några hundratal år. Enligt de krav, som uppställts i de inledningsvis citerade franska (4,6) och amerikanska (5) undersökningarna är detta på intet sätt tillfyllest för konventionellt högaktivt avfall, knappast ens för separerat avfall t.ex. enligt franska normer.

Under alla förhållanden torde en bly-titankapsel vara klart underlägsen en kopparkapsel med motsvarande strålskyddsverkan. Bly-titan-alternativet torde därför kunna förkastas till förmån för kopparalternativet, som med en uppskattad livslängd av några tusentals år synes vara tillfyllest för upparbetat och separerat kärnbränsleavfall med mycket låg halt av plutonium och andra transuraner.

Referenser

1. P. Isberg, Svensk Kärnkraft, Natur och Kultur 1976, sid. 95.
2. K. Hannerz, Kärnkraftens radioaktiva avfall, 2:dra upplagan, ASEA-ATOM, sid. 7.
3. Kärnbränslecykelns slutsteg. Förglasat avfall från uppärbetning, del IV, Säkerhetsanalys, fig. 3-9, sid. 29.
4. G. de Marsily, E. Ledoux, A. Barbreau & J. Margat, Nuclear waste disposal: Can the geologist guarantee isolation ? Science 197, No. 4303, p. 519, Aug. 5, 1977.
5. W.D. Bond, H.C. Claiborne & R.E. Leuze, Methods for the removal of actinides from high-level wastes, Nuclear Technology 24 (1974) 362.
6. G. Guillaume, Problèmes posés par la présence d'éléments transuraniens dans les détachets du retraitement de combustible nucléaires, Bulletin d'Information Scientifiques et Techniques, No. 217, Sept. 1976, p. 31. Commissariat à l'Énergie Atomique.
7. T.R. Gerholm, Varför Kärnkraft? KREAB, Stockholm 1974.
8. M. Romanoff, Underground Corrosion. National Bureau of Standards Circular No. 579 (1957).
9. G. Wranglén, Kärnkraftsavfall och Korrosion, Remissyttrande över AKA-utredningen, 22.10.1976.
10. T.R. Beck, Localized Corrosion, NACE 1974, p. 694.
11. J.B. Cotton, Localized Corrosion, NACE 1974, p. 676.
12. S. Henriksson, Utredning rörande titans lämplighet som korrosionshärdig kapsling för kärnbränsleavfall. (AE-rapport MS 132), 77-07-24.
13. F.W. Fink, E.L. White & W.K. Boyd, Research and Development Progress Report No. 225, U S Department of the Interior, Dec. 1966.
14. Fred Nilsson, Några synpunkter på mekanisk säkerhet hos kapsel för kärnbränsleavfall, KBS Teknisk Rapport nr 66.
15. G. Eklund, Korrosion av blyinfodringen, Bilaga till Referensgruppens rapport.

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 tunnlrar 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 Röhoff
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 con-
sisters 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 akti-
nider 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
Slutrapport 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 1978-01-09
- 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
- 60 Förarbeten för platsval, berggrundsundersökningar
Sören Scherman
- Berggrundvattenförhållande i Finnsjöområdets nordöstra del
Carl-Erik Klockars
Ove Persson
Sveriges Geologiska Undersökning januari 1978
- 61 Permeabilitetsbestämningar
Anders Hult
Gunnar Gidlund
Ulf Thoregren
- Geofysisk borrhålmätning
Kurt-Åke Magnusson
Oscar Duran
Sveriges Geologiska Undersökning januari 1978
- 62 Analyser och åldersbestämningar av grundvatten på stora djup
Gunnar Gidlund
Sveriges Geologiska Undersökning 1978-02-14
- 63 Geologisk och hydrogeologisk grunddokumentation av
Stripa försöksstation
Andrei Olkiewicz
Kenth Hansson
Karl-Erik Almén
Gunnar Gidlund
Sveriges Geologiska Undersökning februari 1978
- 64 Spänningsmätningar i Skandinavisk berggrund - förutsättningar,
resultat och tolkning
Sten G A Bergman
Stockholm november 1977
- 65 Säkerhetsanalys av inkapslingsprocesser
Göran Carleson
AB Atomenergi 1978-01-27
- 66 Några synpunkter på mekanisk säkerhet hos kapsel för
kärnbränsleavfall
Fred Nilsson
Kungl Tekniska Högskolan Stockholm februari 1978

- 67 Mätning av galvanisk korrosion mellan titan och bly samt mätning av titans korrosionspotential under γ - bestrålning. 3 st tekniska PM.
Sture Henrikson
Stefan Poturaj
Maths Åsberg
Derek Lewis
AB Atomenergi januari-februari 1978
- 68 Degraderingsmekanismer vid bassänglagring och hantering av utbränt kraftreaktorbränsle
Gunnar Vesterlund
Torsten Olsson
ASEA-ATOM 1978-01-18
- 69 A three-dimensional method for calculating the hydraulic gradient in porous and cracked media
Hans Häggblom
AB Atomenergi 1978-01-26
- 70 Lakning av bestrålat UO_2 -bränsle
Ulla-Britt Eklund
Ronald Forsyth
AB Atomenergi 1978-02-24
- 71 Bergspricktätning med bentonit
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 1977-11-16
- 72 Värmeledningsförsök på buffertsubstans av kompakterad bentonit
Sven Knutsson
Högskolan i Luleå 1977-11-18
- 73 Self-injection of highly compacted bentonite into rock joints
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 1978-02-25
- 74 Highly compacted Na bentonite as buffer substance
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 1978-02-25
- 75 Small-scale bentonite injection test on rock
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 1978-03-02
- 76 Experimental determination of the stress/strain situation in a sheared tunnel model with canister
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 1978-03-02
- 77 Nuklidvandring från ett bergförvar för utbränt bränsle
Bertil Grundfelt
Kemakta konsult AB, Stockholm
- 78 Bedömning av radiolys i grundvatten
Hilbert Christenssen
AB Atomenergi 1978-02-17

- 79 Transport of oxidants and radionuclides
through a clay barrier
Ivars Neretnieks
Kungl Tekniska Högskolan Stockholm 1978-02-20
- 80 Utdiffusion av svårlösliga nuklider ur kapsel
efter kapselgenombrott
Karin Andersson
Ivars Neretnieks
Kungl Tekniska Högskolan Stockholm 1978-03-07
- 81 Tillverkning av kopparkapsel
Kåre Hannerz
Stefan Sehlstedt
Bengt Lönnerberg
Liberth Karlson
Gunnar Nilsson
ASEA, ASEA-ATOM
- 82 Hantering och slutförvaring av aktiva metalldelar
Bengt Lönnerberg
Alf Engelbrektsson
Ivars Neretnieks
ASEA-ATOM, VBB, KTH
- 83 Hantering av kapslar med använt bränsle i slutförvaret
Alf Engelbrektsson
VBB Stockholm april 1978
- 84 Tillverkning och hantering av bentonitblock
Alf Engelbrektsson
Ulf Odebo
ASEA, VBB
- 85 Beräkning av kryphastigheten hos ett blyhölje inne-
hållande en glaskropp under inverkan av tyngdkraften
Anders Samuelsson
- Förändring av krypegenskaperna hos ett blyhölje som
följd av en mekanisk skada
Göran Eklund
Institutet för Metallforskning september 1977 - april 1978
- 86 Diffusivitetmätningar av metan och väte i våt lera
Ivars Neretnieks
Christina Skagius
Kungl Tekniska Högskolan Stockholm 1978-01-09
- 87 Diffusivitetmätningar i våt lera Na-lignosulfonat,
 Sr^{2+} , Cs^{+}
Ivars Neretnieks
Christina Skagius
Kungl Tekniska Högskolan Stockholm 1978-03-16
- 88 Ground water chemistry at depth in granites
and gneisses
Gunnar Jacks
Kungl Tekniska Högskolan Stockholm april 1978

- 89 Inverkan av glaciation på en deponeringsanläggning belägen i urberg 500 m under markytan
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 1978-03-16
- 90 Koppar som kapslingsmaterial för icke upparbetat kärnbränsleavfall - bedömning ur korrosionssynpunkt
Lägesrapport 1978-03-31
Korrosionsinstitutet och dess referensgrupp
- 91 Korttidsvariationer i grundvattnets trycknivå
Lars Y Nilsson
Kungliga Tekniska Högskolan Stockholm september 1977
- 92 Termisk utvidgning hos granitoida bergarter
Ove Stephansson
Högskolan i Luleå april 1978
- 93 Preliminary corrosion studies of glass ceramic code 9617 and a sealing frit for nuclear waste canisters
I D Sundquist
Corning Glass Works 78-03-14
- 94 Avfallsströmmar i upparbetningsprocessen
Birgitta Andersson
Ann-Margret Ericsson
Kemakta mars 1978
- 95 Separering av C-14 vid upparbetningsprocessen
Sven Brandberg
Ann-Margret Ericsson
Kemakta mars 1978
- 96 Korrosionsprovning av olegerat titan i simulerade deponeringsmiljöer för upparbetat kärnbränsleavfall
Sture Henrikson
Marian de Pourbaix
AB Atomenergi 1978-04-24
- 97 Colloid chemical aspects of the "confined bentonite concept"
Jean C Le Bell
Ytkemiska Institutet 1978-05-07
- 98 Sorption av långlivade radionuklider i lera och berg Del 2
Bert Allard
Heino Kipatsi
Börje Torstenfelt
Chalmers Tekniska Högskola 1978-04-20
- 99 Inverkan av bergrörelse och andra yttre belastningar på kopparkapslarnas integritet
Alf Engelbrektson
VBB

- 100 Dos och dosinteckning från grundvattenburet materia vid direktförvaring av utbränt kärnbränsle
Ronny Bergman
Ulla Bergström
Sverker Evans
AB Atomenergi
- 101 Utläckning av Ni-59 från ett bergförvar
Ivars Neretnieks
Kungl Tekniska Högskolan Stockholm
- 102 Metod att bocka bestrålade bränslestavar
Torsten Olsson
ASEA-ATOM 1978-03-29
- 103
- 104 Finit elementanalys av bentonitfyllt bergförvar
Ove Stephansson
Kenneth Mäki
Tommy Groth
Per Johansson
Högskolan i Luleå
- 105 Neutroninducerad aktivitet i bränsleelementdetaljer
Nils A Kjellbert
AB Atomenergi
- 106 Strålningsnivå och till vatten deponerad strålningsenergi utanför kapslar i slutförvaret
Klas Lundgren
ASEA-ATOM
- 107 Blyinfodrad titankapsel för upparbetat och glasat kärnbränsleavfall - Bedömning ur korrosionssynpunkt
Korrosionsinstitutet och dess referensgrupp. Slutrapport
1978-05-25