

Bedömning av risken för fördröjt brott i titan

Kjell Pettersson

AB Atomenergi 1977-08-25

BEDÖMNING AV RISKEN FÖR FÖRDRÖJT
BROTT I TITAN

Kjell Pettersson
AB ATOMENERGI 1977-08-25

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.

1977-08-25

ESTIMATION OF THE POSSIBILITY FOR DELAYED FAILURE IN
TITANIUM

Kjell Pettersson

Summary

The possibility of delayed failure in a titanium canister for radioactive waste has been analyzed. This analysis is based on a Canadian theory for delayed failure of zirconium alloys. Calculations carried out for different hydrogen contents of the material show, that in order to exclude the possibility of delayed failure, the hydrogen content should be kept below 20 ppm. This means that the hydrogen content is permanently below the solubility limit.

Bedömning av risken för fördröjt brott i titan

MZ-82

Kjell Pettersson

1977-08-25

Kjell Pettersson

Sammanfattning

Med utgångspunkt från en kanadensisk analys av fördröjt brott i zirkoniumlegeringar har risken för fördröjt brott i en avfallsbehållare av titan analyserats. Genomförda beräkningar för några olika vätehalter visar att man för att utesluta risken för fördröjt brott måste hålla vätehalten under ca 20 ppm. Detta innebär att vätehalten hela tiden ligger under löslighetsgränsen.

1977-08-25

Innehållsförteckning

1.	Vad är "fördröjt brott"?	3
	1.1 Materialbeteende	3
	1.2 Mekanismer för fördröjt brott	4
2.	Tillämpning på avfallsbehållare av titan	7
3.	Inverkan av spänningen	11
4.	Osäkerheter i beräkningarna	11
5.	Rekommendation	12
	Referenser	13

1977-08-25

1. Vad är "fördröjt brott"?

1.1 Materialbeteende

Med fördröjt brott avses, att ett material, som belastats med en viss spänning under lång tid, spricker. Man brukar dock vid denna definition utesluta brott på grund av krypning, och det är i allmänhet lätt att skilja fördröjda brott från krypbrott genom att krypbrott vid de temperaturer då de fördröjda brotten uppträder karakteriseras av relativt duktilt beteende hos materialet (1). Engelska termer är "delayed failure" och "sustained load cracking". Den senare termen används ofta också för sprickutbredning vid underkritiska spänningsintensiteter i miljöer där man inte får spänningskorrosionsbrott. Ett närbesläktat fenomen är försprödning vid låga töjningshastigheter.

Fördröjt brott i titan- och zirkoniumlegeringar anses bero på förekomsten av väte i dessa material. I titanlegeringar har flera undersökningar visat att vätehalten påverkar fenomenet (1-3). Fenomenet förekommer vid temperaturer i ett relativt snävt intervall omkring rumstemperatur. De titanlegeringar som framförallt är känsliga för fördröjt brott anses vara de tvåfasiga α - β -legeringarna. Sprickorna utbreder sig i α -fasen, det vill säga den fas som för olegerat titan är stabil vid låga temperaturer. Olegerat titan anses vara mindre känslig för fördröjt brott. Multer (4) refererar ett samtal med Covington vid Timet där denne sagt att vätehalten i olegerat titan måste överstiga 1000 ppm för att fördröjt brott ska inträffa. I andra enfasiga legeringar (Ti + 4Al) har emellertid fördröjt brott, eller åtminstone sprickutbredning på grund av väte, observerats vid så låga halter som 100 ppm (5). Ett haverifall, som möjligen kan hänföras till kategorin fördröjt brott, har rapporterats av Waisman et al (6). Det rörde sig om ett tryckkärl tillverkat av den tvåfasiga legeringen 6Al-4V-Ti, som svetsats med olegerat titan. Under lagring 1.5 år utskildes hydrid i svetsen och vid trycksättning havererade kärlet. Vätehalterna i materialen rapporterades inte men man kan anta att de var ca 50 ppm.

1977-08-25

De mest kända haverierna på grund av fördröjt brott har emellertid inträffat i tryckrör tillverkade av Zr-2.5Nb i de kanadensiska CANDU-reaktorerna. Tryckrören sprack vid infästningarna och måste bytas ut. Den stora ekonomiska betydelsen av dessa brott ledde till en omfattande teoretisk och experimentell insats (7-15), vilken gett en god förståelse av mekanismen för fördröjt brott i Zr-2.5Nb. Intressant att notera i sammanhanget är att vätet inverkar ner till så små halter som 10 ppm. Det är fortfarande diskussion om fördröjt brott förekommer i Zircaloy-2, som är mer lik olegerad titan än Zr-2.5Nb. I en tidig rapport av Östberg (16) angavs att Zircaloy-2 med så låg halt som 10 ppm kunde vara känslig för fördröjt brott. Emellertid har viss tveksamhet om Östbergs tolkning av sitt fraktografiska underlag framförts (17). I Kanada anses att spänningsnivån i Zircaloy är för låg för att ge fördröjt brott (9).

1.2 Mekanismer för fördröjt brott

Gemensamt för de två teorier, som finns för fördröjt brott i titanlegeringar, är, att väte anses diffundera till områden med hög dragspänning i synnerhet vid anvisningar såsom sprickspetsar.

I den första av teorierna anses att när en viss vätehalt nås, försprödas materialet och spricker. I den andra teorin anses att spröda hydridutskiljningar orsakade av vätediffusion till anvisningen spricker.

Det som talar för den första teorin, vilken behandlats kvantitativt av framförallt ryska forskare (18, 19), är frånvaron av hydridutskiljningar i de tvåfasiga titanlegeringar, som är särskilt känsliga för fördröjt brott (1, 3). Svagheten med teorin är att själva sprickningskriteriet är odefinierat och att den fysikaliska mekanismen bakom sprickningen är oklar. Det är för övrigt tveksamt om det är nödvändigt att ta hänsyn till denna teori eftersom Paton (5) påpekat att det i tvåfasiga legeringar är mycket svårt att se hydrider. Utseendet av fasgränserna mellan α och β döljer närvaro av hydriderna.

1977-08-25

Den andra teorin är efter de kanadensiska insatserna på fördröjt brott i Zr-2.5Nb mycket väl utvecklad. En nödvändig förutsättning för att få brott enligt denna mekanism är att lösligheten av väte överskrids så att hydridutskiljning erhålls. Teorin förutsätter också att det från början finns en spricka. Den vätehalt i grundmassan som står i jämvikt med hydrider påverkas av spänningen. I ett område med höga dragspänningar blir den vätehalt i grundmassan som står i jämvikt med hydriden lägre än i ett spänningsfritt område. Väte kommer således att diffundera från hydrider i områden med låga spänningar till hydrider i områden med höga spänningar. Den högsta spänningen föreligger strax innanför sprickspetsen och när en hydrid belägen där spricker fås ett sprickutbredningsinkrement.

Den mest lättillgängliga kvantitativa beräkningen av sprickutbredningshastigheten har givits av Dutton och Puls (10). Det som driver vätediffusionen är gradienten av vätetts kemiska potential i grundmassan. Denna beskrivs som en funktion av spänningen av

$$\mu_H = \mu_H^0 + RT \ln C_H + p \cdot \bar{V}_H \quad (1)$$

där C_H är koncentrationen av väte, p det av spänningen orsakade hydrostatiska trycket ($= -\sigma_{ii}/3$)* och \bar{V}_H partiella molvolymen av väte i Ti. Står vätet i jämvikt med en hydrid bestäms potentialen av vätetts potential i hydriden. För en spänningsfri hydrid är potentialen

$$\mu_H = \mu_H^0 + RT \ln C_S \quad (2)$$

där C_S är lösligheten av väte i grundmassan vid temperaturen T . Står hydriden under spänning modifieras potentialen med beloppet $p\bar{V}_H^h$ där \bar{V}_H^h är vätetts partiella molvolym i hydriden, dvs

* σ_{ii} = summan av huvudspänningarna

1977-08-25

$$\mu_H = \mu_H^0 + RT \ln C_S + p\bar{V}_H^h \quad (3)$$

Kombination av ekv (1) och (3) ger direkt hur vätetts löslighet påverkas av ett hydrostatiskt tryck p .

$$C_S^p = C_S \exp(\bar{V}_H^h - \bar{V}_H) \cdot p/RT \quad (4)$$

Med hjälp av ekv (1)-(4) samt Ficks andra lag för diffusion och en förenklad bild av spänningstillståndet vid en sprickspets härleder Dutton och Puls en sprickutbredningshastighet som i förenklad form har följande utseende:

$$v = \frac{\pi D \cdot C_S}{1.66 \ell \ln(L/\ell)} [1 - \exp(\Delta p \bar{V}_H^h/RT)] \quad (5)$$

där D är diffusionshastigheten av väte i grundmassan, ℓ tjockleken på en hydridskiva, L medelavståndet mellan hydriderna och Δp skillanden i spänning mellan sprickspetsen och spänningen i materialet på avståndet L från sprickspetsen. Dutton och Puls' analys förutsätter att hydrider har utskilts, det vill säga att lösligheten av hydrid överskridits i hela materialet.

Det är nu möjligt att formulera några kriterier för när fördröjt brott inte kan uppstå.

- a) Lösligheten av väte överskrids över huvudtaget inte under komponentens livstid.
- b) Övermättnaden är så låg att tillräcklig mängd väte för att få en tillräckligt stor hydrid ej finns tillgänglig.
- c) Även om mängden väte är tillräcklig blir sprickutbredningshastigheten enligt (5) för låg.

Kriterium a) är tämligen väldefinierat medan b) och c) rymmer en osäkerhet om vad som är en tillräckligt stor hydrid för att spricka. En rimlig gissning kan dock vara

1977-08-25

att en tjocklek på 1 μ behövs för att en hydrid ska spricka. Gissningen är baserad på erfarenheter från Zr där submikroskopiska ($\approx 1 \mu$) hydrider inte brukar inverka på duktiliteten.

2. Tillämpning på avfallsbehållare av titan

De inre spänningar som kan uppstå vid svetsning kan på sin höjd uppgå till sträckgränsen. För den tänkta titanvarianten (IMI-beteckning Titanium 115) anger Metals Reference Book ett riktvärde av 270 MPa för sträckgränsen.

Beräkningarna utföres för tre vätehalter, 100 ppm, 50 ppm och 30 ppm. Temperaturförloppet approximeras till 100 år vid 100°C och därefter 900 år vid 45°C (20).

Lösligheten av väte i titan har bestämts av Paton et al (21) till

$$C_S = 26300 \exp - 4300/RT \text{ ppm} \quad (6)$$

vilket vid 100°C ger en löslighet av 80 ppm och vid 45°C 30 ppm.

Partiella molvolymen av väte löst i titan har av Waisman et al (6) bestämts till 2.0 cm³/mol. Några litteraturvärden för partiella molvolymen av väte i titanhydrid finns inte men i zirkonium anges Ellis och Simpson (7) att den för zirkoniumhydrid är dubbelt så stor som partiella molvolymen av väte löst i zirkonium. Tar man fasta på analogin mellan titan och zirkonium bör man således använda 4.0 cm³/mol för \bar{V}_H . Som jämförelse kan ges att Boyd (22) för titanhydrid med sammansättningen TiH_{1.5} anger en molvolym av 13 cm³/mol.

För diffusion av väte i Ti har Waisman et al (23) anpassat diffusionsdata ur olika källor till ekvationen

1977-08-25

$$D = 1.72 \cdot 10^{-2} \exp(-11380/RT) \text{ cm}^2/\text{s} \quad (7)$$

En enaxlig dragspänning på 270 MPa motsvarar $p = -\frac{270}{30} = -90$ MPa. För att få beräkningen konservativ antas att ett tvåaxligt spänningstillstånd råder så att $\sigma_1 = \sigma_2 = 270$ MPa. Detta ger $p = -180$ MPa. I nedanstående tabell anges hur denna spänning påverkar lösligheten av väte i Ti och fördelningen av väte innan hydridutskiljning sker enligt ekv (4) respektive (1). I tabellen anges också medeldiffusionsavstånd vid de olika temperaturer och tider som är aktuella.

Tabell 1

Temperatur °C	Ändrad löslighet %	Ändrad fördelning %	D cm ² /s	Tid år	Medeldiffu- sionsavstånd $\sqrt{2Dt}$ cm
100	-12	+12	$3.7 \cdot 10^{-9}$	100	4.8
45	-15	+15	$2.6 \cdot 10^{-10}$	900	3.8

Av tabellen framgår att de ändringar i löslighet och fördelning som kan bli aktuella är måttliga. Att vätet har tid att omfördela sig framgår av beräknade medeldiffusionsavstånd. Den fysikaliska innebörden i medeldiffusionsavstånden kan sägas vara att de anger storleksordningen på de avstånd över vilka potentialutjämnning kan ske genom diffusion under tillgänglig tid.

Följande beräkningar för de olika begynnelsehalterna av väte är mycket schematiska men nyttan av eventuella förfiningar är tveksam på grund av osäkerheten i en del ingående storheter.

För 100 ppm väte är lösligheten överskriden och bortser man från problemet med sprickinitieringen, som inte finns behandlat i litteraturen, får risken för fördröjt brott bedömas med utgångspunkt från sprickutbredningshastigheten, ekv (5). Av ingående storheter är L okänd. Om man antar att en typisk hydridskiva är 1 μ tjock och 20 μ bred (\approx kornstorleken) kan medelavståndet L beräknas. Vätehalten i

1977-08-25

hydriden är 30000 ppm. Vid 100°C finns en övermättnad av ca 20 ppm vilket ger

$$L^2 \cdot 20 = 30 \cdot 1 \cdot 30000 \mu^2$$

$$L = 212 \mu$$

Vid uppskattningen av Δp i (5) måste man tänka på spänningskoncentrationseffekten av sprickspetsen. Denna relaxeras av plasticering men når ändå betydande nivåer. Dutton och Puls (10) anger $\Delta p = -2.4 \sigma_y$, dvs för titan $\Delta p = -650$ MPa. Ur (5) erhålles då

$$v = \frac{\pi \cdot 3.7 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s} \cdot 80 \cdot 10^{-6}}{1.66 \cdot 10^{-4} \text{ cm} \ln 212/1} \cdot \left(1 - \exp \frac{-650 \cdot 10^6 \cdot 4 \cdot 10^{-6}}{8.314 \cdot 373}\right) = 5.9 \cdot 10^{-10} \text{ cm/s}$$

vilket på 100 år blir ca 1.9 cm. För 900-årsperioden vid 45°C blir $L = 113 \mu$ och

$$v = \frac{\pi \cdot 2.6 \cdot 10^{-10} \cdot 30 \cdot 10^{-6}}{1.66 \cdot 10^{-4} \ln 113} \left(1 - \exp \frac{-650 \cdot 10^6 \cdot 4 \cdot 10^{-6}}{8.314 \cdot 314}\right) =$$

$$= 2.0 \cdot 10^{-11} \text{ cm/s}$$

På 900 år fås en spricklängd av 0.6 cm. Om man inte kan utesluta att en hydridskiva spricker så att Duttons och Puls' analys gäller kan man således konstatera att vid en begynnelsehalt av 100 ppm kan fördröjt brott inte uteslutas.

Om begynnelsehalten är 50 ppm fås till att börja med ingen hydridutskiljning. Under 100-årsperioden vid 100°C kommer emellertid vätet att omfördela sig så att man får en halt av 56 ppm i det högst belastade stället (Tabell 1). Efter avkylning till 45°C kan vätet skiljas ut. Lösligheten är enligt Tabell 1 $30(1-0.15) = 25$ ppm i högst belastade stället vilket ger en övermättnad av 31 ppm. Väteutskiljning sker

1977-08-25

även i resten av materialet. Dutton och Puls' formel är återigen tillämplig, $L = 170 \mu$. För övrigt gäller samma data som i 100 ppm-fallet. Sprickutbredningshastigheten blir således

$$2.0 \cdot 10^{-11} \cdot \frac{\ln 113}{\ln 170} = 1.8 \cdot 10^{-11} \text{ cm/s}$$

Detta värde är ca 2 tiopotenser för högt för att man skulle vilja påstå att fördröjt brott är uteslutet. En orsak är bland annat att Dutton och Puls' analys gett ca en tiopotens lägre sprickutbredningshastigheter än vad som observerats i Zr-2.5Nb.

Vid en begynnelsehalt av 30 ppm fås efter 100 års förvaring vid 100°C en halt av ca 34 ppm där spänningen är hög, vilket vid 45°C ger en övermättnad av högst 10 ppm på det högst belastade stället. Medelavståndet mellan hydriderna blir då 300μ . Här börjar också en effekt av spänningsgradienten inverka. Frågan blir över hur stora avstånd de inre spänningarna varierar. Om variationen sker över ett relativt snävt intervall, $\sim 1 \text{ mm}$, kommer medelavståndet mellan hydriderna att öka eftersom övermättnaden minskar vid minskande spänning. För en konservativ uppskattning måste man dock utgå från siffran 300μ vilket återigen ger en för hög sprickutbredningshastighet för att man skulle vilja utesluta fördröjt brott.

För att utesluta fördröjt brott bör man således utesluta hydridutskiljning överhuvud taget. 20 ppm torde då ge en relativt säker gräns under förutsättning att Patons löslighetsdata är korrekta. Anrikningen vid 100°C kommer då att uppgå till högst 23 ppm medan lösligheten vid 45°C ej understiger 25 ppm.

Slutligen kan man fråga vad som händer vid lägre temperaturer än 45°C , eftersom denna temperatur är ett genomsnitt

1977-08-25

av temperaturen vid långtidsförvaringen. Av ekv (5) framgår att sprickutbredningshastigheten är proportionell mot $D \cdot C_G$. Denna produkt har en kombinerad aktiveringsenergi av $11380+4300 \text{ cal/mol} = 15700 \text{ cal/mol}$.

$$\frac{d \ln v}{dT} = + \frac{Q_{\text{tot}}}{RT^2} = \frac{15700}{1.987 \cdot 300^2} \sim 0.09^\circ\text{K}^{-1}$$

En temperatursänkning med 5°C vid 27°C sänker således hastigheten med en faktor 1.6. Vid låga temperaturer kan man således räkna med att minskningen i sprickutbredningshastighet börjar ge en säkerhet även om lösligheten då skulle överskridas.

3. Inverkan av spänningen

För ett helt spänningsfritt material skulle man kunna sätta en gräns vid 30 ppm. En reduktion av restspänningarna till halva sträckgränsen reducerar visserligen den övermättnad som fås vid 45°C , vilket leder till större medelavstånd mellan hydriderna. Detta ingår emellertid logaritmiskt i sprickutbredningshastigheten och inverkan av en minskning av restspänningen blir således måttlig. När väl en spricka etablerats bestäms spänningstillståndet vid denna av flytegenskaperna hos materialet. Till skillnad från vad som sagts av Ells (24) är faktiskt spänningsintensiteten inte särskilt betydelsefull. I själva verket visar Duttons och Puls' analys (10) att sprickutbredningshastigheten höjs med minskande spänningsintensitet.

4. Osäkerheter i beräkningarna

Som framgått av beräkningarna finns en hel del osäkra faktorer - för vissa storheter har till och med rena gissningar använts. Partiella molvolymerna av väte i grundmassa respektive hydrid är högst osäkra storheter. Inverkan av deras absoluta storlek är emellertid ganska liten så länge de är positiva, vilket är högst troligt.

1977-08-25

Storheten λ i ekv (5) har av Dutton och Puls angetts vara plastiska zonens storlek, vilken är större än det värde på 1μ , som använts i beräkningarna här. Gissningen 1μ förefaller dock väl så rimlig som plastiska zonens storlek eftersom λ fysikaliskt är ett mått på den tillväxande hydridskivans tjocklek. Möjligen kan man hävda att λ i den logaritmiska termen är plastiska zonens storlek men där har en förändring i λ liten inverkan på resultatet.

5. Rekommendation

Av avsnitt 2 framgår, att den rekommendation författaren till denna rapport vill ge mot bakgrunden av det vetande som finns dokumenterat i litteraturen om fördröjt brott, är att vätehalten från början inte bör vara högre än 20 ppm. Detta står i så stark kontrast till den uppfattning Covington refererad av Multer (4) gett uttryck för att det för balansens skull finns anledning att referera ytterligare en expert på området. På en förfrågan om väteproblemet i en avfallsbehållare av titan var hypotetiskt snarare än reellt, svarade J L Waisman att en kvantitativ beräkning definitivt var befogad. Waismans brev återfinns som Bilaga 1.

Givetvis står det läsaren fritt att anta att materialet från början inte innehåller sådana defekter att Duttons och Puls' analys gäller. För ett sådant fall kan man troligen tillåta högre vätehalter, men det är förmodligen omöjligt att med dagens kunskap om brottinitiering i hydrider ge några kvantitativa besked.

/Eli

1977-08-25

Referenser

1. R D Daniels, R J Quigg och A R Troiano,
Hydrogen embrittlement and delayed failure in
titanium alloys.
Trans ASM 51 (1959) pp 843-861.
2. D N Williams,
The hydrogen embrittlement of titanium alloys.
J Inst Metals 91 (1962-63) pp 147-52.
3. D A Meyn,
Effect of hydrogen on fracture and inert-environ-
ment sustained load cracking resistance of α - β
titanium alloys.
Met Trans 5 (1974) pp 2405-2414.
4. I Multer,
Diskussioner med L C Covington hos Timet beträffande
användning av titan för avfallsförvaring.
Meddelande till KBS 1977-06-20.
5. N E Paton och J C Williams,
Effect of hydrogen on titanium and its alloys.
Hydrogen in Metals, ed I M Bernstein och A W
Thompson, American Society for Metals 1974.
6. J L Waisman, G Sines och L B Robinson,
Diffusion of hydrogen in titanium alloys due to
composition, temperature and stress gradients.
Met Trans 4 (1973) pp 291-302.
7. C E Ells och C J Simpson,
Stress induced movement of hydrogen in zirconium
alloys.
Hydrogen in Metals, ed I M Bernstein och A W
Thompson, ASM 1974, pp 345-60.
8. C J Simpson och J Moerman,
Hydrogen embrittlement of Zr-2.5 wt-% niobium.
Effect of hydrogen on behavior of materials,
ed A W Thompson och I M Bernstein, TMS-AIME 1976,
pp 428-40.
9. K Nuttall,
Some aspects of slow crack growth in hydrided
Zr-2.5 wt-% Nb.
Effect of hydrogen on behavior of materials,
ed A W Thompson och I M Bernstein, TMS-AIME 1976,
pp 441-52.
10. R Dutton och M P Puls,
A theoretical model for hydrogen induced sub-
critical crack growth.
Effect of hydrogen on behavior of materials,
ed A W Thompson och I M Bernstein, TMS-AIME 1976,
pp 516-28.

1977-08-25

11. C E Coleman,
Susceptibility of cold-worked zirconium-2.5 wt-%
niobium alloy to delayed hydrogen cracking.
AECL-5260, januari 1976.
12. P A Ross-Ross, J T Dunn, A B Mitchell, G R Towgood
och T A Hunter,
Some engineering aspects of the investigation
into the cracking of pressure tubes in the Pickering
reactors.
AECL-5261, januari 1976.
13. A H Jackman och J T Dunn,
Delayed hydrogen cracking of zirconium alloy
pressure tubes.
AECL-5691, oktober 1976.
14. G E Lee-Whiting,
Calculation of hydrogen diffusion toward a crack
in a stressed solid.
AECL-5612, oktober 1976.
15. C E Ells,
Delayed hydrogen cracking of zirconium alloys.
Third symposium on engineering applications of
solid mechanics, juni 1976.
16. G Östberg,
Some observations on the ductility of zirconium
alloys with special reference to the effect of
hydrogen.
J Institute of Metals 93 (1964-65) pp 223-28.
17. K Videm,
What does the fracture surface of cladding defects
tell?
Enlarged Halden programme group meeting on water
reactor fuel performance, Sanderstölen, Norge,
mars 1977.
18. M Kh Shorshorov, V N Mescheryakov och V A Matyushkin,
The effect of gas impurities on the mechanism and
kinetics of delayed failure of titanium alloys.
Titanium science and technology, ed R I Jaffee
och H M Burte, Plenum Press, New York - London
1973, pp 2679-92.
19. V A Livanov, B A Kolachev, R M Gabidullin och
A A Buchanov,
Reversible hydrogen embrittlement of titanium
alloys.
Titanium science and technology, ed R I Jaffee
och H M Burte, Plenum Press, New York - London
1973, pp 2703-18.

1977-08-25

20. R Blomqvist,
Förvar i en våning för förglasat avfall. Temperaturförlopp vid titanytan för förvarets varmaste behållare.
Meddelande till KBS 1977-08-02.
21. N E Paton, B S Hickman och D H Leslie,
Behavior of hydrogen in α -phase Ti-Al alloys.
Met Transactions 2 (1971) pp 2791-96.
22. J D Boyd,
Precipitation of hydrides in titanium alloys.
Trans ASM 62 (1969) pp 977-88.
23. J L Waisman, G Sines och R F Toosky,
Measurement of the diffusivity of hydrogen in titanium at room temperature.
Second international congress on hydrogen in metals, Paris 1977.
24. W Hübner,
The second international congress on hydrogen in metals. Anteckningar från Paris 6-10 juni 1977.
AE-M-338, 1977-06-15.

MCDONNELL DOUGLAS ASTRONAUTICS COMPANY

CRYOGENIC INSULATION PROGRAM

5301 Bolsa Avenue, Huntington Beach, California 92647 (714) 896-3311

A3-CIP-L-1643
10 August 1977

Mr. Kjell Pettersson
Section for Core Materials
Studsvik
AB Atomenergi, Sweden

Dear Mr. Pettersson:

Sorry for the delay in reply; your letter reached me during my vacation.

There is definite reason to review quantitatively the effects of hydrides on the mechanical properties of your product. If the hydrogen content of commercially pure material in general gets in the range of 50 to 200 weight ppm, there begins to be a significant effect on mechanical properties due to the presence of scattered hydrides. This is covered by many publications and literature; such typical literature is included in the attached list.

Secondly, considering the very long time of your exposure, a thousand years, any significant gradient of composition, temperature and stress might have a very significant effect. (For example, a composition gradient might occur if a weld were made having a different composition than the base material.) My paper that you referred to, while it gives the scientific background, does not make practical calculations to determine just what gradients are important. This will be covered in a new paper, to be published shortly, which contains computer calculations of a number of practical cases.

It is important to realize that diffusion caused by such gradients can concentrate the hydrogen so that even if the base material has hydrogen in the range of 10 to 50 weight ppm, you can definitely get into extremely severe problems over a period of time. The thousand year exposure is sufficient time for even mild gradients to be important. The calculations are quite time consuming to do by hand. Our St. Louis plant has a computer program for making such calculations, and perhaps some arrangement could be worked out with them. The contact at St. Louis is Mr. B. V. Whiteson, Branch Chief - Design, McDonnell Douglas Astronautics Company-East, Department E457, Bldg. 106, Level 3, Room 353/E8, P. O. Box 516, St. Louis, Missouri, 63166, U.S.A.

PRODUCER OF 3-D FOAM



Mr. Kjell Pettersson

A3-CIP-L-1643
10 August 1977
Page 2

Since the project you mentioned is an important and serious one, this reply covers the ground very superficially, but were I in your place, I would not ignore the above comments and explore the hydrogen problem in depth and quantitatively.

Sincerely,



J. L. Waisman
Director
Cryogenic Insulation Program

JLW:pk

Attachment: List of References

cc: B. V. Whiteson, McDonnell Douglas, St. Louis, Missouri
Dr. George Sines, Materials Dept., School of Engineering & Applied
Science, 6532 Boelter Hall, University of California,
Los Angeles, CA 90024

Förteckning över 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 och Roland Pusch
Högskolan i Luleå 77-04-15
03. Deponering av högaktivt avfall i borrhål med buffertsubstans
A Jacobsson och R Pusch
Högskolan i Luleå 77-05-27
04. Deponering av högaktivt avfall i tunnlar med buffertsubstans
A Jacobsson, R Pusch
Högskolan i Luleå 77-06-01
05. Orienterande temperaturberäkningar för slutförvaring i berg av radioaktivt avfall
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 för KBS del 1
Litteraturgenomgång Del 2 Beräkningar
K Ekberg, N Kjellbert, G 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. Utlakning 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
R. 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
SGU september 1977
20. Tektonisk analys av södra Sverige
Vättern - Norra Skåne
Kennert Röshoff
Erik Lagerlund
Luleå och Lund september 1977
21. Earthquakes of Sweden 1891-1957
1963-1972
Ota Kulhånek
Rutger Wahlström
Uppsala universitet september

22. The influence of rock movement on the stress/strain situation in tunnels or bore holes with radioactive consisters embedded in a bentonite/quartz buffer mass.
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 1977-08-22
23. Water uptake in a bentonite buffer mass.
A model study.
Roland Pusch
Högskolan i Luleå 1977-08-22
24. Beräkning av utlakning av vissa fissionsprodukter och aktinider från en cylinder av franskt glas.
Göran Blomqvist
AB Atomenergi 1977-07-27
25. Blekinge kustgnejs, Geologi och hydrogeologi
I Larsson KTH
T 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. Strålskärmsberäkningar för KBS.
Behållare för deponering av BWL- resp
PWR-bränsle
Rune Håkansson
Göran Olsson
AB Atomenergi 1977-09-06